

*République Algérienne Démocratique et Populaire*

Ministère de l'Enseignement  
Supérieur et de la Recherche  
Scientifique

*Ecole Nationale Polytechnique*



وزارة التعليم  
والباحث العلمي  
P0005/05A  
المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات

*Département de métallurgie*

**PROJET DE FIN D'ETUDE**

**SUJET**

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات  
BIBLIOTHEQUE — المكتبة  
Ecole Nationale Polytechnique

**CARACTERISATION STRUCTURALE  
D'UN CORDON DE SOUDURE DANS UN  
ACIER AU CARBONE**

*Présenté par :*

**OULD-AMER Ammar**

*Dirigé par :*

**Mme N. KECHOUD  
Mr M. BOUABDALLAH**

Promotion : \* 2005 \*

أدى اكتشاف الصلب ذات المقاومة العالية المستعمل في نقل الغاز إلى تصنيف الصلب حسب التركيبة الكيميائية. في دراستنا هذه ركزنا اهتمامنا على المميزات البنيوية لتلحيم هذا الصلب بعد علاجات حرارية مختلفة عند عملية التلحيم. وجهتان اتبعهما العلاج الحراري

- ◆ المميزات البنيوية للمنطقة المذابة.
- ◆ المميزات البنيوية للمنطقة المأثرة بالحرارة.

المفردات الخاصة  
الصلب ذات المقاومة العالية، التلحيم

## RESUME

La découverte des aciers à hautes résistances utilisés dans les gazoducs, qui conduise naturellement ces aciers a les classés en fonction de leurs composition chimique. Pour notre étude on s'est intéressé à la caractérisation structurale d'un cordon de soudure après divers traitement, lors de l'exécution du soudage.

- ◆ Caractérisation de la zone fondue ;
- ◆ Caractérisation de la zone affectée par la chaleur.

Mots clés

Acier au carbone, soudage, ZF, ZAT.

## ABSTRACT

The discovery of the steels of the line pipes , the steels naturally has to be classified according to the chemical composition.

For our study one was interested in the structural characterization of steel after various treatments.

Two aspects covering the treatment were studied:

- ◆Characterization of the ZF;
- ◆Characterization of the ZAT.

KEY WORDS:

Carbon steel, welding, ZF, ZAT.

# REMERCIEMENTS

J'adresse mes sincères remerciements à Mme KECHOUD et à Mr BOUABDALLAH pour l'aide précieuse qu'ils m'ont apporté et pour leur suivi tout au long de ce travail ;

Mes sincères reconnaissances sont adressées à Mr DJAGHLAL le chef de notre département pour tout son aide durant tout le cycle d'étude et l'honneur qu'il nous fait en président le jury de notre soutenance, ainsi que tous les enseignants de métallurgie ;

Je remercie également toute l'équipe du laboratoire Métallurgie et mécanique, centre de recherche en soudage et contrôle à cheraga (CSC), tout particulièrement Mr BETTAHAR ;

Je remercie aussi, toute l'équipe de l'école militaire polytechnique pour l'aide matérielle et connaissance ;

Je tiens aussi à remercier Mme AOURASSE membre du laboratoire de recherche de CRD pour son aide et à toutes personnes qui m'ont aidé et encouragé : merci du fond du cœur.

# Dédicace

Je remercie **DIEU** pour m'avoir aidé à achever ce travail que  
je dédie :

**A mes chers parents ;**

**A mes sœurs et mon frère ;**

**A mes deux grand mères ;**

**A mes tantes, mes oncles et leurs enfants ;**

**A mes meilleurs amis de BBA**

**A tous mes amis de l'Ecole : Nabil, Mahdi, Hmida, Amine  
Walid, Omar, dahmen, ....**

**A toute personne ayant contribué à la réalisation de ce  
mémoire et que je  
ne pourrais jamais les remercier**

# LISTE DES FIGURES

**Figure (I.1) :** Diagramme Fe-C

**Figure (I.2) :** Exemple d'un cycle thermique de soudage

**Figure (I.3) :** Présentation schématique des différentes parties constitutives d'un joint soudé

**Figure (I.4.a) :** Exemple de diagramme TRC en conditions de sondage ( $\theta_M = 1300\text{ }^\circ\text{C}$ )

**Figure (I.4.b) :** Courbe (dureté-critère de refroidissement  $\Delta t$ ) correspondante. Acier: C = 0, 18

**Figure (I.5) :** Illustration schématique des cycles thermiques et des microstructures rencontrées en soudage multipasse

**Figure (II. 1) :** Relevé des zones métallurgiques

**Figure (II. 2) :** principe de l'essai Vickers

**Figure (II. 3) :** Géométrie du pénétrateur

**Figure (II. 4) :** mesure de l'empreinte

**Figure (II. 5) :** filiations de duretés tangentielles et longitudinale appliquées aux deux passes

**Figure (II. 6) :** filiations de microdureté tangentielles et longitudinale appliquées aux deux passes

**Figure (III. 1):** Micrographie du métal de base G x 500

**Figure (III. 2):** Macrographie de la soudure

**Figure (III. 3) :** Micrographies dans la zone « A » de la deuxième passe de la zone fondue

**Figure (III. 4) :** Micrographies dans les zones « B » et « C » de la première passe de la zone fondue

**Figure (III. 5) :** Evolution de la dureté HV 10 microdureté HV 0,3 en fonction de la distance à travers la zone fondue, depuis la deuxième passe jusqu'à la première

**Figure (III. 6) :** Micrographie au niveau de la deuxième passe (zone A), prise depuis la ZL jusqu'au MB

**Figure (III. 7) :** Evolution de la taille des grains en fonction de la distance au niveau de la deuxième passe (zone A) depuis la ZL jusqu'au MB

**Figure (III. 8) :** Evolution de la dureté en fonction de la distance au niveau de la deuxième passe

**Figure (III. 9) :** Evolution de la microdureté en fonction de la distance au niveau de la deuxième passe (zone A) depuis la ZL jusqu'au MB

**Figure (III. 10) :** Micrographie au niveau de la première passe (zone B), depuis la ZL jusqu'au MB

**Figure (III. 11) :** Evolution de la taille des grains en fonction de la distance au niveau de la première et la deuxième passe (zone B et A) depuis la ZL jusqu'au MB

**Figure (III. 12) :** Evolution de la dureté en fonction de la distance au niveau de la première et de la deuxième passe (zone B et A) depuis la MB jusqu'au MB

**Figure (III. 13) :** Evolution de la microdureté en fonction de la distance au niveau de la première et la deuxième passe (zone B et A) depuis la ZL jusqu'au MB

# LISTE DES SYMBOLES

**MB** : Métal de base ;

**ZAT** : Zone affectée thermiquement ;

**ZF** : Zone fondue ;

**ZL** : Zone de liaison ;

**HV 10** : Dureté

**HV 0,3** : Microdureté ;

# Sommaire

<b>INTRODUCTION GENERALE</b> .....	01
<b>CHAPITRE I : PARTIE BIBLIOGRAPHIQUE</b> .....	03
<b>1. GENERALITES SUR LES ACIERS AU CARBONE</b> .....	03
1. 1. Définition.....	03
1. 2 Structures de aciers.....	04
1. 3. Impuretés et éléments d'addition.....	05
<b>2. SOUDAGE DES ACIERS</b> .....	06
2. 1. Introduction.....	06
2. 2. Définition du cycle thermique de soudage.....	07
2. 3. Modifications microstructurales en zone affectée thermiquement.....	09
• Transformations en ZAT lors du chauffage.....	09
• Transformations en ZAT lors du refroidissement.....	11
2. 4. Cas du soudage multipasse .....	14
2. 5 Les fissures dans les joints soudés.....	17
2. 6. Influence des cycles thermiques sur les propriétés mécaniques des zones affectées par la chaleur en soudage .....	18
<b>3. LES TRANSFORMATIONS DES PHASES A L'ETAT SOLIDE</b> .....	20
3. 1. AUSTENITISATION.....	21
3. 2. TRANSFORMATIONS AVEC DIFFUSION.....	22
3. 3. TRANSFORMATION MARTENSITIQUE .....	23
3. 4. CONCLUSION .....	24
<b>CHAPITRE II. METHODES EXPERIMENTALES</b> .....	25
<b>1. INTRODUCTION</b> .....	25
<b>2. IDENTIFICATION DU METAL DE BASE</b> .....	26
2.1. Analyse chimique.....	26
<b>3. METHODES DE CARACTERISATION STRUCTURALE</b> .....	28
3.1. METHODES D'EXAMEN METALLOGRAPHIQUE.....	28
3. 1. 1. La préparation des éprouvettes pour les examens macrographiques et micrographiques.....	28
3. 1. 2. REALISATION DE LA MACROGRAPHIE.....	30
3. 1. 3. REALISATION DES MICROGRAPHIES.....	30
3. 2. MESURE DE LA TAILLE DES GRAINS.....	31
3.3. ESSAIS DE DURETE ET DE MICRODURETE.....	32
3. 3. 1. Essai de dureté Vickers.....	33
<b>CHAPITRE III. RESULTATS EXPERIMENTAUX ET INTERPRETATIONS</b> 37	37
<b>1. CARACTERISATION STRUCTURALE DU METAL DE BASE SANS     SOUDURE</b> .....	37
<b>2. EXAMEN MACROGRAPHIQUE</b> .....	38
<b>3. CARACTERISATION STRUCTURALE DE LA ZONE FONDUE</b> .....	40
<b>4. CARACTERISATION STRUCTURALE DE LA ZAT</b> .....	45
4. 1. CARACTERISATION STRUCTURALE DE LA ZAT AU NIVEAU DE LA DEUXIEME PASSE.....	45



4. 2. CARACTERISATION STRUCTURALE DE LA ZAT AU NIVEAU DE LA PREMIERE PASSE.....	50
<b><u>CONCLUSION GENERALE</u></b> .....	56
<b><u>REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES</u></b> .....	58

# *Introduction Générale*

# INTRODUCTION GENERALE

Les aciers au carbone sont largement utilisés dans les différentes branches de l'industrie. On les trouvent assemblés par soudage, destinés à la production, au transport et au stockage des produits pétroliers.

La présence d'une soudure dans le matériau entraîne un certain désordre structural qui peut entraîner un changement dans les propriétés mécaniques, ce qui peut être néfaste pour les propriétés de la soudure.

Un tel phénomène est observé sur les gazoducs en acier de la norme américaine API qui est à haute résistance.

Etant donné que le soudage s'effectue en général en fusionnant du métal par apport de chaleur la répartition de la chaleur sur les soudures donne beaucoup d'informations sur les changements structuraux qui peuvent se produire et les propriétés mécaniques qui sont engendré par ces changements.

L'objectif de notre travail est de faire une caractérisation structurale des différentes zones d'un joint de soudure et de relever l'effet des passes dans un assemblage multipasses.

Cette étude comporte deux parties principales, la première concerne l'étude bibliographique ou sont présenté :

- ❖ Les généralités sur les aciers ;
- ❖ Les phénomènes métallurgiques et mécaniques dans la zone affectée par la température ;
- ❖ Les transformations des phases à l'état solide ;

La deuxième partie concerne l'étude pratique contenant deux chapitres :

- ❖ Les techniques expérimentales utilisées ;
- ❖ Les résultats obtenus et leurs interprétations;

*Chapitre I :*  
*Partie Bibliographique*

## 1. GENERALITES SUR LES ACIERS AU CARBONE

### 1. 1. Définition

Les aciers sont des alliages à base de fer et de carbone comme élément d'alliage et en proportions diverses. Ce dernier est un élément gammagène. De ce fait, et parce qu'il permet la formation de carbures, le carbone joue un rôle majeur dans les alliages ferreux où il est toujours présent à cause de leur mode d'élaboration.

Bien que les alliages industriels, aciers et fontes, même non alliés contiennent toujours d'autres éléments, il est nécessaire d'étudier le système binaire fer-carbone qui sert de référence pour tous les alliages ferreux [1].

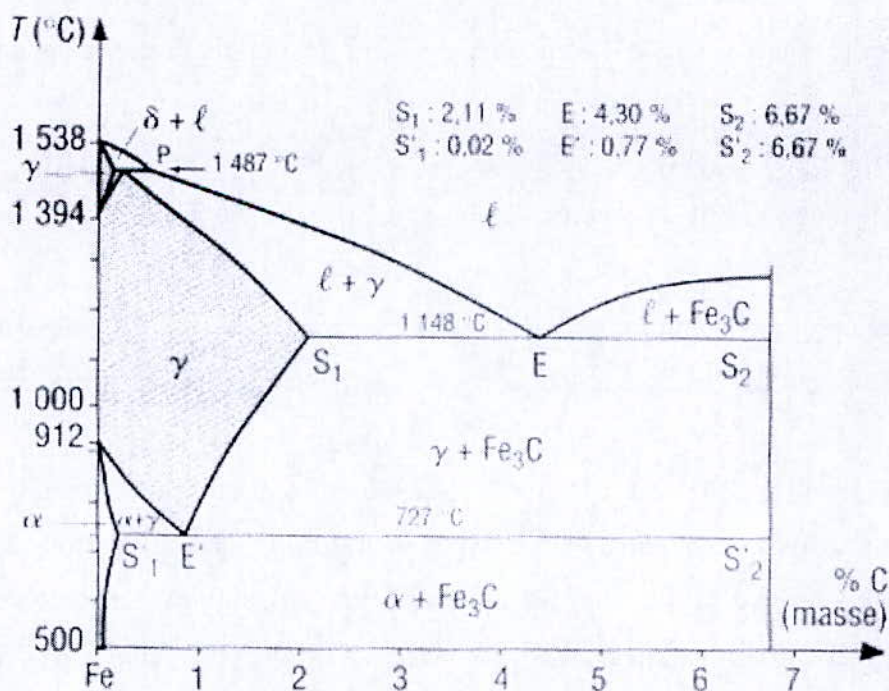


Figure I. 1 : Diagramme Fe-C [1]

## 1. 2 Structures de aciers

La très grande majorité des aciers est livrée et employée à l'état ferrito-perlitique. Ceci signifie qu'ils sont constitués de grains de ferrite et de particules de carbure de fer  $Fe_3C$ .

**La ferrite:** Elle est constituée essentiellement de fer  $\alpha$  (CC) qui ne peut contenir en solution solide d'insertion qu'au maximum 0,02 % de carbone, vers 725°C, et encore bien moins à plus basses températures. Par contre, ce fer  $\alpha$  est susceptible d'admettre en solution solide de substitution des éléments d'alliages tels que Mn, Si, Cr, Ni, Mo, Cu... ou des impuretés comme P. Il faut noter que les performances mécaniques de la ferrite sont assez modestes, et dépendent aussi de la taille des grains.

**La perlite:** Elle contient pratiquement tout le carbone des aciers ferritoperlitique sous forme de carbures précipités. L'agrégat perlitique est ainsi constitué d'une juxtaposition de particules de ferrite et de cémentite. Ces particules sont d'autant plus fines que cette perlite s'est formée:

- à partir d'une austénite à grains fins,
- au cours d'un refroidissement relativement rapide dans son domaine de formation.

D'autres structures sont obtenues des refroidissements plus rapides ou par traitements thermiques, et qui ont des propriétés caractéristiques, on peut citer les structures suivantes:

**La martensite:** Elle est obtenue quand le refroidissement à partir des hautes températures est suffisamment rapide pour éviter la transformation austénitique. Elle a une structure tétragonale centrée dans laquelle le carbone reste en solution. On doit noter que la martensite est très dure et très fragile, c'est pourquoi on doit procéder à des traitements ultérieurs de revenu pour améliorer ces propriétés mécaniques.

**La bainite:** Elle se forme dans les aciers au cours de la transformations isothermes à des températures inférieures à celles qui correspondent au domaine perlitique. Les propriétés de la structure bainitique sont très recherchées, car elles offrent une résistance mécanique excellente avec une bonne ductilité.

### 1. 3. Impuretés et éléments d'addition

Bien que la définition des aciers comme étant constitués essentiellement de fer et de carbone soit vraie, on trouve toujours d'autres éléments d'alliages qui sont présents comme impuretés ou par addition, on peut citer des exemples dans le tableau suivant:

**Tableau I. 1** : Effet des impuretés et des éléments d'additions dans les aciers [2]

<b>Elément</b>	<b>Effets</b>
<b>Silicium</b>	Désoxydation à l'élaboration, durcissement de la ferrite.
<b>Manganèse</b>	Durcissement de la ferrite, diminution du taux de carbone dans la perlite. Augmentation de la trempabilité, substitution du fer dans la cémentite.
<b>Soufre</b>	Diminution de propriétés mécaniques.
<b>phosphore</b>	Durcissement de ferrite et dégradation de la résistance à la rupture.



## **2. SOUDAGE DES ACIERS**

### **2. 1. Introduction**

En règle générale, les opérations de soudage modifient profondément les structures métallurgiques et les propriétés locales des pièces assemblées. Dans certains cas extrêmes, elles peuvent être à l'origine de défauts tels que fissures, porosités ou d'une fragilisation locale. Il importe donc de bien connaître l'influence de différents facteurs tels que les cycles thermiques de soudage et la composition chimique des pièces à assembler.

Nous examinerons successivement dans ce chapitre :

- les phénomènes thermiques particuliers associés aux opérations de soudage
- les modifications microstructurales et les principales conséquences métallurgiques associées à ces phénomènes thermiques ;
- les modifications des propriétés mécaniques dans la zone au voisinage immédiat du métal fondu, c'est-à-dire dans la zone affectée par la chaleur (ZAT).

## 2. 2. Définition du cycle thermique de soudage:

C'est la variation de la température en fonction du temps en un point donné de l'assemblage. Ce qui commande des phénomènes tels que les transformations, la dilatation et le retrait.

Le cycle thermique fournit les informations nécessaires à l'interprétation métallurgique des phénomènes thermiques.

Les informations que fournit le cycle thermique sont

- La température maximale ( $T_{\max}$ )
- Le temps de séjour à haute température ( $T_s$ )
- La loi de refroidissement ( $\Delta T_{500}^{800}$ , ou  $V_r$ .)

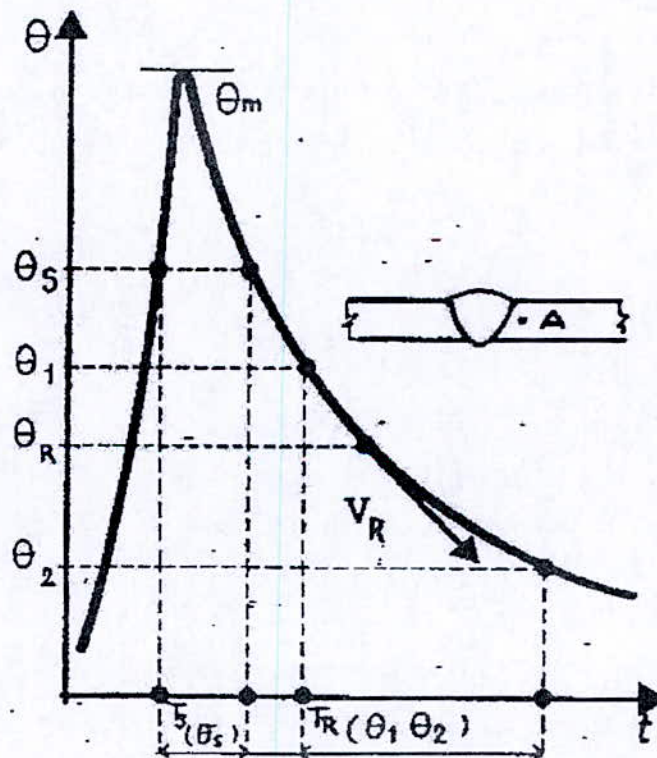


Figure I. 2 : exemple d'un cycle thermique de soudage [3]

Ces grandeurs, déterminées en un point d'assemblage, nous permettent d'accéder à la connaissance ou à la prévision des phénomènes métallurgiques qui prennent naissance en ce point, telles que les modifications de structure ou des transformations à l'échauffement et/ou au refroidissement.

Chaque phénomène a sa température nécessaire. La courbe donnant la température maximale en fonction de la distance nous permet de délimiter la zone où un phénomène donné est susceptible de se produire.

La zone où des phénomènes sont susceptibles de se produire est la zone affectée thermiquement (ZAT), qui représente, pour les soudures sur acier, la zone austénitisée par le cycle thermique de soudage, c'est-à-dire celle qui est limitée par les isothermes correspondant aux points de transformation d'austénitisation complète ( $A_{C3}$ ) et d'austénitisation partielle ( $A_{C1}$ ).

La courbe donnant la répartition de la température maximale en fonction de la distance est nécessaire pour interpréter l'étendue et la topographie des phénomènes thermiques et de leurs conséquences [3].

### 2. 3. Modifications microstructurales en zone affectée thermiquement

#### ➤ Transformations en ZAT lors du chauffage

Il est commode de raisonner à partir du diagramme d'équilibre pour interpréter qualitativement les modifications microstructurales. A titre d'exemple, on se placera dans le cadre des aciers de construction métallique, qui constituent la plus large gamme d'applications du soudage, en examinant le diagramme (Fe-C) en parallèle avec les températures maximales atteintes dans un joint soudé (figure I. 3) [4].

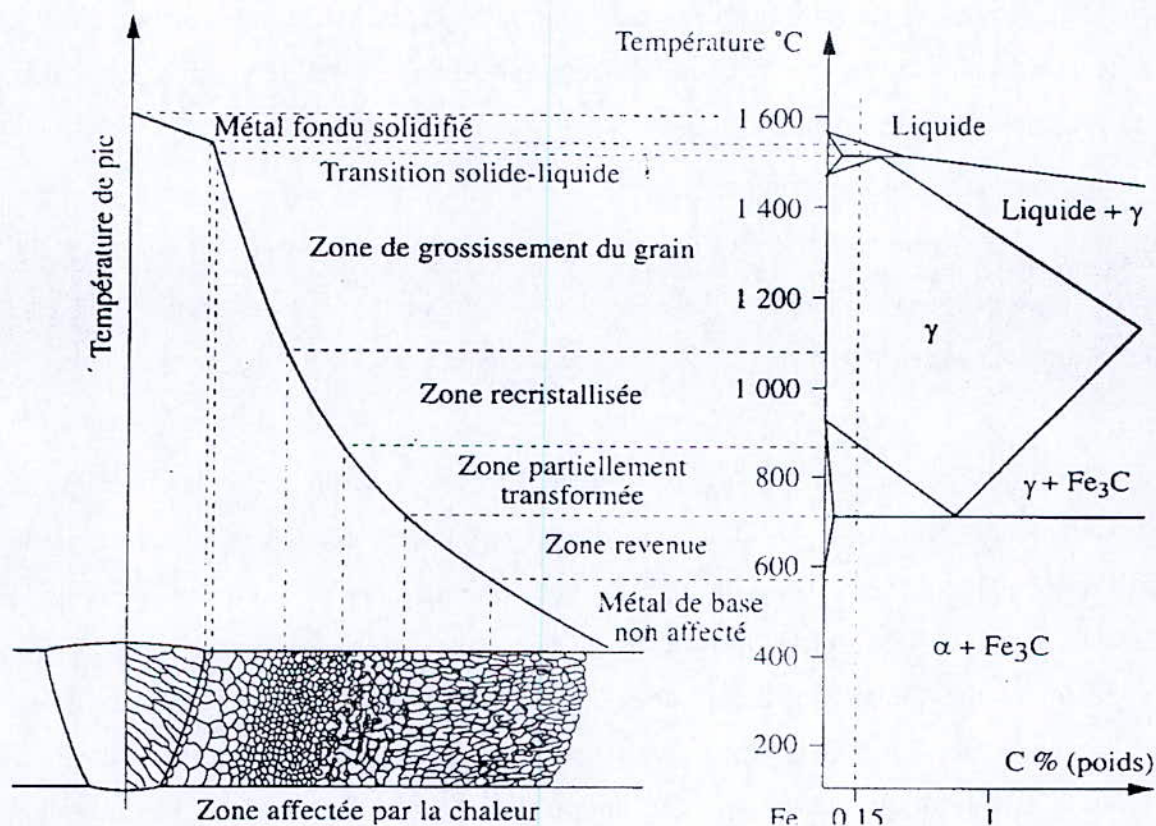


Figure I.3:Présentation schématique des différentes parties constitutives d'un joint soudé [4].

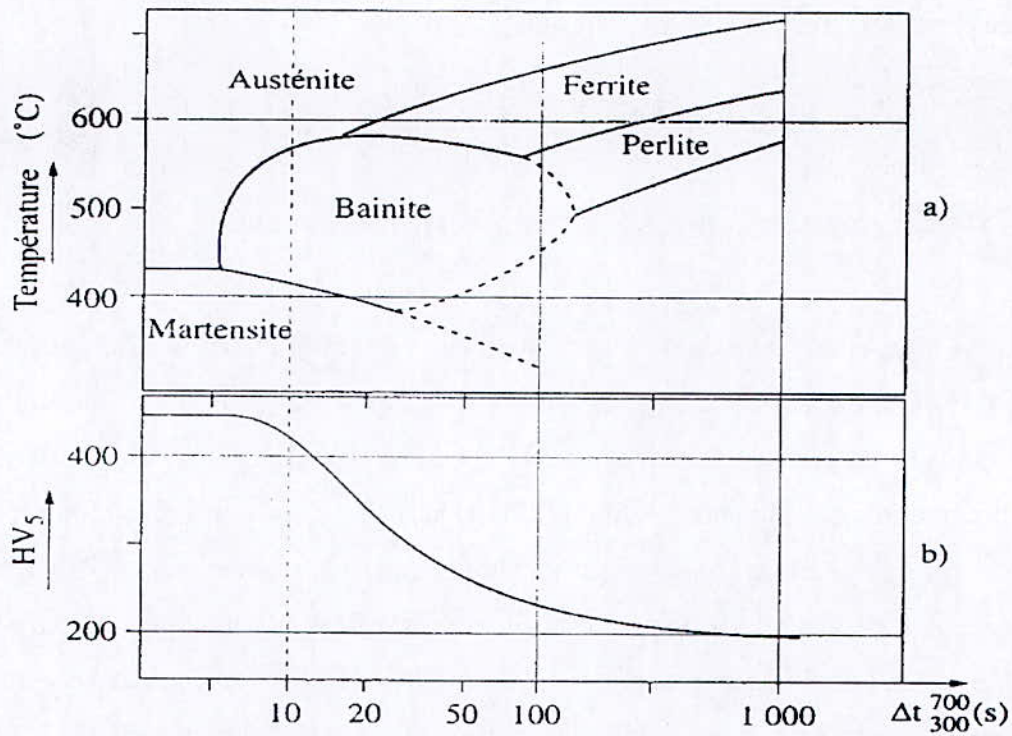
Considérons par exemple le cas du soudage d'un acier à 0,15 %. En se rapprochant de la zone fondue, on trouvera successivement les zones suivantes :

- Le métal de base n'ayant pas subi de transformation de phase au chauffage, c'est-à-dire avant été chauffé à une température inférieure au point de transformation  $A_{C1}$  (727 °C). A l'équilibre, il s'agit donc d'une structure composée de ferrite  $\alpha$  et de carbures de fer  $Fe_3C$  (ou cémentite) ou plus précisément de perlite, agrégat lamellaire de ferrite et de cémentite.
- Une zone subcritique, où l'on ne constate pas encore de changement de phase. Cependant, lorsque la température atteinte est suffisamment importante (par exemple  $\theta > 600$  °C), certains phénomènes tels que le revenu, la globulisation des lamelles de cémentite, la recristallisation dans le cas de soudage sur produit écroui, le vieillissement, etc., peuvent éventuellement intervenir [5].
- Une zone de transformation partielle (ou intercritique), portée entre  $A_{C1}$  et  $A_{C3}$  ( $\sim 830$  °C pour la composition considérée). Dans ce domaine coexistent la ferrite et une phase nouvellement formée, l'austénite, solution solide d'insertion à structure cubique face centrée. C'est à partir de cette zone ( $\theta > A_{C1}$ ) que débute la zone affectée par la chaleur.
- A partir de la température  $A_{C3}$  et jusqu'à 1495 °C environ, la transformation en austénite est totale. La nouvelle structure ainsi formée remplace et « efface » toute trace de la structure ferritique antérieure. C'est au sein de cette zone qu'intervient un grossissement du grain austénitique : de très petite taille à des températures légèrement supérieures à  $A_{C3}$ , celui-ci peut atteindre quelques centaines de microns pour les plus hautes températures. Dans ce cas, on parle de Zone à gros grains, (par exemple lorsque la taille du grain austénitique excède quelques dizaines de microns), il s'agit de la zone en général la plus susceptible de causer certains problèmes métallurgiques.
- Une zone portée partiellement à l'état liquide, où coexistent une phase ferritique solide ( $\delta$ ) et une phase liquide. De très petite taille (et donc difficile à observer micrographiquement), cette zone constitue la zone de liaison entre le métal de base et le métal fondu. Sur le diagramme d'équilibre, celle-ci correspond à l'intervalle de température entre le début et la fin de la fusion (intervalle solidus-liquidus).

- Enfin le métal fondu ou leurs premiers germes se solidifient par épitaxie (relations de cohérence cristallographique) sur les grains de la ZAT [4].

### ➤ Transformations en ZAT lors du refroidissement

Dans le cas des aciers de construction métallique, les microstructures observées dans les ZAT des joints soudés correspondent aux produits de transformation de l'austénite. Il est en fait malaisé d'étudier ces transformations métallurgiques à partir des diagrammes TRC (transformation en refroidissement continu) classiques. En effet, ceux-ci sont généralement établis à partir de traitements austénitiques à température relativement basse (900-950 °C) et pour des temps de maintien longs, c'est-à-dire exactement la situation contraire à celle rencontrée en ZAT. Afin de se placer dans des conditions plus représentatives, on étudie généralement les phénomènes métallurgiques à partir de cycles thermiques de chauffage et de refroidissement très proches de ceux relevés en soudage. Ces essais sont généralement réalisés sur des simulateurs thermiques spécifiques (simulateurs « Gleeble, Smitweld »...). Pour un matériau et des conditions d'austénitisation données (température généralement supérieure à 1200 °C, de manière à simuler la ZAT à gros grains), on peut apprécier les transformations de l'austénite en fonction de la vitesse de refroidissement à partir du diagramme TRC en conditions de soudage ou plus simplement de l'évolution de la dureté de la microstructure finale avec la température [6].



**Figure I. 4 :** (a)- Exemple de diagramme TRC en conditions de sondage ( $\theta_M = 1300$  °C);  
 (b)- Courbe (dureté-critère de refroidissement  $\Delta t$ ) correspondante. Acier : C = 0, 18 [6]

Selon la vitesse de refroidissement, différents types de microstructures sont susceptibles de se former.

Pour des vitesses très élevées (inférieures à la vitesse critique de trempe, ce qui correspond à un plateau sur la courbe dureté-critère de refroidissement, ou  $HV-\Delta T$ , apparaît la martensite (une structure cristallographique tétragonale), elle a une dureté  $HV_M$  qui ne dépend pratiquement que de la teneur en carbone de l'acier selon l'expression [6]:

$$HV_M = 283 + 930 (\%C)$$

Aux vitesses intermédiaires apparaissent des structures bainitiques. Les vitesses de refroidissement les plus rapides conduisent à la formation des structures plus dures de bainite inférieure (précipitation de carbures sous la forme de minces plaquettes au sein des lattes de ferrite). Alors que les plus lentes sont associées à la formation de bainite supérieure (carbures rejetés aux joints interlattes ferritiques, parfois sous forme de lamelles de cémentite quasi continues [7]).

Les vitesses de refroidissement les plus lentes en soudage correspondent à la précipitation de ferrite proeutectoïde aux anciens joints de grain austénitiques et à l'évolution vers une structure ferrito-perlitique. C'est également dans cette gamme de vitesse de refroidissement que certains composés (nitrides ou carbonitrides de niobium et de vanadium...), dissous lors de la phase de chauffage, peuvent reprécipiter sous une forme plus ou moins complète [6, 8].

Différentes formulations plus ou moins complexes ont été proposées afin de décrire l'évolution de la dureté  $HV_{\max}$  en ZAT à gros grains des aciers au carbone en fonction de la composition et de la vitesse de refroidissement. On citera par exemple celle de Yurioka[9], applicable aux aciers à moins de 0,3%C, 5%Ni, 1 %Cr sans B ( $\Delta T_{500}^{800}$  exprimé en s, teneurs en %) :

$$HV_{\max} = 206 + 442 C + (402 CE_I - 90 CE_{II} + 80) \arctan(x) + 99 CE_{III}$$

Avec :

$$CE_I = C + \frac{Mo}{4} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr}{8} + \frac{Ni}{12} + \frac{Cu}{15} + \frac{Si}{24}$$

$$CE_{II} = C + \frac{Mo}{2,5} + \frac{Nb}{3} + \frac{Mn + Cr + V}{5} + \frac{Cu}{10} + \frac{Ni}{18} + \frac{Si}{24}$$

$$X = \frac{\Delta T_{500}^{800} - 2,3CE_I - 1,35CE_{II} + 0,882}{1,15CE_I - 0,673CE_{II} - 0,601}$$

$$CE_{III} = C + \frac{Mn}{3,6} + \frac{Mo}{4} + \frac{Cr}{5} + \frac{Ni}{9} + \frac{Cu}{20}$$

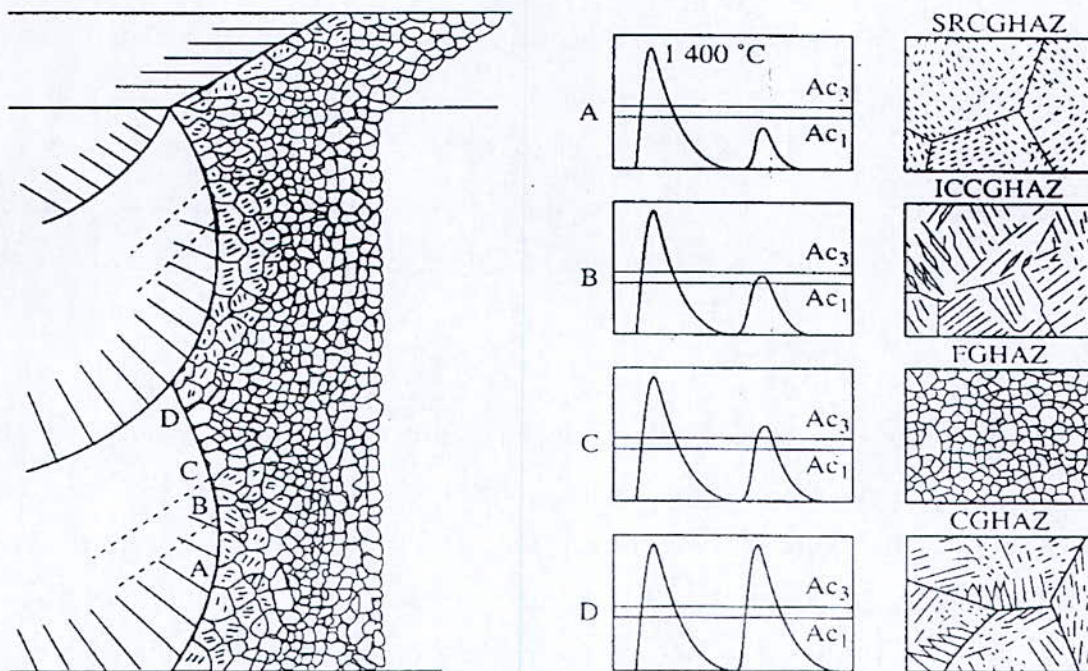


Ces expressions font apparaître la notion de carbone équivalent (CE. fonction des teneurs en C, M, Mo...). A ce stade, on retiendra simplement qu'il s'agit d'un facteur quantifiant la capacité de durcissement. A vitesse de refroidissement donnée, limiter la dureté revient donc à limiter la teneur en carbone équivalent.

## **2. 4. Cas du soudage multipasse**

Au-delà d'une certaine épaisseur, l'assemblage de produit nécessite généralement la réalisation de dépôts successifs (soudage en plusieurs passes, ou multipasse). Hormis dans le dernier dépôt, tous les points de la ZAT subissent, au fil des passes, une succession complexe de cycles de réchauffages. En réalité, si l'on considère un point situé en ZAT à proximité immédiate d'une passe donnée N, l'éloignement progressif des dépôts entraîne le fait que leur influence métallurgique devient rapidement négligeable (température maximale inférieure à 500 °C) au-delà de la passe N+ 2. Comme on peut considérer de plus qu'une austénitisation à très haute température « efface » l'influence métallurgique des cycles précédents à température inférieure, on conçoit que l'histoire thermique « métallurgiquement efficace » en ZAT multipasse se résume à quelques combinaisons caractéristiques comportant au plus trois pics thermiques.

En suivant une terminologie anglo-saxonne souvent usitée, on trouvera ainsi successivement (figure I. 4) les trois zones suivantes [10].



**Figure I. 5:** illustration schématique des cycles thermiques et des microstructures rencontrées en soudage multipasse [10]

Une zone à gros grains non affectée par les passes ultérieures, car réchauffée à une température inférieure à  $A_{C1}$  (zone A de la figure I. 5, ou SRCGAZ (Subcritically Reheated Coarse Grain Heat Affected Zone)). En règle générale, la microstructure et les propriétés mécaniques de cette zone sont relativement voisines de celles d'une zone à gros grains à l'état brut (CGHAZ, zone D).

Une zone à gros grains réchauffée dans le domaine intercritique, entre  $A_{C1}$  et  $A_{C3}$  (ICCGHAZ: intercritical Reheated Coarse Grain Heat Affected Zone, zone B).

La transformation ( $\gamma \rightarrow \alpha$ ) se produit préférentiellement dans les zones de diffusion facile, tels que les anciens joints de grains austénitiques, les zones les plus riches en carbone (carbures, composés M-A) ou ségréguées. L'austénite qui se forme localement est d'autant plus enrichie en carbone que la température atteinte est faible. Au refroidissement, les plages austénitiques peuvent se transformer en martensite ou en austénite (composés M-A) selon un mécanisme décrit au paragraphe précédent. Comme de

nombreuses études ont mis en évidence le caractère néfaste de ces composés vis-à-vis de la ténacité [10,11], on considère généralement que la zone réchauffée dans le domaine intercritique est, avec la zone à gros grains, la zone de moindre ténacité dans les joints soudés multipasses. Cependant la fragilité de cette zone disparaît pour peu qu'intervienne un réchauffage à une température de revenu suffisante (par exemple : 350-400 °C) lié au dépôt d'une passe de soudage ultérieure ou un traitement thermique de détente.

Lorsque des structures d'aciers de construction métallique doivent présenter des garanties de ténacité dans les joints soudés multipasses, les fabricants et les sidérurgistes s'attachent donc à minimiser tout particulièrement la proportion de zones fragiles locales (LBZ Local Brittle Zones, zones à gros grains ou intercritiques au voisinage du métal fondu par le biais du contrôle des conditions de soudage et de la composition chimique [12].

On trouvera enfin une zone à grains fins (FGHAZ, Fine Grain Heat, Affected Zone) associée à un pic de température légèrement supérieure à  $A_{C3}$ . Les microstructures très fines associées à ce type de traitement correspondent à des structures issues de traitement de normalisation et présentent d'excellentes propriétés mécaniques. Un choix judicieux des conditions de soudage, de manière à maximiser cette zone à grains fins et à permettre la transformation des composés M-A, permet de garantir une bonne ténacité des joints multipasses [13].

Pour conclure, on signalera que certains logiciels spécifiques, basés sur une modélisation thermique et métallurgique, ont été développés afin de prévoir le risque d'apparition de zones fragiles en ZAT multipasses et leurs conséquences sur les propriétés mécaniques [14].

## 2. 5 Les fissures dans les joints soudés

Les fissures à chaud sont les plus fréquemment rencontrées du fait des vitesses de solidification élevées et, dans la majorité des cas, de l'absence de métal d'apport. Elles sont débouchantes ou non débouchantes et de petite dimension. Elles sont appelées « fissures à chaud » lorsqu'elles apparaissent à la fin de la solidification. Ce sont des fissures interdendritiques ou intergranulaires liées à un phénomène de ségrégation.

Les fissures sont dites « fissures à froid » lorsqu'elles apparaissent vers la fin du refroidissement, vers 150 °C ou moins. Ces fissures se rencontrent dans la zone fondue ou dans la zone affectée thermiquement. Elles sont liées au durcissement par trempe martensitique, à la fragilisation par l'hydrogène et aux contraintes internes. Les aciers non alliés ou faiblement alliés sont sensibles à la fissuration à froid en fonction de leur teneur en carbone et en éléments d'alliages.

Différentes formules ont été proposées afin de définir une limite de soudabilité de ces aciers. Cette formule, établie pour les procédés de soudage conventionnels, ne prend en compte que la composition des aciers en terme de carbone équivalent mais fait abstraction de la vitesse de refroidissement.

Ces formules ne sont pas applicables dans le cas des procédés FHDE du fait des vitesses de refroidissement élevées, du fait aussi qu'ils n'introduisent pas d'hydrogène, et que les contraintes de retrait sont limitées. Ces fissures, moins fréquemment rencontrées que les fissures à chaud, sont ténues [5].

## 2. 6. Influence des cycles thermiques sur les propriétés mécaniques des zones affectées par la chaleur en soudage

Les modifications importantes de microstructures provoquées par le soudage s'accompagnent naturellement d'évolutions significatives des propriétés mécaniques par rapport au métal de base. On examinera celles concernant les propriétés locales de traction ou de dureté [15].

Les modifications de propriétés mécaniques en ZAT (résistance mécanique, ou plus simplement dureté) doivent être naturellement appréciées en comparaison avec le métal de base, dont les propriétés peuvent avoir été obtenues par différentes combinaisons (compositions/traitements thermomécaniques) [16].

En règle générale, les cycles thermiques associés à la zone à gros grains conduisent à un accroissement local de la dureté par rapport à celle du métal de base, tout particulièrement dans le cas d'un refroidissement rapide après soudage. Cette hétérogénéité mécanique a souvent pour but de « reporter » la localisation de la rupture vers le métal de base dans le cas d'essais de traction lisse ou de flexion en travers des joints soudés. Dans le cas d'essais mécaniques comportant une entaille localisée en ZAT, la présence du métal de base avoisinant moins dur contribue au développement facile d'une zone plastique et à une élévation de la ténacité apparente.

D'une manière plus générale, ceci illustre la différence possible entre le comportement mécanique intrinsèque d'une zone donnée et celui obtenu en présence des zones voisines ayant des lois de comportement différentes, éventuellement en présence d'un défaut mécanique. L'ensemble de ces questions assez complexes, l'interaction des propriétés mécaniques des différentes parties des joints soudés, est désigné par le terme de « *matching* » des joints soudés.

Dans certains cas (métal de base à haute limite d'élasticité obtenu par traitement thermomécanique poussé), les cycles thermiques de soudage peuvent entraîner la formation de zones adoucies par rapport au métal de base. L'adoucissement apparaît à une température correspondant à  $A_{C1}$  ou  $A_{C3}$  et s'étend d'autant plus que l'énergie est élevée (par exemple : soudage aluminothermique des rails). Très souvent, la triaxialité des contraintes et la consolidation locale permettent d'éviter une concentration excessive des déformations au sein de la zone adoucie. Il convient de limiter l'amplitude de l'adoucissement (différence de dureté entre le métal de base et la ZAT) ainsi que la largeur de la zone adoucie, de manière à éviter une rupture ou une usure prématurée par concentration de la déformation appliquée au niveau de cette zone.

On mentionnera enfin que la présence de cette zone adoucie peut parfois être associée à une fissuration sous hydrogène (*Stress Oriented HIC*) localisée [17].

### 3. LES TRANSFORMATIONS DES PHASES A L'ETAT SOLIDE

Les transformations de phases à l'état solide des aciers, résultent de la combinaison du changement de réseau cristallin du fer et du déplacement des atomes de soluté. Les états cristallins sont fonction de la température et du niveau de pression. On rappelle en particulier qu'au chauffage, les aciers se transforment en austénite au-delà d'une certaine température, et que l'austénite se transforme au refroidissement en martensite, bainite, ferrite ou perlite suivant la température et la vitesse de descente en température.

- **Changement de structure cristalline**

L'austénite est une solution solide d'insertion dans du fer  $\gamma$  tandis que les phases « filles » qui sont créées au cours du refroidissement, sont des solutions solides de carbone dans du fer  $\alpha$ . Les différences de compacité entre ces deux types de structure cristallines se traduisent par des variations volumiques à l'échelle macroscopique. En effet, la structure cristalline du fer  $\gamma$  est cubique à face centrée alors que celle du fer  $\alpha$  est cubique centrée. Il y a donc plus d'atomes par maille dans la structure cubique à faces centrées que dans la structure cubique centrée, d'où un nombre de mailles cubiques centrées plus important pour un même nombre d'atomes.

Compte tenu que les distances inter-atomiques du fer  $\alpha$  et du fer  $\gamma$  valent respectivement  $2.86 \text{ \AA}$  pour une température inférieure à  $910 \text{ }^\circ\text{C}$  et  $3.58 \text{ \AA}$  pour une température comprise entre  $910 \text{ }^\circ\text{C}$  et  $1410 \text{ }^\circ\text{C}$ , et des quantités de mailles représentant un même nombre d'atomes pour les deux types de structures, il s'en suit une contraction à l'échelle macroscopique au cours de la transformation structurale du fer  $\alpha$  en fer  $\gamma$ .

- **Déplacements des atomes de soluté**

Suivant la température et la structure cristalline, la solubilité des éléments d'alliage dans le fer varie. Ainsi, quand le système cristallin se transforme pour passer de cubique à faces centrées à cubique centré, les atomes de carbone initialement en insertion dans la maille austénitique, ont tendance à diffuser, les mailles ferritiques ayant une solubilité moindre en carbone (0.02% en masse contre 2% pour l'austénite). Il y a donc précipitation de carbures ou de composés définis au refroidissement quand la vitesse de refroidissement est suffisamment lente pour que la précipitation ait lieu, la diffusion étant thermiquement activée, ou encore « blocage » du carbone en solution de déformation par cisaillement du réseau cristallin.

### 3. 1. AUSTENITISATION

A l'état macroscopique, la transformation austénitique se traduit par une contraction volumique de l'échantillon. Les éléments d'alliage sont mis en solution dans la structure cubique à faces centrées. Lorsque l'austénitisation est complète, la totalité des éléments sont mis en solution.

Lorsque l'austénitisation se fait à une vitesse suffisamment lente pour se dérouler dans des conditions proches de l'équilibre thermodynamique, les températures de transformations sont notées  $A_{C1}$  et  $A_{C3}$ . Quand la vitesse de montée en température est rapide, les températures de début et de fin de transformation sont décalées vers des valeurs plus hautes notées  $A'_{C1}$  et  $A'_{C3}$  et la plage de transformation s'étend davantage.

Les éléments d'alliages influencent notablement les températures de transformation. Certains tendent à favoriser la transformation : ce sont les éléments gammagènes (Ni, Mn) en abaissant la température de début de transformation au chauffage et en accélérant la transformation. D'autres au contraire élèvent la température de début de transformation et la ralentissent : ce sont les éléments alphagènes (Si, Cr, Mo).

Par ailleurs, au cours de l'austénitisation, les grains austénitiques nouvellement formés continuent de croître et cela influence notablement les conditions de transformation au refroidissement.



### 3. 2. TRANSFORMATIONS AVEC DIFFUSION

A une température de maintien isotherme déterminée, l'austénite se décompose pendant la période de croissance en agrégats ferrite-carbures après un temps d'incubation.

Cette décomposition est gouvernée :

- par le changement de réseau cristallin du fer  $\gamma$  (CFC) vers le fer  $\alpha$  (CC) d'autant plus que l'on s'éloigne de  $A_{C3}$ .
- par la tendance à la formation de carbures d'autant plus facile que la température est élevée (phénomène thermiquement activé).

Parmi les transformations par diffusion, on distingue la transformation ferrito-perlitique qui se produit pour les température élevée et la transformation bainitique qui met en jeu deux types de mécanismes, diffusion et cisaillement et elle est intermédiaire entre la transformation ferrito-perlitique et la transformation martensitique. La transformation bainitique ne peut être obtenue que pour des aciers alliés.

Le temps d'incubation d'une transformation est long lorsque l'échantillon est soumis a une contrainte hydrostatique. Il diminue avec le niveau de chargement dans le cas d'une contrainte appliquée de traction. La vitesse de germination de la perlite augmente lorsque l'austénite est préalablement déformée plastiquement. L'augmentation de la taille de grain auténitique conduit à une augmentation de la durée de germination du fait que la germination se développe essentiellement aux joints des grains et que ceux-ci se voient diminués dans ce cas, les grains étant moins nombreux. Cet effet est surtout sensible pour le domaine perlitique et moins marqué pour le domaine bainitique.

### 3. 3. TRANSFORMATION MARTENSITIQUE

Dans le cas d'une transformation martensitique la vitesse de refroidissement est si élevée que la diffusion, qui est un phénomène thermiquement activé n'a plus le temps de se produire.

Les atomes de carbone se trouvent alors piégés à l'intérieure de la maille ferritique qui est sursaturée en carbone, se déforme pour devenir quadratique et contenir le carbone en excès. Il y a donc cisaillement de réseau cristallin. La martensite ainsi formée apparaît sous forme de plaquettes ou d'aiguilles ou encore de lattes pour teneurs en carbone inférieures à 0.6%. Ce sont les concentrations de contraintes locales qui provoquent le transformation.

A part le cobalt et l'aluminium, les éléments alliés en solution solide dans l'austénite abaissent le point de début de transformation notée Ms.

La température de fin de transformation Mf est difficilement décelable. Si la température finale est maintenue entre Ms et Mf, la transformation est incomplète et de l'austénite subsiste.

Il est à noter que l'austénite formée en fin de chauffage peut être chimiquement hétérogène. Lorsque l'austénite formée contient davantage de carbone et d'éléments d'alliages dissous, elle est plus trempante. Il en est de même lorsque la transformation martensitique est précédée d'une transformation par diffusion. La diminution de Ms est prise en compte en introduisant un facteur dépendant du temps  $\Delta t_{300}^{700}$  écoulé entre 700 °C et 300 °C.

Par ailleurs, l'application d'une contrainte de niveau inférieur à la limite d'élasticité de l'austénite peut engendrer des modifications de Ms. Une contrainte de traction ou de compression au augmente Ms et cette augmentation est plus significative dans le cas d'une contrainte de traction. Une contrainte hydrostatique diminue Ms. Plus la taille de grain austénitique est grande, plus la température Ms est élevée.

### 3. 4. CONCLUSION

On note trois types de transformation :

- ❖ au chauffage, l'austénitisation
- ❖ au refroidissement et pour les vitesses relativement lentes, les transformations par diffusion (ferritique, perlitique, bainitique)
- ❖ au refroidissement pour les vitesses rapides, la transformation martensitique

Des modèles permettant de connaître les points de transformations et de décrire les cinétiques de transformations existent. Pour les modèles décrivant les cinétiques, la plupart sont empiriques et nécessitent la détermination de paramètres expérimentaux. Par ailleurs, l'effet de la contrainte sur la cinétique des transformations est notable mais elle n'est pas prise en compte pour la plupart des modèles à applications industrielles du fait du manque de données expérimentales.

Des méthodes de mesure directes et non prédictive permettent d'établir la nature et les proportions de phases en fin de cycle thermique. Quand aux méthodes de mesures indirectes, basées sur variation des propriétés des phases au cours de l'essai, elles permettent d'établir des diagrammes de points de transformation.

*Chapitre II :*  
*Méthodes Expérimentales*

## II. METHODES EXPERIMENTALES

### 1. INTRODUCTION

Une phase solide est par définition une solution ayant les mêmes propriétés en tout point. La répartition d'une phase au sein d'une matrice peut être caractérisée efficacement par les tests de microdureté et par métallographie. Ainsi elles permettent de déceler le changement de phases dans les matériaux polyphasés, dont les joints soudés en font partie. Pour cela, elles vont être à la base de notre étude.

L'étude portera d'abord sur la caractérisation structurale de la zone fondue (ZF), puis sur la zone affectée thermiquement (ZAT). Mais vu que l'assemblage est effectué en deux passes, on aura à faire à une zone fondue multiphasée. La ZAT est constituée, dans le cas du soudage en une passe, de trois zones principales, à savoir une zone à gros grains, à grains fins et intercritique (zone de transition entre la ZAT et le MB).

Le soudage en deux passes subdivisera, probablement chaque zone de la ZAT en deux parties distinctes, où chacune d'entre elles était mise au point par l'effet d'une des deux passes ou par l'effet combiné des deux à la fois.

La prise en compte de l'effet de soudage multipasses compliquera certainement l'étude, mais il permet en contre partie de comprendre l'influence d'autres paramètres.

Pour chaque zone, on aura à présenter les micrographies prises selon la disposition de la figure II. 1, avec les mesures de la taille des grains de chaque zone, puis les filiations de la dureté et la microdureté prélevées suivant la disposition illustrée dans la figure II.5 et II. 6. L'interprétation des filiations des duretés se fera en se référant à la micrographie correspondant à chaque zone.

On commencera donc par une caractérisation du métal de base sans soudure (micrographie et dureté). L'identification du métal de base sans soudure sera faite pour le comparer avec les résultats obtenus dans les différentes zones d'un cordon de soudure.

Ensuite, on présente les résultats obtenus en investiguant les zones fondues des deux passes, de la deuxième à la première. Les micrographies seront présenter de sorte qu'on puisse les comparer du point de vue effet des passes.

On passe ensuite à la présentation des résultats relatifs aux zones affectées thermiquement, au niveau de chaque passe. L'investigation se fera depuis la ZF jusqu'au MB.

## 2. IDENTIFICATION DU METAL DE BASE

Le métal de base est un acier au carbone du type 5 L grade X60 selon la norme API.

Le tableau (I. 1) illustre la composition chimique de cet acier indiqué par la norme API.

**Tableau I. 1** : composition chimique d'un acier non allié du type X60 suivant les normes API

Elément	C	Mn	Si	P	S	Nb	Al
%	0,05 ÷ 0,08	1,11 ÷ 1,5	0,017	0,007	0,006	0,045	0,045

## 2.1. Analyse chimique

Pour confirmer cette composition, un échantillon a été analysé dans le but de révéler les teneurs pondérales du carbone (C), du manganèse (Mn) et du chrome (Cr), sans pouvoir révéler les autres éléments à cause de l'absence des dispositifs chimiques appropriés. Pour ce faire, on procède par échographie qui consiste à chauffer une pesée normalisée de copeaux de l'échantillon, ce qui provoque le dégagement du gaz CO<sub>2</sub>, qu'on récupère à l'aide de dispositifs chimiques appropriés reliés à un analyseur étalonné, permettant ainsi de donner les teneurs pondérales des trois éléments.

L'analyse effectuée au sein de la SNVI (Rouïba), a donné les compositions massiques présentées dans le tableau (I. 2) :

**Tableau I. 2** : composition chimique de l'échantillon analysé à la SNVI

Elément	C	Mn	Cr
%	0.084	1.5	≈ 0

En comparant les deux compositions, les teneurs obtenues confirment celle données par les normes.

### 3. METHODES DE CARACTERISATION STRUCTURALE

Cette caractérisation consiste en :

- ✚ Une observation macrographique.
- ✚ Une observation micrographique à l'aide d'un microscope optique.
- ✚ Une mesure de la taille moyenne des grains.
- ✚ Une mesure de la dureté.
- ✚ Une mesure de la microdureté.

#### 3.1. METHODES D'EXAMEN METALLOGRAPHIQUE

La connaissance des propriétés des matériaux passe par la détermination des phases qui les composent, quant à leur forme, leur distribution et leur qualité. Ces paramètres sont regroupés sous le nom de structure de matériaux.

La définition de la structure va dépendre de l'échelle (l'agrandissement) qu'on observe, et il est donc important de préciser, lorsque l'on parle de structure, qu'il s'agisse de structure macroscopique ou microscopique [18].

##### 3. 1. 1. La préparation des éprouvettes pour les examens macrographiques et micrographiques

###### ❖ Polissage des éprouvettes

Les échantillons prélevés ne nécessitent pas un enrobage parce qu'ils sont faciles à manipuler à cause de leurs grandes tailles.



Pour des raisons de rendement, 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), un polissage de finition est effectué en dernier sur un velours ou un papier feutre, avec la poudre d'alumine diluée dans l'eau avec des tailles de 0,3 en suite 0,05 $\mu$ m.

Les vitesses de rotation choisies, étaient comprises entre 150 et 300 tours/minute 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

Nous avons utilisé la solution alcoolique nitrique (le Nital) de : 5 mL d'acide nitrique, dans 100 ml d'éthanol absolu très pur, d'une durée d'attaque de 5s à 10s à température ambiante [1].

L'éprouvette est émergée 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.

### 3. 1. 2. REALISATION DE LA MACROGRAPHIE

L'examen macrographique permet de révéler les différentes zones 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.

Grâce à un scanner, nous avons pris la macrographie, suivant l'axe (XY). Ainsi, il est possible de distinguer les différentes zones de la partie soudée (l'interzone entre le métal de base et la ZAT, l'interzone ZAT / Zone fondue et aussi les deux passes).

### 3. 1. 3. REALISATION DES MICROGRAPHIES

Cet examen a pour but de mettre en évidence la structure des échantillons (les changements structuraux dus à l'échauffement dans le cas des assemblages soudés et la structure du métal de base sans soudure), lors de l'observation au microscope optique.

L'observation s'est faite grâce à un microscope optique de marque ZEISS, du laboratoire de Métallurgie du C.S.C, nous avons pris les Micrographies avec de différents grossissements.

Les micrographies qui vont servir à l'interprétation des profils de dureté, seront prises de la manière suivante :

A travers la zone fondue, s'il y a lieu, on prend trois images, à savoir dans les zones A, B et C illustrées sur la figure II. 1.

A travers la ZAT, on prend les images pour chaque passe, dans les zones I, II et III (MB), comme il est illustré sur la figure II. 1.

La figure suivante illustre les zones où les micrographies ont été prises :

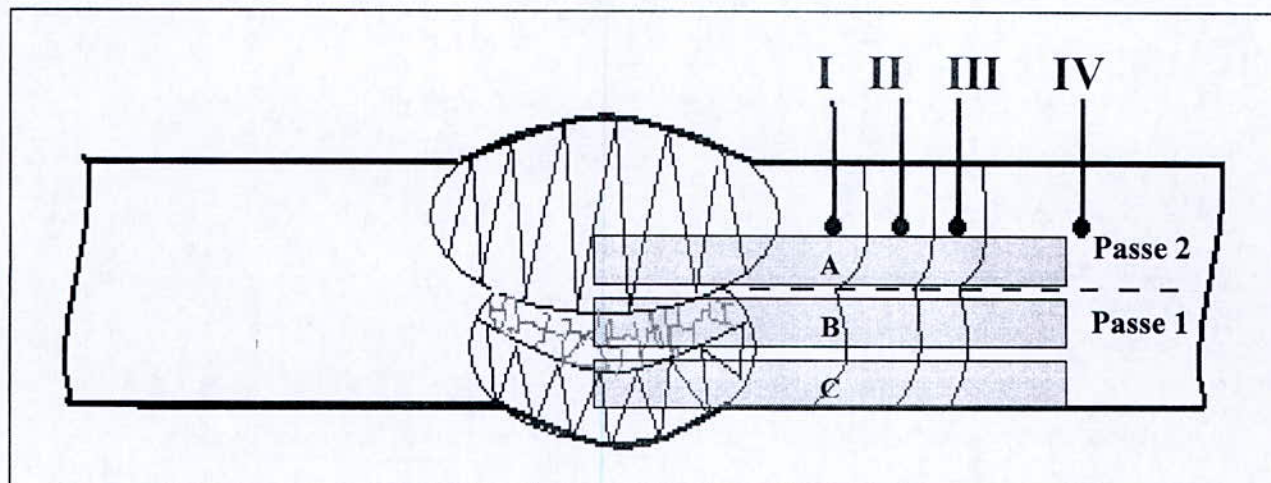


Figure II. 1 : Relevé des zones métallurgiques

### 3. 2. MESURE DE LA TAILLE DES GRAINS

Le microscope optique utilisé pour l'observation micrographique est équipé d'un appareil photo numérique de haute résolution qui est relié à un PC. On a pris des micrographies dans deux différents échantillons avec un grossissement de 500, à partir de la ZL jusqu'au métal de base, on a utilisé la méthode d'interception linéaire, afin de réaliser un travail statistique de calcul de la taille des grains.

Le but de la mesure de la taille moyenne des grains, c'est de voir l'évolution de ces dernières suivant les différentes zones de la ZAT en la comparant avec le MB non affecté par la température (les zones I, II, III et IV dans la Figure II. 1).

Nous avons utilisé la méthode d'interception linéaire, qui consiste à dénombrer le nombre de grains interceptés par des lignes droites tracées sur les micrographies. Compte - tenu de l'anisotropie des microstructures soudées, nous avons effectué 08 mesures sur 2 champs différents.

L'évolution des résultats obtenus est effectuée en plusieurs étapes : [1]

- ✚ Elimination des tâches non souhaitables due à l'attaque chimique ;
- ✚ Affiner les joints de grains par un logiciel de traitement d'image ;
- ✚ Calculer la valeur moyenne du nombre d'interception  $\bar{N}$  , si L est la longueur de la ligne de mesure on obtient :

$$\bar{N}_L = \frac{\bar{N}}{L}$$

La longueur moyenne du segment intercepté est donc :

$$\bar{L} = \frac{1}{\bar{N}_L}$$

Dans le cas de structures non équiaxes, il est possible de déterminer le nombre d'interceptions sur trois coupes : une longitudinale, une transversale et une perpendiculaire, le mode de désignation de la direction étant conforme à la norme NF A 02-016.

### 3.3. ESSAIS DE DURETE ET DE MICRODURETE

La dureté est la technique idéale pour caractériser les cinétiques de durcissement structural car elle est à la fois rapide et peu coûteuse en matériau. Elle permettra par la suite 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 vérification de l'absence de différents traitements mécaniques ou thermiques qu'il a pu subir.

### 3. 3. 1. Essai de dureté Vickers

Il consiste à imprimer dans la pièce à essayer un pénétrateur en forme de pyramide droite, à base carrée, d'angle au sommet  $136^\circ$ , sous une charge  $F$ , et à mesurer la diagonale «  $d$  » de l'empreinte laissée sur la surface après l'enlèvement de la charge (fig. II. 2 et II. 3).

La dureté Vickers est proportionnelle au rapport  $F/S$ .  $S$  est la surface de l'empreinte considérée comme une pyramide droite.

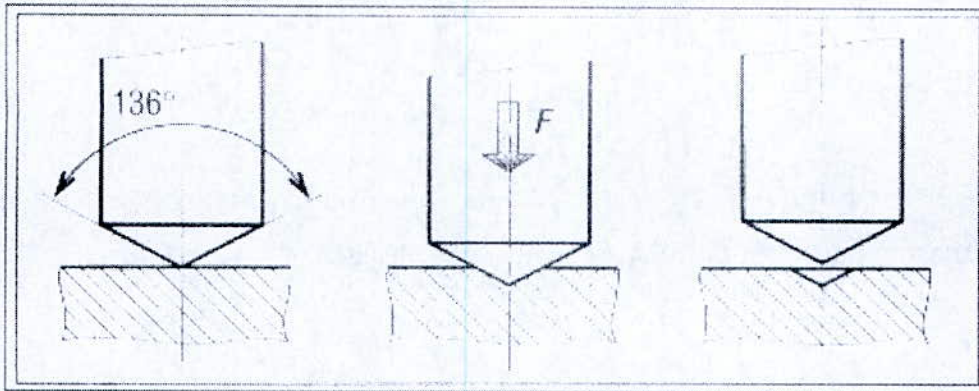


Figure II. 2 : principe de l'essai Vickers

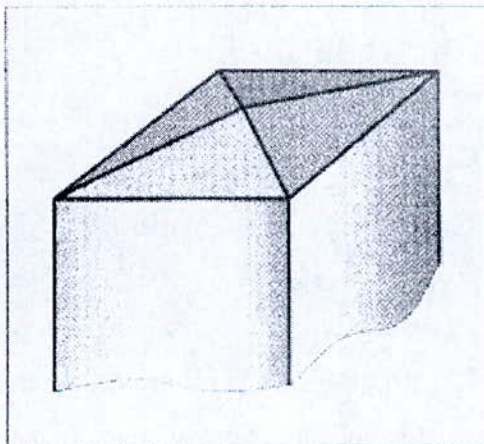


Figure II. 3 : Géométrie du pénétrateur

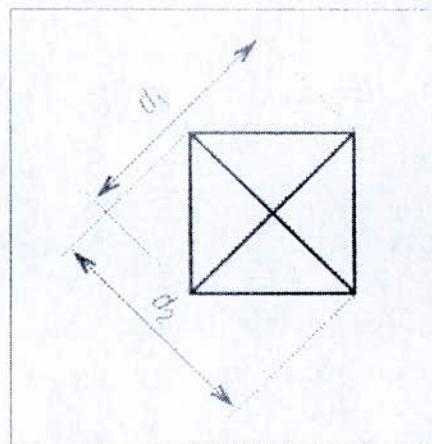


Figure II. 4 : mesure de l'empreinte

➤ **Symboles et désignations**

Angle au sommet du pénétrateur : 136 °.

F : charge d'essai en newtons à ± 1%.

d : diagonal de l'empreinte en millimètre :  $d = (d_1 + d_2) / 2$  (fig. II. 4)

$$HV = 0,189 F / d^2$$

➤ **Profil de dureté**

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

➤ **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 l'alumine.

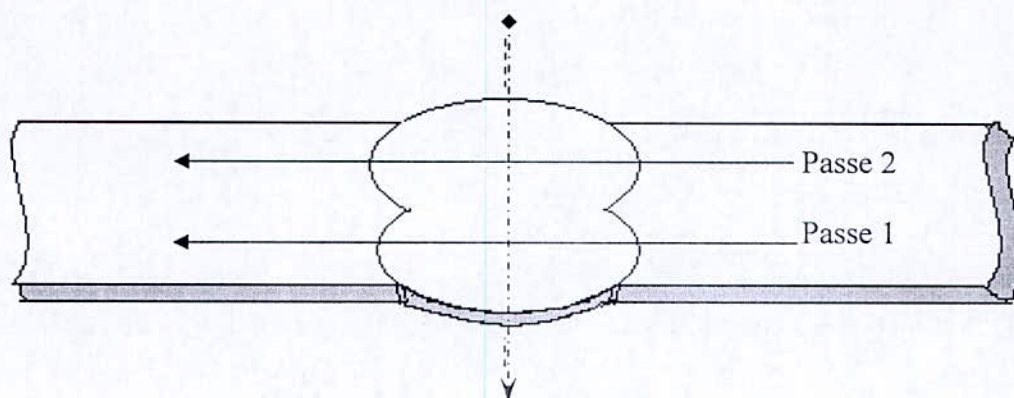
➤ **Mesures et filiations de la dureté et de la microdureté**

❖ **Dureté**

Les mesures et les filiations de la dureté sont réalisées sur un duromètre du type « INSTRON WOLPERT », sous une charge de 10 kg force. Elles permettent de suivre l'évolution de la dureté dans la soudure et on les compare avec celle obtenue dans le métal de base sans soudure.

Les filiations de la dureté sont effectuées sur des coupes transversales par la méthode tangentielle qui permet de mesurer les duretés dans les zones de transformations, et la méthode longitudinale qui permet de mesurer les duretés dans les deux passes [19].

Dans notre cas, la soudure est en deux passes, nous avons effectué deux séries de filiations tangentiels de duretés depuis le métal de base jusqu'à le métal de base de l'autre côté, représentant les deux passes de l'assemblage soudé et une filiation longitudinale dans la zone fondue (Figure II. 5).



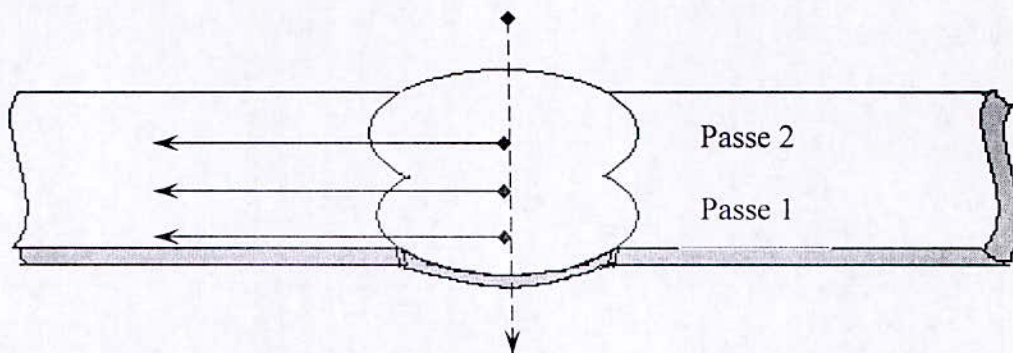
**Figure II. 5** : filiations de duretés tangentielle et longitudinale appliquées aux deux passes

### ❖ Microdureté

Les mesures et les filiations de la microdureté sont réalisées sur un microduromètre du type « MICROMET 3 micro hardness tester », sous une charge de 0.3 kg force. Elles permettent de suivre l'évolution de la microdureté dans la soudure et on les compare avec celle obtenue dans le métal de base sans soudure.

La première filiation de microdureté est effectuée sur la coupe transversale par la méthode longitudinale qui consiste à effectuer des filiations de microdureté dans la zone fondue, depuis la deuxième passe jusqu'à la première passe. Cette filiation nous permet de suivre l'évolution de microdureté dans la zone fondue (Figure II. 6).

Dans un deuxième cas, nous avons effectué des filiations de la microdureté sur des coupes transversales par la méthode tangentielle qui permet de mesurer les duretés dans les zones de transformations, alors nous avons effectué trois séries de filiations tangentiels de microduretés représentant les principales région des deux passes de l'assemblage soudé (Figure II.6) [19].



**Figure II. 6** : filiations de microdureté tangentielle et longitudinale appliquées aux deux passes

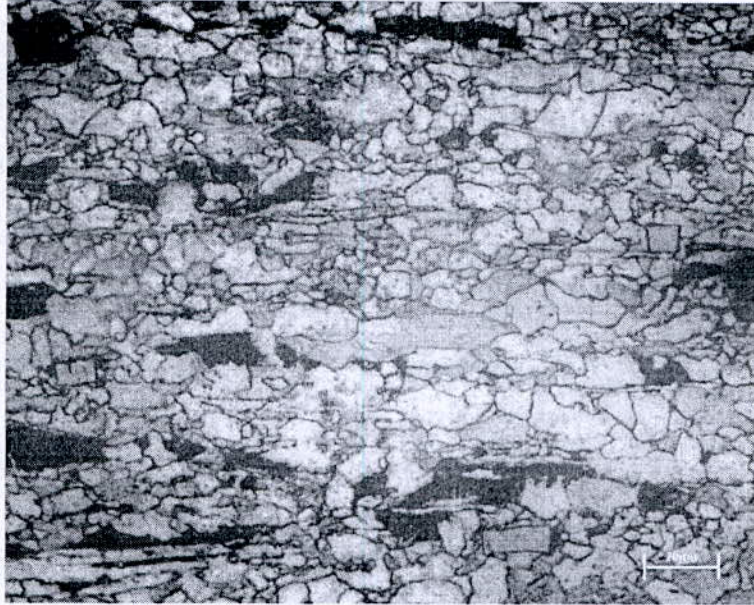


*Chapitre III :*  
*Résultats et Interprétations*

## CARACTERISATION STRUCTURALE

### 1. CARACTERISATION STRUCTURALE DU METAL DE BASE SANS SOUDURE

#### ◆ La micrographie du métal de base sans soudure



**Figure III. 1:** Micrographie du métal de base G x 500

L'observation du métal de base avant l'exécution des passes (figure III. 1) de soudage montre une structure ferritique avec une faible proportion de grains perlitiques en bandes, avec des grains qui sont orientés dans un sens, c'est le sens de laminage.

- ◆ Les résultats de l'essai de dureté et microdureté Vickers dans le métal de base sans soudure sont les suivantes :

- ✓ **Dureté :** 210 HV 10

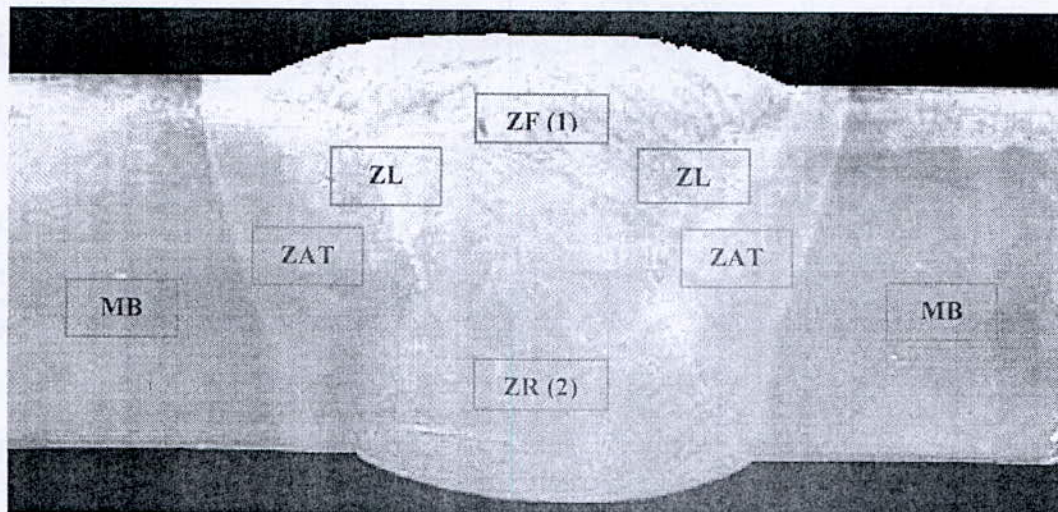
- ✓ **Microdureté :** 237 HV 0.3

## 2. EXAMEN MACROGRAPHIQUE

La macrographie de la soudure montre que celle-ci correspond à une unité microstructurale hétérogène.

La figure III. 2 met en évidence cinq zones distinctes :

- ↓ Zone fondue (ZF (1)) qui représente la deuxième passe, et qui résulte de la dilution du métal de base avec le métal d'apport avoisinant suivie d'une solidification.
- ↓ Zone réchauffée (ZR (2)) obtenue suite à une superposition du cycle thermique attribué par la deuxième passe de soudage déposée.
- ↓ Zone de liaison (ZL) localisée de part et d'autre de la zone fondue. Nous relevons une continuité structurale entre la zone fondue et la zone de liaison à G x 100.
- ↓ Zone affectée thermiquement (ZAT) localisée juste après la zone de liaison. Comme son nom l'indique, ce n'est que le métal de base qui subit l'influence de la chaleur et se transforme par le processus d'austénisation au cours du cycle de soudage.
- ↓ Zone du métal de base (MB) qui ne subit aucune influence de la chaleur, alors il n'y a aucun changement de structure.



**Figure III. 2 :** Macrographie de la soudure

L'aspect macrographique hétérogène de la section transversale soudée n'est qu'une image de son hétérogénéité chimique et physique attribuée aux cycles thermiques imposés par les conditions de soudage appliquées sur site.

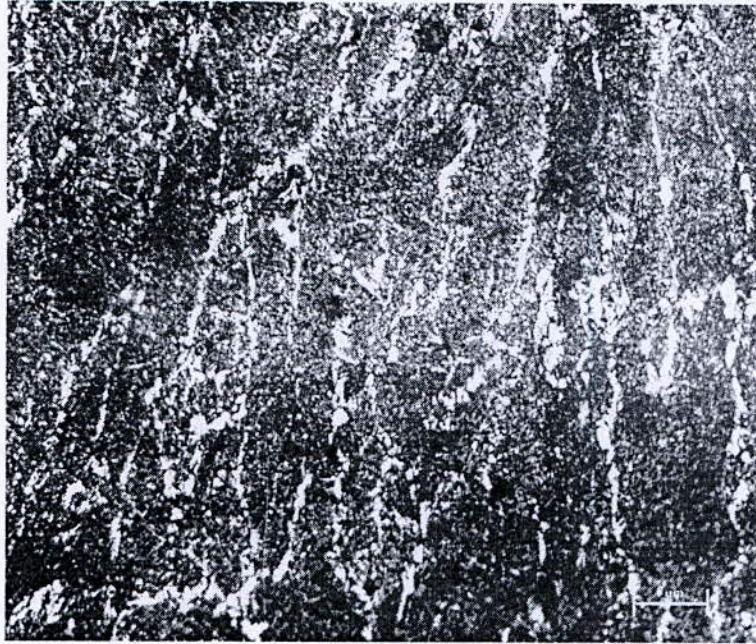
### **3. CARACTERISATION STRUCTURALE DE LA ZONE FONDUE**

Comme on l'a évoqué dans le chapitre IV, l'assemblage auquel on a eu affaire, était avec un soudage multipasses. Ceci d'une part complique l'étude parce qu'il y a plusieurs paramètres, en plus de ceux déjà existants dans le cas de soudage en une passe.

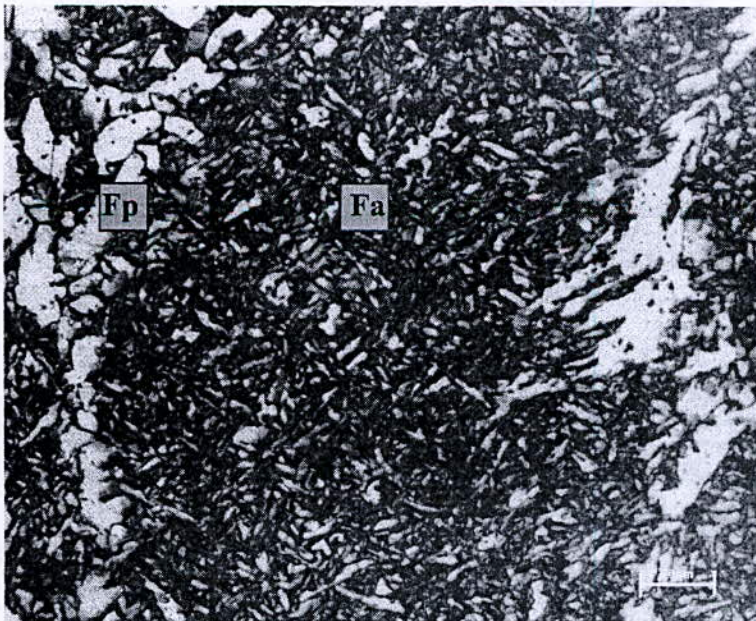
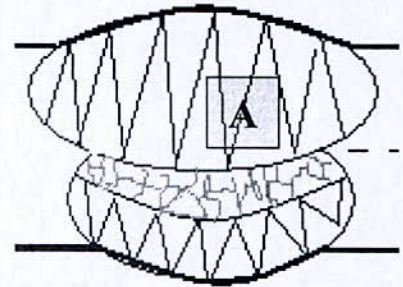
Pour cela, on essayera d'étudier, dans la mesure du possible, les paramètres qui influent sur chacune des deux passes, bien que celles-ci se trouvent influencées l'une par l'autre. On commencera donc par une caractérisation de la zone fondue, qui est divisée en trois différentes zones, à savoir les zones A, B et C dans la figure II. 1.

#### **◆ Caractérisation micrographique**

- Les micrographies prises, pour chaque zone de la zone fondue, depuis la deuxième passe jusqu'à la première (zones : A, B, C dans la figure II. 1), sont données par les figures III. 3, et III.4.

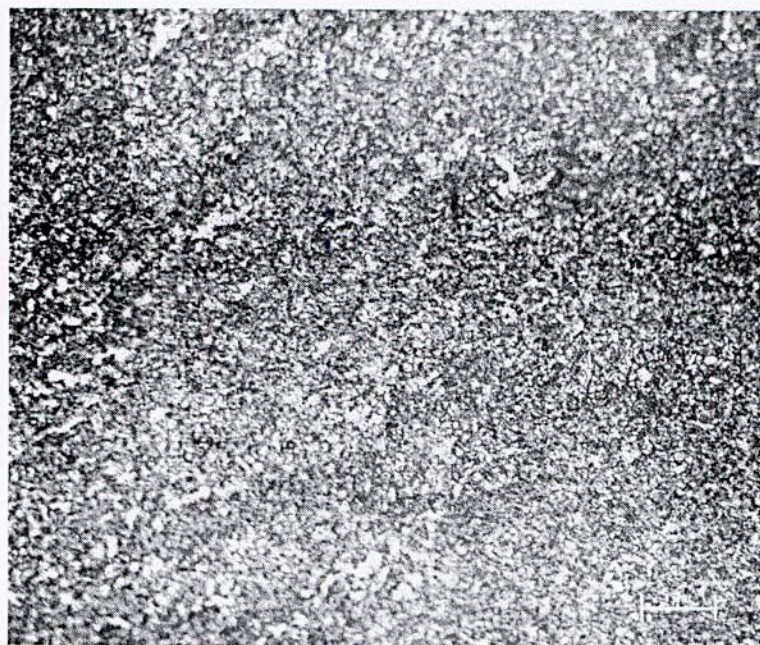


Zone A (deuxième passe) :  
G x 100



Zone A (deuxième passe) :  
G x 500

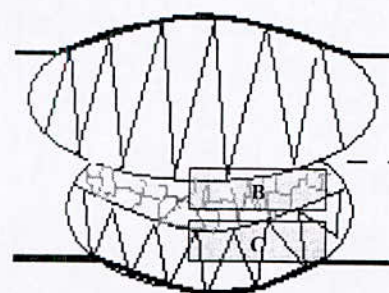
Figure III. 3 : Micrographies dans la zone « A » de la deuxième passe de la zone fondue



Zone B (première passe) :

Zone réchauffée

G x 100



Zone C (première passe) :

G x 100

Figure III. 4 : Micrographies dans les zones « B » et « C » de la première passe de la zone fondue

➤ L'examen micrographique de la zone fondue fait apparaître une évolution de microstructures, ou on peut distinguer deux types de zones :

⚡ Les premières (zone A et C) ont conservé une structure brute de solidification. Les principaux microconstituants susceptibles d'exister dans ces zones sont représentés à la figure III. 3 (G x 500), et qui sont :

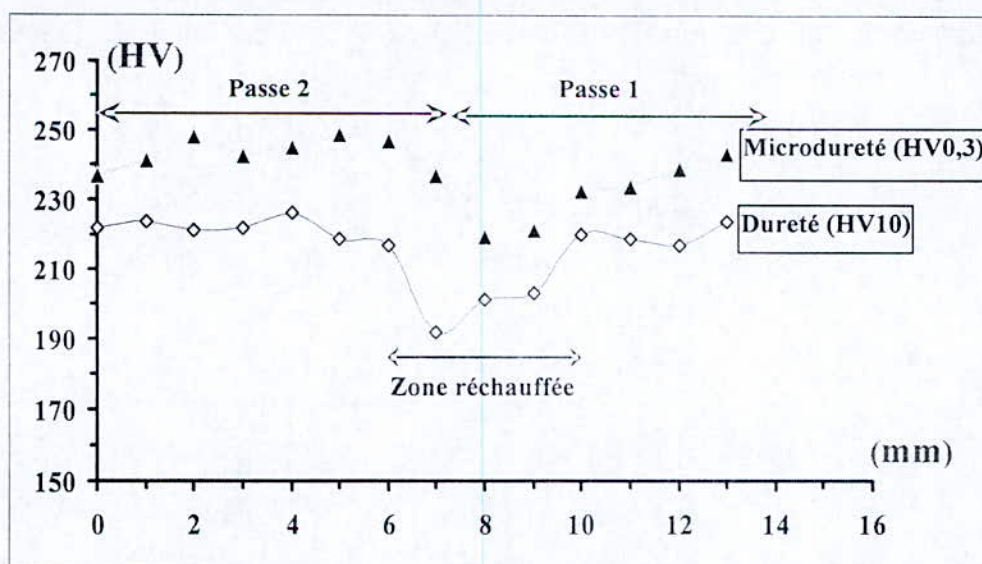
- la ferrite proeutectoïde (Fp)

- et la ferrite aciculaire (Fa), qui n'apparaît jamais dans les aciers, n'existe dans le métal fondu qu'en présence de certaines inclusions qui permettent la germination intragranulaire de la ferrite lors de la transformation de l'austénite [20].

⚡ Tandis que la seconde (zone B) montre un affinement des grains de ferrite, car ils ont subi une réausténitisation durant l'exécution de la deuxième passe.

### ◆ Evolution de la dureté et la microdureté

➤ Les filiations de dureté et de microdureté de l'assemblage, en balayant la zone fondue depuis la deuxième passe jusqu'à la première (voir figure II. 5 et II. 6), sont montrées et superposées dans (la figure III. 5) ci-dessous :



**Figure III. 5 :** Evolution de la dureté HV 10 microdureté HV 0,3 en fonction de la distance à travers la zone fondue, depuis la deuxième passe jusqu'à la première



- Les graphes de la figure III. 5, montre l'évolution de la dureté et la microdureté dans la zone fondue, pour chaque zone (A, B et C dans la figure II.1) :
- ✓ La zone A : entre 0 et 7mm, nous a donné une microdureté moyenne de 243,2 HV 0,3 et de dureté moyenne de 222 HV 10.
- ✓ La zone B : entre 7 et 10 mm, nous a donné des microduretés moyennes de 220,4 HV 0,3 et de dureté moyenne de 199 HV 10.
- ✓ La zone C : entre 10 et 13 mm, nous a donné une microdureté moyenne de 237 HV 0,3 et de dureté moyenne de 220 HV 10.
- On remarque bien, sur les filiations de dureté et microdureté que la zone fondue s'est durcie par rapport au métal de base dans les zones (A et C) qui sont les zones du métal brute de solidification et cela est dû à la présence des inclusions qui favorisent la formation de la ferrite aciculaire, par contre dans la zone (B) c'est le contraire, car elle a subi un recuit lors de l'exécution de la deuxième passe.
- On remarque aussi que la valeur moyenne de dureté de la zone (C) de la première passe s'est adoucie par rapport à la zone (A) de la deuxième passe, on peut déduire que cette dernière a subi une transformation partielle lors de l'exécution de la deuxième passe.

## 4. CARACTERISATION STRUCTURALE DE LA ZAT

La zone affectée thermiquement, au même titre que la zone fondue, se trouve influencée, par le soudage en deux passes.

L'influence du soudage multipasses nous contraint à considérer, pour chaque passe, une ZAT. Car la ZAT formée lors de la première passe ne gardera pas la même structure après l'exécution de la deuxième passe, puisque cette dernière lui sert d'un poste de chauffage. La ZAT de la deuxième passe, l'effet du soudage en deux passes se réduit à l'influence de la température initiale.

Pour cela, on propose de faire une caractérisation de la ZAT au niveau de chaque passe.

### 4. 1. CARACTERISATION STRUCTURALE DE LA ZAT AU NIVEAU DE LA DEUXIEME PASSE

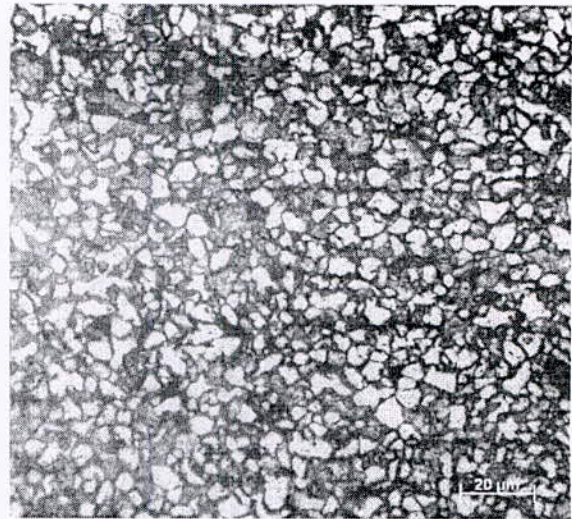
#### ◆ Caractérisation micrographique

➤ Les micrographies prises, pour chaque zone de la ZAT au niveau de la deuxième passe, depuis la zone de liaison jusqu'au métal de base (zones : I, II, III, IV dans la figure II. 1), sont données dans la figure III. 6.



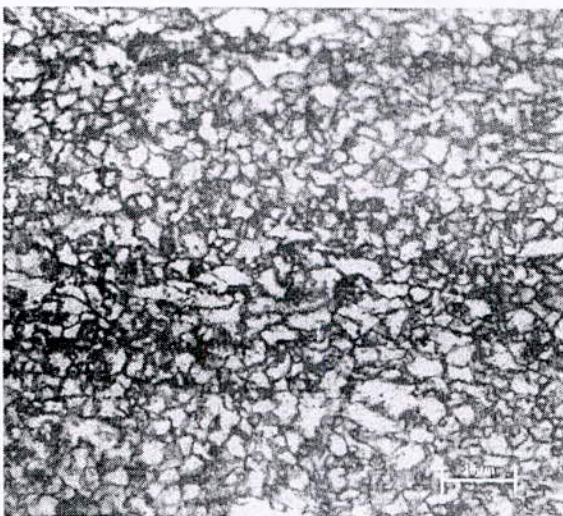
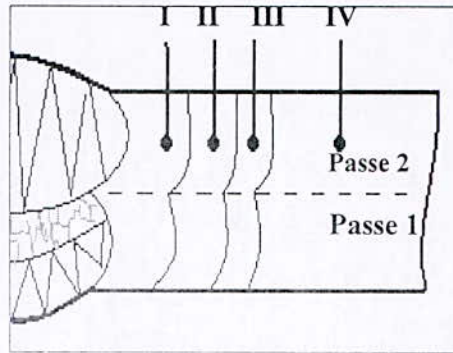
Zone « I » : Zone à gros grains

G x 500



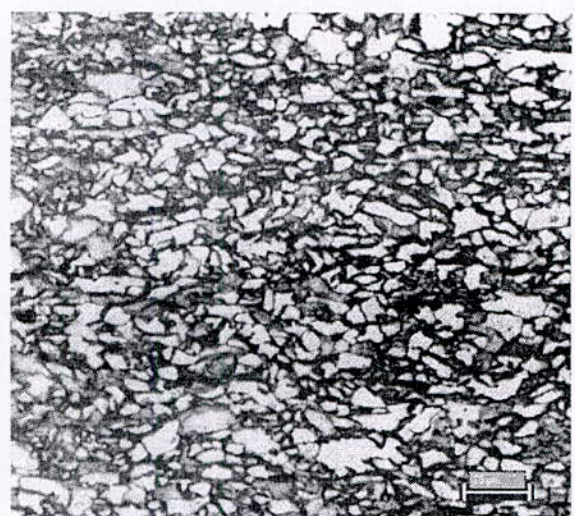
Zone « II » : Zone à grains fins

G x 500



Zone « III » : Zone intercritique

G x 500



Zone « IV » : Métal de base non affecté

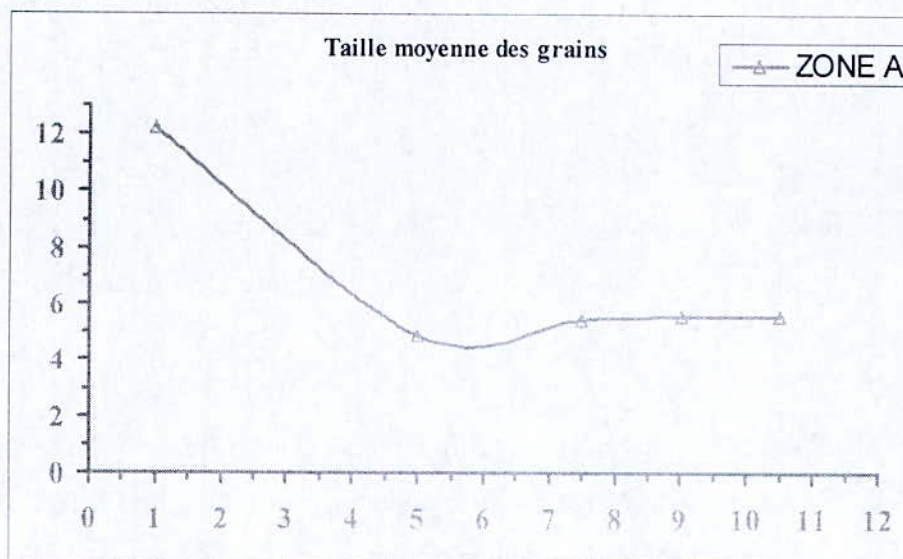
G x 500

Figure III. 6. Micrographie au niveau de la deuxième passe (zone A), prise depuis la ZL jusqu'au

MB

### ◆ Profil de taille moyenne des grains

➤ Les mesures de la taille des grains, pour chaque zone de la ZAT de la deuxième passe, depuis la zone de liaison jusqu'au métal de base (zones : I, II, III, IV dans la figure II. 1), sont montrées dans la figure III. 7.



**Figure III. 7.** Evolution de la taille des grains en fonction de la distance au niveau de la deuxième passe (zone A) depuis la ZL jusqu'au MB

➤ L'examen micrographique tout au long de la zone affectée thermiquement au niveau de la deuxième passe (zone A), fait apparaître une évolution des microstructures. Ces évolutions résultent du procédé de soudage appliqué.

La figure III. 6, montre que la zone affectée thermiquement du métal de base à partir du métal fondu ou leurs premiers germes se solidifient par épitaxie (relation de cohérence cristallographique) sur cette dernière est constituée de trois zones distinctes :

- ✚ Zone « I » : c'est la zone à gros grains adjacente à la soudure obtenue à des températures supérieures à  $A_{C3}$  (910 °C dans notre cas) qui permet le grossissement des grains d'austénite.
  - ✚ Zone « II » : une zone affinée des grains obtenue à partir des température légèrement supérieures à  $A_{C3}$ .
  - ✚ Zone « III » : c'est la zone de transformation partielle ou intercritique obtenue à partir d'une structure ferrite – perlitique qui subit une austénitisation partielle de la perlite à une température portée entre  $A_{C1}$  et  $A_{C3}$ , avec un début de globulisation des phases perlitiques
  - ✚ Enfin le métal de base n'ayant pas subi de transformation de phase au chauffage, c'est-à-dire ayant été chauffé à une température inférieure au point de transformation  $A_{C1}$ .
- Quant au profil des taille moyenne des grains montre : qu'à 1 mm, 5 mm, 7,5 mm et 9 mm de la zone de liaison (les microstructures de la figure III. 6 : zones I, II, III et IV) ou le métal de base est affecté thermiquement. On remarque que la zone « I » ou la zone à gros grains a la plus grande de taille moyenne des grains, ceci signifie que la taille de grain austénitique initiale est importante, dans ce cas, le processus de croissance peut se dérouler sans obstacles, et elle diminue jusqu'à la zone « II » ou zone à grains fins qui a les plus petites tailles des grains.
- Ces transformations microstructurales obtenues sont produites par les processus de solidification et de transformation de phases. Elles sont contrôlées par les régimes thermiques imposés par le processus de soudage.

◆ Evolution de dureté et de microdureté

Les filiations de dureté et de microdureté, en balayant le joint par la méthode tangentielle au niveau de la deuxième passe. On a effectué une filiation de dureté depuis le métal de base jusqu'au métal de base de l'autre côté, et une filiation de microdureté depuis la zone de liaison jusqu'au métal de base ;

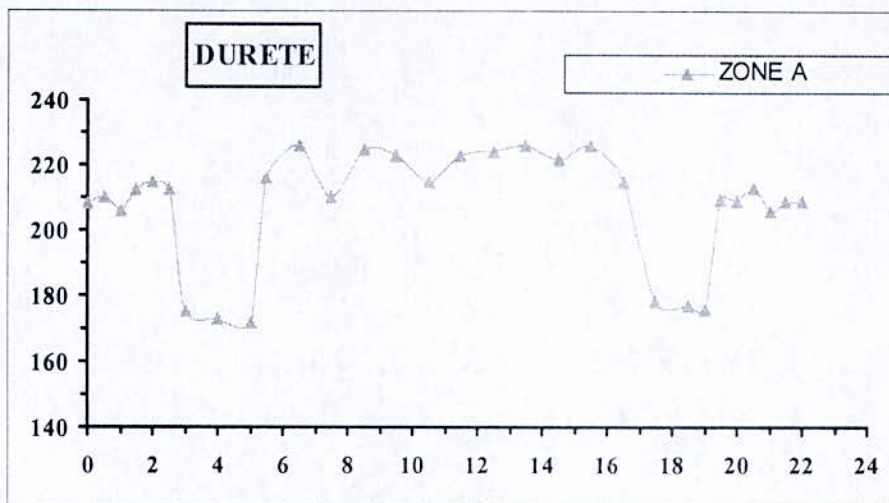


Figure III. 8 : Evolution de la dureté en fonction de la distance au niveau de la deuxième passe (zone A) depuis le MB jusqu'au MB

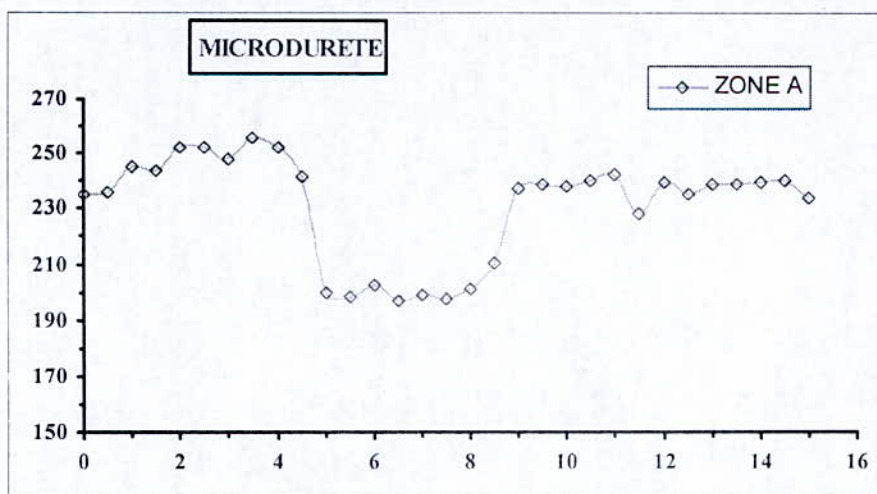


Figure III. 9. Evolution de la microdureté en fonction de la distance au niveau de la deuxième passe (zone A) depuis la ZL jusqu'au MB

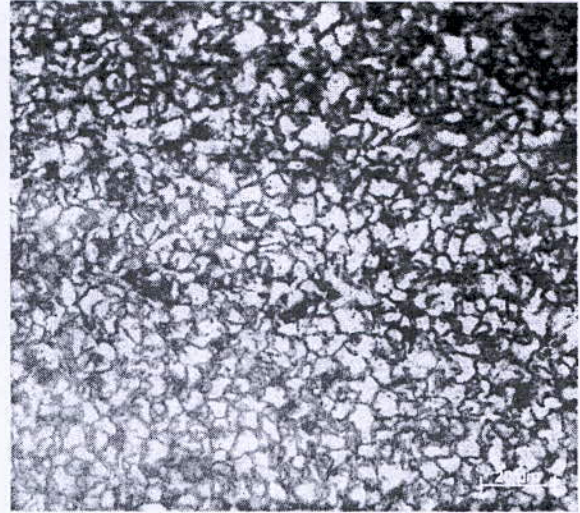
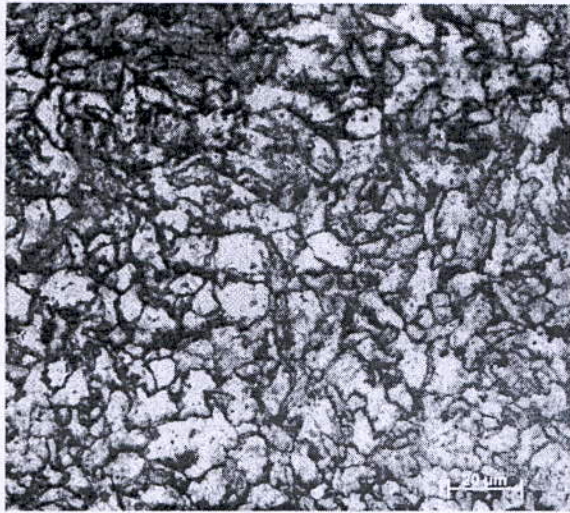
- La partie au milieu de la courbe de dureté, et la plus à gauche de la courbe de microdureté représentent la zone fondue déjà étudiée dans ce qui précède. Le début de la ZAT ou zone à gros grains avec une largeur de « 3 mm », s'est manifesté par un adoucissement par rapport au métal de base, et d'après Devillers [21], cela est dû à la nature du métal de base qui est à haute limite d'élasticité obtenu par traitement thermomécanique poussé, et ceci est confirmé par les micrographies et les plus grandes tailles des grains à cette zone ;
- Une augmentation de la dureté s'étalant sur une distance très restreinte correspond à la zone affinée ;
- Enfin, une petite stabilité de dureté qui est due à l'état non affecté qui correspond au métal de base.

#### **4. 2. CARACTERISATION STRUCTURALE DE LA ZAT AU NIVEAU DE LA PREMIERE PASSE**

Dans cette partie, on va superposer notre étude de la ZAT au niveau de la première passe (zone B), qui est la zone réausténisée par la deuxième passe, avec celle obtenue dans la deuxième passe (zone A), pour pouvoir souligner le changement de la ZAT par l'effet de la deuxième passe

##### **◆ Caractérisation micrographique**

- Les micrographies prises, pour chaque zone de la ZAT au niveau de la première passe, depuis la zone de liaison jusqu'au métal de base (zones : I, II, III, IV dans la figure II. 1), sont données dans la figures III. 10.

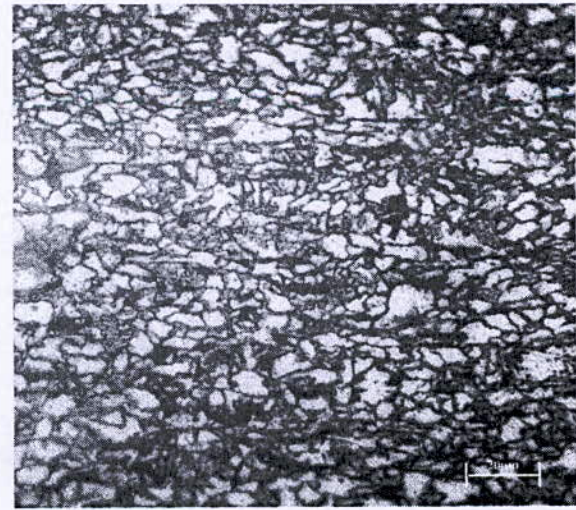
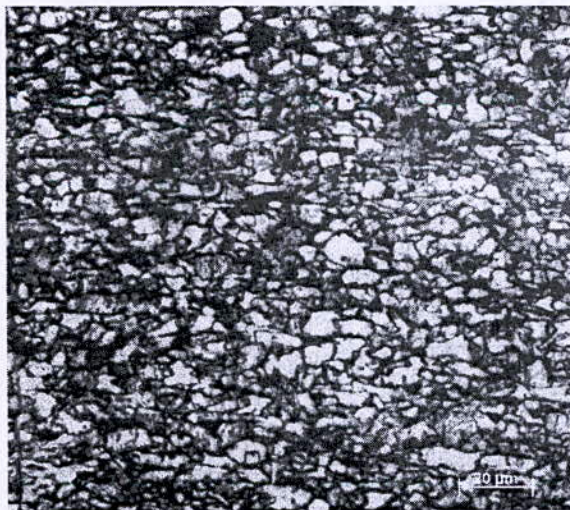
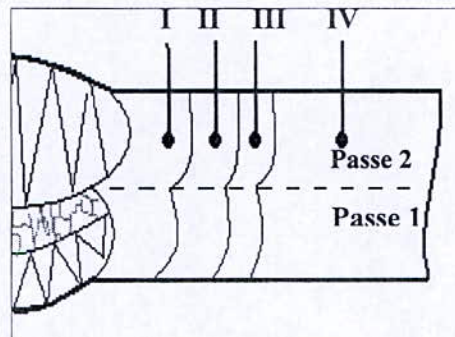


Zone « I » : Zone à gros grains

Zone « II » : Zone à grains fins

G x 500

G x 500



Zone « III » : Zone intercritique G x 500

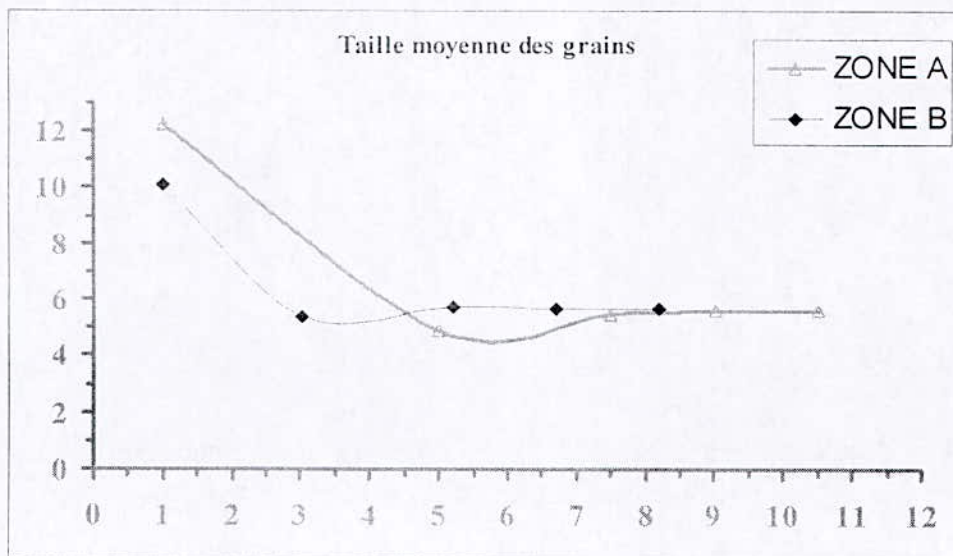
Zone « IV » : Métal de base non affecté G x 500

Figure III. 10. Micrographie au niveau de la première passe (zone B), depuis la ZL jusqu'au MB



### ◆ Profil des tailles moyennes des grains

➤ Les mesures de la taille des grains, pour chaque zone de la ZAT de la première passe, depuis la zone de liaison jusqu'au métal de base (zones : I, II, III, IV dans la figure II. 1), sont montrées dans la figure III. 11.



**Figure III. 11.** Evolution de la taille des grains en fonction de la distance au niveau de la première et la deuxième passe (zone B et A) depuis la ZL jusqu'au MB

➤ profil de taille moyenne des grains de la zone B montre qu'à 1 mm, 3 mm, 5,2 mm et 6,7 mm de la zone de liaison (les microstructures de la figure III. 6 : zones I, II, III et IV) ou le métal de base est affecté thermiquement. On remarque que la zone « I » ou la zone à gros grains a la plus grande moyenne de taille des grains, ceci signifie que la taille de grain austénitique initiale est importante, et elle diminue jusqu'à la zone « II » ou zone à grains fins qui a les plus petites tailles des grains.

➤ On remarque que la taille des grains dans la zone B est inférieure à celle de la zone A tout au long de la ZAT, et cela est dû au réchauffage lors de l'exécution de la deuxième passe dans le domaine intercritique, entre  $A_{C1}$  et  $A_{C3}$ , dont la transformation de l'austénite se produit préférentiellement dans les zones de diffusion facile, tels que les anciens joints de grains austénitiques, les zone riches en carbone (carbures, composés M-A) et les ségrégations.

Evolution de dureté et microdureté

Les filiations de dureté et de microdureté, en balayant le joint par la méthode tangentielle au niveau de la première passe. On a effectué une filiation de dureté depuis le métal de base jusqu'au métal de base de l'autre côté, et une filiation de microdureté depuis la zone de liaison jusqu'au métal de base ;

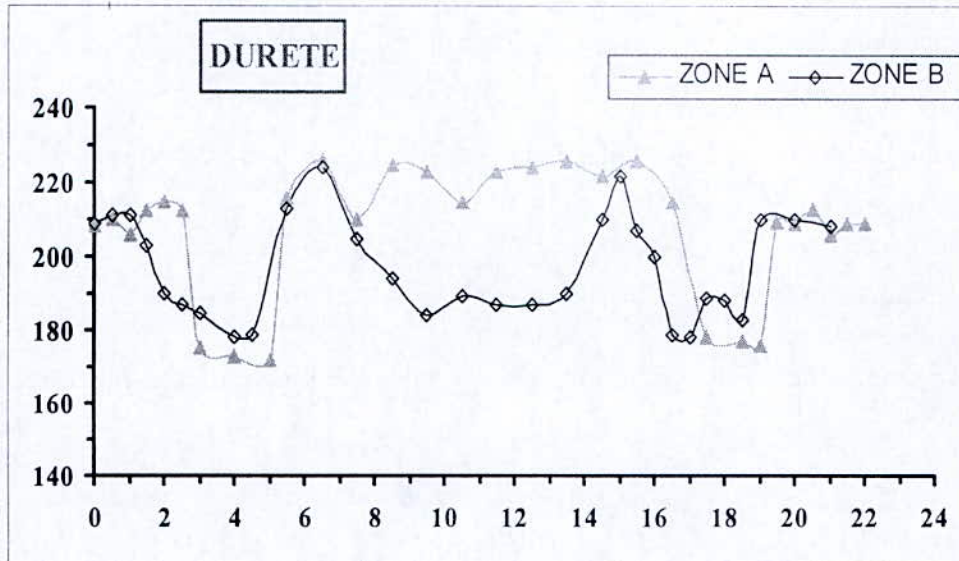


Figure III. 12. Evolution de la dureté en fonction de la distance au niveau de la première et de la deuxième passe (zone B et A) depuis la MB jusqu'au MB

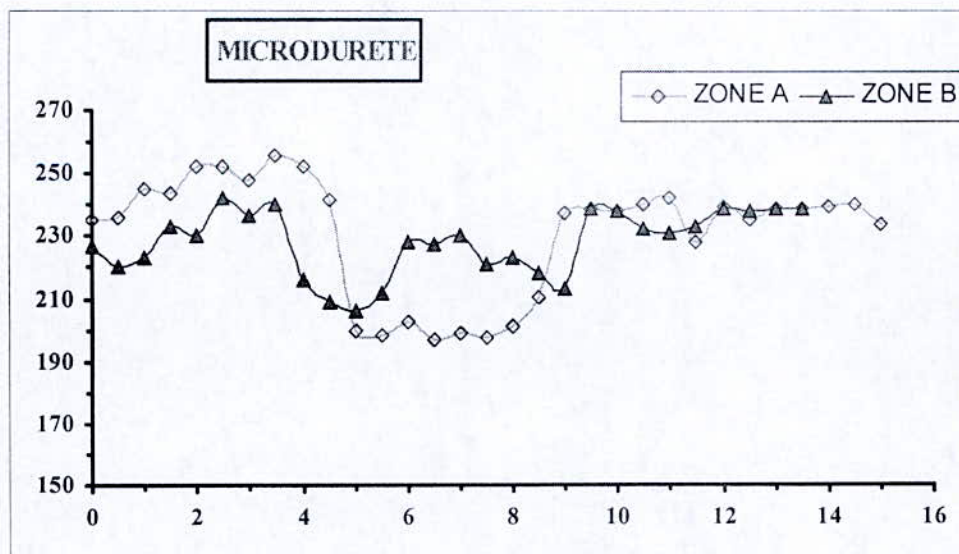


Figure III. 13. Evolution de la microdureté en fonction de la distance au niveau de la première et la deuxième passe (zone B et A) depuis la ZL jusqu'au MB

- On remarque au niveau de la zone B, dans la partie au milieu de la courbe de dureté, et la plus à gauche de la courbe de microdureté représentent la zone fondue déjà étudiée dans ce qui précède. Le début de la ZAT ou zone à gros grains avec une largeur de « 3 mm », s'est manifesté par un adoucissement par rapport au métal de base, et d'après Devillers [21], cela est dû à la nature du métal de base qui est à haute limite d'élasticité obtenu par traitement thermomécanique poussé, et ceci est confirmé par les micrographies et les plus grandes tailles des grains à cette zone ;
  
- Une augmentation de la dureté s'étalant sur une distance très restreinte correspond à la zone affinée ;
  
- Enfin, une petite stabilité de dureté qui est due à l'état non affecté qui correspond au métal de base.

# *Conclusion Générale*

# CONCLUSION GENERALE

Dans ce travail, on s'est intéressé à l'étude des caractéristiques structurales du cordon de soudure (macrographie, micrographie, taille des grain et mesure de dureté) d'un tube de transport gazoduc en acier à haute résistance.

Cette étude nous a permit de relever :

- ◆ Des micrographies en conformité avec la théorie ;
- ◆ Un profil de taille moyenne des grains et un profil de dureté conforme aux microstructures ;

Nous avons constaté par ailleurs :

➤ Les propriétés mécaniques du métal fondu dépendent de sa structure et de sa composition chimique. On peut toujours distinguer deux types de zones : les premières ont conservé une structure brute de solidification tandis que la seconde a été réausténisée durant l'exécution de la deuxième passe. La seconde s'adoucit par rapport à la première, on peut déduire que cette dernière a subit une transformation partielle lors de l'exécution de la deuxième passe.

➤ Une zone affectée thermiquement fait apparaître une évolution de microstructures. Ces évolutions résultent du procédé de soudage appliqué. Cette dernière est constituée de trois zones distinctes :

- Une zone à gros grain qui est la zone de moindre ténacité dans les joints soudés multipasses. Cependant la fragilité de cette zone disparaît pour peu qu'intervienne un réchauffage à une température de revenu suffisante lié au dépôt d'une passe de soudage ultérieure ou un traitement thermique de détente.

- Une zone à grains fins qui est fonction :
    - des cycles thermiques de soudage qui conditionne : le temps de séjour dans le domaine austénitique et la vitesse de refroidissement
    - la présence des éléments tels que le niobium, titane, bore... qui limitent le grossissement de grains lors de la phase de réausténitisation.
  - Une zone intercritique qui est la zone de passage entre la ZAT et le métal de base non affecté.
- La ZAT est la zone la plus fragile d'un assemblage soudé, et c'est là que les ruptures peuvent se faire lorsque la soudure est soumise à une traction.

# REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [1]: **J. BARRALIS, G. MAEDER** : «Précis de métallurgie, élaboration, structures-propriétés, normalisation », AFNOR, NATHAN, février 2003, pp 48-215.
- [2]: **M. COLOMBIE ET COLL** : « Matériaux industriels : matériaux métalliques », Dunod 2000, pp 60-63.
- [3]: **ROGER LE GOUIC** : « précis de soudage, brasage et techniques connexes », Edition EVROLLES, 1982, PP 300-310.
- [4]: **EASTERLING K** : « Introduction to the physical Metallurgy of welding », Editions Butterworths, 1983.
- [5]: **GRANJON H** : « Bases métallurgiques du soudage, publication du soudage et ces applications », 2<sup>e</sup> édition. 1995.
- [6]: **IRSID**, « courbes dureté-paramètre de refroidissement en condition de soudage », recueil établi à l'IRSID, 1977.
- [7]: **CONSTANT A, HENRY G, CHARBONNER J. C** : « Principes de base des traitements thermomécaniques et thermochimiques des aciers », PYC édition, 1992, pp 10-15.
- [8]: **ANDREWS K. W**: « Empirical formulae for the calculation of transformation temperature », Journal of the iron and steel institute, n°7, juillet 1965.
- [9]: **YORIOKA N, OKUMURA M, KASUKA T, COTTON H.J.U**: « Prediction of HAZ Hardness of transformable steels », metal construction, avril 1987.
- [10]: **MATSUDA F, FKADA Y; OKADA Y**: « Review of mecahanical and metallurgical investigations of M-A constituent in japan, Doc IIS-IIW n° IX-1782-94, 1994.
- [11]: **LAMBERT A; DRILLET J**: « microstructure of M-A constituent in HAZs of HSLA steel welds in relation with toughness properties, Rapport IRSID, n°99 21, 1999.
- [12]: **HRIVNAK I**: « Weldability of modern steel materials », ISIJ International, vol. 35, 1995.
- [13]: **IKEUCHI K; LIAO J**: « Effect of temper-bead thermalcycle on toughness of weld ICCGHAZ of low alloy steel SQV-2A », ISIJ International, vol. 35, 1995.
- [14]: **REED R. C BHADESHIA H. K. D H**: « A simple model for multipasse steel xelds » Acta metal.mater. Vol 42 n°11, 1994.

- [15]: **GRUMBACH M** : « Les essai de dureté », collection IRSID-OTUA, 1981.
- [16]: **DEVEILLERS L, KAPLAN D** : « Aspects mécaniques de l'évaluation de la ténacité d'éprouvettes métallurgiquement hétérogènes », revue de métallurgie, CIT, avril 1986.
- [17]: **TAKASHI A, OGAWA H**: « influence of softned heat-affected zone on stress orientedhydrogen induced cracking of a high strength line pipe steel »
- [18]: **N, CHERMAT** : « Etude du comportement d'un assemblage soude vis-à-vis de la corrosion en milieu chlorure en absence et en présence d'Inhibiteur », thèse en magister en métallurgie, juin 1992.
- [19]: « Mesure de la dureté en zone affectée thermiquement des soudure d'aciers, soudage et techniques connexes » juillet-aout, 1983, pp 317-322.
- [20]: **ABSON, DOLBY R. E**: The role of non metallic inclusions in ferrite nucleations in carbon steel xeld metal », proceedings of trends in steels and consumables for welding, the welding institut, paper n°25, Londres, 14-16 nov. 1978.
- [21]: **DEVILLERS L**: « The effect of low level of some elements on the toughness submerged-arc welded C-Mn steel welds », the welding institute, Londres, 15-17 November 1983.