

N° d'ordre : .....

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE  
MINISTERE D'ENSEIGNEMENT SUPERIEURE ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE

UNIVERSITE DES SCIENCES ET DE LA TECHNOLOGIE « HOUARI BOUMEDIENE »  
FACULTE DE GENIE MECANIQUE ET DE GENIE DES PROCEDES



## MEMOIRE

Présenté pour l'obtention du diplôme de MAGISTER

En Génie Mécanique

**Spécialité :** Ingénierie des Systèmes

**Par :** BOUDIAF Achraf

**SUJET :**

***CONTRIBUTION A L'ETUDE DU COMPORTEMENT  
THERMOMECHANIQUE DES JOINTS SOUDES :  
APPLICATION AUX ACIERS A BAS CARBONE***

Soutenu Le 25/02/2006 devant le jury composé de :

|                              |   |                           |
|------------------------------|---|---------------------------|
| <b>Mr- T. BOUKHAROUBA</b>    | <b>Professeur, U.S.T.H.B</b>            | <b>Président</b>          |
| <b>Mr- K. NECIB</b>          | <b>Maître de Conférences, E.M.P</b>     | <b>Directeur de Thèse</b> |
| <b>Mr- A. ATI</b>            | <b>Professeur, U. BEJAIA</b>            | <b>Examineur</b>          |
| <b>Mr- A. AHMED-BENYAHIA</b> | <b>Maître de Conférences, U.S.T.H.B</b> | <b>Examineur</b>          |
| <b>Mr- M. A. BELOUHRANI</b>  | <b>Maître de Conférences, E.M.P</b>     | <b>Examineur</b>          |

# ***SOMMAIRE***

## INTRODUCTION 1

### **PREMIERE PARTIE : ÉTUDE BIBLIOGRAPHIQUE**

#### **CHAPITRE I : CARACTERES GENERAUX**

- I.1. Introduction
- I.2. Continuité métallique
- I.3. Mécanisme d'Obtention de la continuité métallique
  - I.3.1. Le rapprochement des atomes par effort mécanique
  - I.3.2. La diffusion
  - I.3.3. L'édification d'une orientation cristalline commune par recristallisation (épitaxie)
- I.4. Paramètres de soudage
  - I.4.1. Energie nominale
  - I.4.2. Energie dissipée dans le joint soudé
  - I.4.3. Energie équivalente
  - I.4.4. Loi de refroidissement
- I.5. Soudabilité des aciers
  - I.5.1. Carbone équivalent
  - I.5.2. Expression du carbone équivalent
    - I.5.2.1. Prévision de la trempabilité
    - I.5.2.2. Estimation de la dureté sous cordon
- I.6. Propriétés des assemblages soudés
  - I.6.1. Aspect thermomécanique
  - I.6.2. Particularités du soudage à l'arc
  - I.6.3. Classification des procédés du soudage

#### **CHAPITRE II : ÉTUDE THERMIQUES DU SOUDAGE**

- II.1. Introduction
- II.2. Répartitions thermiques dans les assemblages soudés
- II.3. Régimes thermiques relatifs aux assemblages soudés
  - II.3.1. Notion d'état quasi-stationnaire
  - II.3.2. Courbes température - temps
  - II.3.3. Courbes température - distance, solide thermique
- II.4. Facteurs du cycle et de la répartition thermique
  - II.4.1. Influence du métal de base
  - II.4.2. Influence des conditions de soudage
    - II.4.2.1. Énergie de soudage
    - II.4.2.2. Environnement
  - II.4.3. Soudage Multipasses
- II.5. Déformation et contraintes de soudage
  - II.5.1. Effets possibles des déformations et des contraintes résiduelles

#### **CHAPITRE III : PHENOMENES METALLURGIQUES**

- III.1. Introduction
- III.2. Transformations de phase à l'état solide
  - III.2.1. Changement de structure cristalline
  - III.2.2. Déplacements des atomes de soluté

- III.2.3. Transformation austénitique
- III.2.4. Transformations par diffusion
- III.2.5. Transformation ferritoperlitique
- III.2.6. Transformation bainitique
- III.2.7. Transformations martensitique
- III.3. Transformations en phase solide dans les joints soudés
  - III.3.1. Au cours de l'échauffement
    - III.3.1.1. Modification de structure
      - III.3.1.1.1. Recristallisation après écrouissage
      - III.3.1.1.2. Application du phénomène du soudage sur produit écrouie
      - III.3.1.1.3. Déformation et recristallisation simultanées
      - III.3.1.1.4. Surchauffe (ou recristallisation secondaire)
      - III.3.1.1.5. Coalescence
    - III.3.1.2. Modification de constitution
      - III.3.1.2.1. Cessation des états hors d'équilibre – Remise en solution
      - III.3.1.2.2. Transformation allotropique (cas de l'acier)
  - III.3.2. Au cours du refroidissement
    - III.3.2.1. Transformations allotropiques
      - III.3.2.1.1. Mode perlitique
      - III.3.2.1.2. Mode bainitique
      - III.3.2.1.3. Mode martensitique
    - III.3.2.2. Particularité de la transformation perlitique en soudage
      - III.3.2.2.1. Soudure en une passe
      - III.3.2.2.2. Soudure en plusieurs passes
  - III.3.3. Diagrammes T.R.C
  - III.3.4. Diagrammes T.R.C.s

## **DEUXIEME PARTIE : APPROCHES EXPERIMENTALES**

### **CHAPITRE IV : PROGRAMME D'ESSAIS**

- IV.1. Introduction
- IV.2. Objectifs
- IV.3. Moyens et procédures expérimentales
  - IV.3.1. Caractérisation du métal de base
  - IV.3.2. Elaboration des Maquettes
  - IV.3.3. Dispositif expérimental
- IV.4. Déroulement des essais
- IV.5. Relevée des températures
  - IV.5.1. Assemblages SL
  - IV.5.2. Assemblages SA
- IV.6. Conclusion

### **CHAPITRE V : RESULTATS ET INTERPRETATIONS**

- V.1. Introduction
- V.2. Caractérisation structurale
  - V.2.1. Micrographie optique
  - V.2.2. Mesure de duretés
- V.3. Caractérisation mécanique
  - V.3.1. Essais de résilience
  - V.3.2. Faciès de rupture
    - V.3.2.1. Échantillons SL180
      - V.3.2.1.1. Échantillons entaillé au niveau de la ZAT
      - V.3.2.1.2. Échantillons entaillé au niveau de la zone fondue
    - V.3.2.2. Échantillons SA180

- V.3.2.2.1. Échantillons entaillé au niveau de la ZAT
- V.3.2.2.2. Échantillons entaillé au niveau de la zone fondue
- V.3.2.3. Échantillons SL200
  - V.3.2.3.1. Échantillons entaillé au niveau de la ZAT
- V.3.2.4. Échantillons SA200
  - V.3.2.4.1. Échantillons entaillé au niveau de la ZAT
  - V.3.2.4.2. Échantillons entaillé au niveau de la zone fondue
- V.3.3. Discussion
- V.4. Conclusion

CONCLUSION

BIBLIOGRAPHIE

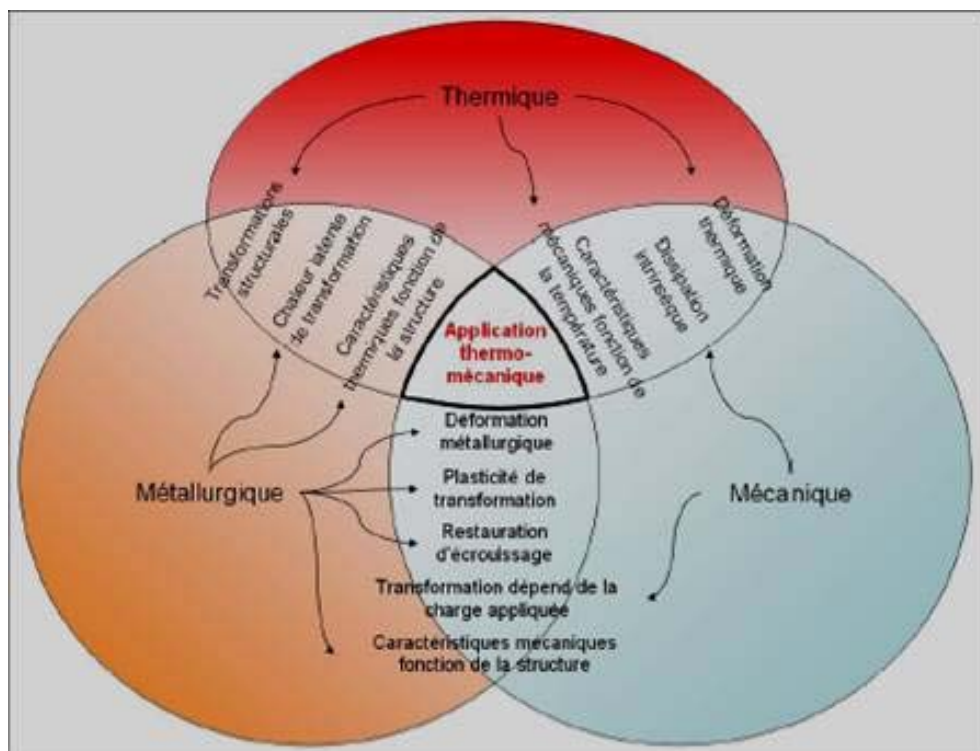
# INTRODUCTION

---

## INTRODUCTION

Il n'est certainement pas question d'assembler les métaux et les alliages en assurant une résistance, une étanchéité, une conductibilité thermique ou électrique, une continuité magnétique satisfaisante, sans recourir au soudage. Donc, il est clair que les techniques de soudages ont des avantages uniques, mais peuvent aussi, malheureusement, donner naissance à des problèmes spécifiques parfois très graves. Les opérations de soudage des aciers s'accompagnent de phénomènes thermiques, métallurgiques et mécaniques induisant inévitablement des champs de contraintes internes dont le rôle peut être déterminant sur la qualité et la tenue mécanique du composant soudé.

Nous allons étudier les principaux phénomènes qu'il est possible de rencontrer dans un alliage ferreux sujet à une variation importante de température qui de plus, présente des transformations structurales à l'état solide. Sur la figure 1, sont schématisées les principales interactions thermiques, métallurgiques et mécaniques pouvant être rencontrées.



**Figure 1.** Représentation schématique des interactions thermiques, métallurgiques et mécaniques.

Lors des transformations à l'état solide résultant des cycles thermiques de soudage, deux zones distinctes se définissent ; le métal fondu où la température conduit à la fusion et la zone affectée thermiquement (ZAT) où la température maximale ne dépasse pas la température de fusion du métal de base ; la température minimale étant supérieure à la température de fin d'austénitisation.

Dans la Zone Affectée Thermiquement, zone située à proximité du cordon de soudure, des gradients thermiques importants existent et peuvent entraîner des contraintes traduisant l'incompatibilité des déformations dans cette zone. Par ailleurs, le matériau subit des transformations de phases à l'état solide du fait de la température maximale atteinte élevée, ce qui augmente l'incompatibilité des déformations, notamment du fait des différences de propriétés physiques des diverses phases ou composés métallurgiques.

Ce travail vise principalement, à contribuer à la compréhension des phénomènes mécaniques et métallurgiques induits par la température.

La première partie, consacrée à une étude bibliographique, a pour objectif de donner des rappels sur les caractères généraux et les différents phénomènes physiques, thermiques et métallurgiques de l'opération de soudage.

La deuxième partie de ce mémoire est consacrée, en premier lieu, à la réalisation de différents assemblages desquels, des éprouvettes ont été prélevées en vue de caractérisations structurale et mécanique. En second lieu, elle se propose de présenter les principales interprétations des résultats obtenus ; l'acier étudié est caractérisé, dans son état de livraison de sorte à définir les caractéristiques mécaniques du matériau pour l'analyse des résultats ultérieurs.

A cette fin, un dispositif expérimental spécifique a été conçu et réalisé. Les assemblages sont suffisamment instrumentés de sorte à fournir le maximum d'informations sur la distribution de températures obtenues et d'en déterminer les cycles thermiques à partir desquels les vitesses de refroidissement, les temps de séjours à température maximale sont déterminés.

# Première Partie

---

## ÉTUDE BIBLIOGRAPHIQUE

# Chapitre I

---

## CARACTÈRES GÉNÉRAUX

# Première Partie : ÉTUDE BIBLIOGRAPHIQUE

## CHAPITRE I CARACTÈRES GÉNÉRAUX

### I.1. Introduction

L'accroissement rapide de l'usage du soudage à l'arc électrique et le développement des alliages demande une connaissance parfaite des conditions d'emploi de ce mode de soudage et de ses caractéristiques.

La soudabilité des métaux dépend d'un grand nombre de facteurs :

- les compositions chimiques nominales des métaux concernés,
- leurs caractéristiques mécaniques et leurs propriétés physiques,
- les types d'électrodes employées et la technique de soudage employés,
- les traitements thermiques adoptés (avant et/ou après soudage).

Une connaissance de ces facteurs est donc, très importante, à la fois pour l'opérateur de soudure et pour le concepteur du produit soudé.

### I.2. Continuité métallique

Parmi les définitions nombreuses et variées du soudage que fournit la littérature technique depuis trois quarts de siècle, la plus indiquée est celle qui fait appel à la notion de continuité. Selon cette définition, le soudage est une opération par laquelle on établit la continuité entre les parties à assembler, par divers moyens [GRAN 98].

Cette définition, valable pour n'importe quel matériau, y compris les matières plastiques, s'applique intégralement au cas des métaux et alliages, dans la mesure où l'opération consiste à établir la continuité métallique entre les parties à assembler. À l'échelle macroscopique, la continuité métallique implique l'absence, une fois dans l'assemblage réalisé, de toute matière non métallique interposée entre les éléments réunis.

Un examen plus attentif de ce qui se passe à l'échelle de la structure cristalline nous éclairera mieux sur la nature de la continuité métallique qu'établit le soudage ; avant l'opération, les atomes de chaque partie à assembler sont groupés en deux ensembles, sans interposition d'aucun atome étranger aux deux ensembles initiaux (pour simplifier, on envisage le cas d'une soudure sans métal d'apport). La figure figure I.1 ci après en schématise le principe :

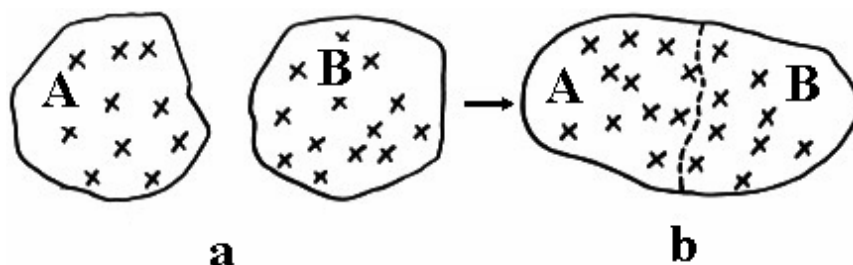


Figure I.1 – Nature de la continuité métallique. [GRAN 98]

Pour l'ensemble **AB** résultant de l'opération de soudage, les atomes résultant de **A** et **B** séparés (initialement) forment une zone de liaison assurant la continuité métallique.

Le caractère essentiel de l'opération de soudage réside dans le fait que cette zone de liaison n'est le siège d'aucune discontinuité quant au caractère métallique des atomes qui y sont présents.

Tout procédé de soudage doit donc comporter un processus d'élimination des atomes étrangers non métalliques qui pourraient s'opposer à la liaison [GRAN 98].

### I.3. Mécanismes d'obtention de la Continuité Métallique

En fait, la continuité métallique n'est pas définie uniquement par la nature métallique ou non des atomes en présence. En effet, il faut tenir compte de ce que, contrairement à ce que suggère la figure I.1 volontairement simplifiée, les atomes constitutifs des pièces métalliques **A** et **B** à joindre sont disposés selon un motif géométrique bien défini, dont l'orientation varie d'un grain à l'autre.

Il convient donc d'examiner, compte tenu de l'orientation des atomes au sein des grains constituant les pièces à assembler, par quels mécanismes s'établit la continuité métallique.

Pour ce faire, il faut d'abord examiner ce qui se passe au niveau d'un grain ou, plus exactement, raisonner comme si les pièces à assembler étaient chacune constituée par un seul grain, dit monocristal. Nous distinguerons alors, trois mécanismes :

#### I.3.1. Rapprochement des atomes par effort mécanique

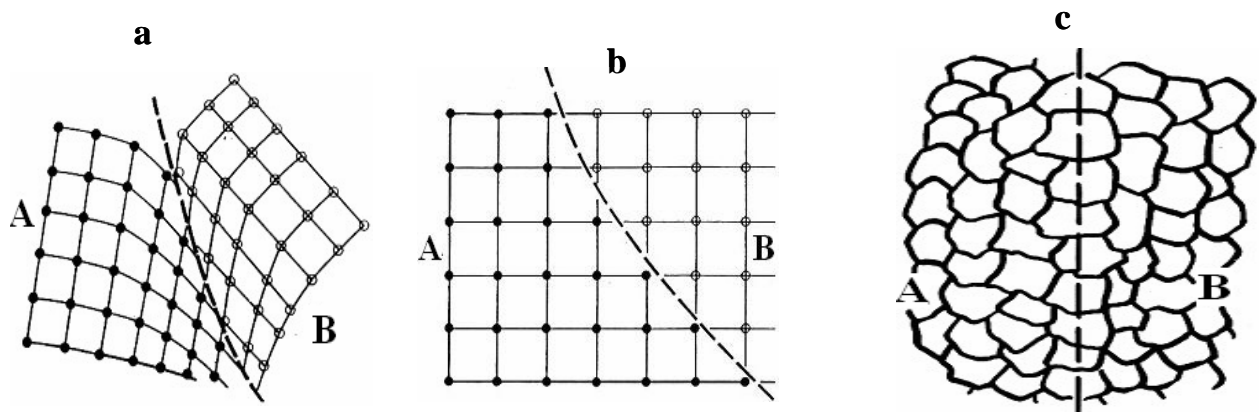
Un premier mécanisme d'obtention de la continuité métallique consiste, en phase solide, en un rapprochement suffisant des atomes métalliques pour que d'une part, les atomes étrangers se trouvent chassés et que, d'autre part, l'attraction mutuelle aidant, ce rapprochement soit définitif.

Ce mécanisme peut intervenir à froid ou à chaud, à la faveur d'une déformation. C'est par exemple d'une part le cas du soudage par ultrasons ou du soudage par pression à froid ; d'autre part celui du soudage en bout par résistance ou du soudage par friction.

Si le rapprochement des atomes est provoqué par déformation à froid, la structure cristalline demeure altérée après soudage, car la déformation a provoqué l'écroutissage (figure I.2.a).

Si la déformation a lieu à chaud, la continuité métallique se trouve complétée par le phénomène de recristallisation qui établit une orientation commune de part et d'autre de l'interface (figure I.2.b).

A l'échelle de la microstructure, ce processus se traduit par un réseau de grains communs aux éléments assemblés. Ces grains sont issus d'une recristallisation à partir de germes uniques issus de ces deux éléments (figure I.2.c)



**Figure I. 2** – Etablissement de la continuité métallique par :

- le rapprochement des atomes obtenus par déformation à froid
- l'effet conjugué de la déformation et de la recristallisation qui établit un réseau cristallin commun de part et d'autre de la zone de liaison
- déformation à chaud (recristallisation). [GRAN 98]

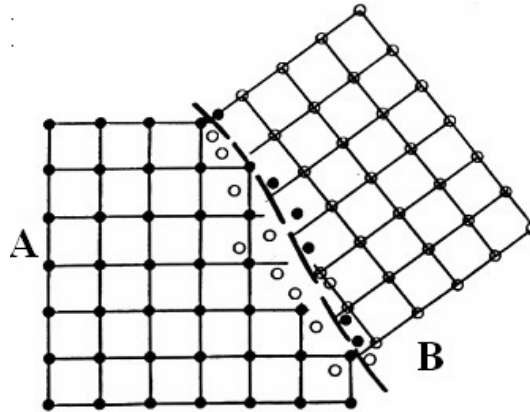
#### I.3.2. La diffusion

Un deuxième mécanisme susceptible de participer à l'établissement de la continuité métallique est celui de la diffusion, c'est à dire du passage dans la pièce **B** d'atomes en provenance de la pièce **A** et inversement (figure I.3). Si le matériau demeure à l'état solide de part et d'autre de l'interface, la diffusion a lieu dans les deux sens (un échauffement et une pression sont indispensables pour qu'elle ait lieu). C'est ce phénomène qui caractérise le soudage dit "par diffusion".

Mais la diffusion n'est pas seule à intervenir dans ce procédé, car il y a aussi recristallisation, sous l'effet simultané du chauffage et de la pression.

Si l'interface sépare un matériau liquéfié au moment de l'opération et un matériau demeuré solide parceque moins fusible, la diffusion permet aux atomes du liquide de franchir cette interface et de se loger dans le réseau cristallin du métal solide en créant une zone d'alliage sur une très faible épaisseur le long de l'interface.

Dans l'autre sens, des atomes du solide peuvent passer dans le liquide, mais il se diluent dans toute sa masse et n'en changent que d'une manière inappréciable la composition chimique. Ainsi se trouve décrit le processus du brasage et du soudobrasage, qui sont caractérisés par la solidification d'une phase liquide sur une phase solide dont le point de fusion est plus élevé.



**Figure I.3** – Etablissement de la continuité métallique par diffusion en phase solide à travers l'interface (soudage par diffusion). [GRAN 98]

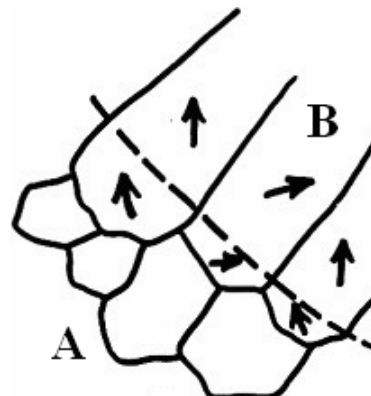
Il faut noter aussi que, même s'il n'intervient pas principalement dans le processus d'obtention de la continuité, le phénomène de diffusion se manifeste en soudage par fusion chaque fois qu'une différence de composition chimique existe de part et d'autre de la zone de liaison.

### I.3.3. Edification d'une orientation cristalline commune par recristallisation (Épitaxie)

Un troisième mécanisme résulte de la solidification d'un liquide **B** sur un solide **A** qui lui a donné naissance, ou tout au moins qui a participé à la fusion. Dans ce cas, la continuité métallique est assurée par le phénomène dit d'épitaxie, selon lequel les cristaux de solidification adoptent, en prenant naissance à l'interface, l'orientation des cristaux du métal solide support.

Ainsi les édifices cristallins que sont les grains et les joints qui les séparent sont communs au métal de base demeuré solide et au métal fondu solidifié. A l'échelle de la microstructure, ce phénomène se traduit (figure. I.4) par le fait que les joints de grains du métal de base traversent sans discontinuité l'interface, qui est devenue la zone de liaison.

On l'observe pour tous les procédés de soudage dans lesquels intervient la fusion, avec participation totale ou partielle du métal de base à l'élaboration de la zone fondue, procédés que nous appellerons "autogènes", tels que soudage aux gaz, à l'arc, par résistance par points et d'autres.



**Figure I.4** – Etablissement de la continuité métallique par épitaxie lors de la solidification à l'interface liquide B/solide A. [GRAN 98]

Ainsi, à l'échelle de la structure cristalline, trois mécanismes contribuent, séparément ou ensemble, à l'établissement de la continuité métallique, à savoir le rapprochement des atomes par effort mécanique, la diffusion et l'édification d'une orientation cristalline commune par recristallisation ou par épitaxie [GRAN 98].

## I.4. Paramètres de soudage

### I.4.1. Énergie nominale

C'est l'énergie qui est fournie par l'arc ; elle est fonction de la tension d'arc ( $U$ ) entre les deux électrodes, du courant ( $I$ ) et de la vitesse du soudage ( $v$ ) :

$$E_n = \frac{U \cdot I}{v} \quad (1)$$

Où :  $U$  (en volts),  $I$  (en ampères),  $v$  (en cm/min) et  $E_n$  en joule/cm.

Le rendement est supposé constant pour les divers réglages d'énergie. Cette notion de rendement nous ramène à définir l'énergie dissipée dans le joint soudé.

### I.4.2. Énergie dissipée dans le joint soudé

C'est l'énergie réellement utilisée pour le soudage proprement dit ; elle est déduite de l'énergie nominale en tenant compte des pertes par convection et par rayonnement dans la colonne d'arc. Ces pertes sont fonctions du procédé, de la nature du courant (continu ou alternatif), de la nature du matériau et de l'épaisseur des pièces ; elles sont traduites par le rendement de l'arc ( $\tau$ ).

$$E_d = E_n \cdot \tau \quad (2)$$

Compte tenu des pertes citées ci-dessus, l'exploitation rationnelle de l'énergie dissipée reste, tout de même tributaire de la géométrie du joint à souder ; nous sommes amenés alors, à introduire la notion d'énergie équivalente.

### I.4.3. Énergie Équivalente

Elle est donnée par la relation suivante :

$$E_q = E_n \cdot K \cdot \tau \quad (3)$$

Où  $K$  est un coefficient de correction qui tient compte de la géométrie du joint à souder (Norme Française NF.A.36.000).

### I.4.4. Loi de refroidissement

La loi de refroidissement a une importance prépondérante sur les caractéristiques mécaniques des ensembles soudés à cause de son influence sur les structures de transformation de phases à l'état solide.

Plusieurs paramètres sont utilisés pour caractériser la loi de refroidissement ; parmi lesquels, on peut citer :

- la vitesse moyenne exprimée,
- la vitesse à température donnée,
- le temps de passage entre deux températures.

## I.5. Soudabilité des aciers

Le procédé de soudage par fusion implique le dépôt de métal fondu entre les parties devant être jointes ainsi que la fusion ou le ramollissement, dans une faible proportion du métal de base ; tous deux se retrouvent refroidis rapidement par suite de l'absorption de la chaleur produite par la grande masse du métal froid. Il est en résulte certaines modifications dont l'importance peut être atténuée par un réchauffage du métal de base avant soudage [BENA 69].

En général la soudabilité peut être estimée à l'aide des modifications de structure survenant au cours de l'opération de soudage. Les aciers austénitiques sont caractérisés par une grande ductilité et une grande ténacité ; les aciers martensitiques et troostiques, par une grande dureté et une grande fragilité ; les aciers perlitiques et sorbitiques par une combinaison variable des charges de rupture et de la ténacité.

Les aciers austénitiques par conséquent, sont considérés comme soudables aisément puisqu'ils ne sont pas sujets à une modification de leurs constituants au carbone et leur ténacité leur permet de résister aux tensions de soudage sans que des fissures se produisent.

Les aciers qui restent dans la zone chauffée, à l'état sorbitique ou perlitique, c'est-à-dire les aciers qui ne durcissent pas lors de leur soudure, peuvent être soudés convenablement.

Les aciers qui deviennent martensitique dans la zone affectée thermiquement sont difficiles à souder car leur dureté ne leur permet pas de subir de déformations sous l'effet des tensions de soudage sans se rompre ; ils nécessitent le plus souvent un traitement de détensionnement (réchauffage) afin d'éviter leur fissuration prématurée par chocs thermiques ainsi qu'un recuit après soudure afin de transformer le constituant très dur de martensite en un constituant plus ductile.

### I.5.1. Carbone équivalent

La teneur en carbone est un des facteurs primordiaux de la soudabilité des aciers. En effet, pour des teneurs inférieures à 0.30%, il produit un effet sensible sur la soudabilité (durcissement).

La présence d'autres éléments d'alliages tels que le Chrome, le Nickel, le Molybdène, ..., tend à intensifier l'effet durcissant du carbone. En conséquence, en présence de tels éléments, il est nécessaire d'avoir une teneur en carbone faible.

D'autres éléments tels que les impuretés ont, d'un point de vue de soudabilité, des effets pouvant être analogues à ceux du carbone, ce qui a mené les chercheurs à établir des formules permettant d'évaluer ces effets de façon approximative, en rapportant les proportions des composants à une teneur en carbone équivalente permettant :

- de décrire l'influence de la composition chimique de l'acier sur son comportement,
- d'évaluer la trempabilité ou la caractéristique dérivée, à savoir la dureté sous cordon,
- d'évaluer la sensibilité de l'acier à la fissuration à froid.

### I.5.2. Expression du carbone équivalent

Il y a plusieurs expressions ayant la forme générale suivante [GRAN 98]:

$$C_{\text{eq}} = C + \alpha Mn + \beta Cr + \gamma Mo + \delta V + \dots \quad (4)$$

Où  $\alpha$ ,  $\beta$ ,  $\gamma$ ,  $\delta$ ... sont des coefficients de pondération.

Ces expressions se différencient par :

- les éléments d'alliage pris en compte,
- les coefficients de pondération,
- le domaine de validité.

#### I.5.2.1. Prévision de la trempabilité

Pour la classification des aciers et l'estimation de leur soudabilité Dearden et O'Neill, proposent la relation suivante [DEAR 40]:

$$C_{\text{eq}} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15} \quad (5)$$

### I.5.2.2. Estimation de la dureté sous cordon

Par ailleurs, Düren propose une autre relation exprimant le carbone équivalent [DURE 81]:

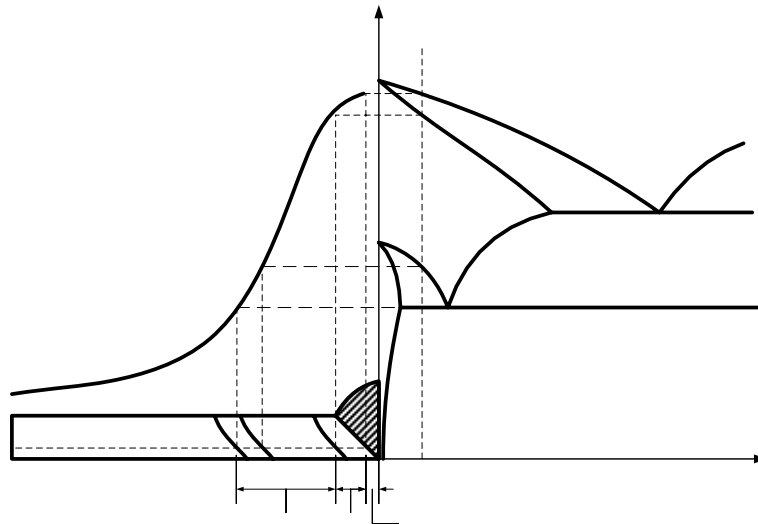
$$C_{\text{éq}} = C + \frac{Si}{11} + \frac{Mn}{8} + \frac{Cu}{9} + \frac{Cr}{5} + \frac{Ni}{17} + \frac{Mo}{6} + \frac{V}{3} \quad (6)$$

De cette dernière, la dureté sous cordon est déduite et est donnée par l'expression :

$$HV = 219[C(1-0.5\log(\Delta T_{800-500})) + 0.3C_{\text{éq}} + 66(1-0.8\log(\Delta T_{800-500}))] \quad (7)$$

## I.6. Propriétés des assemblages soudés

La structure des métaux soudés dépend de la température à laquelle chaque point de la pièce a été porté. La figure I.5 ci-après (cas du soudage avec fusion), montre la répartition des différentes zones pour un acier contenant x%C :



**Figure I.5** – Répartition de la température maximale dans une éprouvette d'acier au carbone soudé par fusion ( $\theta_m=f(x)$ ). Répartition des différentes zones caractéristiques. À droite, diagramme fer - carbone simplifié [BENA 69].

- La **Zone Fondue** (Z.F),
- La zone de transformation ou **Zone Affectée Thermiquement** ZAT (en anglais "Heat Affected Zone" ou H.A.Z.), qui commence dans la région où la température maximale a atteint celle du point  $A_1$ , à partir duquel la transformation austénitique a pu se produire,
- La **Zone de Liaison** (Z.L), limité par les isothermes qui correspondent au liquidus et au solidus de l'acier utilisé. Lors de la solidification, c'est dans cette zone que les cristaux de la zone fondue se développent sur ceux du métal non fondu.

La composition du métal évolue dans la région soudée. En effet, il y a perte de certains éléments volatiles comme Mn, Si, Cr, dans le cas des aciers. De plus il y a oxydation du métal dans la région chauffée. Pour lutter contre cette oxydation, on utilise des électrodes enrobées permettant d'éviter le contact du métal fondu avec l'air et d'ajouter dans le bain des éléments désoxydants. Une décarburation des aciers peut également se produire dans certains cas.

De l'hydrogène provenant de la flamme, ou résultant de la dissociation de l'eau contenue dans les enrobages, peut diffuser sous forme de proton dans le fer ; il se recombine ensuite dans le métal à l'état moléculaire créant localement des pressions très élevées qui ont pour effet de former des soufflures ou des fissures. Il est donc indispensable d'utiliser des enrobages parfaitement secs ou d'éliminer l'hydrogène par recuit de la pièce après soudage.

Des tensions souvent élevées prennent naissance dans le métal par suite du caractère localisé du chauffage et du retrait du métal lors de la solidification. Il en résulte la formation possible des fissures. Un recuit de détente est dans ce cas indispensable.

Il est possible d'étudier les propriétés locales des soudures en faisant des essais de dureté ou de résilience. Dans ce dernier cas, l'entaille est faite à l'endroit même où l'on veut déterminer les caractéristiques de la soudure [BENA 69].

### I.6.1. Aspect thermo-mécanique de l'opération de soudage

Le caractère localisé de l'opération de soudage et, s'il y a lieu, le passage par l'état fondu suivi d'une solidification font intervenir deux comportements physiques importants, à savoir le retrait à la solidification et la dilatation thermique qui agissent simultanément pour engendrer déformations et contraintes au niveau des joints soudés.

La prévention des déformations globales provoquées par le soudage et qui sont associées au retrait à la solidification et au refroidissement, pose des problèmes technologiques liés à la naissance de contraintes résiduelles induites au niveau des zones localement déformées à chaud, c'est-à-dire plastiquement, elles s'établissent en cours du refroidissement, affectant ainsi le métal redevenu élastique, ce qui leur assigne une valeur maximale égale parfois à la limite d'élasticité [GRAN 98].

### I.6.2. Particularités du soudage à l'arc

Le soudage à l'arc avec électrodes enrobées peut être étudié en même temps que le soudage MIG ou MAG, car ces trois procédés couvrent le même domaine d'énergie (approximativement  $5$  à  $30 \times 10^3$  J/cm) ce qui correspond à des temps de refroidissement entre  $800$  et  $500^\circ\text{C}$  de l'ordre de quelques secondes à  $30$  ou  $40$  secondes selon les épaisseurs et aussi selon la température initiale.

En soudage d'acier, la connaissance des temps de refroidissement associé à l'énergie, à l'épaisseur et à la température initiale permet la prévision des transformations engendrées par le cycle de soudage, au moyen des diagrammes établis spécialement pour le soudages. En effet, la rapidité de l'échauffement et l'élévation de la température atteinte rendent inutilisables quantitativement les diagrammes classiques. En même temps, on accède à la prévision de la « dureté maximale sous cordon », au moyen des courbes qui accompagnent les diagrammes de transformation. il se trouve que, pour un grand nombre de nuances d'acier, les temps de refroidissement caractéristiques du soudage à l'arc sont, selon les réglages, inférieurs ou supérieurs à ceux qui engendrent la trempe [GRAN 98].

### I.6.3. Classification des procédés du soudage

La grande majorité des procédés de soudage est caractérisée par l'intervention d'une source de chaleur, le plus souvent en mouvement, dont la nature et la puissance spécifique qu'elle peut atteindre, déterminent les possibilités pratiques d'utilisation [GRAN 98].

En général, les procédés de soudage par fusion sont classifiés par l'intensité de la chaleur de la source employée pour fondre le métal (figure I.6) ; on remarque que le soudage à l'arc électrique fonctionne en utilisant une intensité de chaleur avoisinant  $5 \times 10^3$  W/cm<sup>2</sup> [JONS 93].

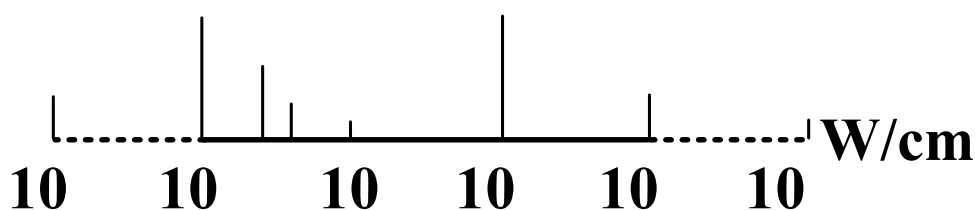


Figure I.6 - Spectre des intensités partielles de chaleur. [JONS 93]

Une intéressante représentation comparative de ces possibilités a été donnée sous la forme de ce qui est appelé "*tache de chauffe*" (figure I.7) dont l'étendue rend compte, pour les puissances mises en jeu dans l'emploi des diverses sources de chaleur, de la plus ou moins grande concentration qui caractérise ces sources.

Il y a lieu de noter que le diagramme est donné en coordonnées logarithmiques, de telle sorte que la "*tache de chauffe*" relative à la flamme (FG), qui paraît petite sur le graphique, est en réalité de l'ordre du centimètre, alors que celle du faisceau d'électrons (FE), qui paraît étendue sur le graphique, est de l'ordre du millimètre.

D'autre part, à l'époque où ces données ont été publiées, des procédés tels que le soudage par faisceau d'électrons n'étaient pas encore exploités pour des puissances de l'ordre de plusieurs dizaines ou même centaines de kilowatts, ce qui est le cas actuellement. On ne peut donc plus attribuer un caractère quantitatif à cette représentation.

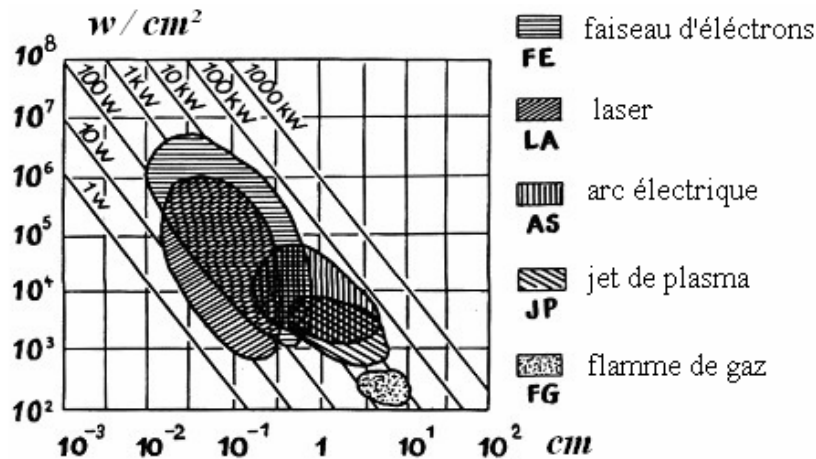


Figure I. 7 – Étendue de la " tache de chauffe " des divers procédés de soudage en fonction du flux thermique et de la puissance de la source. [GRAN 98]

Quoiqu'il en soit, cette représentation illustre la localisation qui caractérise l'ensemble des procédés de soudage, et dont résultent, à des degrés divers, les conséquences suivantes :

- le soudage comporte, là où ils interviennent, des échauffements rapides, dans de nombreux cas plus rapides que ceux qui correspondent à l'état d'équilibre en phase solide des alliages concernés. Si on veut prévoir ou interpréter l'effet métallurgique du soudage, il est donc nécessaire de tenir compte de la vitesse d'échauffement, en particulier lorsqu'on cherche à simuler le cycle thermique de soudage pour reproduire les structures qui en résultent,
- l'effet d'un échauffement rapide est accusé par la brièveté du séjour à la température maximale qui avoisine la température de fusion. Il en résulte que, du point de vue métallurgique, une certaine compensation intervient entre l'élévation de la température atteinte, d'une part, et la brièveté du séjour à cette température, d'autre part. Ainsi s'explique, à composition chimique identique, la différence que l'on peut constater entre les structures caractéristiques des soudures obtenues par des procédés de soudage différents, selon la brièveté relative du séjour à haute température qui les caractérise. Cet effet de compensation peut aussi être observé en phase liquide, par exemple à propos des pertes par volatilisation dans la zone fondue,
- enfin, le gradient de température qui résulte de la localisation de l'échauffement entraîne une vitesse de refroidissement en général élevée, elle même fonction, pour chaque matériau, non seulement du procédé de soudage utilisé, mais aussi du mode opératoire pratiqué pour l'application de ce procédé.

# Chapitre II

---

## ÉTUDE THERMIQUE DU SOUDAGE

# Première Partie : ÉTUDE BIBLIOGRAPHIQUE

## CHAPITRE II ÉTUDE THERMIQUES DU SOUDAGE

### II.1. Introduction

La très grande variété des modes de production de l'énergie calorifique mise en œuvre dans les divers procédés de soudage laisse prévoir de grandes différences entre ces procédés quant à leurs caractéristiques thermiques et aux conséquences de ces dernières.

L'intérêt de la connaissance thermique de l'opération de soudage est tout d'abord 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 de soudage et des modes opératoires. Cette prévision s'appuie éventuellement sur des données qui permettent une simulation effective de l'opération envisagée (c'est-à-dire la reproduction, sur éprouvettes, des effets de cette opération), ou même, sur une simulation analytique fondée soit sur la mémorisation d'un nombre suffisant de résultats expérimentaux, soit sur les expressions mathématiques de l'écoulement de la chaleur.

### II.2. Répartition thermique dans les assemblages soudés

Le soudage par fusion consiste à produire, par un échauffement superficiel et ponctuel, la fusion locale de la pièce que l'on accompagne généralement d'un apport de métal liquide ; l'opération se poursuivant par déplacement de la source de chaleur le long du joint à souder [BERT 88].

Chaque point de la zone soudée et de son voisinage immédiat subit de ce fait un cycle thermique correspondant (figure II.1) à un échauffement extrêmement rapide :

- jusqu'à fusion pour la zone fondue (courbe 1),
- jusqu'à un maximum moins élevé (courbes 2 et 3) pour les zones avoisinantes.

L'échauffement est immédiatement suivi d'un refroidissement d'allure un peu plus lente. La dissymétrie entre le régime très rapide d'échauffement et le régime plus lent de refroidissement est due à la faible vitesse de diffusion de la chaleur dans la masse de la pièce. Une conséquence de la lenteur de diffusion est que le maximum de température atteint dans les différentes régions à côté de la soudure est retardé dans le temps, à mesure que les régions considérées sont éloignées de la zone de fusion [PORT 34].

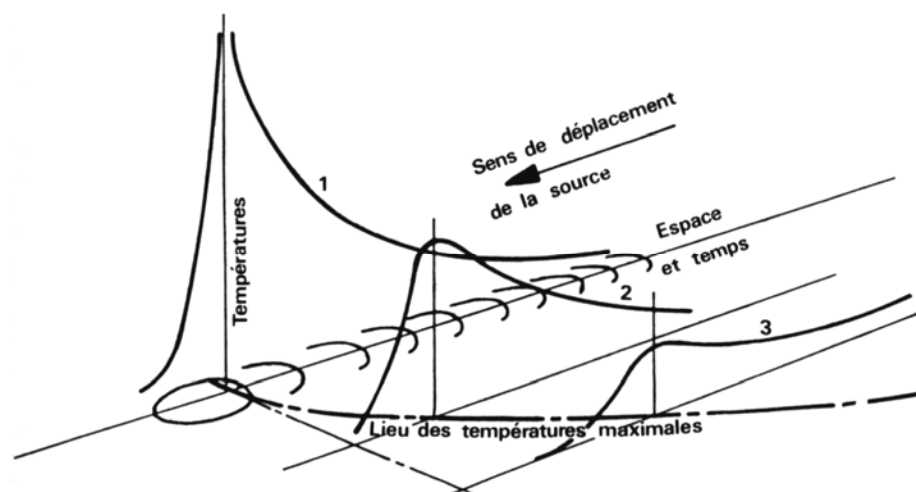


Figure II.1 — Répartition thermique autour d'un bain de fusion. [BERT 88]

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  $\theta$  en fonction du temps  $t$ .

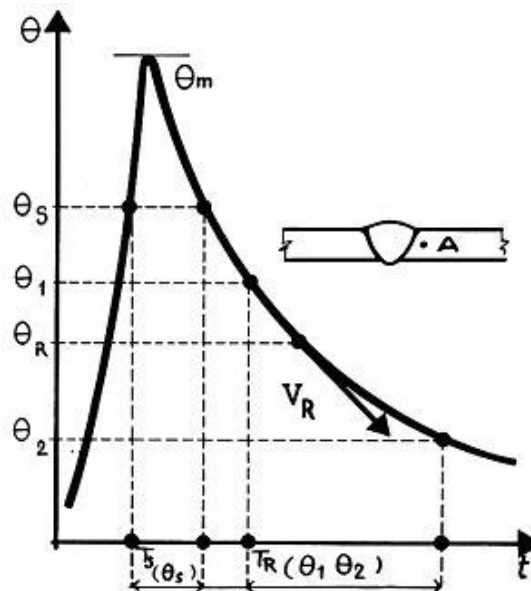


Figure II.2 – Cycle thermique du soudage :  $\theta = f(t)$ . [GRAN 98]

La courbe correspondante  $\theta = f(t)$ , tracée en un point A voisin d'une soudure (figure II.2) nous renseigne sur les grandeurs dont nous avons besoin à savoir [GRAN 98]:

- la température maximale atteinte  $\theta_m$ ,
- le temps  $T_s$  de séjour au dessus d'une température  $\theta_s$ ,
- la loi de refroidissement, traduite par le temps de refroidissement  $T_{R(\theta_1 \theta_2)}$  entre deux températures  $\theta_1$  et  $\theta_2$ , ou par la vitesse de refroidissement  $V_R$  à une température  $\theta_R$ .

Mais si nous voulons accéder à la répartition topographique de ces modifications aux alentours de la soudure, il nous faut connaître les courbes qui traduisent la répartition thermique et en particulier la courbe  $\theta_m = f(x)$ . (figure II.3) donnant la variation de la température maximale  $\theta_m$  atteinte en chaque point en fonction de la distance  $x$ . Chaque phénomène étant caractérisé, comme première condition, par la température  $\theta$  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 dès à présent définie d'une manière tout à fait générale la zone affectée thermiquement (ZAT).

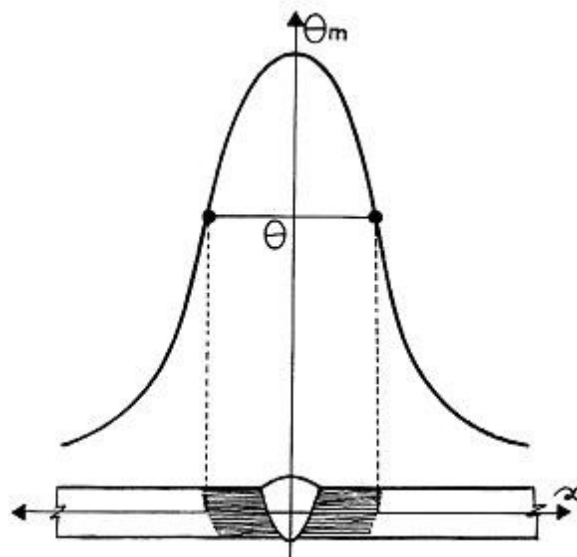


Figure II.3 – Répartition thermique  $\theta_m = f(x)$  – Représentation de la ZAT. [GRAN 98]

Si nous limitons notre étude aux effets métallurgiques du soudage, nous avons à établir d'une part les cycles thermiques de soudage en chaque point voisin de la soudure, afin de connaître la nature des phénomènes qu'ils engendrent, d'autre part la répartition thermique, pour interpréter l'étendue et la topographie de ces phénomènes et de leurs conséquences.

### II.3. Régimes thermiques relatifs aux assemblages soudés

#### II.3.1. Notion d'état quasi stationnaire

Lorsque l'on soude une pièce de relativement grande dimension et de section uniforme, en un métal de conductivité thermique relativement faible tel que l'acier, l'apport de chaleur ponctuel dû au soudage est assez faible et se dissipe suffisamment lentement dans la masse de la pièce pour que l'on puisse considérer comme négligeable l'échauffement général résultant. De la sorte, si la source de chaleur est à énergie constante, le soudage progresse à vitesse uniforme, et la répartition thermique autour de la source de chaleur est la même depuis le début jusqu'à la fin du soudage (figure II.4).

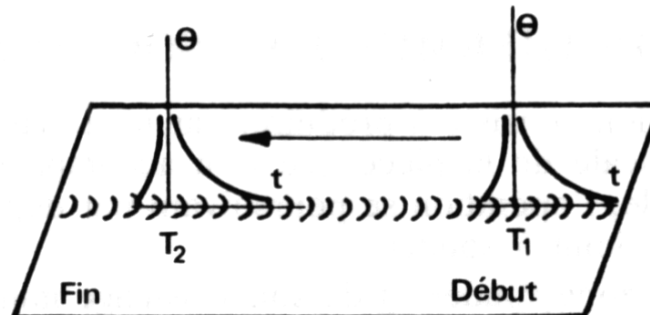


Figure II.4 — Identité de répartition thermique en cours de soudage. [BERT 88]

Ce régime thermique quasi stationnaire n'est obtenu que lorsque l'énergie spécifique de la source de chaleur est suffisamment élevée vis-à-vis des caractéristiques thermiques du métal. Il n'est pas obtenu pour des matériaux très conducteurs, tels que le cuivre ou l'aluminium, lorsqu'on soude avec des sources de chaleur à faible énergie spécifique (chalumeau ou TIG par exemple).

#### II.3.2. Courbes Température - Temps

Grâce à l'existence de l'état quasi-stationnaire, nous pouvons limiter notre détermination des courbes température-temps à des points  $A, B, C...$  répartis sur une droite  $XY$  perpendiculaire à la ligne de soudure, tracée à partir d'une position  $S$  de la source de chaleur (figure II.5).

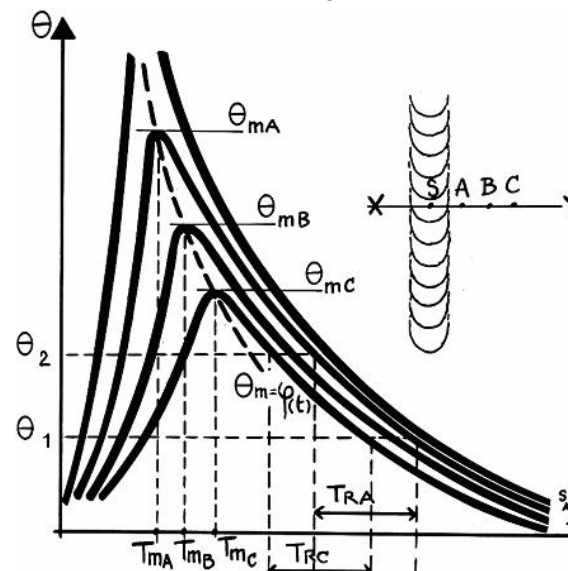


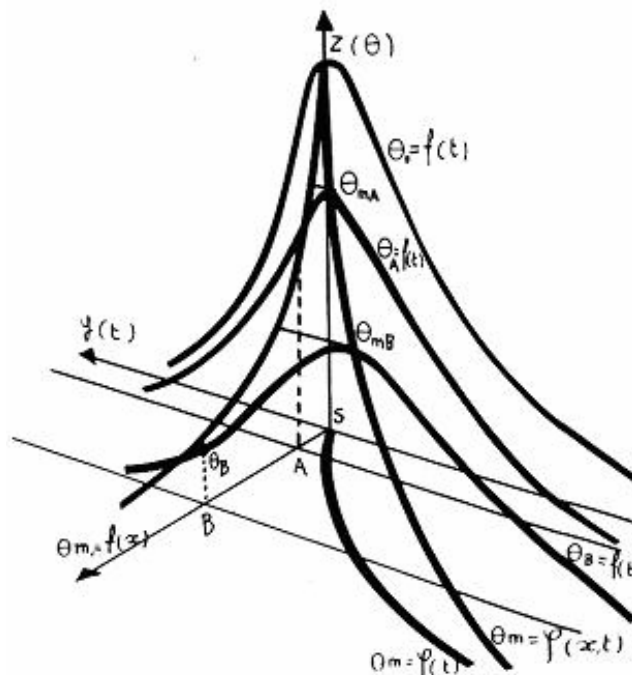
Figure II.5 – Faisceau de courbes température/temps obtenue en différents points de mesure le long d'une perpendiculaire à la ligne de soudure au passage de la source de chaleur par le point  $S$ . [GRAN 98]

- Les courbes température-temps se situent les unes au-dessous des autres au fur et à mesure qu'augmente la distance entre le point de mesure et la ligne de soudure. En particulier, les températures maximales atteintes  $\theta_m$  sont décroissantes, de manière plus ou moins abrupte selon le gradient de température qui caractérise le procédé et le mode opératoire étudiés.

- Au voisinage de la source de chaleur, les points les plus rapprochés sont déjà en train de se refroidir à partir de la température maximale qu'ils ont atteinte alors que les points les plus éloignés en sont encore à la phase d'échauffement. On conçoit tout l'intérêt de cette observation si on pense aux phénomènes qui sont commandés par une variation de température (transformations d'une part, dilatation et retrait d'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 pas 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 fuseau assez serré et on observe, par exemple aux points *A* et *C*, des temps  $T_R$  pratiquement identiques entre les températures  $\theta_1$  et  $\theta_2$  situées dans ce fuseau. C'est ainsi qu'on peut parler d'une vitesse ou d'un temps de refroidissement associé à une condition de soudage.

### II.3.3. Courbes Température - Distance, Solide Thermique

Pour décrire la répartition spatiale des cycles thermiques de soudage, Portevin et Seferian [POR 34], ont proposé, sous le nom de "*solide thermique*" (figure II.6), une représentation qui rend compte selon trois axes de l'état instantané des températures atteintes aux alentours de la source de chaleur *S* au moment de son passage à l'origine des coordonnées.



**Figure II.6**– Solide thermique de Portevin et Seferian : répartition des températures instantanées autour de la source de chaleur. [GRAN 98]

Du fait de l'état quasi-stationnaire, le solide thermique reste identique à lui-même tout au long de la ligne de soudure selon laquelle il se déplace en engendrant en chaque point les courbes température - temps. Sur le solide thermique de la figure II.6, dont une moitié seulement est représentée, les courbes  $\theta = f(t)$  en des points définis par leur distance  $x$  à la ligne de soudure sont des coupes par des plans parallèles au plan  $xoz$ . Sur ces courbes, les maxima de température se trouvent décalés dans le temps, ce dont rend compte la courbe gauche  $\theta_m = \varphi(x, t)$  qui figure sur le solide, alors que la courbe  $\theta_m = f(x)$  n'en est que la projection sur le plan  $xoz$ .

Si maintenant on coupe le solide thermique par des plans parallèles au plan  $xoy$  et qu'on projette les intersections sur le plan  $xoy$ , on obtient, comme les courbes de niveau sur une carte topographique, les courbes d'égale température instantanée dont le déplacement engendre, comme on l'a déjà montré, les isothermes, (figure II.7), lignes parallèles à la ligne de soudure elle-même. Chaque isotherme correspond à une température maximale dont le décalage de temps par rapport à la position de la source *S* est indiqué par la courbe  $\theta_m = \varphi(t)$ .

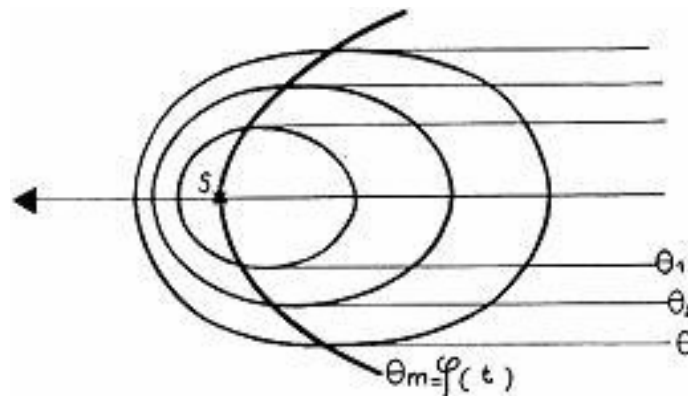


Figure II.7 – Formation des isothermes dans le plan  $xsy$  par projection des courbes d'égale température du solide thermique et déplacement de ce dernier. [GRAN 98]

Ainsi se trouvent rassemblées en une seule représentation les données de température, de temps et de distance que nécessite la compréhension des phénomènes engendrés par le soudage. Selon le procédé dont il s'agit, le solide thermique est plus ou moins aigu, mais tous les procédés de soudage avec déplacement de la source de chaleur sont tributaires de cette représentation.

## II.4. Facteurs du Cycle et de la Répartition Thermique

### II.4.1. Influence du métal de base

Le métal de base influence le processus thermique du soudage par ses propres caractéristiques thermiques, par la masse et la disposition des pièces à assembler et enfin par la température initiale de ces pièces.

- **La nature du métal de base :** Elle 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 voie de conséquence, réduit le temps de séjour à haute température et augmente la vitesse de refroidissement.
- **La masse des pièces :** C'est une notion toute relative, qui ne peut être séparée de l'influence des conditions de soudage, par exemple, en soudage à l'arc d'acier avec électrode enrobée, toute une gamme de réglages d'énergie peut être utilisée pour déposer un cordon de soudure sur la surface d'une tôle d'épaisseur donnée. C'est ainsi que si on trace un graphique (figure II.8) donnant le temps de refroidissement  $T_R$  en fonction de l'épaisseur  $e$ , au niveau d'un cordon déposé, et ceci pour deux énergies de soudage différentes  $E_1$  et  $E_2$ , on voit que le temps de refroidissement se stabilise à partir d'une certaine épaisseur, dite épaisseur limite, d'autant plus élevée que l'énergie est plus grande. Un produit est donc épais, du point de vue du soudage, si son épaisseur est supérieure à l'épaisseur limite associée à l'énergie mise en jeu.

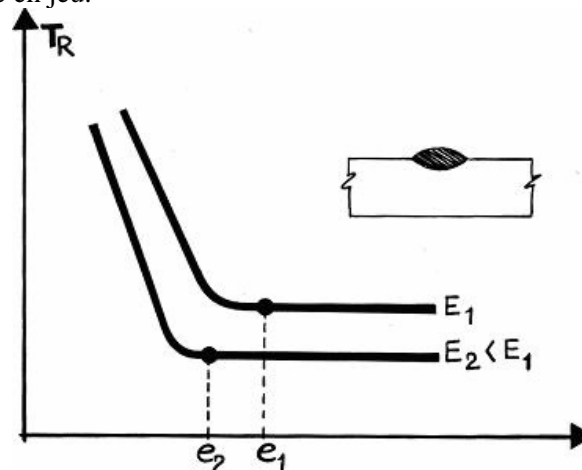


Figure II.8 – Variation du temps de refroidissement en fonction de l'épaisseur pour un cordon déposé de soudure à l'arc. L'épaisseur limite est associée à l'énergie du soudage.

Dans ce cas, les isothermes se répartissent dans la masse symétriquement par rapport à la ligne de soudure sur lesquels ils sont centrés, prenant une forme cylindrique (figure II.8). Par contre, dans le cas d'un produit dit mince - ou plus exactement d'un produit affecté sur toute son épaisseur par la fusion - les isothermes se répartissent symétriquement par rapport au plan de symétrie de la ligne de soudure elle-même (figure II.9).

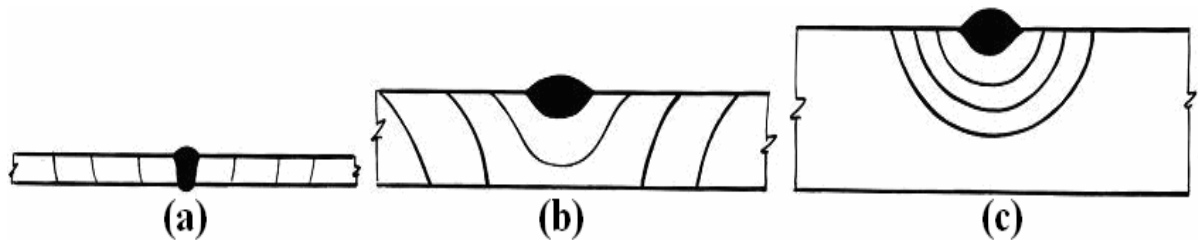


Figure II.9 – Disposition des isothermes dans l'épaisseur du produit soudé : a) Produit soudé sur toute l'épaisseur - b) Dépôt sur produit d'épaisseur moyenne - c) Dépôt sur produit d'épaisseur supérieure à l'épaisseur limite.

- **La géométrie des joints :** En plus de l'épaisseur, il faut prendre en compte la disposition des pièces ou, si on préfère, la géométrie des assemblages. En effet, à énergie égale et pour une même épaisseur de produit, un cordon de soudure peut être par exemple déposé à la surface, ou bien utilisé pour réaliser la première passe d'une soudure sur chanfrein en V, ou encore pour constituer une soudure à recouvrement. On conçoit que chacun de ces cas corresponde à un écoulement de chaleur, donc à un cycle thermique différent, bien que résultant d'un même apport d'énergie. Les recommandations relatives au soudage des aciers en tiennent compte par des coefficients affectant l'énergie mise en jeu selon la géométrie des joints pour les épaisseurs associés.
- **La température initiale du métal de base :** Elle joue un rôle important vis à vis du cycle et de la répartition thermique en soudage, puisque le gradient de température en dépend directement. Si, toutes choses égales par ailleurs, la température initiale augmente de  $\theta_0$  à  $\theta_p$ , il va y avoir une augmentation de la température maximale atteinte et du temps de séjour à haute température qui se traduit par un ralentissement du refroidissement (le temps de refroidissement est augmenté). Un autre effet, non recherché, se lit sur les courbes  $\theta_m = f(x)$  où l'on voit que le préchauffage augmente l'étendue de la zone affectée thermiquement, ce qui va de soi puisqu'il diminue le gradient de température.

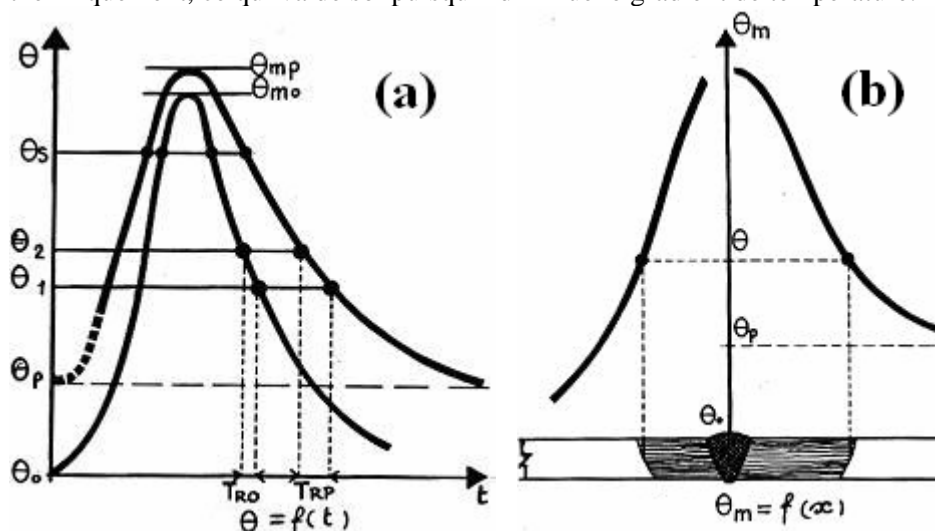


Figure II.10 – Influence de la température initiale :

- Sur le cycle thermique : le préchauffage à  $\theta_p$  augmente la température maximale et le temps de séjour à haute température. Il augmente aussi le temps de refroidissement.
- Sur la répartition thermique : le préchauffage élargit la zone affectée thermiquement par un phénomène intervenant à la température  $\theta$ .

Naturellement, l'abaissement de la température initiale se traduit par des effets inverses, à savoir, pour n'en citer qu'un, l'accélération du refroidissement. D'où les précautions que l'on prend pour le soudage d'acier par temps froid.

## II.4.2. Influence des Conditions e Soudage

### II.4.2.1. Énergie de soudage

L'influence des conditions de soudage peut s'exprimer en fonction de l'énergie mise en jeu durant l'opération. Pour certains procédés la marge d'énergie nécessaire pour réaliser une soudure sur une épaisseur donnée est relativement étroite. Par contre, pour les procédés de soudage à l'arc, l'énergie mise en jeu peut varier dans une large mesure, de telle sorte que l'énergie est un facteur important du cycle thermique et de la répartition thermique.

Quoi qu'il en soit, comme on l'a déjà vu à propos de l'influence de l'épaisseur, l'augmentation de l'énergie mise en jeu étend la zone thermiquement affectée, augmente le temps de séjour à haute température et ralentit le refroidissement. Comme on le verra, il en résulte que les procédés ou les modes opératoires mettant en jeu une énergie élevée sont caractérisés par une tendance à la surchauffe (associée au temps de séjour) et, dans le cas des aciers, une moindre tendance à la trempe (associée à la vitesse de refroidissement).

### II.4.2.2. Environnement

En plus des facteurs classiques que nous venons d'évoquer, d'autres peuvent intervenir au titre de ce que nous appelons ici l'environnement de l'opération de soudage ; nous les énumérons ci-dessous sans entrer dans le détail.

En soudage de produits minces, en particulier en soudage automatique, on fixe les pièces à souder au moyen de montages qui les ensèrent aux environs du joint. Ces montages absorbent de la chaleur et modifient de ce fait le régime thermique théorique du soudage.

Les conditions climatiques jouent aussi un rôle, par l'effet de la température, dont il a déjà été question, ainsi que du vent et de l'humidité.

Le récent développement du soudage sous l'eau, en particulier hyperbare, a fait apparaître l'importance des facteurs d'environnement que sont d'une part la pression, d'autre part la composition de l'atmosphère environnant l'arc électrique.

## II.4.3.Soudage Multipasses

Les données sur l'aspect thermique du soudage qui ont été indiqués jusqu'à présent ont concerné le soudage par fusion en une seule passe ou bien de la première passe d'une soudure en plusieurs passes. Il convient maintenant d'examiner, dans ce dernier cas, quelle est l'évolution de la température au cours des passes ultérieures. Cette évolution dépend essentiellement de :

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

Malgré la variété des situations possibles en fonction de ces facteurs, on peut, par exemple (figure II.11.a) décrire les effets thermiques du soudage en plusieurs passes, dans le cas d'une soudure sur bords chanfreinés en  $V$ , exécutée en trois passes sans préchauffage, dont la courbe température-temps est déterminée en un point  $A$  affecté dès la première passe. L'exécution de cette première passe se traduit par une première montée en température jusqu'à la valeur maximale  $\theta_{mI}$ , suivie d'un refroidissement qui, caractérisé par la vitesse  $V_I$ , au passage à la température  $\theta_v$ , se poursuivrait jusqu'à la température initiale si la deuxième passe n'était exécutée que tardivement. Tel n'est en général pas le cas, et la deuxième passe intervient avant que la température au point  $A$  n'ait rejoint la température initiale  $\theta_0$ , cycle caractérisé par une température maximale  $\theta_{mII}$  et une vitesse de refroidissement  $V_{II}$  à la température  $\theta_v$ . Mais  $\theta_{mII}$  est inférieur à  $\theta_{mI}$  parce que la distance du point de mesure  $A$  par rapport à la deuxième passe est plus grande ; d'autre part  $V_{II}$  est inférieur à  $V_I$ , pour la même raison et aussi et surtout parce que le cycle thermique de la deuxième passe est influencé par un effet analogue à celui du préchauffage. Ainsi en est-il de la troisième passe, dont, pour les mêmes raisons et pour la disposition décrite, la température maximale  $\theta_{mIII}$  et la vitesse de refroidissement  $V_{III}$  sont respectivement inférieures à  $\theta_{mII}$  et à  $V_{II}$ .

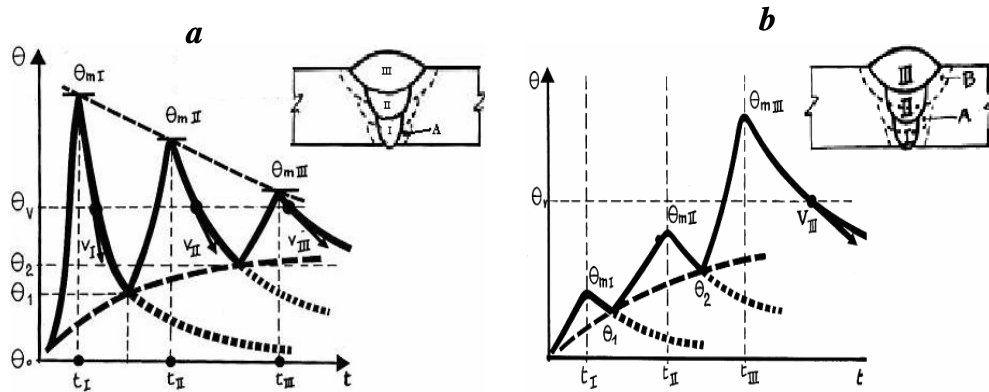


Figure II.11 – a) Cycles thermiques au voisinage d'une soudure bout à bout en trois passes : point de mesure (A) au voisinage de la première passe. b) Cycles thermiques au voisinage d'une soudure bout à bout en trois passes : point de mesure (B) voisin de la troisième passe.

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

Finalement, l'étude thermique d'une soudure en plusieurs passes conduit aux observations suivantes :

- a) C'est au voisinage de la première passe que l'on observe les cycles thermiques les plus sévères, quant à la température maximale atteinte et à la rapidité du refroidissement. Les passes suivantes provoquent à cet endroit des cycles de plus en plus atténués.
- b) Suivant la disposition des passes, une même température  $\theta$  peut-être dépassée deux ou plusieurs fois en une région donnée au cours des passes successives. La structure finalement observée en cette région est le résultat de la succession des cycles correspondants. Cette observation vaut aussi bien pour la zone thermiquement affectée que pour le métal fondu, lui aussi réchauffé et, s'il y a lieu, transformé au cours des passes successives.
- c) On trouvera toujours, dans une soudure en plusieurs passes, des régions correspondant à la dernière passe où la structure résulte seulement du dernier cycle thermique qui l'a produite. Cependant, ce cycle est en principe moins brutal que les précédents, en tous cas quant à la vitesse de refroidissement, d'autant que les dernières passes sont le plus souvent exécutées avec une énergie plus élevée que les précédentes.

## II.5. Déformation et Contraintes de soudage

Le gradient élevé de température imposé pour le soudage, l'abaissement des propriétés élastiques de la matière dès que la température s'élève, font que des déformations plastiques très importantes se produisent lors du soudage.

On conçoit aisément que, si le cycle échauffement et refroidissement était symétrique, si le soudage au lieu d'agir de proche en proche s'effectuait simultanément sur toute la longueur du joint et à condition que l'apport de métal fondu soit à considérer comme nul ou négligeable, les déformations plastiques à l'échauffement seraient exactement compensées par celles inverses obtenues au refroidissement, et aucune déformation ni contrainte finale ne seraient introduites par le soudage. Il en découle que la dissymétrie du cycle échauffement-refroidissement, le décalage dans le temps des différentes phases du soudage, l'importance de la quantité de métal déposé, sont causes des déformations et contraintes de soudage.

Ce résultat apparent a souvent conduit à assimiler le retrait de soudure à un simple retrait du métal fondu, analogue au retrait de fonderie. Le phénomène est beaucoup trop complexe pour être traité de cette manière simplifiée, puisqu'une part importante des déformations et contraintes résulte de la dissymétrie des déformations plastiques à l'échauffement et au refroidissement des zones voisines non fondues.

**II.5.1. Effets possibles des déformations et des contraintes résiduelles**

Les déformations et contraintes résiduelles engendrées par le soudage sont susceptibles de pendre part aux comportements et phénomènes suivants:

- Fissuration à chaud,
- Fissuration à froid,
- Vieillessement,
- Arrachement lamellaire.

En fabrication, après soudage :

- Fissuration au réchauffage,
- Instabilité dimensionnelle à l'usinage.

En service :

- Tenue mécanique (flambage),
- Participation au processus de rupture (fragil ou par fatigue),
- Corrosion sous contrainte,
- Instabilité dimensionnelle.

# Chapitre III

---

## PHÉNOMÈNES MÉTALLURGIQUES

## Première Partie : Étude Bibliographique

### CHAPITRE III PHÉNOMÈNES MÉTALLURGIQUES

#### III.1. Introduction

Une opération de soudage engendre des montées en température importantes au sein du métal de base conduisant à des transformations structurales de l'acier :

- Au niveau thermique, il y a dégagement ou absorption de chaleur au cours des transformations,
- L'évolution métallurgique conduit à une déformation de transformation du fait des différences de compacité mises en jeu par les transformations structurales. Cette déformation de transformation s'ajoute à la déformation d'origine purement thermique. En présence de contraintes même inférieures à la limite d'élasticité du matériau à la température considérée, il y a plasticité de transformation (se produisant uniquement durant l'avancement de la transformation) qui conduit à une déformation irréversible,
- Les caractéristiques mécaniques diffèrent suivant la composition métallurgique, en particulier, les caractéristiques plastiques (limite d'élasticité notamment). Le module d'Young et le coefficient de Poisson sont quant à eux, peu influencés par la composition métallurgique. Par ailleurs, la part de l'écrouissage de la phase austénitique transmise à la phase formée au refroidissement est supposée totale ou partielle selon le type de transformation
- Du fait de la présence de constituants aux caractéristiques thermiques et mécaniques différentes, le calcul thermomécanique doit prendre en compte le comportement multiphasé du matériau à la température considérée ; en général, une loi des mélanges linéaire est utilisée.

Par ailleurs, l'état de contrainte influence les transformations structurales en modifiant leur cinétique et en modifiant les températures auxquelles elles se produisent [CAVA 98].

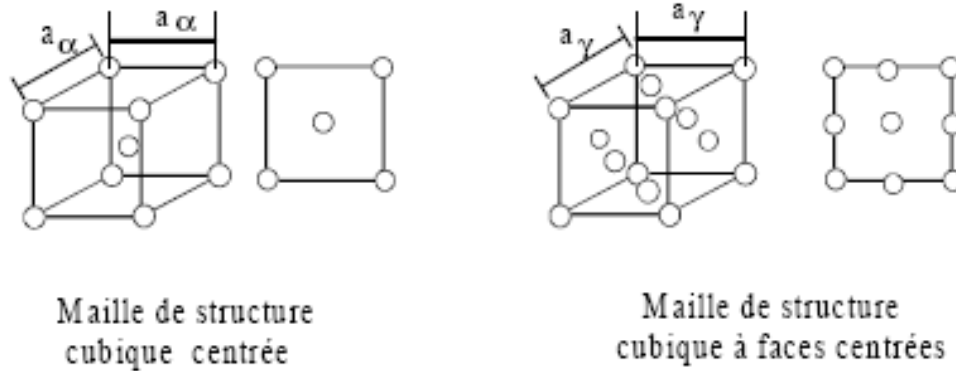
La présent Chapitre rappelle les principales notions nécessaires à la description des transformations de phases des aciers. Pour chaque type de transformation, austénitique, ferrito-perlitique, bainitique et martensitique, les mécanismes de transformations sont décrits afin de dresser la liste des paramètres les régissant.

#### III.2. Transformations de phase à l'état 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, l'acier se transforme 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 [GROS 00].

##### III.2.1. Changement de structure cristalline

L'austénite est une solution solide d'insertion du carbone 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 structures cristallines se traduisent par des variations volumiques à l'échelle macroscopique. En effet, la structure cristalline du fer  $\gamma$  est cubique à faces centrées (CFC) alors que celle du fer  $\alpha$  est cubique centrée (CC). 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 (Figure III-1).



**Figure. III.1** - Description des mailles cubique centrée et cubique à faces centrées. [GROS 00]

### III.2.2. 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 et déformation par cisaillement du réseau cristallin [GROS 00].

### III.2.3. Transformation Austénitique

À l'état macroscopique, la transformation austénitique se traduit par une contraction volumique. 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'alliage 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 ce qui influence notablement les conditions de transformations au refroidissement.

### III.2.4. Transformations par diffusion

Deux périodes sont distinguées pour les transformations avec diffusion : la période de germination et la période de croissance. Elles sont paramétrées par la température et la vitesse de refroidissement, la composition chimique du matériau, la contrainte appliquée (avant et pendant la transformation) et la taille de grain austénitique.

À 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).

En conditions anisothermes, ces transformations se produisent pour des vitesses de refroidissement relativement faibles et elles génèrent des phases stables.

### III.2.5. Transformation ferritoperlitique

Elle se produit pour les températures élevées, pour la transformation ferritique, elle conduit à la formation de la ferrite qui est une solution solide d'insertion du carbone dans le fer alpha, pour la transformation perlitique, elle conduit à la formation de la perlite qui est un eutectoïde [GRAN 98].

### III.2.6. Transformation bainitique

La transformation bainitique ne peut être obtenue que pour des aciers alliés. Elle met en jeu deux types de mécanismes, diffusion et cisaillement et est intermédiaire entre la transformation ferrito-perlitique et la transformation martensitique. Elle peut engendrer deux types de morphologie selon qu'elle soit mise en jeu dans des conditions proches de la transformation ferrito-perlitique (bainite supérieure) ou proches de la transformation martensitique, c'est-à-dire pour des températures plus basses et des vitesses de refroidissement plus élevées (bainite inférieure ou martensite) [BENA 69].

### III.2.7. Transformations 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'intérieur de la maille ferritique qui, sursaturée en carbone, se déforme pour devenir quadratique et contenir le carbone en excès. Il y a donc cisaillement du réseau cristallin. La martensite ainsi formée apparaît sous forme de plaquettes ou d'aiguilles ou encore de lattes pour les teneurs en carbone inférieures à 0.6%. Ce sont les concentrations de contraintes locales qui provoquent la transformation [GRAN 98].

## III.3. Transformations en phase solide dans les joints soudés

### III.3.1. Au cours de l'échauffement

Lors du soudage, dans les zones où les températures de transformations ont été atteintes, le métal de base subit des transformations, ainsi que le métal solidifié de la zone fondue.

Puisque constituant et structure sont affectés par les variations de température, nous devons nous attendre à en constater les effets dans les soudures et à leur voisinage [BENA 69]

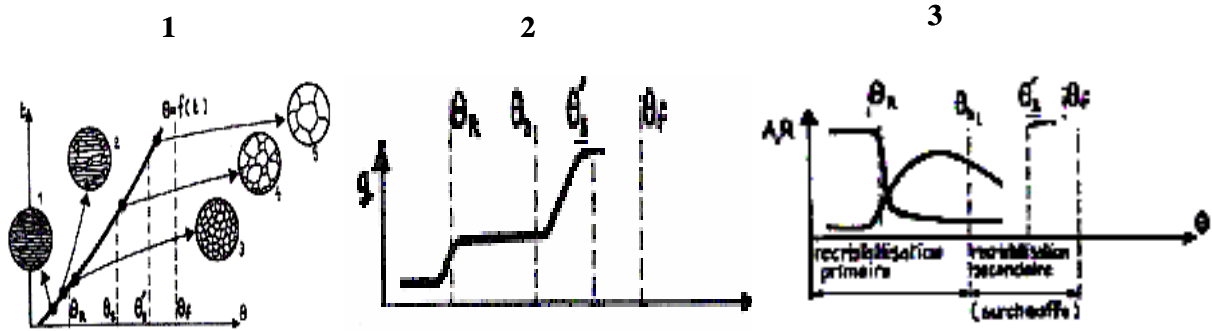
#### III.3.1.1. Modification de structure

##### III.3.1.1.1. Recristallisation après écrouissage

La recristallisation désigne la réorganisation du réseau cristallin, et par suite des grains d'un métal (ou alliage), grâce à un échauffement à partir d'un état écroui.

Si un métal à l'état écroui est soumis à un chauffage, on assiste au phénomène de recristallisation, dont la figure III.2 schématise les phases successives, à l'échelle de la structure micrographique, en relation avec la grosseur de grain et l'évolution des propriétés mécaniques.

A partir d'une structure d'écrouissage (schéma 1) on voit apparaître au voisinage de la température de recristallisation  $\theta_R$  des germes (schéma 2) qui se développent en une structure équiaxe (schéma 3), dont les grains sont d'autant plus fins que le degré d'écrouissage initial est plus élevé. Cette structure dite recristallisation primaire, se stabilise avec un léger grossissement de grains jusqu'à la température  $\theta_s$ , où commence la surchauffe, dite aussi recristallisation secondaire [GRAN 98].

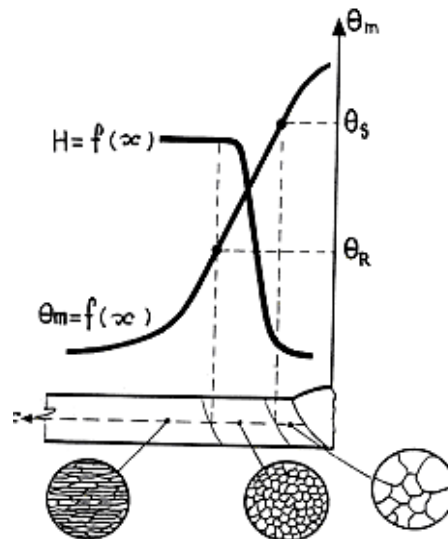


**Figure III.2** - Evolution de la structure micrographique d'un produit écroui au cours du chauffage et variations correspondantes de la grosseur du grain et des caractéristiques de traction. [GRAN 98]

Le phénomène de recristallisation commence avant la température de recristallisation  $\theta_R$  à l'échelle cristalline par un retour à leur position d'équilibre des atomes qui en avaient été écartés par le glissement et la distorsion correspondante ; on dit qu'il y a "restauration". Ce retour se traduit par la relaxation des contraintes résiduelles.

### III.3.1.1.2. Application du phénomène du soudage sur produit écroui

L'opération du soudage sur un produit écroui entraîne l'adoucissement du métal de base à partir du niveau de l'isotherme de la température de recristallisation, jusqu'à la température de recristallisation secondaire ( $\theta_S$ ), où la dureté commence à se stabiliser jusqu'au métal fondu où elle peut augmenter ou diminuer [GRAN 98].



**Figure III.4** - Incidence de la recristallisation et de la surchauffe sur la structure micrographique et la dureté au voisinage d'une soudure sur produit écroui [GRAN 98].

### III.3.1.1.3. Déformation et recristallisation simultanées

Le domaine de la déformation à froid et celui de la déformation à chaud sont séparés par la température de recristallisation qui est fonction de degré d'écrouissage et de la pureté du métal (elle décroît lorsque la pureté croît). Dans le domaine de déformation à chaud, les germes de recristallisation apparaissent en même temps que la déformation progresse et produisent à tout moment une structure recristallisée et des grains régénérés (cas du laminage à chaud). Ceci s'applique au soudage par pression à chaud [GRAN 98].

### III.3.1.1.4. Surchauffe (ou recristallisation secondaire)

Ce phénomène est directement associé à l'énergie des joints de grains et au déplacement de ces joints. Il est complètement différent de la recristallisation primaire ; il ne correspond pas à une germination de nouveaux grains, mais à l'augmentation de la taille des grains qui subsistent, sans changement de leur orientation. La dimension du grain de surchauffe dépend :

- de la température
- du temps de séjours à cette température
- du degré d'écrouissage initial (duquel dépend aussi la température de surchauffe)
- des inclusions (pouvant limiter le déplacement des joints de grains)

### III.3.1.1.5. Coalescence

C'est le phénomène selon lequel des particules d'un constituant présentes dans une solution solide (constituant normal ou impureté) sont susceptibles, sous l'influence des forces interfaciales, de se globuliser lors d'un traitement thermique. Il s'agit d'une évolution lente (ex : globule de la perlite lamellaire des aciers) ; mais lorsque les particules sont finement dispersées, un cycle thermique même bref comme celui du soudage est susceptible de provoquer la coalescence (en général, comme stade final d'un effet de revenu) [GRAN 98].

### III.3.1.2. Modification de constitution

#### III.3.1.2.1. Cessation des états hors d'équilibre – Remise en solution

Soit une portion d'un diagramme d'équilibre binaire (A-B)

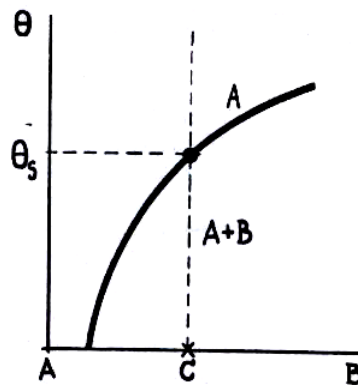


Figure III.5 - Portion d'un diagramme d'équilibre binaire [GRAN 98].

On remarque que la solubilité de B dans A augmente avec l'élévation de la température et inversement.

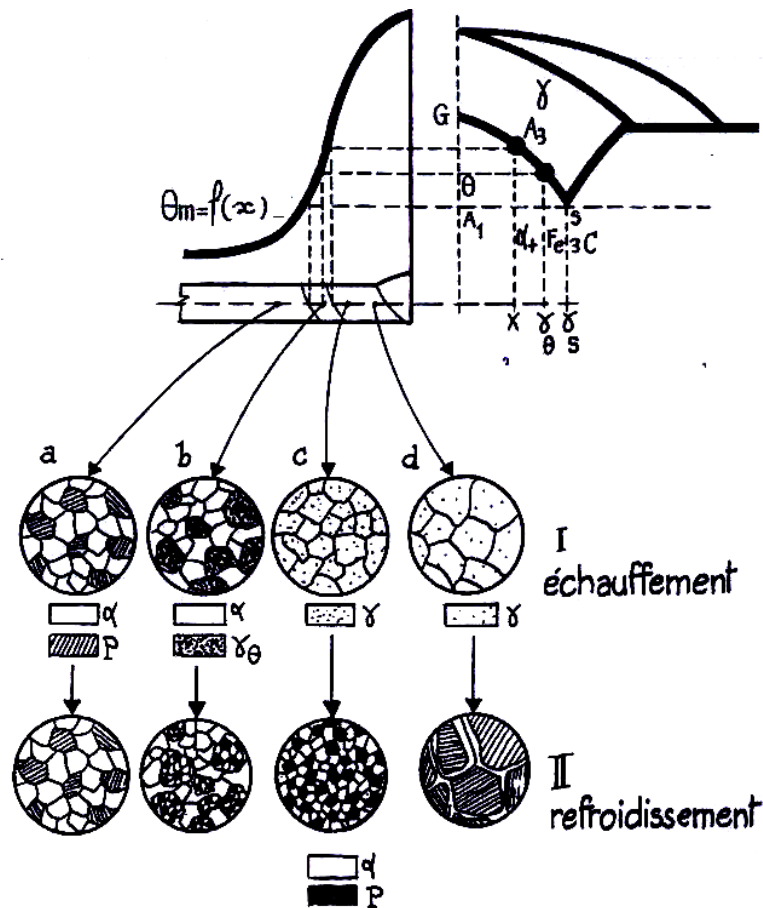
Si à partir de la température  $\theta_s$  on refroidit lentement, on aura précipitation de B. Mais si on effectue un refroidissement rapide, il y aura maintien de B en solution sursaturée dans A ; c'est l'état trempé. A partir de cet état, un nouveau chauffage selon des modalités que le cycle thermique de soudage est susceptible de provoquer, tend à faire réapparaître la phase B (c'est-à-dire remise en solution de B) [VARIS 87].

#### III.3.1.2.2. Transformation allotropique (cas de l'acier)

Les variétés allotropiques du fer  $\alpha$  et  $\gamma$  entraînent une variation de constitution lors de l'échauffement (transformation de la ferrite  $\alpha$  en austénite  $\gamma$ ), car le carbone est très peu soluble dans la ferrite alors qu'il l'est considérablement dans l'austénite.

Pour pouvoir comprendre le changement de constitution lors de soudage, on considère l'exemple des aciers hétéro-eutectoïdes, à l'état recuit, dont la teneur en carbone (X) est inférieure à 0.9%.

En se basant sur le diagramme d'équilibre Fe-C, et la courbe donnant la température maximale atteinte en chaque point de la pièce, tels qu'ils sont illustrés sur la figure III.7, on peut décrire le changement de constitution en chaque zone.



**Figure III.6** - Répartition topographique des constituants au voisinage d'une soudure sur acier à x % carbone, en fonction des températures atteintes, confrontées avec le diagramme d'équilibre ; structure résultante après refroidissement n'entraînant pas la trempe.

**Zone a** : métal de base à l'état recuit, constitué de ferrite et de perlite.

**Zone b** : c'est une zone où les températures maximales atteintes se trouvent entre A<sub>1</sub> et A<sub>3</sub>. Dans cette zone on trouve de l'austénite et de la ferrite.

**Zone c** : dans cette zone, les températures maximales atteintes sont supérieures à A<sub>3</sub>, mais inférieure à la température de fusion. On n'en trouve que de l'austénite.

**Zone d** : le grain austénitique est d'autant plus grand que la température maximale atteinte est très supérieure à A<sub>3</sub> [GRAN 98].

### III.3.2. Au cour du refroidissement

#### III.3.2.1. Transformations allotropiques

Si on prend le diagramme fer-cémentite, on trouve qu'il donne les constituants et leurs proportions pour chaque température ; mais ces constituants ne sont conforme aux indications de ce diagramme qu'en condition d'équilibre (refroidissement lent, à partir d'une austénite homogène et non surchauffée). Tout changement de ces conditions ainsi que de la composition chimique se traduit par des écarts par rapport aux indications du diagramme fer-cémentite, écarts qui peuvent affecter la proportion ou la nature des constituants ainsi que leur structure.

En ce qui concerne les traitements thermiques classiques, les diagrammes TRC rendent compte de l'influence de la loi de refroidissement ; dans le cas du soudage on ne peut utiliser les diagrammes TRC, mais on utilise plutôt les diagrammes TRCs.

Les diagrammes TRC et TRCs font apparaître, pour chaque acier, trois modes de transformation.

##### III.3.2.1.1. Mode perlitique

Il met en œuvre la diffusion, les constituants qui apparaissent sont conformes au diagramme fer-cémentite. Ce mode est prévu pour le refroidissement lent (partie droite des TRC)

### III.3.2.1.2. Mode bainitique

Les constituants finaux sont la ferrite et la cémentite. Le diagramme Fe-C donne la constitution aux proportions près.

Il a lieu pour les lois de refroidissement intermédiaires. Il présente plusieurs variantes structurales dont certaines le rattachent à la transformation perlitique (bainite supérieure, ferrite aciculaire), d'autre à la transformation martensitique (bainite inférieure).

### III.3.2.1.3. mode martensitique

Se traduisant par la précipitation directe, sans diffusion, d'un constituant appelé martensite (ayant la même teneur en carbone que l'austénite mère). La martensite apparaît brutalement, par fractions échelonnées en fonction de la température décroissante, à partir d'une température  $M_s$  jusqu'à  $M_f$ .

Ce mode intervient pour les lois de refroidissement rapides

#### Remarques :

(1)- dans les diagrammes TRC, les domaines sont délimités par des lois critique de refroidissement, tandis que dans les diagrammes TRCs, ils sont limités par des temps de refroidissement critiques.

(2)- le mode bainitique intervient généralement, surtout en soudage, soit pour achever une transformation commencée dans le domaine perlitique, soit en précédant une transformation martensitique. Pour le premier cas, il s'agit d'une variante structurale de la transformation perlitique (peut être avantageuse au métal fondu), dans le deuxième cas, la coexistence avec la martensite appelle les mêmes observations et précautions que ce dernier constituant [GRAN 98].

## .3.2.2. Particularité de la transformation perlitique en soudage

### I.3.2.2.1. Soudure en une passe

Lorsque les conditions de soudage d'un acier permettent l'intervention du mode perlitique au refroidissement, la structure des constituants ferrite et cémentite dépend, en plus de la vitesse de refroidissement, de la grosseur initiale du grain de l'austénite qui se transforme :

- **Grain austénitique relativement fin** : (c'est le cas, par exemple, de la périphérie de la zone austénitisée) le processus de diffusion n'est pas gêné, donc la germination et la croissance de cémentite se fait normalement ; il y aura d'abord séparation de la ferrite pro-eutectoïde, puis formation de la perlite lamellaire, conduisant ainsi à une structure à grain (comparable ou plus fine que celle du métal de base) dans le cas où le métal de base est à l'état recuit.

L'espace inter lamellaire (distance entre les lamelles alternées de ferrite et de cémentite) diminue lorsque la vitesse de refroidissement augmente, par conséquent, cette distance sera plus faible dans la ZAT que dans le métal de base, ce qui rend la ZAT plus dure que le métal de base.

- **Grain austénitique grossier** : (c'est le cas de la zone de surchauffe) Le processus de diffusion est gêné ; la germination et la croissance de la cémentite sont donc freinés, ce qui provoque la séparation de la ferrite pro-eutectoïde, non seulement aux joints de grains mais aussi à l'intérieure des grains, où elle se dispose suivant les plans de plus grande densité atomique, donnant ainsi une structure qui s'apparente à celle de Widmanstaetten.

### I.3.2.2.2. Soudure en plusieurs passes

En un point donné, que ce soit dans la zone fondue ou dans la ZAT, une réausténitisation peut être provoqué plusieurs fois (jusqu'à ce que  $A_3$  n'y soit plus atteinte), et par suite de nouvelles transformations au refroidissement.

Prenant le cas de trois passes : la deuxième passe réausténitise totalement la zone fondue et la ZAT de la première passe, alors que la troisième n'affecte qu'une partie de la zone fondue de la deuxième.

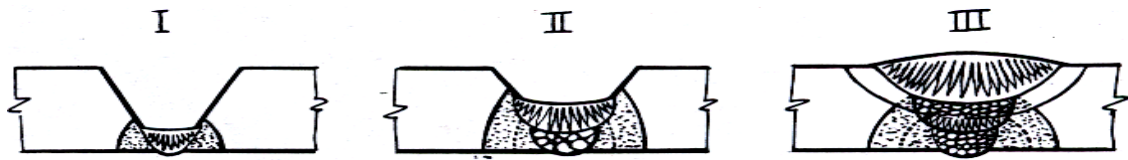


Figure III.7 - Evolution structurale du métal fondu au cours d'une soudure en trois passes sur acier [GRAN 98]

Chaque réausténitisation due à une passe entraîne, si l'acier et les conditions de soudage s'y prêtent, une régénération structurale qui se traduit par un affinage des grains de ferrite et de perlite résultant de la passe antérieure (cet effet est favorisé dans la zone fondue par une faible tendance de ce dernier à la surchauffe) [GRAN 98].

### III.3.3. Diagrammes T.R.C [BAUS 78].

Dans les traitements thermiques effectués en pratique, on réalise rarement des transformations isothermes ; c'est généralement par un refroidissement continu plus ou moins rapide que l'on amène les pièces métalliques à la température ambiante. Ce refroidissement continu peut être considéré comme une intégrale d'un ensemble de traitements isothermes partiels, réalisés chacun à des températures  $T$  différentes et pendant des durées  $dt$ . Pour établir un tel diagramme, on porte, avec la même durée de chauffage, une série d'échantillon d'un même acier à une température  $T$  suffisamment élevée pour être dans le domaine austénitique. Les échantillons sont maintenus à cette température pendant la même durée ; ils sont ensuite refroidis à une vitesse  $V$ , aussi constante que possible et différente pour chacun d'eux. A chaque vitesse de refroidissement, il correspond une courbe, notée  $V$ , sur le diagramme T.R.C. dont l'axe des abscisses est gradué en logarithme du temps. Les vitesses de refroidissement  $V$  sont en fait des vitesses moyennes entre deux températures  $T$ , telles que par exemple 800 et 500°C. le début et la fin des transformations, rencontrées au cours du refroidissement continu, sont notés sur chacune des courbes  $V$  ; le lieu des points correspondant au début ou à la fin d'une même transformation, donne une des courbes caractéristiques suivantes du diagramme :

- **Courbe F** : lieu des points correspondant à la transformation allotropique conduisant à la transformation de ferrite proeutectoïde ; en réalité, il ne s'agit pas, à proprement parler, de points de début de transformation, mais bien de points où la quantité de ferrite formée est égale au minimum décelable par les méthodes physiques utilisées ; cette remarque est également valable pour les autres courbes de début et fin de transformation ;

- **Courbe P** : lieu des points correspondant au début de précipitation de la cémentite lamellaire, intervenant dans la formation de l'eutectoïde perlitique ;

- **Courbe B** : lieu des points correspondant au début de la formation de bainite, soit constitué de ferrite et d'austénite enrichie, la seconde phase pouvant elle-même se décomposer en ferrite et carbure, en martensite ou être stabilisée, soit constituée de plaquettes ou de bâtonnets de cémentite dans une matrice ferritique ;

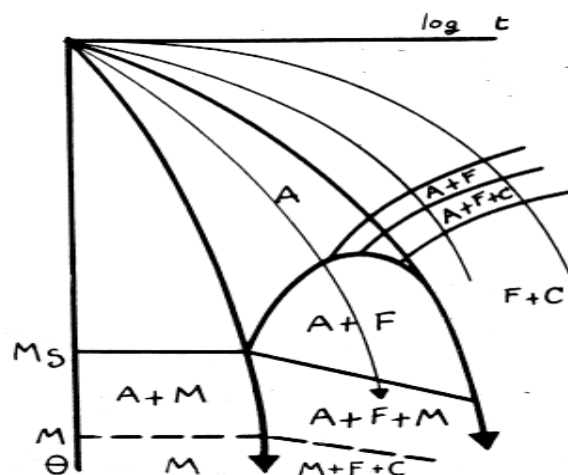


Fig. III. 8 - Diagrammes TRC d'un acier au C - Mn

- **Courbe M** : début de la formation de la martensite ;

De nombreux auteurs ont préconisé l'emploi de vitesses et de temps critique pour caractériser les diagrammes T.R.C. ce qui facilite la comparaison entre les diagrammes des différents aciers mais présente certains inconvénients. La définition de la vitesse critique est la suivante :

$V_1$  est telle que, pour  $V > V_1$ , la structure est purement martensitique ;  $V_1$  est « la vitesse critique de trempe martensitique » ;

$V_2$  est telle que, pour  $V > V_2$ , la structure est exempte de ferrite proeutectoïde ;  $V_2$  est parfois appelée « vitesse critique de trempe bainitique » ;

$V_3$  est telle que, pour  $V < V_3$ , la structure est exempte de martensite ;

$V_4$  est telle que, pour  $V > V_4$ , la structure ne contient pas de perlite ;

$V_5$  est telle que, pour  $V < V_5$ , la structure est constituée uniquement de ferrite et de perlite ;

Les courbes de refroidissement, correspondant à ces cinq vitesses critiques, divisent le diagramme T.R.C. en six domaines distincts, hachurés sur le schéma de la figure III. 1, à chacun de ces domaines correspond une structure particulière.

Il serait naturel de choisir comme origine de temps  $t$ , l'instant où le refroidissement commence ; cependant l'expérience montre que le temps de maintien de l'austénite à des températures supérieures à  $A_3$  n'a pas d'influence sur la position des points de transformation, pour autant que la durée d'austénitisation soit suffisante pour dissoudre complètement les carbures et pour d'autant qu'il n'y ait pas de grossissement appréciable des grains, pendant le refroidissement entre la température d'austénitisation et  $A_3$ . on peut donc considérer comme origine des temps, le moment où la courbe de refroidissement coupe la parallèle à l'axe des temps, au niveau de  $A_3$  ; chaque courbe de refroidissement a ainsi son origine propre.

Sous sa forme habituelle de la figure III.8, le diagramme T.R.C. est d'un emploi peu commode ; sur chacune des courbes de refroidissement, on place les points de transformation et on indique la dureté et éventuellement les pourcentages des constituants formés. Les données intéressantes pour l'utilisateur ne figurent que sur les courbes de refroidissement représentées ; une interpolation entre deux courbes est souvent hasardeuse, notamment en ce qui concerne les valeurs de la dureté.

Pour palier ces inconvénients et la difficulté que présente le choix de l'origine des temps, notamment pour des aciers contenant des carbures stables et difficilement solubles, on adopte un autre mode de représentation.

On remplace une courbe de refroidissement par un paramètre unique qui la caractérise d'une manière aussi précise que possible et qui possède une signification physique immédiate. Cette façon de procéder constitue en fait une approximation, mais en pratique, des approximations de cet ordre sont inévitables, étant donné que les lois de refroidissement, correspondant aux différents traitements thermiques, ne sont pas nécessairement identiques à celles qui ont servi à l'établissement des diagrammes T.R.C.

Parmi les différents paramètres qui peuvent être choisis, on trouve la vitesse moyenne de refroidissement, la durée de refroidissement totale entre la température d'austénitisation et une température quelconque et la durée de refroidissement entre deux températures judicieusement choisies.

En pratique, on a retenu, parmi ces paramètres, la durée de refroidissement  $\Delta t_{800-500^\circ}$  entre 800 et 500 °C, sur la base des travaux de Kunze et Brandis qui ont montré que cette durée de refroidissement est indépendante de la température d'austénitisation. Le diagramme T.R.C. correspondant est représenté à la figure III.8, établi dans des conditions identiques. Les avantages de ce nouveau mode de représentation sont importants ; on peut citer entre autres :

- la suppression du choix de l'origine des temps ;
- la simplification de l'appareillage, l'enregistreur « température-temps » étant remplacé par un compteur.
- la simplification du tracé, du fait que les courbes de refroidissement sont remplacées par des verticales ;

- la possibilité d'établir une courbe continue de l'évolution des duretés et des pourcentages des constituants formés ; la courbe donnant l'évolution de la dureté Vickers est représentée, à titre d'exemple sur le diagramme T.R.C. de la figure III.8.

Certains diagrammes T.R.C. présentent, entre la fin de la transformation ferritique ou perlitique et le début de la transformation bainitique, un hiatus, c'est-à-dire un domaine de température dans lequel la transformation semble s'arrêter momentanément, malgré la présence d'une quantité importante d'austénite non transformée ; la vitesse de transformation « austénite – ferrite » y trop faible pour être décelée par les méthodes physiques usuelles. La figure III.8 fait apparaître un tel hiatus. Il existe des cas où l'hiatus semble correspondre effectivement à un arrêt de transformation, les domaines ferritique et bainitique étant complètement séparés ; la stabilité de l'austénite dans l'hiatus est telle qu'on peut l'y soumettre à des déformations plastiques, sans en provoquer la transformation. Un phénomène semblable peut également se produire entre le domaine de bainite et celui de la martensite.

Les diagrammes T.R.C. présentent généralement une courbe donnant l'évolution de la dureté en fonction de  $\Delta t_{800-500^\circ}$  ; ces diagrammes donnent ainsi des renseignements immédiats sur la trempabilité des aciers.

Ils ne permettent cependant de déterminer que la nature et non le pourcentage des différents constituants formés au refroidissement. Il est utile de leur adjoindre un diagramme la composition structurale approximative des aciers, en fonction de  $\Delta t_{800-500^\circ}$ . Un diagramme de ce type est représenté à la figure III. 8. l'ensemble formé par ce diagramme et le diagramme T.R.C. correspondant permet de déterminer, pour une valeur quelconque de  $\Delta t_{800-500^\circ}$ , la nature et le pourcentage des différents constituants, ainsi que la dureté. Ainsi par exemple pour  $\Delta t_{800-500^\circ} = 90$  minutes, on obtient 10% d'austénite résiduelle, 61% de bainite, 17% de martensite, 12% de ferrite + perlite et une dureté Vickers de 535 [VARS 87].

#### III.3.4. Diagrammes T.R.C-S

Les diagrammes T.R.C. décrits dans le paragraphe précédent, sont en général établis dans les conditions de traitement thermiques classiques ; les durées de chauffage et d'austénitisation sont variables est généralement assez longues, de l'ordre de 5 à 30 minutes ; les températures d'austénitisation varient d'un cas à l'autre et sont souvent comprises entre  $A_3+30^\circ\text{C}$  et  $A_3+60^\circ\text{C}$  ; les durée de refroidissement  $\Delta t_{800-500^\circ}$  varient entre quelques secondes et plusieurs heures [VARS 87].

# Deuxième Partie

---

## APPROCHES EXPERIMENTALES

# Chapitre IV

---

## **PROGRAMME D'ESSAIS**

## DEUXIEME PARTIE : APPROCHES EXPERIMENTALES

### CHAPITRE IV PROGRAMME D'ESSAIS

#### IV.1. Introduction

Le présent chapitre s'intéresse à l'étude de l'énergie de soudage et les cycles thermiques. En effet, Nous avons vu que les transformations structurales, qui se manifestent dans les alliages ferreux sous chargement thermique, ont des conséquences sur le comportement du matériau. En ce qui nous concerne, nous nous attachons aux conséquences d'ordre thermomécanique, qui sont en grande partie à l'origine des contraintes résiduelles au sein des structures soudées. Les cycles thermiques fournissent des informations permettant d'interpréter les phénomènes métallurgiques engendrés par l'opération de soudage. L'idéal est, donc, de pouvoir en tirer toutes ces informations, à savoir les températures maximales atteintes, les temps de séjours à haute température et les lois de refroidissement.

Pour mieux connaître ces principales conséquences d'origine thermomécanique, nous envisageons des simulations expérimentales. En analysant les résultats de ces simulations nous essaierons, de comprendre les mécanismes à l'origine de ces conséquences. Pour ce faire, nous fixerons dans un premier temps les objectifs à atteindre à partir de l'étude bibliographique. En fonction des objectifs fixés, nous établirons un programme d'essais. Pour réaliser ces essais, certains moyens expérimentaux ont été mis en, nous les expliciterons au même titre que les procédures d'essais et d'interprétation. Pour finir, nous analyserons les résultats pour enfin conclure sur le comportement thermomécaniques des joints soudés.

#### IV.2. Objectifs

Il s'agit de réaliser des assemblages avec deux plaques d'acier en utilisant le soudage à l'arc électrique avec électrode enrobée. Les assemblages ont été réalisés avec trois différents réglages des conditions de soudage, correspondant aux valeurs d'intensité du courant de soudage suivantes : 180, 190 et 200 Ampères, dans le but d'étudier l'effet de l'énergie de soudage sur la répartition de la température lors de l'opération et par conséquent sur la les caractéristique du joint soudé et d'en prélever des éprouvettes pour effectuer des essais mécaniques et pour observations micrographiques. Ces assemblages seront suffisamment instrumentés afin de tirer le maximum d'informations sur les cycles thermiques.

#### IV.3. Moyens et Procédures Expérimentales

Dans cette partie nous allons décrire les moyens expérimentaux utilisés, c'est-à-dire le dispositif expérimental, les Spécimens et les éprouvettes testées, ainsi que les procédures expérimentales mises en place pour la réalisation des essais envisagés par le programme d'essais.

##### IV.3.1. Caractérisation du métal de base

Le matériau testé est caractérisé dans son état de livraison (Laminé à chaud) : une analyse à l'aide du spectromètre de masse, effectuée au sein de la *SNVI* (Rouiba), a donné les compositions massiques présentées dans le tableau V.1.

*Tableau IV.1 – Pourcentage des éléments présents dans un échantillon donné par spectrométrie de masse.*

| <i>Éléments</i>    | <i>C</i>     | <i>Mn</i>   | <i>Si</i>   | <i>P</i>     | <i>S</i>     |
|--------------------|--------------|-------------|-------------|--------------|--------------|
| <i>Teneurs (%)</i> | <i>0.093</i> | <i>0.62</i> | <i>0.16</i> | <i>0.008</i> | <i>0.039</i> |

Les essais mécaniques effectués sur des éprouvettes usinées avec le métal de base nous donnent les résultats suivants :

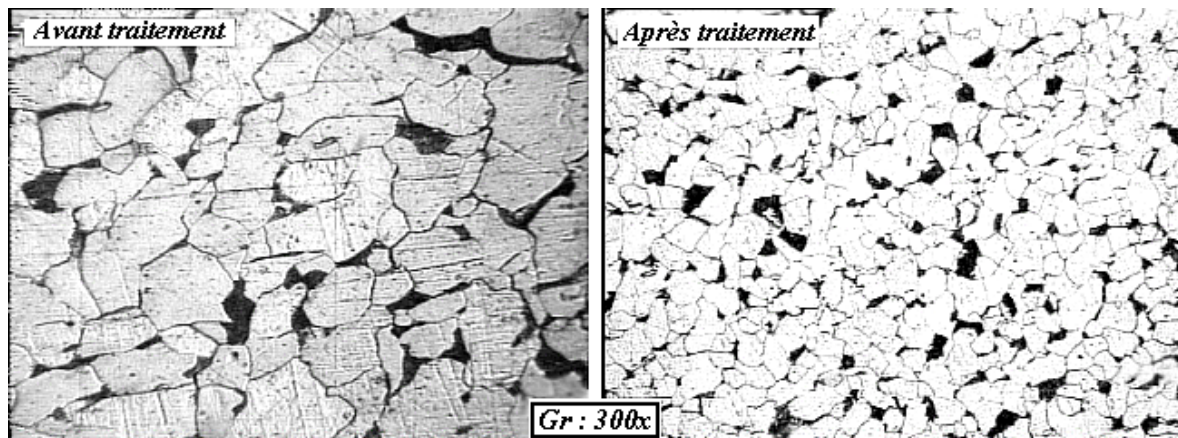
*Tableau IV.2. - Propriétés mécaniques de l'acier testé.*

| $R_e$ (MPa) | $R_m$ (MPa) | Dureté HV |
|-------------|-------------|-----------|
| 680         | 704         | 251       |

La résistance mécanique donnée par l'essai est de l'ordre de 700 MPa. Tandis que la limite élastique n'est pas décelable sur la courbe, ce qui laisse à cause de l'écroutissage. La micrographie montre des grains de forme allongée et orientés dans le sens du laminage.

### IV.3.2. Elaboration des maquettes

L'étude thermique consiste à étudier l'effet de l'énergie de soudage sur les caractéristique du joint soudé ainsi que la taille initial des grain du métal essayé, dans cet objectif nous proposons de réaliser deux lots de pièces, chaque lot comporte trois paires de plaque de dimension suivantes : 150x100x10 mm. Le premier lot de pièce et utilisé à l'état de livraison alors que le deuxième subit un traitement d'affinement de grains.



*Figure IV.1 - Micrographie du métal de base montrant la différence de la taille des grains avant et après traitement d'affinement.*

Le maintien à cette température n'a pour but que d'assurer l'homogénéisation de la température de la pièce ; sa durée sera donc réduite au minimum nécessaire. Tout allongement inutile de cette durée ne pourrait qu'engendrer un début de grossissement des grains d'austénite [EROG 00].

Le refroidissement qui achève ce traitement doit être le plus rapide possible tout en évitant la formation de bainite. Un refroidissement lent, bien entendu, provoquerait un grossissement de grains.

### IV.3.3. Dispositif expérimental

Dans le but de prélever les cycles thermiques, nous avons relié quatre thermocouples, dans les pièces à assembler, à un enregistreur thermique universel à quatre voies de mesure ; une caméra infra rouge à été utilisé dans le but de visualiser et d'enregistrer une carte topographique permettant de visualiser la distribution des isothermes sur la face supérieure de l'assemblage au cours de l'opération du soudage (Figure IV.2).

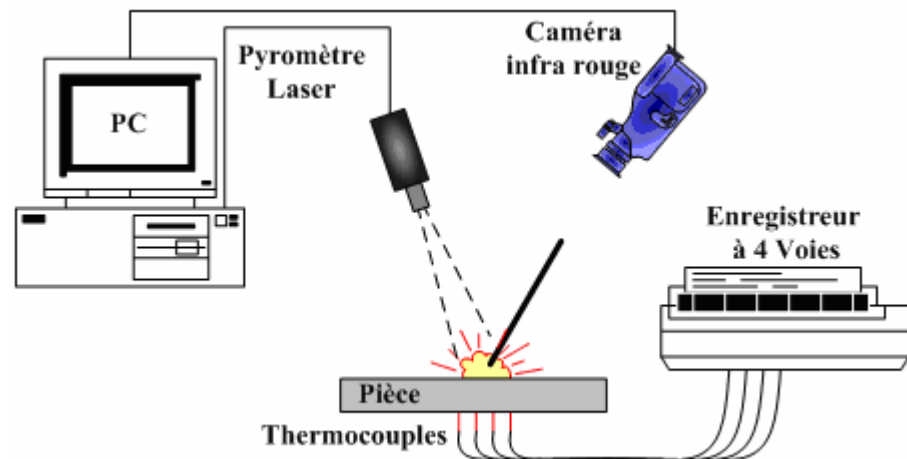


Figure IV.2. - Schéma du montage expérimental.

En vue de prélever les cycles thermiques du soudage, on procédera par l'implantation de cinq thermocouples sur une profondeur de 5mm, dont le premier est distant de 5mm du bord chanfreiné. Les quatre autres thermocouples seront décalés les uns des autres, à partir du premier, d'un pas de 1mm.

Mais, pour des raisons d'encombrement (car le diamètre du thermocouple est de 1.5mm), cette disposition ne peut être mise en œuvre, ce qui nous a obligé à adopter une autre disposition tout en veillant à ce que le décalage entre les thermocouples ne dépasserait pas 1mm. Ceci nous a mené à profiter de la caractéristique de symétrie que présentent nos assemblages [CAVA 98], telle que le deuxième et le quatrième thermocouple seront implantés dans la pièce de l'autre côté de la soudure tout en respectant les distances de la disposition de la figure IV.3.

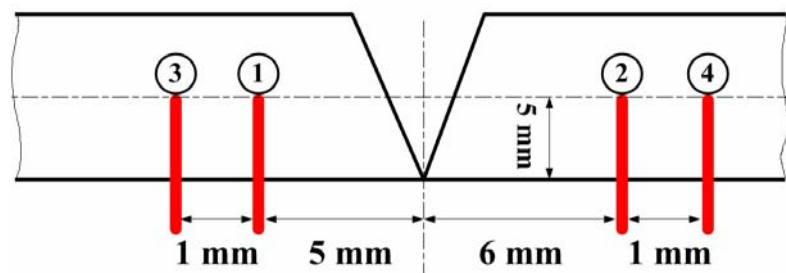


Figure VI.3. – Disposition des thermocouples sur la maquette de soudage.

Cela n'est pas encore suffisant car la distance entre les périphéries de deux thermocouples voisins est de 0.3mm (foret de diamètre 1.7mm), ce qui ne peut être respecté lors du perçage. Cette nouvelle contrainte a été contournée, en profitant de la notion de l'état quasi-stationnaire défini dans le deuxième chapitre, par décalage des thermocouples suivant le sens du cordon de soudure.

#### IV.4. Déroulement des essais

Tous les assemblages ont été réalisés avec le procédé de soudage à l'arc avec électrode enrobée au sein de l'atelier de chaudronnerie.

Compte tenu des conditions de travail et des informations indiquées dans les annexes quant au choix de l'électrode enrobée, on a opté pour l'électrode à enrobage rutile, car cette dernière assure une faible profondeur de pénétration d'une part, ce qui éloigne le risque de collage des thermocouples, et d'autre part, elle est caractérisée par une facilité d'exécution à plat et ainsi que d'amorçage de l'arc et donne lieu à un bon aspect du cordon. Le nombre de passes que nous devons effectuer sur une pièce de 10mm d'épaisseur est de trois. La passe de fond doit être faite à l'aide d'une électrode de diamètre 3.15mm ; quant aux deux passes de remplissage, elles doivent être exécutées avec des électrodes de 4mm de diamètre. Mais nous n'avons utilisé que des électrodes de 4mm de diamètre, à fin de pouvoir travailler dans le même domaine d'énergie.

Le type d'électrode étant choisi, le nombre de passe déterminé ainsi que les dimensions des pièces à souder (150x100x10 mm) de manière à pouvoir en prélever des éprouvettes normalisées de traction, il ne nous reste donc qu'à réaliser nos assemblages, qui sont de nombre de six (trois assemblages à partir des pièces non traitées et trois à partir des pièces traitées) avec différentes énergies de soudage.

Chaque assemblage réalisé est découpé, par la suite, de manière à en prélever une éprouvette de traction, deux autres de résilience et un échantillon pour la mesure de la microdureté et l'observation micrographique.

#### IV.5. Relevé des températures

À partir du diagramme d'équilibre Fe-C pour une teneur de 0,1%C, la température d'austénitisation partielle est de 720 °C, température qui n'a pas été atteinte dans, pratiquement, tous les cycles prélevés. Ceci nous contraints à étudier l'influence de l'énergie de soudage sur les cycles thermiques d'un seul point de vue, qui est la vitesse de refroidissement au voisinage d'une température donnée. La température où l'on calculera la vitesse de refroidissement était choisie en fonction du cycle thermique qui a atteint la plus faible température maximale. Elle est de l'ordre de 300°C.

A fin de pouvoir sortir, probablement, avec une conclusion relative à l'effet de l'énergie de soudage, on ne se limitera pas à la comparaison des résultats obtenus avec un seul thermocouple pour les différents assemblages, mais on fera une comparaison pour les résultats donnés par tous les thermocouples.

La différence principale entre les assemblages réalisés réside dans l'énergie de soudage avec laquelle nous les avons mis au point. Cette dernière dépend essentiellement de l'intensité de soudage ainsi que de la vitesse de l'opérateur. La vitesse de l'opérateur étant incontrôlable, donc on ne peut jouer que sur l'intensité du courant de soudage pour faire varier l'énergie.

Les électrodes rutiles de diamètre 4 mm ne permettent l'amorçage et la stabilité de l'arc que si l'intensité est comprise entre 120 et 200A. Cela nous a contraints à prendre trois valeurs dans cet intervalle, à savoir 180,190 et 200 A.

A fin de pouvoir comparer la sévérité des cycles thermiques, pour les différents points de mesure, et de rendre leur présentation plus commode, nous avons superposé les cinq cycles prélevés, pour chaque passe, sur la même courbe.

Par manque de précision et par crainte de collage des thermocouples, les pièces des différents assemblages ont été percées à des distances de 5mm du bord chanfreiné, ce qui a donné lieu à des cycles thermiques dont la température maximale atteinte est nettement inférieure à la température d'austénitisation.

Nous allons maintenant passer en revue les différents cycles prélevés pour chaque assemblage, tout en essayant de révéler, dans la mesure du possible, l'influence de l'énergie de soudage sur ces derniers.

##### IV.5.1. Assemblages SL

Les énergies avec lesquelles les assemblages SL ont été exécutés suivant les passes, dans l'ordre croissant, sont :

$$E_1(\text{SL180}) = 35,05 \text{ KJ/cm}, E_2(\text{SL180}) = 32,31 \text{ KJ/cm}, E_3(\text{SL180}) = 35,54 \text{ KJ/cm}$$

$$E_1(\text{SL190}) = 31,41 \text{ KJ/cm}, E_2(\text{SL190}) = 31,32 \text{ KJ/cm}, E_3(\text{SL190}) = 42,91 \text{ KJ/cm}$$

$$E_1(\text{SL200}) = 38,29 \text{ KJ/cm}, E_2(\text{SL200}) = 41,12 \text{ KJ/cm}, E_3(\text{SL200}) = 38,15 \text{ KJ/cm}$$

Les vitesses de refroidissement, au voisinage de 300°C, obtenues pour les différents assemblages SL sont résumées dans le tableau IV.3.

**Tableau IV.3.** – Vitesses de refroidissement au voisinage de 300°C pour les assemblages SL.

| Assemblage   | Vitesses de refroidissement (°C/s) |      |     |                |     |     |                |     |     |                |     |     |
|--------------|------------------------------------|------|-----|----------------|-----|-----|----------------|-----|-----|----------------|-----|-----|
|              | Thermocouple 1                     |      |     | Thermocouple 2 |     |     | Thermocouple 3 |     |     | Thermocouple 4 |     |     |
|              | P1                                 | P2   | P3  | P1             | P2  | P3  | P1             | P2  | P3  | P1             | P2  | P3  |
| <b>SL180</b> | 3,5                                | 1,7° | 1,6 | 4,1            | 1,7 | 1,6 | 2,9            | 2   | 1   | 3,6            | 2,4 | 1,1 |
| <b>SL190</b> | 3,1                                | 1,9  | 1,4 | 2,3            | 1,8 | 1,6 | 2,5            | 2,1 | 1,7 | 2,7            | 1,7 | 1,7 |
| <b>SL200</b> | 2,1                                | 1,8  | 1,3 | 1,7            | 3,7 | 1,2 | 2,2            | 2,2 | 0,9 | 2,5            | 1,4 | 2   |

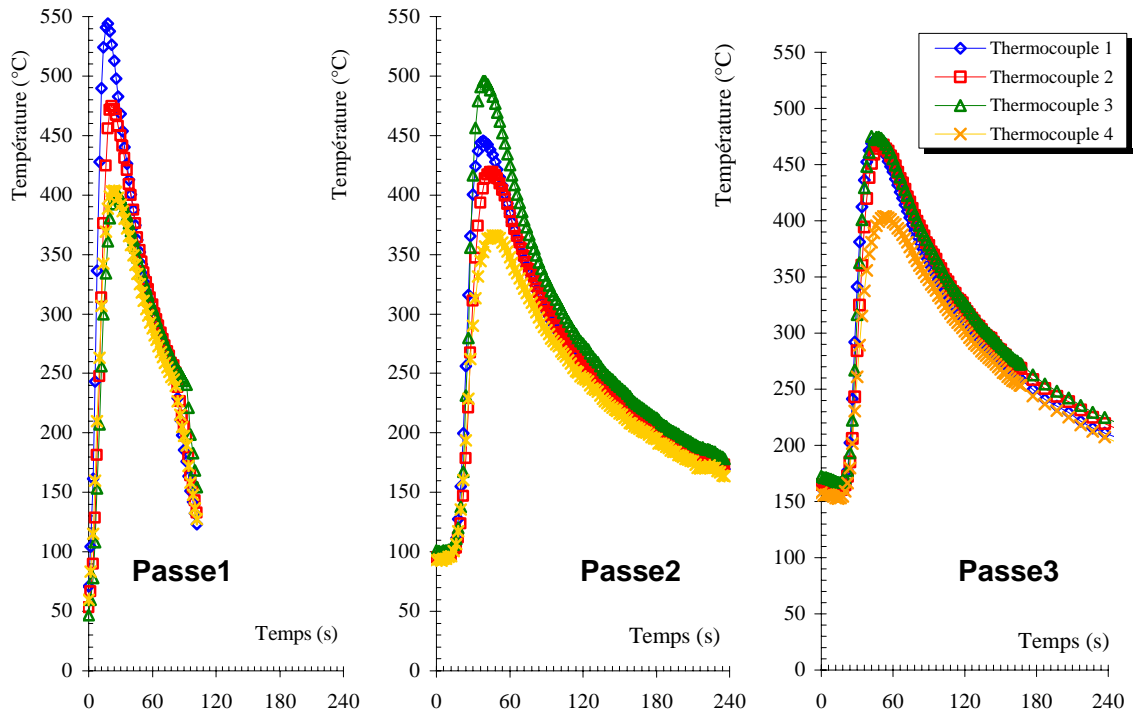


Figure IV.4. – Répartition thermique dans l'assemblage SL180

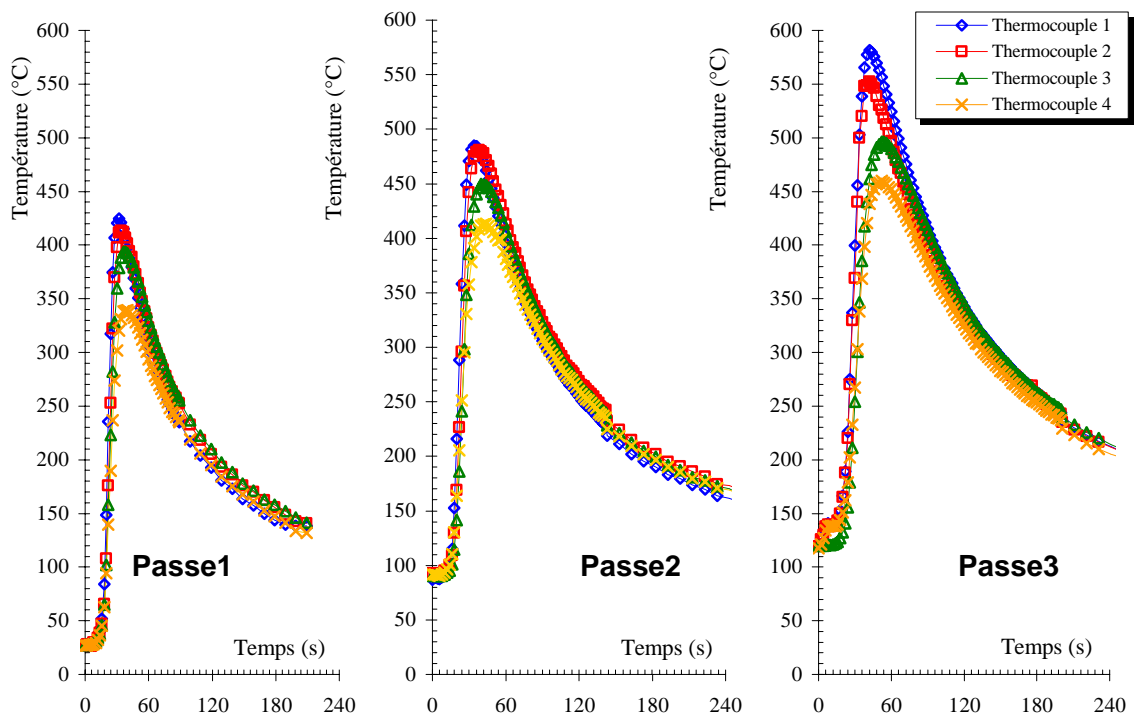


Figure IV.5. – Répartition thermique dans l'assemblage SL190

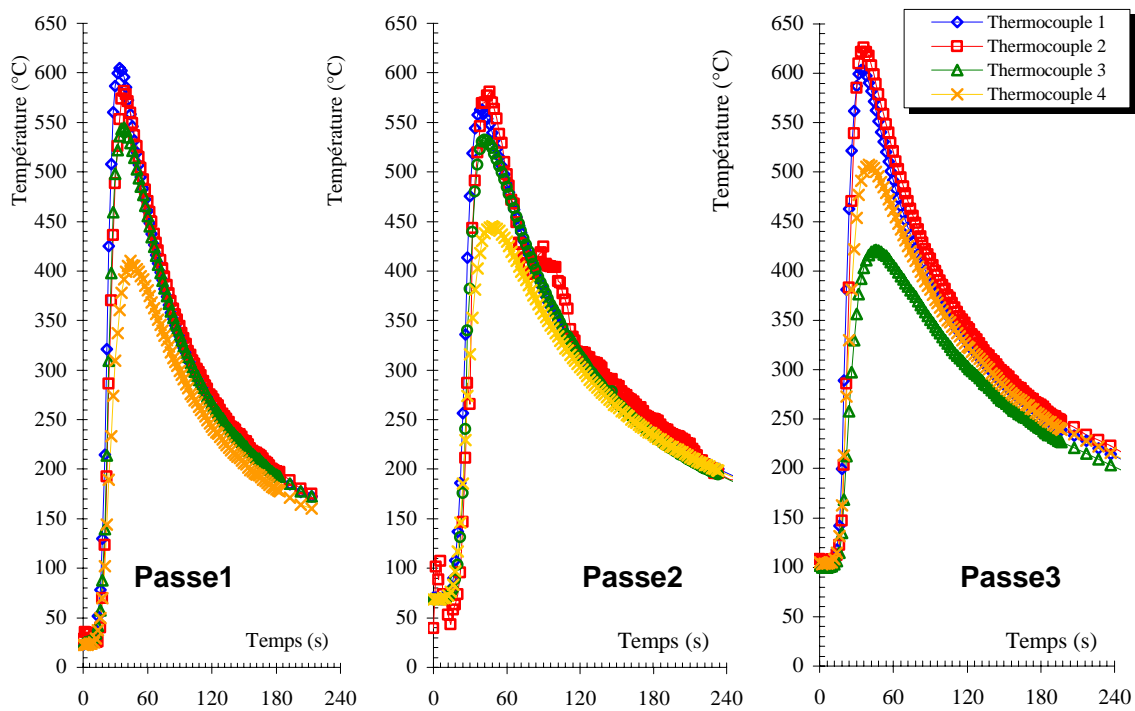


Figure IV.6. – Répartition thermique dans l'assemblage SL200

### Discussions

On constate que les vitesses de refroidissement, calculées au voisinage de 300°C, évoluent, pour chaque thermocouple, dans le sens inverse de l'évolution de l'énergie de soudage, c'est-à-dire une augmentation de l'énergie entraîne une diminution de la vitesse de refroidissement.

D'après Granjon [GRAN 98], l'augmentation de l'énergie mise en jeu étend la zone affectée thermiquement, augmente le temps de séjour à haute température et ralentit le refroidissement, il en résulte que les procédés ou les modes opératoires mettant en jeu une énergie élevée sont caractérisés par, dans le cas des aciers, une moindre tendance à la trempe (associée à la vitesse de refroidissement).

On constate que les vitesses de refroidissement n'évoluent pas, vis à vis de l'énergie, comme dans le cas de la première passe. Ceci est dû certainement à l'effet de la température initiale, qui diffère d'un assemblage à l'autre à cause du temps mis entre deux passes, qui joue le rôle d'un préchauffage pour les passe suivantes.

On remarque que le dernier thermocouple ainsi que, à un détail près, le premier ne donne pas les mêmes sens de variation de la vitesse de refroidissement, d'un assemblage à l'autre, avec les autres thermocouples. Ce sont les thermocouples, le plus loin et le plus proche du cordon de soudure, d'où l'effet combiné de trois paramètres ; la température initiale, l'énergie de soudage et la distance : il est clair que plus on s'éloigne de la source chaude, plus les pertes deviennent plus importantes et vis versa. Mais on ne peut avancer une telle explication, car il y a d'autres paramètres qui rentrent en jeu.

Excepté le premier et le dernier thermocouple, on pourra faire les constatations suivantes quant à la variation de la vitesse de refroidissement d'un assemblage à l'autre :

L'assemblage SL200 a été réalisé avec l'énergie de soudage la plus importante, mais avec la plus faible température initiale. Ceci, et peut être d'autres paramètres aussi, ont donné lieu à des vitesses de refroidissement plus élevées que celles des assemblages réalisés avec des énergies plus faibles, ce qui contredit ce qui a été énoncé auparavant.

Les assemblages SL190 et SL180 ont confirmé, quant à eux, les remarques précédentes ; la vitesse de refroidissement varie dans le sens inverse de la variation de l'énergie. Ceci est, peut être, dû à la faible différence qui existe entre leurs températures initiales (90°C et 96°C).

Ces deux constatations laissent penser que l'effet de la température initiale est analogue à celui de l'énergie de soudage, ce qui provoque une sorte de compensation de l'un par l'autre dans le cas où elles ne varient pas dans le même sens.

En effet, d'après BAUS et CHAPEAU [BAUS 78], une augmentation de la température initiale se traduit par une augmentation de la température maximale atteinte, du temps de séjour à haute température, de l'étendue de la ZAT, et du temps de refroidissement (diminution de la vitesse de refroidissement). Une diminution de la température initiale a, exactement, les effets inverses de ce qui vient d'être dit. Ces effets sont les mêmes que ceux de l'énergie de soudage. Or, d'après Granjon [GRAN 98], à épaisseur égale, on dispose de deux variables pour agir sur le cycle thermique de soudage, à savoir la température initiale (préchauffage ou non) et l'énergie de soudage.

#### IV.5.2 Assemblages SA

Les énergies avec lesquelles l'assemblage SL ont été exécuté suivant les passes, dans l'ordre croissant, sont :

$$E_1(\text{SA180})= 49.04 \text{ KJ/cm}, E_2(\text{SA180})= 26.91 \text{ KJ/cm}, E_3(\text{SA180})= 38.02 \text{ KJ/cm}$$

$$E_1(\text{SA190})= 22.34 \text{ KJ/cm}, E_2(\text{SA190})= 20.35 \text{ KJ/cm}, E_3(\text{SA190})= 39.96 \text{ KJ/cm}$$

$$E_1(\text{SA200})= 19.36 \text{ KJ/cm}, E_2(\text{SA200})= 20.35 \text{ KJ/cm}, E_3(\text{SA200})= 32.87 \text{ KJ/cm}$$

Les vitesses de refroidissement, au voisinage de 300°C, obtenues pour les différents assemblages SA sont résumées dans le tableau IV.4

Tableau IV.4. – Vitesses de refroidissement au voisinage de 300°C pour les assemblages SA.

| Assemblage | Vitesses de refroidissement (°C/s) |     |     |                |     |     |                |     |     |                |     |     |
|------------|------------------------------------|-----|-----|----------------|-----|-----|----------------|-----|-----|----------------|-----|-----|
|            | Thermocouple 1                     |     |     | Thermocouple 2 |     |     | Thermocouple 3 |     |     | Thermocouple 4 |     |     |
|            | P1                                 | P2  | P3  | P1             | P2  | P3  | P1             | P2  | P3  | P1             | P2  | P3  |
| SA180      | 1,6                                | 2,4 | 1,5 | 2,1            | 2,3 | 1,5 | 3,4            | 2,4 | 0,4 | 1,8            | 1,9 | 1,1 |
| SA190      | 5,8                                | 4   | 2,4 | 4,9            | 4,4 | 1,6 | 5,2            | 9,9 | 1,5 | 5              | 3,3 | 2,3 |
| SA200      | 4,6                                | 3,2 | 1,7 | 4,4            | 3,2 | 2,2 | 4              | 3,9 | 2,4 | 3,4            | 2,7 | 1,2 |

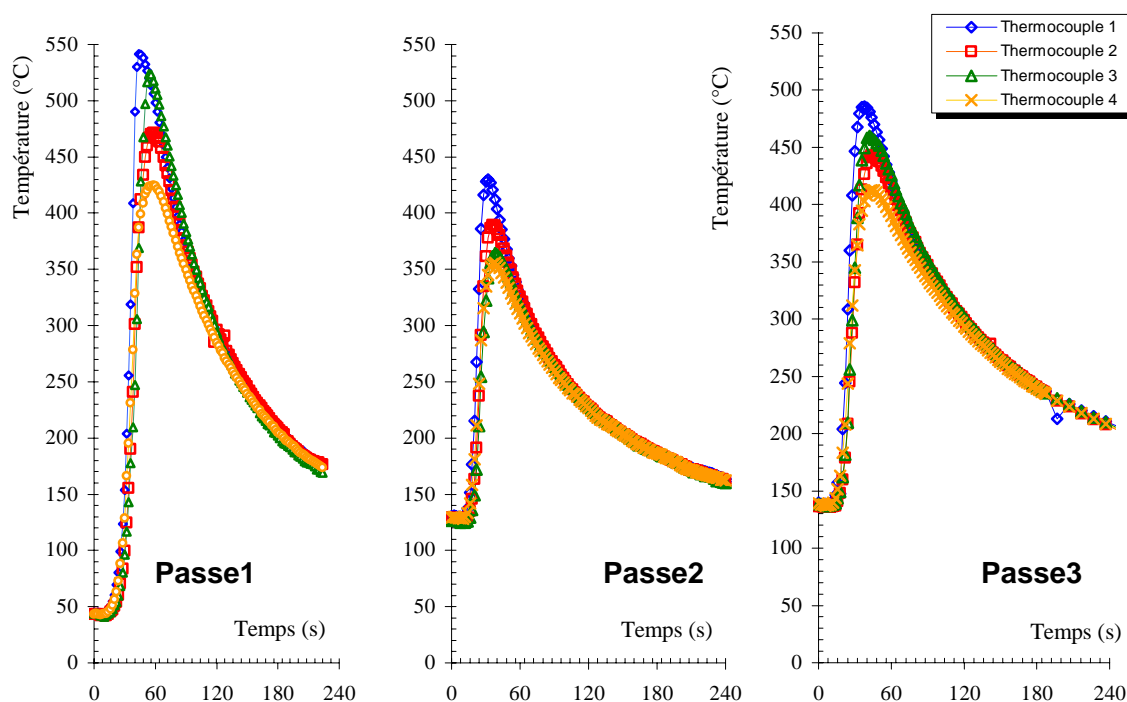


Figure IV.7. – Répartition thermique dans l'assemblage SA180

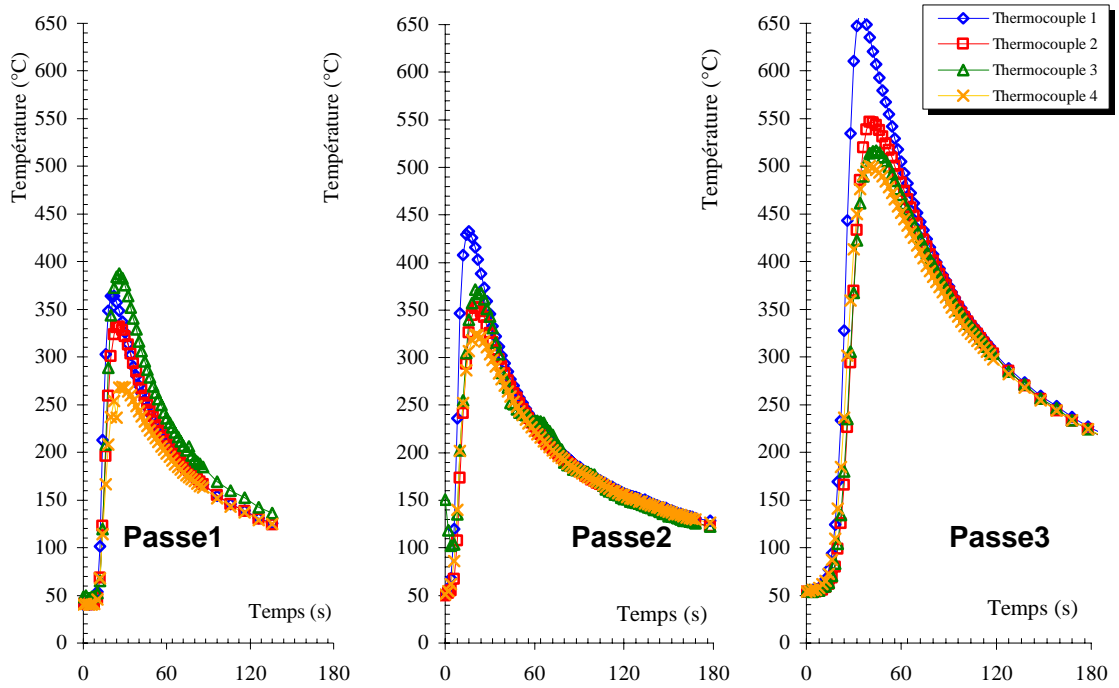


Figure IV.8. – Répartition thermique dans l'assemblage SA190

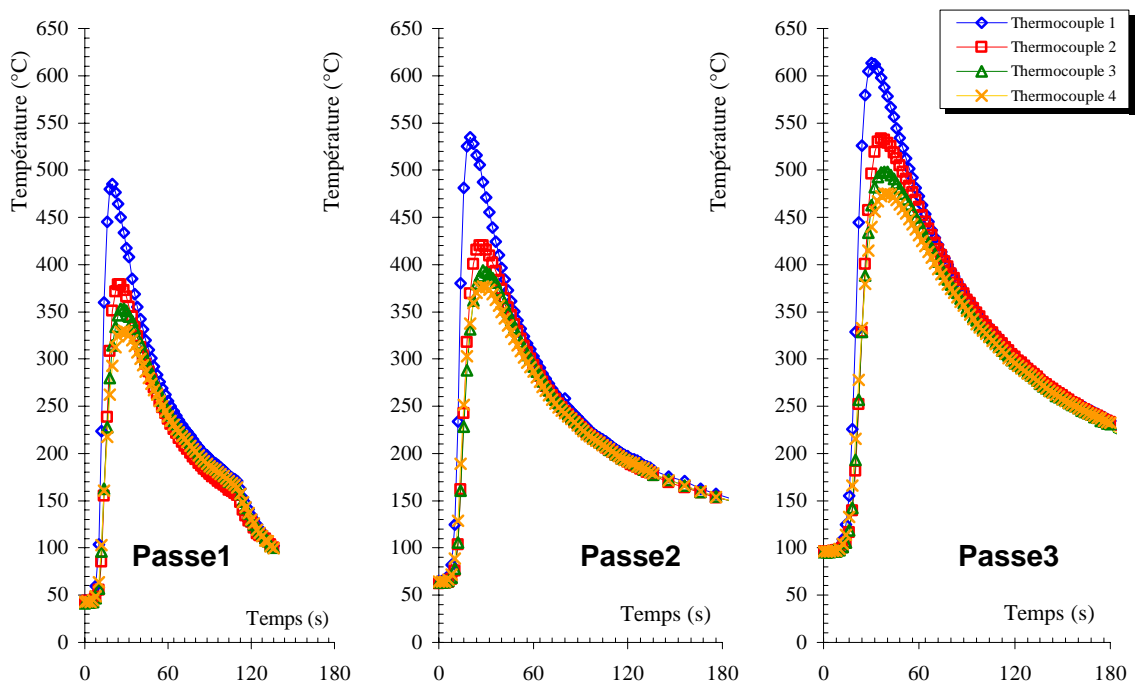


Figure I V.9. – Répartition thermique dans l'assemblage SA 200

**Discussions**

Nous constatons bien qu'entre les assemblages SA200 et SA180, ainsi qu'entre SA190 et SA180, ce qui a été dit dans le cas de la première passe des assemblages SL reste toujours valable.

L'anomalie se constate entre les assemblages SA200 et SA190. Certes, les températures initiales, si on prend en considération ce qui a été dit dans le cas des assemblages SL, expliquent cette anomalie. Mais est-ce une différence de 2°C entre les températures initiales (42 et 40°C) peut provoquer une telle différence entre les vitesses de refroidissement, bien que, la différence entre les énergies de soudage mises en jeu dans les deux assemblages est de l'ordre de 3KJ/cm, en outre, est-ce l'ordre de grandeur de ces deux températures initiales, si faible qu'il soit, peut influencer le cycle thermique.

Les vitesses de refroidissement données dans le tableau IV.4 confirment d'une manière grandiose ce qui a été dit quant à l'effet de l'énergie de soudage et de la température initiale. En effet, pour les assemblages SA190 et SA200, ils ont été réalisés avec la même énergie de soudage, ce qui a laissé le champ libre à la température initiale pour faire apparaître son effet, affirmant ainsi ce qui a été dit en ce qui concerne la deuxième passe des assemblages SL ; à égale énergie. Les vitesses de refroidissement ont diminué pour l'assemblage SA200, parce que sa température initiale est supérieure à celle du SA190, ce qui s'est traduit par un effet analogue à celui de l'augmentation de l'énergie de soudage.

A noter que la différence entre les températures initiales des assemblages SA190 et SA200 n'est que de 12°C, ce qui pourrait donner une idée sur le taux d'influence de la température initiale.

En ce qui concerne l'assemblage SA180, on constate bien que les vitesses de refroidissement ont diminué aussi, ce qui s'explique facilement, parce que l'énergie de soudage ainsi que la température initiale ont augmenté à la fois, donnant lieu ainsi à une sorte d'addition de leurs effets qui sont analogues.

L'énergie de soudage ainsi que la température initiale relatives à l'assemblage SA180 ont connu une augmentation comparativement avec celles du SA200, ce qui explique, d'après ce qui a été déjà dit jusqu'ici, la diminution des vitesses de refroidissement. La faible valeur, très remarquable d'ailleurs, de la température initiale du SA190 par rapport à celles du SA200 et du SA180, a fait que l'effet de l'augmentation de l'énergie était inversé par l'effet de la diminution de la température initiale.

#### **IV.6. Conclusion**

Les transformations de phases dans les joints soudés sont directement gouvernées par les cycles thermiques de soudage, elles dépendent de plusieurs paramètres que ces derniers fournissent, à savoir la température maximale atteintes en chaque point, le temps de séjours au dessus de  $A_3$ , la vitesse de refroidissement et la vitesse de chauffage.

Vu les difficultés inhérentes à l'expérimentation, les cycles thermiques n'ont pas pu être prélevés au niveau de la ZAT, et par conséquent la détermination de tous les paramètres qui influencent les transformations de phases est devenue impossible. Néanmoins, les cycles thermiques prélevés restent de grandes utilités, car nous avons pu en tirer les vitesses de refroidissement à une température donnée. Cette température, si relativement faible qu'elle soit, permet de renseigner sur l'effet de l'énergie de soudage à travers toutes les zones du joint soudé, puisque la théorie dit que plus on s'éloigne de l'axe de la soudure [PORT 34], plus la vitesse de refroidissement croît, ce qui rend les résultats relatifs à l'effet de l'énergie de soudage sur cette dernière généralisables à d'autres zones, notamment à la ZAT.

L'interdépendance des différents paramètres, tels que la température initiale, l'épaisseur des pièces, l'épaisseur des cordons directement liée à la vitesse d'exécution (c'est-à-dire à l'énergie) et l'énergie de soudage a rendu l'influence de l'énergie sur quelques données du cycles thermique, telles que la température maximale atteinte en chaque point, impossible à apprécier. En ce qui concerne l'influence de l'énergie ainsi que celle de la température initiale, les résultats ont été très significatifs, d'ailleurs ça nous a permis d'avoir une idée sur le taux de contribution de chaque paramètre d'entre eux. En effet, une différence de quelques dizaines de degré (aux alentours de 20°C) entre les températures initiales, peut vaincre une différence de signe inverse d'une dizaine de KJ/cm entre les énergies de soudage.

# Chapitre V

---

## RÉSULTATS ET INTERPRÉTATIONS

## DEUXIEME PARTIE : APPROCHES EXPERIMENTALES

### CHAPITRE V RÉSULTATS ET INTERPRÉTATIONS

#### V.1. Introduction

Une phase est par définition une solution ayant les mêmes propriétés en tout point, ceci fait de la microdureté et de la micrographie deux moyens très efficaces pour la caractérisation des phases ; ainsi elles permettent de déceler le changement de phase dans les matériaux multiphasés, dont les joints soudés en font partie. Pour cela, elles vont être à la base de notre étude.

L'étude portera d'abord sur l'effet de l'énergie de soudage sur les propriétés mécaniques de la zone fondue, puis sur la zone affectée thermiquement ZAT. Mais vu que tous les assemblages ont été réalisés par soudage en trois 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 :

- une zone à gros grains,
- une zone à grains fins,
- une zone intercritique (zone de transition entre la ZAT et le Métal de base non affecté).

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

La prise en compte de l'effet de soudage multi-passes compliquera certainement l'étude, mais, il permet en contre partie de comprendre l'influence d'autres paramètres. En effet, la prise en compte de l'effet des passes nous contraint à étudier l'influence de l'énergie sur chaque zone à part.

Pour chaque zone, nous aurons à présenter les filiations de microdureté prélevées suivant la disposition illustrée dans la figure V.1, puis les micrographies prises selon la disposition de la figure V.2. La discussion et l'interprétation des filiations de microdureté se feront en se référant à la micrographie correspondant à chaque zone.

Une fois les résultats relatifs à la microdureté et la micrographie sont présentés et discutés, on passe à la présentation des caractéristiques mécaniques de traction et de résilience qui seront, à leurs tours, discutées et les faciès de rupture examinés. Enfin, nous terminerons par interpréter les résultats exposés tout au long de ce chapitre, pour en sortir avec une conclusion relative à l'effet de l'énergie sur les transformations de phases dans les joints soudés.

#### V.2. Caractérisation Structurale

##### V.2.1. Micrographie optique

L'intérêt de cette analyse est de révéler la structure à l'échelle du grain. Les micrographies, faites suivant une coupe transversale, après polissage mécanique et attaque chimique au nital 4%.

A travers la zone fondue, à savoir dans les zones A (zone fondue de la troisième passe), B (zone fondue de la troisième passe) et C (zone fondue de la première passe) illustrées sur la figure V.2.

A travers la ZAT, on examinera chaque zone I (ZAT intercritique), II (ZAT à grains fins), III (ZAT à gros grains), et IV (métal de base non affecté), comme il est illustré sur la figure V.1.

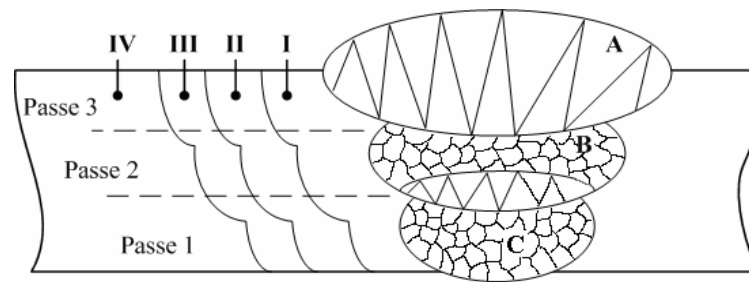


Figure V.1. - Relevé des zones métallurgiques dans un joint soudé en trois passes.

Les micrographies de la figure V.2 représentent les lignes d'assemblage réalisées.

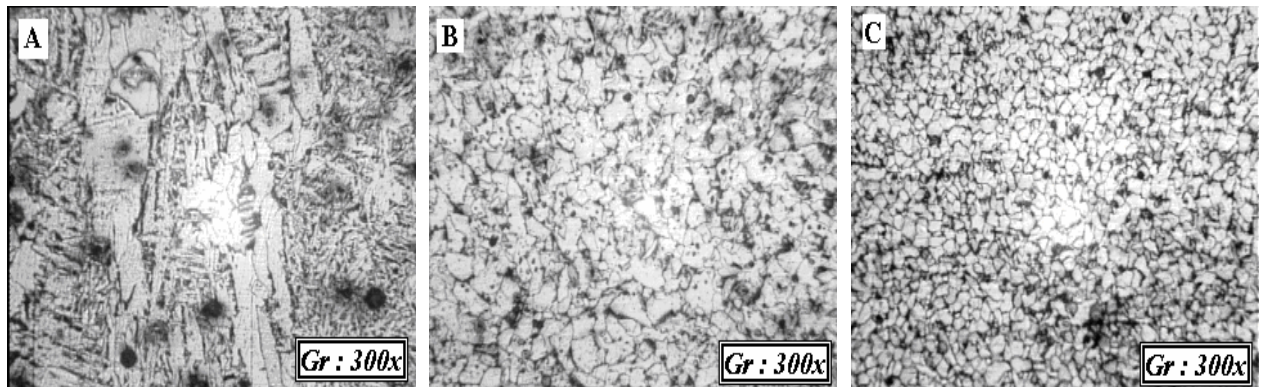


Figure V.2. – Micrographie de la zone fondue :

- A) troisième passe structure à grains allongés orientés du centre vers la zone de liaison
- B) deuxième passe ZF affecté par la troisième passe
- C) première passe ZF affecté par la troisième et la deuxième passe

L'étude de l'effet de l'énergie sur la zone fondue de point de vue transformation de phase est nécessaire pour interpréter les filiations de microdureté [BROK 03]. Cette étude va se faire à la base de la micrographie présentée plus haut. Mais en ne tiendra compte que de la zone à structure basaltique (zone A) mise au point par la troisième passe, les autres zones (B et C) constituent, comme on l'a déjà souligné, une zone affectée thermiquement pour la zone (A), donc elles auront les mêmes explications que celles qu'on va aborder lorsque on étudiera l'influence de l'énergie sur la ZAT.

Pour l'ensemble des soudures réalisées à l'électrode enrobée, mise à part la soudure industrielle en position plafond, des observations macrographiques après attaque à l'eau régale permettent de révéler la structure colonnaire des grains. La texture morphologique peut alors être entièrement caractérisée à partir d'observations dans deux plans de coupe complémentaires.

Pour l'ensemble des soudures réalisées par un procédé mettant en jeu une faible énergie de soudage, le phénomène d'épitaixie entraîne bien l'apparition de grains colonnaires englobant plusieurs passes et orientés selon une direction de croissance privilégiée.

Nous confirmons d'autre part que chaque paramètre de soudage (énergie et position de soudage, géométrie de la soudure, séquence d'enchaînement des passes...) a une influence sur la structure métallurgique finale d'une soudure.

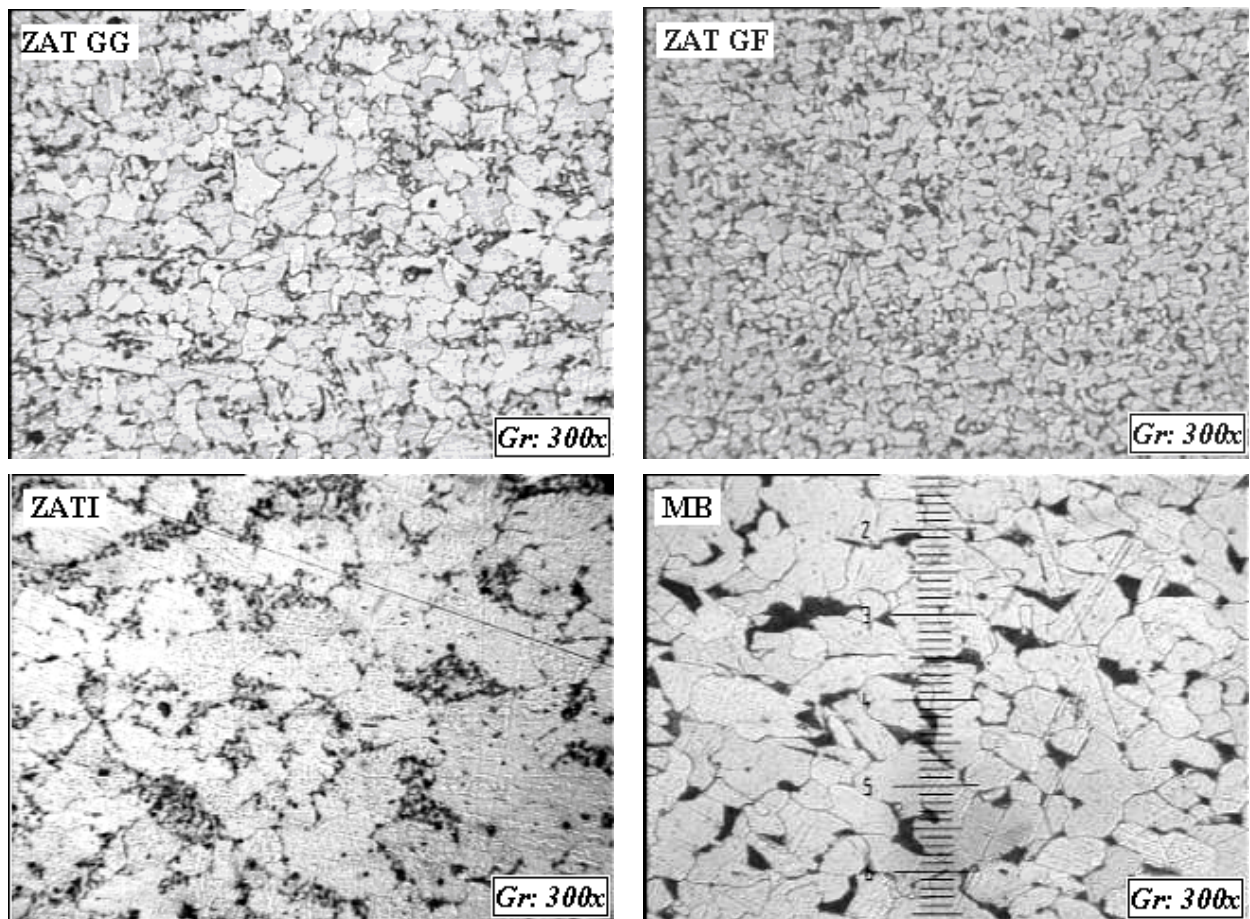


Figure V.3. – Micrographie montrant les différentes zones du métal de base (affecté et non affecté).

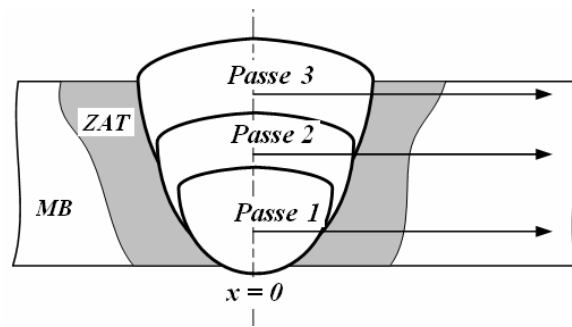
Sur les micrographies de la zone basaltique (zone A), on constate que la ferrite s'est isolée dans les grains de solution solide, et forme des lames entrecroisées ; c'est la structure de Widmanstæetten. La ferrite est connue par sa ductilité, contrairement à la perlite qui est très dure. De là on peut dire que, dans la structure de Widmanstæetten, plus la ferrite s'isole dans les grains sous forme de lames, plus la structure devient hétérogène. Ceci explique très bien l'augmentation de la dureté lorsque l'énergie croît, car si on remarque bien les micrographies de la zone fondue de la troisième passe, on constate que plus l'énergie augmente, plus l'isolation de la ferrite dans les grains devient remarquable.

### V.2.2. Mesure de duretés

L'énergie de soudage influence les transformations de phase dans la ZAT ainsi que dans la zone fondue, pour cela, à fin d'avoir le maximum de résultats, et pouvoir interpréter les meilleurs d'entre eux, on a pris en compte toutes les zones existantes, à savoir la zone fondue ainsi que la ZAT au niveau de chaque passe. A noter que les études les plus poussées ne concernent en général qu'une zone bien déterminée.

La prise en compte de toutes les zones nécessite des filiations de microdureté ainsi que des micrographies balayant tout le joint soudé, de sorte à pouvoir comparer, pour chaque structure et pour chaque passe, chaque zone avec une autre zone équivalente obtenue avec une énergie différente.

La position des profils de microduretés correspondant à chaque passe, dont les mesures se font de la zone fondue vers le métal de base en passant par la zone affectée thermiquement, est schématisé dans la figure V.4.



*Figure V.4. - Dispositions des profils de microdureté suivant les trois passes.*

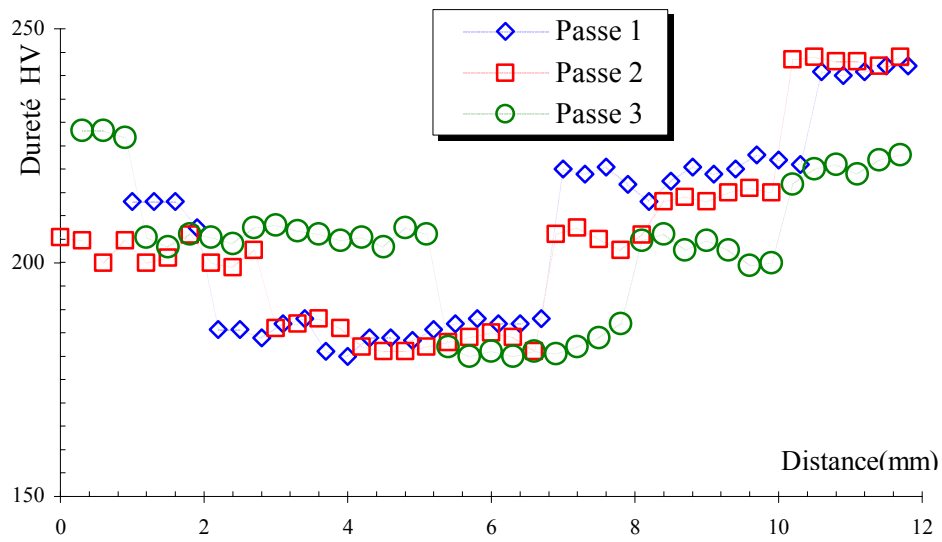


Figure V.5. – Profil de microdureté dans l'assemblage SL180

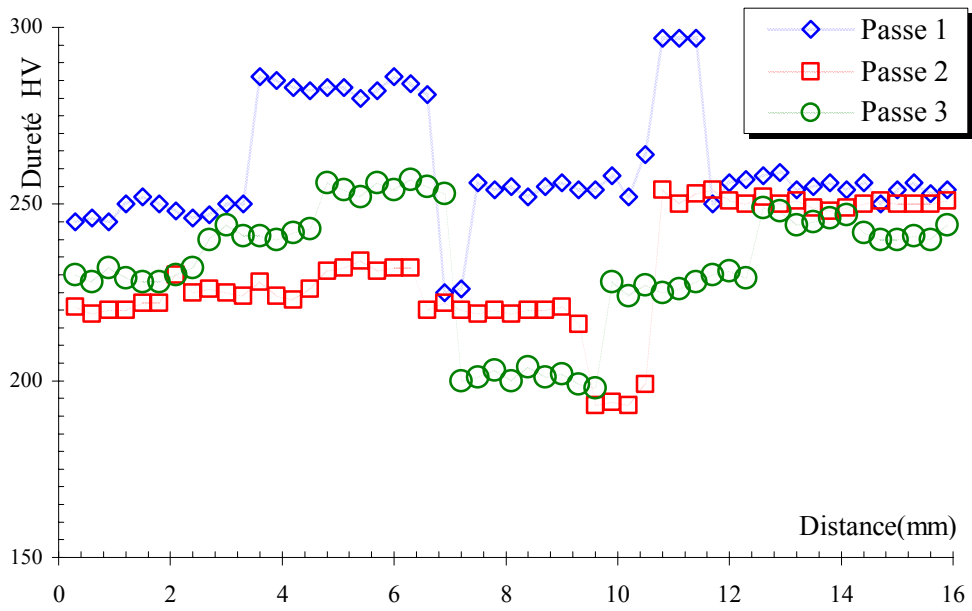


Figure V.6. – Profil de microdureté dans l'assemblage SL 190

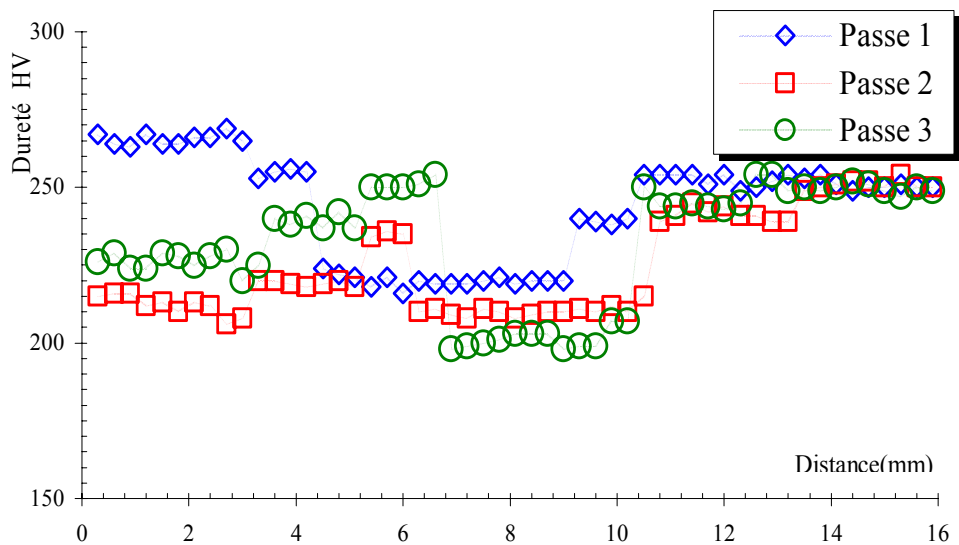


Figure V.7. – Profil de microdureté dans l'assemblage SL 200

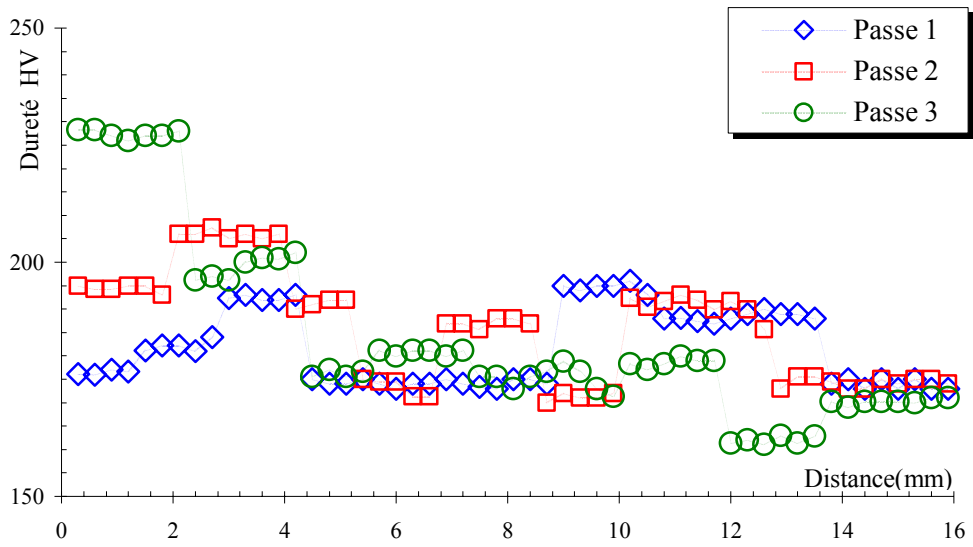


Figure V.8. – Profil de microdureté dans l'assemblage SA 180

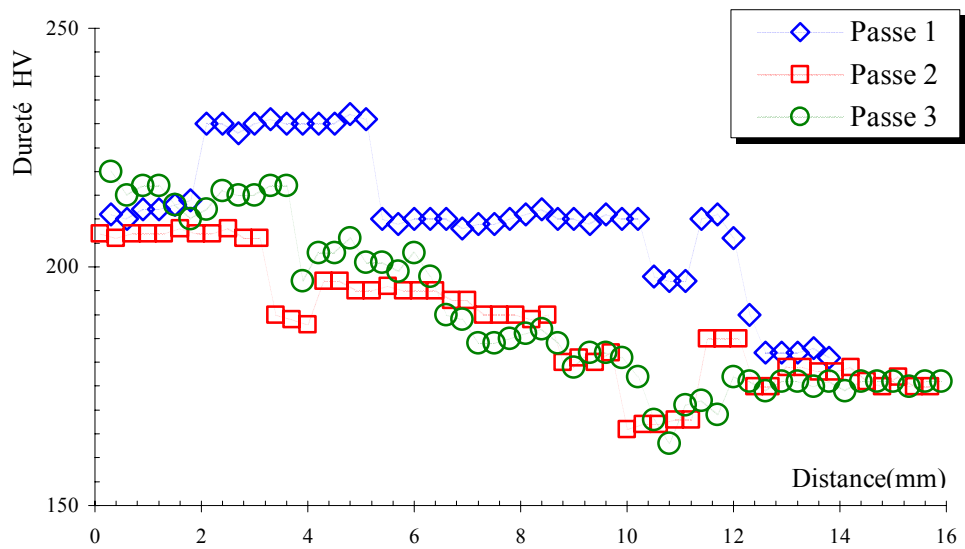


Figure V.9. – Profil de microdureté dans l'assemblage SA 190

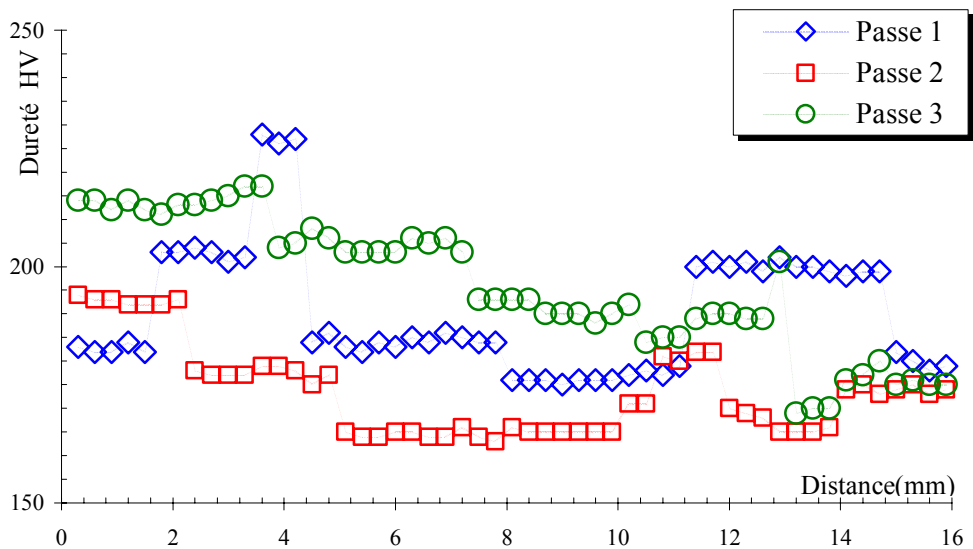


Figure V.10. – Profil de microdureté dans l'assemblage SA 200

### V.3. Caractérisation mécanique

Un autre volet de la caractérisation des assemblages a été considéré ; il porte sur des essais mécaniques de résilience menés selon des conditions appropriées.

#### V.3.1. Essais de résilience

L'essai de résilience demeure le plus utilisé pour évaluer la sensibilité à la rupture fragile au niveau d'un joint soudé, il offre également le moyen d'une détermination localisée et permet donc, d'effectuer des comparaisons en fonction de la position de l'entaille au sein de la soudure essayé. Ces derniers essais sont régis, toujours sur des assemblages plans et tubulaires, par la norme française A89-202, qui précise les dispositions à prendre pour positionner l'entaille à l'endroit voulu de l'assemblage, la figure V.11. montre la disposition des entailles adoptées pour effectuer les essais de résilience.

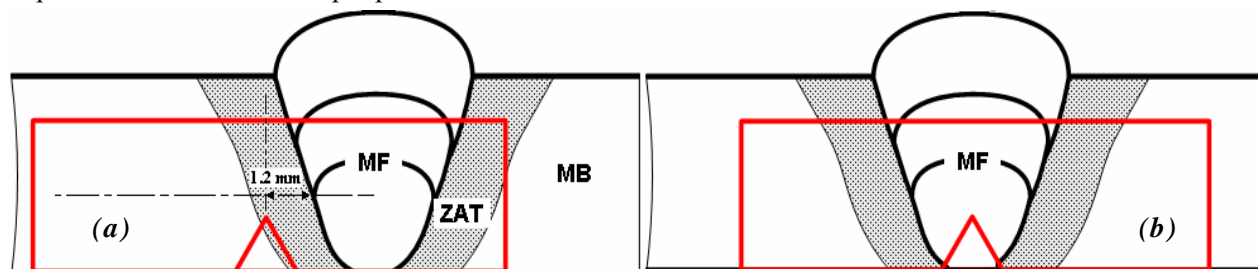


Figure V.11. – Position conventionnelle de l'entaille pour la mesure de la résilience (NF A89-202).  
a) dans la zone affectée thermiquement, b) dans la zone fondue

Les résultats des essais effectués sur des éprouvettes prélevés sur les assemblages SL et SA sont données par le tableau V.1.

Tableau V.1 - Résultats des essais de résilience.

| Assemblages                        |             | État initial |       |       | Traitement d'affinement de grains |       |       |
|------------------------------------|-------------|--------------|-------|-------|-----------------------------------|-------|-------|
|                                    |             | SL180        | SL190 | SL200 | SA180                             | SA190 | SA200 |
| $K_{CV}$<br>(daJ/cm <sup>2</sup> ) | Dans la ZF  | -            | 18.5  | 35.4  | -                                 | 18.7  | 32.0  |
|                                    | Dans la ZAT | -            | 26.9  | 18.5  | 28.9                              | 27.3  | 25.0  |

Aussi précieux qu'il soit pour évaluer et comparer, du point de vue du risque de rupture fragile des différentes zones d'un assemblage soudé, l'essai de résilience ne fournit pas de réponses quantitatives au comportement de cet assemblage lorsqu'il est le siège d'un défaut duquel peut s'amorcer une rupture ; en particulier une rupture fragile. En effet, le résultat d'un essai de choc sur barreau entaillé s'exprime par une valeur d'énergie (KCV en Joules par cm<sup>2</sup>) qui cumule l'énergie de déformation de l'éprouvette avant rupture et l'énergie de rupture proprement dite.

Concernant les éprouvettes de résilience prélevées sur les assemblages SL180, SA180 et SA180, la présence d'importantes inclusions de laitier provenant de l'enrobage lors de l'exécution de la première et la deuxième passe n'a pas permis d'obtenir des résultats exploitables (diminution de la section utile de l'éprouvette).

#### V.3.2. Faciès de rupture

**Rupture fragile** : une rupture sera supposée fragile si elle ne montre pas de déformation plastique évidente tel que rupture fibreuse, lèvres de cisaillement. C'est généralement une rupture plate, lisse et réfléchissant bien la lumière. La surface peut aussi comporter des chevrons ou des marques radiales. Les chevrons peuvent être observés sur les ruptures des matériaux fragiles. Ils se produisent dans les matériaux où la fissure croît très rapidement, de façon instable. Les chevrons sont formés par des régions de clivage jointes entre elles par des zones de cisaillement ductile. Les clivages sont créés au centre de l'échantillon, là où la fracture a la plus grande chance d'être fragile et se propage vers les surfaces libres.

**Rupture ductile** : du point de vue de l'observation macroscopique une fissure ductile sera caractérisée par une grande déformation plastique (fibreuse, grandes lèvres de cisaillement). C'est généralement une surface de rupture non plate ayant des surfaces qui ne se correspondent pas.

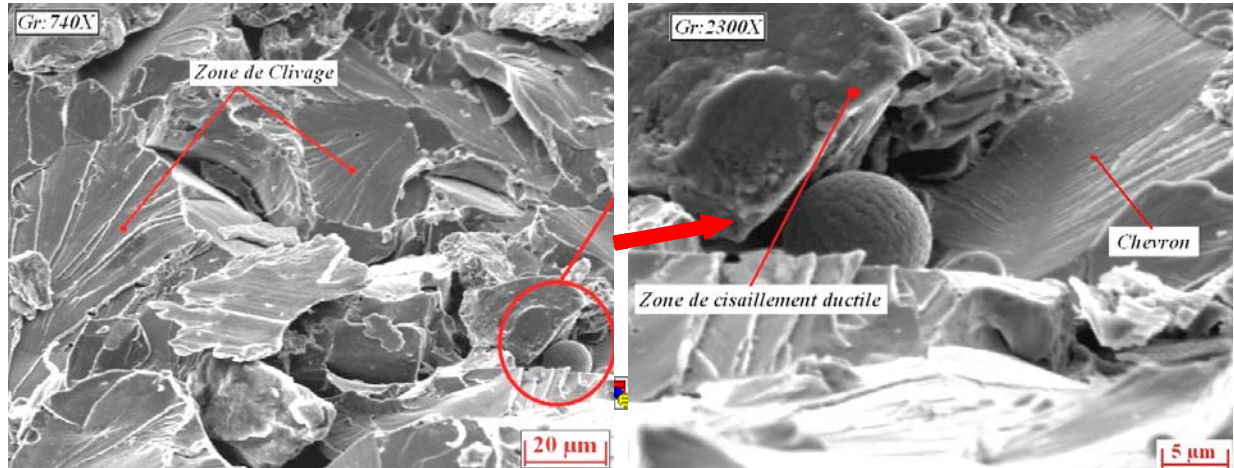
La rupture est un phénomène complexe constitué de plusieurs processus de dégradation du matériau sous l'action d'une sollicitation. On classe la rupture suivant le caractère fragile ou ductile tel qu'il est observé.

Les faciès de rupture des échantillons rompus par choc ont été examinés au moyen du microscope électronique à balayage Philips SEM 515.

### V.3.2.1. Échantillons SL180

#### V.3.2.1.1. Échantillons entaillé au niveau de la ZAT

Les observations du faciès de rupture de l'éprouvette prélevé sur l'assemblage SL180, dont l'entaille est faite au niveau de la ZAT, montrent des surfaces plates avec peu de reliefs. On remarque que des chevrons sont formés par des régions de clivage jointes entre elles par des zones de cisaillement ductile (Figure V.12.).

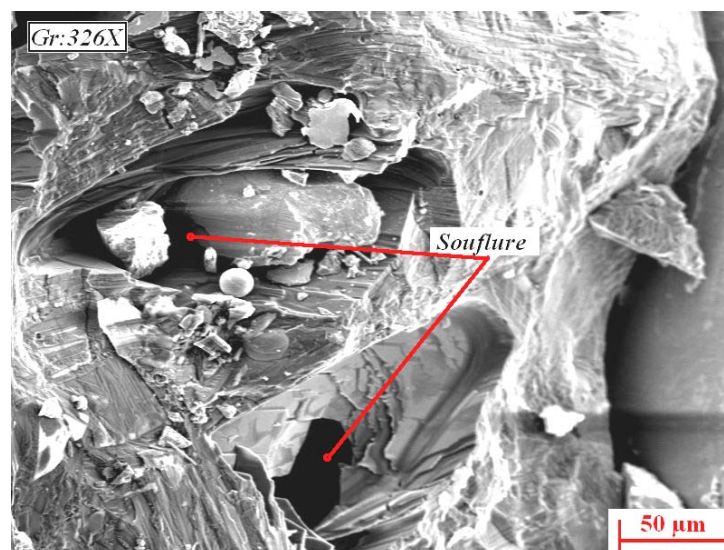


**Figure V.12.** – Microfractographie de sur le faciès de rupture de l'éprouvette SL180 (entaille dans la ZAT) - rupture transgranulaire par clivage.

La rupture des échantillons est de type transgranulaire par clivage, ce type de rupture est considéré comme fragile et particulièrement dangereux parce que la rupture se produit à haute vitesse (40% de la vitesse de son dans le matériaux).

#### V.3.2.1.2. Échantillons entaillé au niveau de la zone fondue

Pour les faciès de rupture de l'éprouvette prélevé sur l'assemblage SL180, dont l'entaille est faite au niveau de la zone fondue la microfractographie montre une rupture de type transgranulaire fragile. On remarque aussi l'existence des cavités contenant du laitier et des soufflures qui sont ses défauts jouant le rôle d'amorces des fissures (Figure V.12.). L'analyse ponctuelle montre la présence des éléments qui ne se trouvent pas dans la composition chimique du métal de base ni dans la composition du métal de l'âme de l'électrode tel que le titane, l'aluminium et l'argent.



**Figure V.12.** – Microfractographie de sur le faciès de rupture de l'éprouvette SL180 (entaille dans la zone fondue) - rupture transgranulaire fragile.

### V.3.2.2. Échantillons SA180

#### V.3.2.2.1. Échantillons entaillé au niveau de la ZAT

Sur les faciès de rupture de l'éprouvette prélevé sur l'assemblage SA180, dont l'entaille est faite au niveau de la ZAT, les surface observées sont irrégulières (non plates) et d'une texture fibreuse caractère d'une grande déformation plastique (Figure V.13.), ce qui lui donne un caractère ductile.

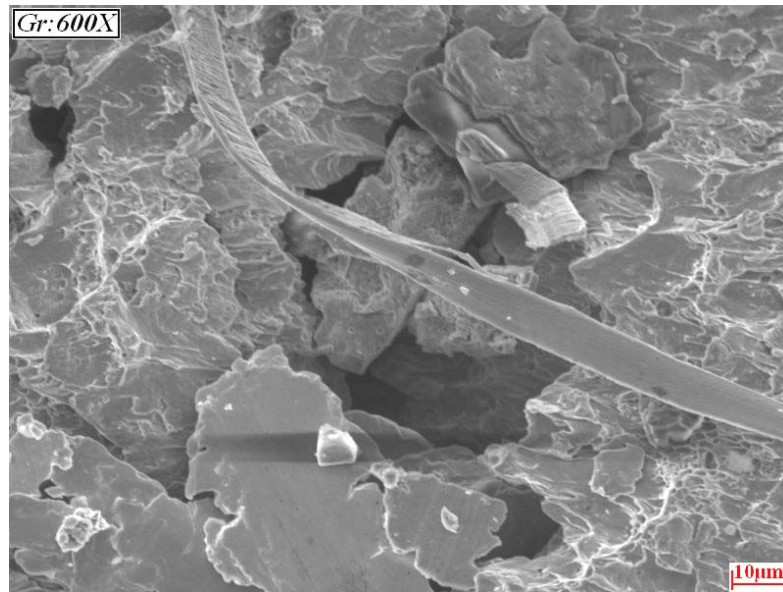


Figure V.13. – Microfractographie de sur le faciès de rupture de l'éprouvette SA180 (entaille dans la ZAT) - rupture ductile

#### V.3.2.2.2. Échantillons entaillé au niveau de la zone fondue

Pour ces éprouvettes, la microfractographie montre des surfaces comportant des cupules, ces cupules sont les traces de la rupture locale des microcavités formés autour des précipités (carbures ou soufflures), la rupture c'est produit par coalescence de ces microcavités, ce type de rupture est fréquent dans les métaux faiblement alliés, ou dans les ruptures survenant au-delà de la température de transition ductile-fragile. Les défauts les plus efficaces sont des précipités de deuxième phase, le plus souvent des inclusions. L'analyse ponctuelle des particules présente dans l'échantillon (figure V.14.) confirme cette hypothèse, ces inclusions contiennent du titane et de l'aluminium provenant du laitier.

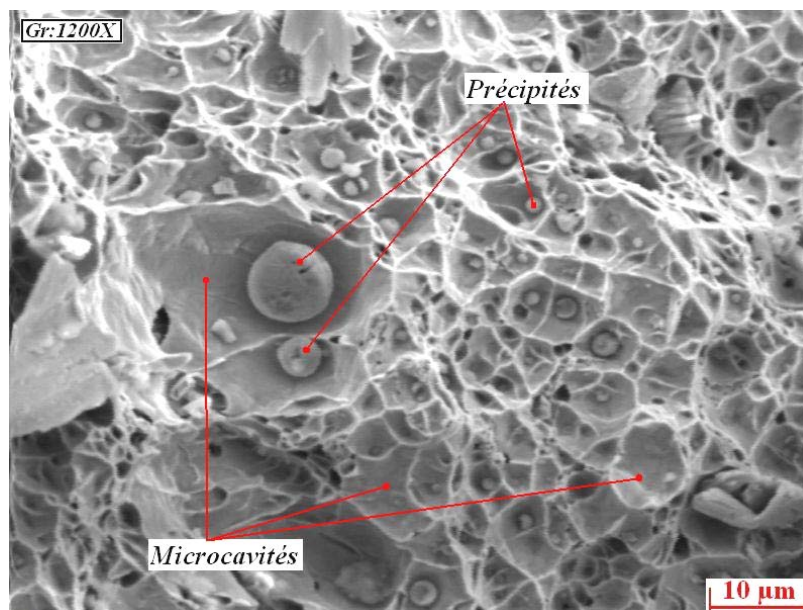


Figure V.14. – Microfractographie de sur le faciès de rupture de l'éprouvette SA180 (entaille dans la ZF) - rupture par coalescence des microcavités

### V.3.2.3. Échantillons SL200

#### V.3.2.3.1. Échantillons entaillé au niveau de la ZAT

Sur les faciès de rupture de l'éprouvette prélevé sur l'assemblage SL200 entaillé niveau de la ZAT, deux types de surfaces sont observées. Les surfaces irrégulières (non caractérisent une rupture ductile. Les surfaces planes caractérisent des zones fragiles. Pour cet échantillon nous avons une rupture mixte.

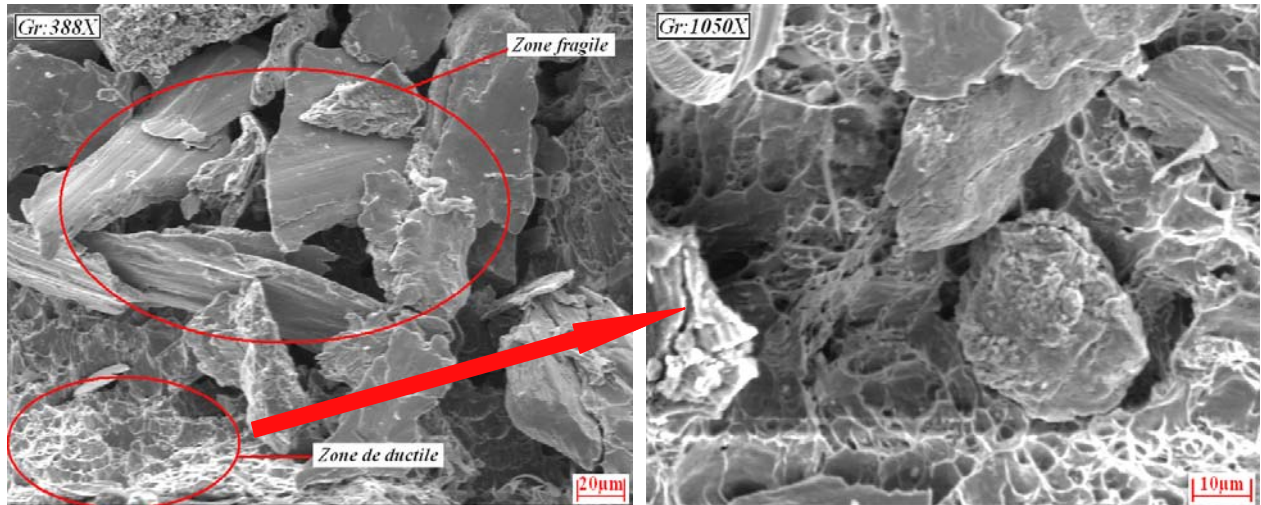


Figure V.15. – Microfractographie de sur le faciès de rupture de l'éprouvette SL200 (entaille dans la ZAT) - rupture ductile.

### V.3.2.4. Échantillons SA200

#### V.3.2.4.1. Échantillons entaillé au niveau de la ZAT

Pour les faciès de rupture de l'éprouvette prélevé sur l'assemblage SA200, dont l'entaille est faite au niveau de la ZAT, la microfractographie montre une rupture ductile, surface caractérisée par des surfaces non plate.

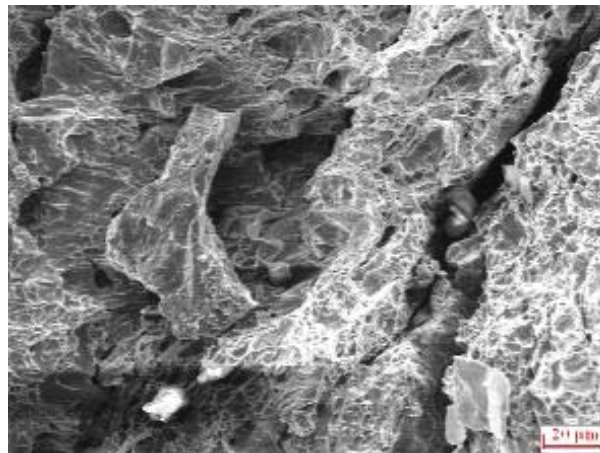
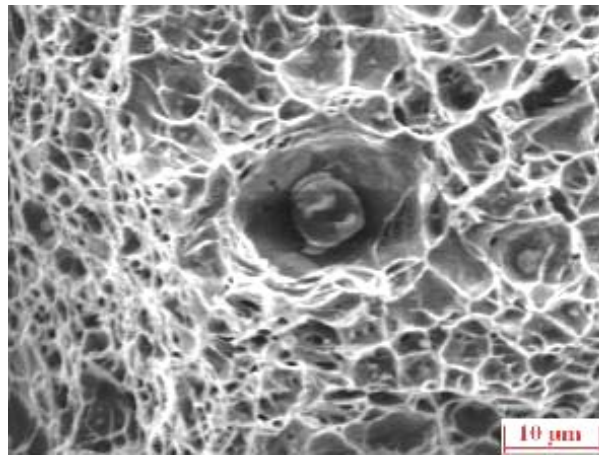


Figure V.16. – Microfractographie de sur le faciès de rupture de l'éprouvette SA200 (entaille dans la ZAT) - rupture ductile

#### V.3.2.4.2. Échantillons entaillé au niveau de la zone fondue

Pour cet échantillon, le même type de rupture constatée pour l'éprouvette SL180 à été observé, (rupture par coalescence des microcavités).



**Figure V.17.** – Microfractographie de sur le faciès de rupture de l'éprouvette SA200 (entaille dans la ZF) - rupture par coalescence des microcavités

### V.3.3. Discussion

Les résultats des essais de résilience ont montré que pour une grande énergie de soudage augmente la ténacité de la zone fondue, ces résultats sont confirmés par l'examen du faciès de rupture, cela est valable pour les deux structures (initiale et traitée). Par contre l'augmentation de l'énergie de soudage fragilise davantage la zone affectée thermiquement, cette fragilisation de la ZAT est moins sensible pour les assemblage réalisé avec un métal de base avec grain affiné. Le traitement d'affinement de grains à pour effet diminuer la taille des grains du métal de base et même pour des grandes énergies de soudage les tailles des grains de la zone affectée thermiquement à gros grains restent relativement petite est ne cause pas la fragilisation de cette zone. Par contre, avec un métal de base à l'état de livraison, dans la zone affectée thermiquement à gros grains la taille des grains croit considérablement surtout pour des grandes énergies à cause du phénomène de recristallisation après écrouissage. Des travaux similaires ont été menés par Eroğlu & Askoy [EROG 00] et ont constatés le même effet de la taille initiale des grains sur la ténacité de la zone affectée thermiquement.

### V.4. Conclusion

Les résultats obtenues montrent que la zone fondue se durcit lorsque l'énergie de soudage croît, tandis que la ZAT s'est comportée différemment pour les deux structures du métal de base (structure à grains fins et structure à l'état de livraison) ; en effet cette zone s'adoucit lorsque l'énergie augmente dans la cas de la structure à grains fins, alors que dans le cas de la structure écrouie elle se comporte de la même manière que la zone fondue. L'adoucissement de la ZAT dans le cas de la structure à grains fins est bien expliqué par la vitesse de refroidissement qui évolue dans le sens inverse de l'évolution de l'énergie. Mais le durcissement de la ZAT et de la zone fondue dans les autres cas constitue un paradoxe dans le cas où l'on considère que les vitesses de refroidissement sont les seules qui sont responsables du comportement d'adoucissement et de durcissement. Ceci nous contraints, pour comprendre pourquoi il y a durcissement lorsque la vitesse de refroidissement diminue, à faire appel à d'autres paramètres. Or, les transformations de phases dans les joints soudés sont influencées par la température maximale atteinte, la durée de séjours au dessus de la température  $A_3$ , la vitesse de refroidissement, l'épaisseur des pièces, la géométrie des bords, les éléments d'addition...etc. Cependant, tous les diagrammes TRCs que nous avons pu trouvé dans la littérature, renseigne sur le fait qu'une augmentation de l'énergie de soudage se traduit par une diminution de la dureté, puisque la vitesse de refroidissement diminue.

Le Manganèse lie le Soufre sous forme de sulfures de Manganèse et réduit ainsi l'influence négative du sulfure de fer. Le Manganèse réduit très fortement la vitesse critique de refroidissement et augmente ainsi la trempabilité. La limite d'élasticité et la résistance sont accrues par une addition de Manganèse. Des teneurs supérieures à 4% se traduisent, même en cas de refroidissement lent, par la constitution d'une structure martensitique fragile. Quant au Titane, il possède des propriétés affinant le grain et joue le rôle d'un générateur de carbures.

D'après tout cela, c'est clair que le Manganèse et le Titane augmentent la dureté. La teneur en Ti, est fonction de la vitesse de soudage, donc de l'énergie, car plus la vitesse est petite, plus l'énergie est grande et

plus l'absorption du Ti devienne plus importante. Mais en ce qui concerne le Mn, sa teneur est la même pour tous les assemblages car ils sont tous réalisés à la base de la même nuance d'acier, comment, donc, peut-elle influencer les assemblages différemment ?

L'influence des éléments d'alliage, tels que le V, Mn, Mo, Cr, W, Si, et le Ni, qui augmentent la trempabilité en abaissant la vitesse critique de trempe, dépend essentiellement de la durée d'austénitisation ; plus cette dernière est importante, plus ces éléments d'alliage se dissolvent dans l'austénite, plus leur action est remarquable [GRAN 98]. Et comme on l'a déjà mentionné auparavant (cf II.4.2.1), une augmentation de l'énergie de soudage se traduit par un long maintien à haute température, favorisant ainsi la dissolution des éléments d'alliages, ce qui provoque une diminution de la vitesse critique de trempe, donc une augmentation de la dureté.

# CONCLUSION

---

## CONCLUSION

Pour une soudure en apparence simple, de nombreux paramètres, ayant une influence directe sur les composés métallurgiques engendrés par l'apport calorifique de la source chaude, et par conséquent sur les propriétés requises de l'assemblage en question, sont à prendre en compte si l'on veut éviter bien des écueils. Dans ce cadre, nous nous sommes intéressé, tout au long de ce travail, à l'étude de l'influence d'un paramètre très intéressant sur les propriétés mécaniques des joints soudés, à savoir l'énergie de soudage.

L'étude était faite sur un acier de construction générale, livré à l'état laminé, à partir duquel, avec un traitement thermique approprié, nous avons pu avoir une structure à grains fins, si bien que nous nous sommes disposé de deux microstructures différentes. A partir de chacune de ces deux structures, nous avons réalisé trois assemblages avec différentes énergies tout en enregistrant les cycles thermiques de soudage en quatre points différents à proximité du cordon.

Pour deux assemblages réalisés avec la même énergie, l'effet de la température initiale des pièces est analogue à celui de l'énergie, donc on doit en tenir compte dans l'ordre des énergies. D'ailleurs, on a constaté qu'une différence d'une vingtaine de degrés Celsius entre les températures initiale, a un effet plus important qu'une différence d'énergie d'une dizaine de KJ/cm.

Les vitesses de refroidissement tirées à partir des cycles thermiques prélevés, diminuent lorsque l'énergie de soudage augmente. Ce qui est en parfaite concordance avec la théorie.

Mais les profils de microdureté, ayant pour but de déceler le changement de phase, et de caractériser les différentes zones qui naissent après refroidissement, ont donné lieu, quant à eux, à quelques résultats aberrants. En effet, plus l'énergie de soudage augmente, donc la vitesse de refroidissement diminue, plus la dureté augmente, et ce pour presque toutes les zones apparues, excepté la ZAT dans le cas de la structure à grains fins, où l'évolution de la dureté en fonction de l'énergie est parfaitement expliquée par l'évolution de la vitesse de refroidissement.

L'élévation de la dureté lorsque la vitesse de refroidissement diminue n'a pu être expliquée par les paramètres des cycles thermiques. Nous pensons que ce phénomène ne peut être dû qu'aux éléments d'alliages. D'ailleurs, d'après la théorie, le manganèse et le titane peuvent augmenter la dureté en diminuant la vitesse critique de trempe. Or le manganèse existe comme un élément d'alliage dans la nuance d'acier que nous avons utilisé, et le titane dans l'enrobage de l'électrode. Ce qui fait que lorsque l'énergie augmente, la diffusion du manganèse, qui est un phénomène thermiquement activé, du métal de base vers la ZAT et la ZF, ainsi que l'absorption du titane deviennent plus importantes. Ceci était confirmé par la diminution de la dureté du métal de base confiné à la ZAT, qui doit être due à l'émigration du manganèse.

L'interdépendance des paramètres de soudage, qui complique énormément l'étude, nous a permis de mettre en évidence l'influence du soudage multipasses, combinée à celle d'une faible épaisseur. En effet, nous avons trouvé que les zones fondues des deux premières passes, lors d'un soudage en trois passes sur une épaisseur de 10mm, sont complètement réausténitisées par la troisième passe, devenant ainsi la ZAT de cette dernière. Par conséquent, l'influence de l'énergie, sur la dureté, donc sur les transformations de phases, s'est réduite à celle de la troisième passe.

Cependant, en ce qui concerne les propriétés mécaniques de traction de la zone fondue, il s'est avéré que l'influence de l'énergie est liée à l'énergie moyenne des trois passes, plutôt qu'à celle de la troisième passe. Si bien que l'augmentation de l'énergie moyenne de soudage se manifeste par l'augmentation de la résistance à la rupture dans le cas de la structure écrouie. Tan disque, dans le cas de la structure à grains fins, une augmentation de l'énergie moyenne se traduit par une diminution de la résistance à la rupture ; nous pensons que cela est dû à l'effet d'adoucissement que la ZAT de cette structure connaît lors de l'augmentation de l'énergie, combiné bien sûr à l'effet de la réduction de la section au niveau de la ZF suite à l'entaille que nous y avons effectué.

En fin, nous terminons par dire que la majorité des résultats expérimentaux obtenus dans le cadre de ce présent travail constitue une très bonne base de données pour aller plus loin dans les interprétations.

# BIBLIOGRAPHIE

---

## BIBLIOGRAPHIE

- [BAUS 78] R. BAUS, W. CHAPEAU, "Application du Soudage aux Constructions", EYROLLES, 1978.
- [BENA 69] J. BENARD, A. MICHEL, J. PHILIBERT, J. TALBOT, "Métallurgie Générale", MASSON, 1969.
- [BERT 88] P. BERTHET, "Déformations et Contraintes en Soudage", Publications de la Soudure Autogène, EYROLLES, 1988.
- [BHAT 02] H. K. D. H. BHADSHIA, "Complex Weldment Properties: Trends in Predictive Power". Proceedings of the 6th International Conference on Trends in Welding Research, ASM International, Atlanta, Georgia, USA, 2002.
- [BROK 99] J. A. BROOKS, W. M. GARRISON, Jr, "Weld Microstructure Development and Properties of Precipitation-Strengthened Martensitic Stainless Steels", Welding Research Supplement, August 1999, p 280-291 s.
- [BROK 03] J. A. BROOKS, C. V. ROBINO, T. J. HEADLEY, J. R. MICHAEL, "Weld Solidification and Cracking Behavior of Free-Machining Stainless Steel", Supplement to the Welding Journal, Mars 2003, p 51-64 s.
- [CAVA 98] N. CAVALLO, "Contribution à la Validation Expérimentale de Modèles décrivant la Z.A.T. lors d'une Opération de Soudage", Thèse de doctorat – INSA de Lyon – Avril 1998.
- [AFNOR 94] AFNOR, "Soudage et Techniques Connexes. Tome 3 Contrôles et Essais – recueil de Normes Françaises", Institut de Soudure, 6ème édition, 1994.
- [CHAS 00] B. CHASSIGNOLE, "Influence de la Structure Métallurgique des Soudures en Acier Inoxydable Austénitique sur le Contrôle non Destructif par Ultrasons", Thèse de doctorat – INSA de Lyon – Décembre 2000.
- [EROG 00] M. EROĞLU & al, "Effect of Initial Grain Size on Microstructure and Toughness of Intercritical Heat-Affected Zone of Low Carbon Steel", Materials Science and Engineering, Vol A286 (2000), p.289 – 297.
- [GRAN 98] H. GRANJON, " Bases Métallurgiques du Soudage", Publications du Soudage et de ses Application, 2ème édition, 1998.
- [GROS 00] S. PETIT-GROSTABUSSIAT, "Conséquences Mécaniques des Transformations Structurales dans les Alliages Ferreux", Thèse de doctorat – INSA de Lyon – Décembre 2000.
- [GROS 01] S. PETIT-GROSTABUSSIAT, L. TALEB, J.F. JULLIEN, F. SIDOROFF, "Transformation Induced Plasticity in Martensitic Transformation of Ferrous Alloys", Journal de physique 11 (2001), Pr4-173.
- [GROS 04] S. PETIT-GROSTABUSSIAT, L. TALEB, J.F. JULLIEN, "Experimental Results on Classical Plasticity of Steels Subjected to Structural Transformations", International Journal of Plasticity 20 (2004) 1371–1386.
- [IAMB 03] T. IAMBOLIEV & al, "Interpretation of Phase Formation in Austenitic Stainless Steel Welds", Supplement to the Welding Journal, December 2003, p 337 – 347s.

## *Bibliographie*

- [JONS 93] P.G. JÖNSSON, "Arc parameters and Metal Transfer in Gas Metal Arc Welding", Thèse de doctorat – Department of Materials Science and Engineering, MIT.USA – August, 1993.
- [QINT 97] M. A. QUINTANA & al, "The Effects of Intermixed Weld Metal on Mechanical Properties", the American Weld Society Annual Meeting, April 13 –17, 1997, Los Angeles, USA. Welding Research Supplement. March 1999, p 87s–99s.
- [SEGL 02] P. SEGLE, "Numerical Simulation of Weldment Creep Response". Thèse de doctorat – Royal Institute of Technology, Sweden – Juin 2002.
- [TALB 01] L. TALEB, N. CAVALLO, F. WAECKEL, "Experimental Analysis of Transformation Plasticity", International Journal of Plasticity 17 (2001) 1–20.
- [TALB 02] L. TALEB, S. PETIT-GROSTABUSSIAT, "Elastoplasticity and Phase Transformations in Ferrous Alloys: Some Discrepancies between Experiments and Modeling", Journal de Physique IV, 12 (2002), Pr11-187.
- [TALB 04] L. TALEB, S. PETIT-GROSTABUSSIAT, J.F. JULLIEN, "Prediction of Residual Stresses in the Heat Affected Zone", Paper to be published in Journal Phys. IV, 2004.
- [TALB 06] L. TALEB, S. PETIT-GROSTABUSSIAT, "New Investigations on Transformation Induced Plasticity and its Interaction with Classical Plasticity", International Journal of Plasticity 22 (2006) 110–130.
- [VAR 87] R. VARISELLAZ, "SOUDAGE : Éléments de Conception et de Réalisation", DUNOD, 2ème édition, 1987.
- [YURI 95] N. YURIOKA, "TMCP Steels and Their Welding", Soudage dans le monde, N° 6. 1995.
- [PORT 34] A. PORTEVIN, D. SEFERIAN, "Etude thermique de la soudure au chalumeau et à l'arc", XI<sup>e</sup> Congrès International de l'Acétylène et de la soudure Autogène – Rome, Juin 1934, vol. III, pp. 269-97.
- [DEAR 40] J. DEARDEN, H. O'NEILL, "A guide to the selection and welding of low alloy structural steels", Transactions Inst. Welding, vol 3, 1940.
- [ITOB 68] Y. ITO, K. BESSYO, "Weldability formula of high strength steels related to heat affected zone cracking", IIW Doc, IX- 576-68, 1968.
- [DURE 81] C. DÜREN, K. LORENZ, "C-Equivalent for evaluation of large diameter pipe steels", Conference on steels for pipe-line, London 1981.
- [MILL 76] B. MILLET, "Précisions sur les opérations de préchauffage et post chauffage", Courrier technique de l'OTUA, N° 2, 1976.