

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE  
MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE  
**ECOLE NATIONALE SUPERIEURE POLYTECHNIQUE**



المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات  
Ecole Nationale Polytechnique

**Département de Métallurgie**

**Projet de fin d'études**

Pour l'obtention du diplôme d'Ingénieur d'état en Métallurgie

**THEME :**

**Relation microstructures-comportement  
macroscopique dans les joints soudés : effet de la  
taille du grain austénitique**

**Proposé et dirigé par :**

Mr. M.E.DJEGHLAL

**Réalisé par :**

Mr. AMARA Saci

**Promotion : 2008/2009**

Ecole Nationale supérieure Polytechnique, Hacén Badi, B.P.182, El-Harrach, 16200 Alger  
Tel: 021.52.53.01-03, Fax: 021.52.29.73 [www.enp.edu.dz](http://www.enp.edu.dz).

## ملخص:

في هذا العمل، قمنا بدراسة تأثير البنية المجهرية على الخصائص الميكانيكية للوصلات الملحومة. تم القيام بتجارب اللحام باستعمال ثلاث طاقات لحام مختلفة. بعدها قمنا باستخراج عينات من القطع الملحومة بغرض فحصها بالمجهر الضوئي وقياس الصلابة المجهرية. بينت النتائج المحصل عليها، أن البنية المجهرية و بالخصوص حجم الحبيبات تتغير بتغير طاقة اللحام. أثبتت هذه الدراسة، أن ظهور بنية المرتنسييت داخل بعض مناطق الوصلة الملحومة تتسبب في زيادة موضعية لقيمة الوصلة.

**كلمات مفتاحية:** فولاذ، الدورات الحرارية، الصلابة المجهرية، البنية المجهرية، اللحام، حجم الحبيبات، المنطقة المتأثرة حرارياً.

## Résumé:

Dans ce travail, une étude de l'influence de la microstructure sur le comportement mécanique des joints soudés a été réalisée. Des essais de soudage, avec trois énergies différentes ont été conduits. Les essais ont été instrumentés afin de prélever les cycles thermiques lors de l'exécution des opérations de soudage. Des échantillons prélevés sur les pièces soudées ont été examinés par micrographie optique et essais de microduretés réalisés. Les résultats obtenus montrent que la microstructure évolue avec l'énergie de soudage, notamment la taille des grains. L'étude a aussi montré, l'apparition d'une phase martensitique dans certaines zones du joint soudé et augment sa dureté.

**Mots clés:** Acier de construction, cycles thermiques, microstructure, soudage, taille des grains, zone affectée thermiquement.

## Abstract:

In this work, a study of the influence of the microstructure on the mechanical behavior of the welded joints was carried out. Welding tests, using three different heat-input were carried out. The tests were instrumented in order to measure the thermal cycles during welding. Samples taken on the welded parts were examined by optical micrograph and microhardness. The results show that the microstructure, in particular the grain size, changes with the welding heat-input. The study showed that a martensitic phase appears in some region of the welded joint, that locally increases its hardness.

**Key words:** Structural steel, thermal cycles, microhardness, microstructure, welding, grain size, Heat Affected Zone.

# Remerciements

Louange à Dieu, mon créateur, de m'avoir donné toute la force nécessaire pour accomplir ce modeste travail ; puis mes chers parents et à Mr. M. DJEGHLAL mon promoteur chef du département de métallurgie, pour m'avoir confié un travail aussi intéressant et pour ses conseils, ses encouragements et son suivi attentif.

Je remercie également toute l'équipe du laboratoire Métallurgie et mécanique, centre de recherche en soudage et contrôle à Chéraga (CSC), tout particulièrement Mr. S. OUALLAM.

Je remercie le Président de mon jury, Mr. K. ABADLI, ainsi que tous les membres du jury à savoir, Mr. N. MESRATI et Mr. A. DELLALI, d'avoir bien voulu siéger dans mon jury.

Je n'oublie pas de remercier les enseignants de l'école nationale polytechnique, en particulier ceux du département de métallurgie, pour m'avoir offert un agréable cadre de formation.

## DEDICACES

*Je dédie ce travail :*

*A mon père et ma mère*

*A mes frères et sœurs*

*A toute ma famille*

*A tous mes amis*

*Saci*

# Liste des figures

<b>Figure I.1:</b> diagramme d'équilibre Fe-C métastable.....	05
<b>Figure I.2:</b> Couplage thermo-métallurgique mis en jeu au cours d'une opération de soudage.....	06
<b>Figure I.3:</b> classification des procédés de soudage.....	10
<b>Figure I.4:</b> Soudage avec électrode réfractaire.....	11
<b>Figure I.5:</b> $\theta = f(t)$ , cycle thermique d'un point A d'une soudure.....	12
<b>Figure I.6:</b> $\theta = f(x)$ , répartition de la température dans une soudure.....	12
<b>Figure I.7:</b> Présentation schématique des différentes parties constitutives d'un joint soudé d'un acier de construction à 0.15% C.....	13
<b>Figure I.8:</b> a) Diagramme TRC de l'acier XC18 en conditions de sondage ( $\theta_M = 1300$ °C). b) Courbe (dureté-critère de refroidissement $\Delta t$ ) correspondante.....	15
<b>Figure II.1:</b> Aspect de cycle thermique dans la zone affectée par la chaleur (schématique)...	25
<b>Figure II.2:</b> principe de comptage.....	28
<b>Figure II.3:</b> Evaluation des résultats de la méthode par intersection.....	30
<b>Figure III.1:</b> Photo des polisseuses.....	34
<b>Figure III.2:</b> Microscope optique.....	35
<b>Figure III.3:</b> Micrographie de métal de base.....	35
<b>Figure III.4:</b> Eprouvette de traction.....	37
<b>Figure III.5:</b> Courbe conventionnelle de traction.....	37
<b>Figure III.6:</b> (a) le microduromètre, (b) principe de l'essai Vickers.....	38
<b>Figure III.7:</b> Principe de l'essai de résilience.....	39
<b>Figure III.8:</b> Schéma représentatif de plaque d'acier.....	40
<b>Figure III.9:</b> Méthode de prélèvement d'un échantillon.....	41
<b>Figure IV.1:</b> Micrographie de la zone fondue.....	44
<b>Figure IV.2:</b> Micrographie de la zone de liaison.....	44
<b>Figure IV.3:</b> Partie supérieure du diagramme du Fe-C.....	45
<b>Figure IV.4:</b> Micrographie de la zone à gros grains.....	46
<b>Figure IV.5 :</b> Micrographie de la zone à grains fins.....	47
<b>Figure IV.6:</b> Micrographie de la zone entre la ZI et le métal de base.....	48

<b>Figure IV.7:</b> Micrographie des trois zones intracritiques pour les différentes vitesses de refroidissement.....	49
<b>Figure IV.8:</b> Micrographie du métal de base.....	50
<b>Figure IV.9:</b> Evolutin de la taille des grains dans la ZAT.....	51
<b>Figure IV.10:</b> profil de la microdureté (HV) du premier échantillon (E <sub>1</sub> ).....	52
<b>Figure IV.11:</b> profil de la microdureté (HV) du premier échantillon (E <sub>2</sub> ).....	52
<b>Figure IV.12:</b> profil de la microdureté (HV) du premier échantillon (E <sub>3</sub> ).....	53

# Liste des tableaux

<b>Tableau I.1:</b> Rendement d'arc pour différents procédés.....	08
<b>Tableau III.1 :</b> composition chimique du métal de base.....	33
<b>Tableau III.2 :</b> Réactif métallographique d'attaque.....	34
<b>Tableau III.3 :</b> Caractéristiques mécaniques de la traction.....	37
<b>Tableau III.4 :</b> Caractéristiques mécaniques du métal de base.....	39
<b>Tableau III.5 :</b> Différents paramètres de soudage utilisés.....	40
<b>Tableau III.6 :</b> Caractérisation du métal d'apport.....	41

# SOMMAIRE

<b>Introduction générale</b> .....	01
<b>Chapitre I : généralités sur le soudage des aciers</b> .....	04
Introduction.....	04
I.1. Généralités sur les alliages fer-carbone.....	04
I.1.1. Diagramme d'équilibre métastable.....	04
I.1.2. Structures des aciers.....	05
I.2. Soudage des aciers.....	06
I.2.1. Phénomènes métallurgiques de soudage.....	06
I.2.2. Paramètres de soudage.....	07
I.2.3. Soudabilité des aciers.....	09
I.2.4. Procédés de soudage.....	10
I.2.4.1. Soudage à l'arc électrique TIG (Tungstène Inerte Gaz).....	10
I.2.5. cycle thermique de soudage.....	11
I.2.6. Carbone équivalent.....	12
I.3. Modifications microstructurales en zone affectée thermiquement.....	12
I.3.1. Transformations en ZAT lors du chauffage.....	12
I.3.2. Transformations en ZAT lors du refroidissement.....	14
I.3.3. Influence des cycles thermiques sur les propriétés mécaniques des la ZAT en soudage.....	17
I.4. transformations des phases à l'état solide.....	18
I.4.1. Austénitisation.....	19
I.4.2. Transformations avec diffusion.....	19
I.4.3. Transformation martensitique.....	20
Conclusion.....	21
<b>Chapitre II : Modélisation et estimation de la taille du grain</b> .....	23
Introduction.....	23
II.1. Aspect thermique lie au soudage.....	23
II.2. Détermination expérimentale de la taille de grain.....	26
II.2.1. Principes de mesure de la grosseur de grain.....	27
II.2.1.1. Méthode par comptage.....	27
II.2.1.2. Méthode par intersection.....	28
II.2.1.3. Méthode par comparaison avec des images types.....	30
Conclusion.....	31
<b>Chapitre III : Partie expérimentale</b> .....	33
Introduction.....	33
III.1. Caractérisation du matériau.....	33
III.1.1. Matériau et composition chimique.....	33
III.1.2. Micrographie.....	33
III.1.2.1. Détermination de la taille moyenne du grain de métal de base.....	36
III.1.3. Caractérisations mécaniques.....	36
III.1.3.1. Essais de traction.....	36
III.1.3.2. Essais de dureté.....	38
III.1.3.3. Essais de résilience.....	39

III.1.3.4. Caractéristiques mécaniques du métal de base.....	39
III.2. Préparation des pièces.....	40
III.3. Conditions de soudage.....	40
III.4. Identification du métal d'apport.....	40
III.5. Prélèvement des échantillons.....	41
<b>Chapitre IV : Partie Résultats et Discussions.....</b>	<b>43</b>
Introduction.....	43
IV.1. Micrographie.....	43
IV.1.1. Zone fondue.....	43
IV.1.2 : Zone de liaison.....	44
IV.1.3 : Zone affectée thermiquement (ZAT).....	45
IV.1.3.1 : Zone de surchauffe (la zone à gros grains).....	46
IV.1.3.2 : Zone à grains fins.....	47
IV.1.3.2 : Zone intercritique.....	48
IV.1.4. Métal de base (non affecté).....	50
IV.2. Evolution de la taille des grains.....	50
IV.3. Microdurete.....	51
Conclusion.....	54
<b>Conclusion générale.....</b>	<b>56</b>
<b>Bibliographique.....</b>	<b>58</b>
<b>Annexes.....</b>	<b>59</b>

# Introduction générale

## **Introduction générale:**

Depuis longtemps, le soudage est devenu majoritaire comme procédé d'assemblage. Il joue un rôle très important dans tous les secteurs industriels. La tenue en service des assemblages soudés est une grande préoccupation industrielle et les enjeux économiques sont importants. Les opérations de soudage des aciers engendrent des gradients thermiques très importants dans le matériau. Ces gradients thermiques sont généralement très localisés et entraînent un certain désordre structural qui peut engendrer le changement de la microstructure et par conséquent des propriétés mécaniques, ceci peut être néfaste pour la tenue en service du joint soudé.

Dans la Zone Affectée Thermiquement, zone située à proximité du cordon de soudure, des gradients thermiques importants existent et le matériau subit des transformations de phases à l'état solide. Dans certaines régions de cette zone, la taille des grains croît d'autant plus que la température maximale est élevée et influe sur la nature métallurgique des phases produites au cours de la transformation au refroidissement.

Notre travail consiste en l'étude de l'évolution du comportement mécanique du joint soudé en fonction de la microstructure. Dans ce cas, un acier de construction mécanique a été choisi comme matériau d'étude. Cet acier possède une structure austénitique à haute température et une structure ferritique à température ambiante. Au cours du refroidissement, plusieurs types des structures peuvent être obtenus en fonction de la vitesse de refroidissement.

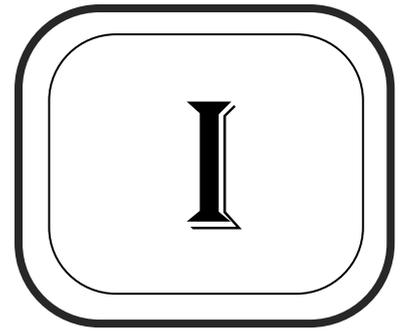
La première partie du mémoire présente une étude bibliographique qui s'étend sur deux chapitres (I, II). Dans le premier chapitre nous présenterons quelques généralités sur les alliages fer-carbone (diagramme d'équilibre, structure des aciers), puis nous allons passer en revue quelques notions sur le soudage des aciers (phénomènes métallurgiques, paramètres de soudage, soudabilité des aciers,...), ensuite on va détailler les différents phénomènes métallurgiques et mécaniques présents dans la zone affectée thermiquement, ainsi que l'influence des cycles thermiques du soudage sur les propriétés mécaniques de cette zone.

Dans le deuxième chapitre, nous examinerons dans un premier lieu, un modèle numérique qui donne l'évolution de la taille des grains dans la Zone Affectée Thermiquement en fonction de la température et du temps, en conditions de soudage. En deuxième lieu, nous

passerons en revue les différentes méthodes expérimentales, basées sur la micrographie optique, employées pour la détermination de la taille des grains.

La partie expérimentale quand à elle, est répartie sur deux chapitres (III, IV). Le chapitre III est consacré à la description des dispositifs expérimentaux utilisés dans le cadre de la présente étude, ainsi que les procédures expérimentales et le déroulement des expériences. Dans le dernier, nous présenterons l'ensemble des résultats obtenus par l'expérimentation ou nous essaierons de les confronter avec ceux trouvés dans la littérature.

# CHAPITRE



Généralités sur le soudage des aciers

---

## **Introduction**

En général, les opérations de soudage modifient profondément la structure métallurgique et les propriétés locales des pièces assemblées. Dans certains cas, elles peuvent être à l'origine de défauts tels que fissures, porosités ou fragilisation. Il importe donc, de bien connaître l'influence des différents facteurs tels que les cycles thermiques de soudage. Dans ce chapitre nous examinerons successivement :

- Des généralités sur les alliages fer-carbone,
- Les phénomènes thermiques particuliers associés aux opérations de soudage,
- Les modifications microstructures et les principales conséquences métallurgiques associées aux phénomènes thermiques,
- Les modifications des propriétés mécaniques dans la zone au voisinage immédiat du métal fondu, c'est-à-dire dans la zone affectée thermiquement (ZAT).

### **I.1. Généralités sur les alliages fer-carbone**

#### **I.1.1. Diagramme d'équilibre métastable**

Un diagramme d'équilibre est une représentation des transformations solide-liquide ou solide-solide d'un alliage [1]. La partie haute température est formée par le diagramme fusion-solidification, et la partie basse température est constituée des lignes de transformation (figure I.1).

Les différentes variétés allotropiques du fer sont données par:

- Fe  $\alpha$  : stable de  $T_a$  à 906°C. Il ne dissout pratiquement pas le C (0.025% à 723°C).
- Fe  $\gamma$  : stable de 906°C à 1400°C. Il dissout facilement le C (2% à 1150°C).
- Fe  $\delta$  : stable de 1400°C à 1540°C.

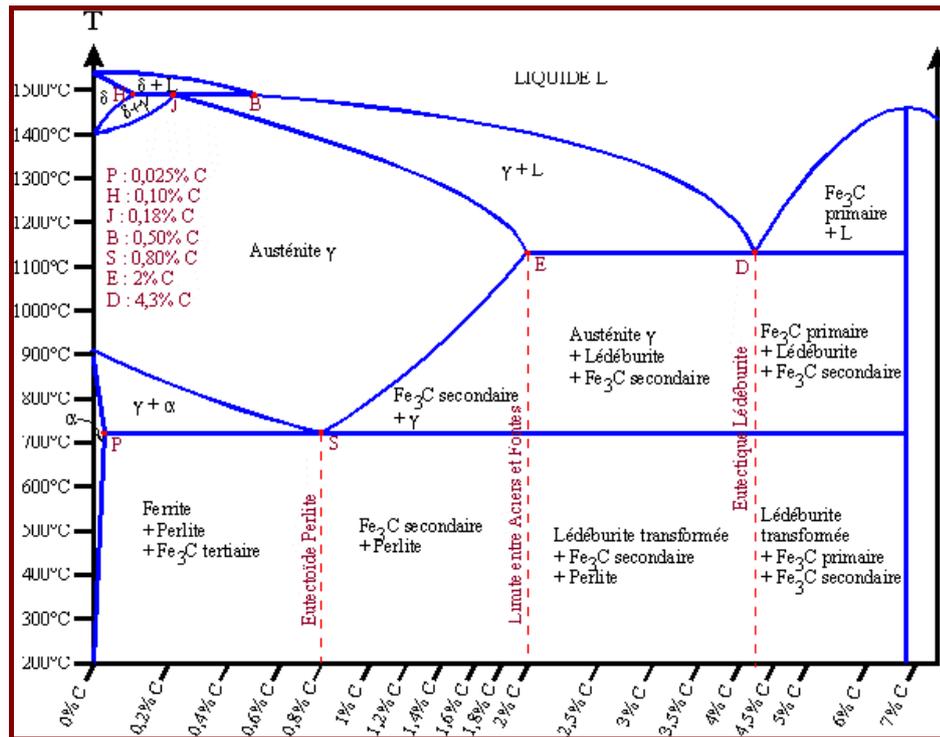


Figure I.1 : diagramme d'équilibre Fe-C métastable [1].

### I.1.2. Structures des aciers

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

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

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

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

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

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

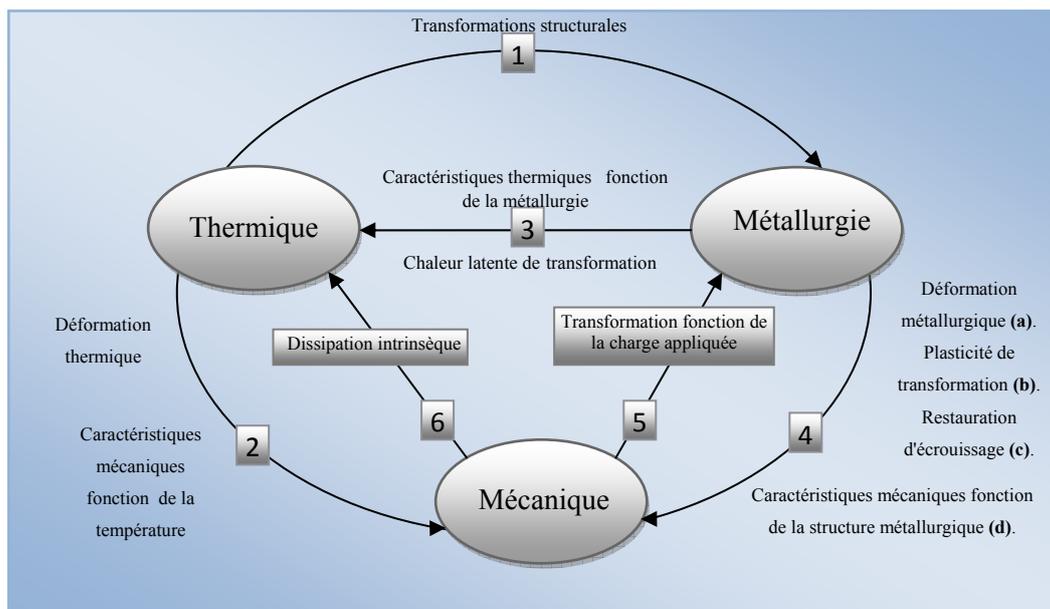
**La bainite:** Elle se forme dans les aciers au cours de la transformation isotherme à des températures inférieures à celles qui correspondent au domaine perlitique. Les propriétés de la structure bainitique sont très recherchées, car elles offrent une résistance mécanique excellente avec une bonne ductilité [1].

## I.2. Soudage des aciers

Le soudage est l'opération qui consiste à assembler deux ou plusieurs pièces en assurant entre elle la continuité en faisant généralement, intervenir une source de chaleur, contrairement aux procédés mécaniques (rivetage boulonnage) ou chimique (collage...) [3].

### I.2.1. Phénomènes métallurgiques de soudage

Une opération de soudage engendre des montées en température au sein du métal de base ce qui conduit à des transformations structurales de l'acier. Celles-ci influencent l'évolution thermique sous l'effet, entre autres, de caractéristiques thermiques et mécaniques fonction de la composition chimique (figure I.2) [2].



**Figure I.2 :** Couplage thermo-métallurgique mis en jeu au cours d'une opération de soudage [2].

[1]: Une élévation de température induit des transformations structurales.

[2]: Les caractéristiques mécaniques évoluent en fonction de la température, et l'expansion thermique induit un chargement mécanique.

[3]: Les transformations structurales s'accompagnent d'absorption ou de dégagement de chaleur, appelés chaleur latente de transformation.

[4]: Les caractéristiques métallurgiques dépendent de la température. Les conséquences mécaniques des transformations structurales à l'état solide sont au nombre de quatre:

(a): Les transformations de phase engendrent des déformations métallurgiques dites de "transformation" qui traduisent entre les différences de compacité entre les phases "produite et parente".

(b): Lors d'une transformation structurale, l'application d'une contrainte de niveau même inférieur à la limite d'élasticité de la phase la plus faible, conduit à une déformation irréversible qualifiée de déformation de plasticité de transformation.

(c): Les changements de phases entraînent des changements des caractéristiques mécaniques. Le comportement multiphasé du matériau doit être pris en compte.

(d): L'écroissage de l'austénite préalable à un changement de phase est supposé ne se transmettre qu'en partie ou pas du tout : il y a donc restauration de l'écroissage partielle ou totale lors d'un changement de phase.

[5]: L'application de sollicitations extérieures modifie les caractéristiques d'une transformation. Celle-ci peut être provoquée par la charge.

[6]: L'évolution de la déformation irréversible ainsi que celles des variables intimes de l'écroissage, conduisent à une dissipation d'énergie sous forme de chaleur, appelée "dissipation intrinsèque"[2].

## I.2.2. Paramètres de soudage

### A. Energie nominale ( $E_n$ ):

C'est l'énergie qui est fournie par l'arc. Elle est donnée par la formule suivante:

$$E_n = \frac{UI}{V} \quad (I.1)$$

Ou :

U : Tension de l'arc entre les deux électrodes (Volt).

I : Courant du soudage (Ampère).

V : Vitesse du soudage (cm/min).

$E_n$  : Energie nominale (Joule/cm).

### B. Energie dissipée dans le joint soudé :

C'est l'énergie réellement absorbée par le matériau, elle est déduite de l'énergie nominale en tenant compte des pertes par convection et par rayonnement dans la colonne d'arc.

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

Le rendement  $\tau$  est donné par J. C. Walter [4], en fonction du procédé de soudage utilisé et du matériau. Les valeurs de  $\tau$  sont résumées dans le tableau ci-dessous:

Procèdes de soudage		Matériau	Rendement de l'arc $\tau$
Automatique sous flux solide		Aciers	0.9 à 0.99
Soudage à l'arc avec électrodes enrobées		Aciers	0.7 à 0.85
MIG		Aciers doux	0.65 à 0.85
		Aluminium	0.70 à 0.85
TIG	Courant alternatif	Aciers doux	0.22 à 0.48
	Courant continu	Aciers doux	0.36 à 0.46
	Courant alternatif	Aluminium	0.21 à 0.43

**Tableau I.1:** Rendement d'arc pour différents procédés [4].

### C. Energie équivalente :

Elle est donnée par la formule suivante:

$$E_p = E_n \cdot K \cdot \tau \quad (I.3)$$

K est coefficient de correction qui tient compte de la géométrie du joint soudé.

#### **Exemple:**

Selon la norme NF.A.36.000 et pour un joint soudé en V:  $K=1.50$  quand l'angle du V est  $60^\circ$ . Pour un joint soudé en X :  $K=1.20$  quand l'angle du X est de  $105^\circ$ .

### D. Loi de refroidissement :

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

➤ Vitesse moyenne ( $V_m$ ): 
$$V_m = \frac{T_1 - T_2}{t_1 - t_2} \quad (I.4)$$

➤ Vitesse a température donnée ( $V_r$ ): 
$$V_r = \left( \frac{dT}{dt} \right)_{T=T_1} \quad (I.5)$$

Temps de passage entre deux températures :

Deux paramètres sont le plus souvent utilisés pour les aciers :

➤ Le temps écoulé entre 800° et 500° :  $\Delta t_{500}^{800}$

➤ Le temps écoulé entre 700° et 300° :  $\Delta t_{300}^{700}$

### I.2.3. 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 les deux se retrouvent refroidis rapidement par suite de l'absorption de la chaleur produite par la grande masse du métal froid. Il en résulte certaines modifications dont l'importance peut être atténuée par un réchauffage du métal de base avant soudage. 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 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 bainitique ou perlitique, c'est-à-dire les aciers qui ne durcissent pas lors de leur soudure, peuvent être soudés convenablement.

Les aciers qui deviennent martensitiques dans la zone affectée thermiquement sont difficiles à souder car leur dureté ne leur permet pas de subir de déformation 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 [3].

### I.2.4. Procédés de soudage

Toute tentative de classification des différents procédés de soudage est rendue difficile au regard des nombreuses variantes d'un procédé à l'autre. Par exemple, certains procédés où la pression est utilisée au cours du processus de soudage (soudage électrique par résistance par points) sont en fait, des procédés en phase liquide. L'organigramme de la figure I.3 donne une liste des procédés de soudage sur la base du type d'énergie utilisée [5, 6].

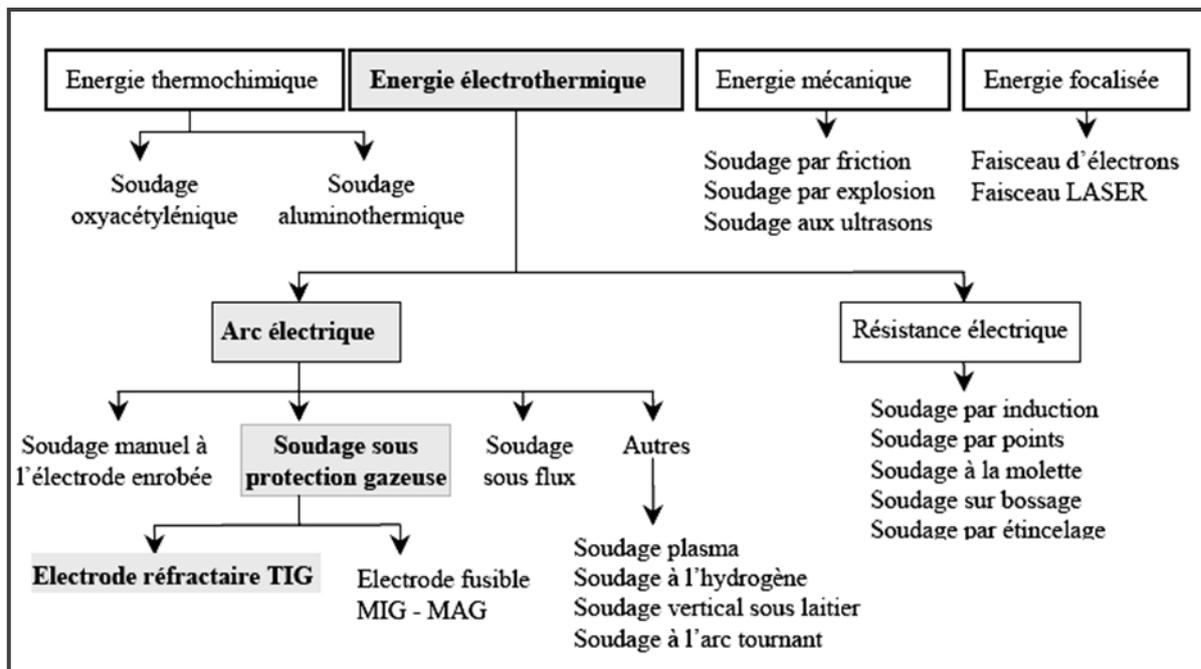
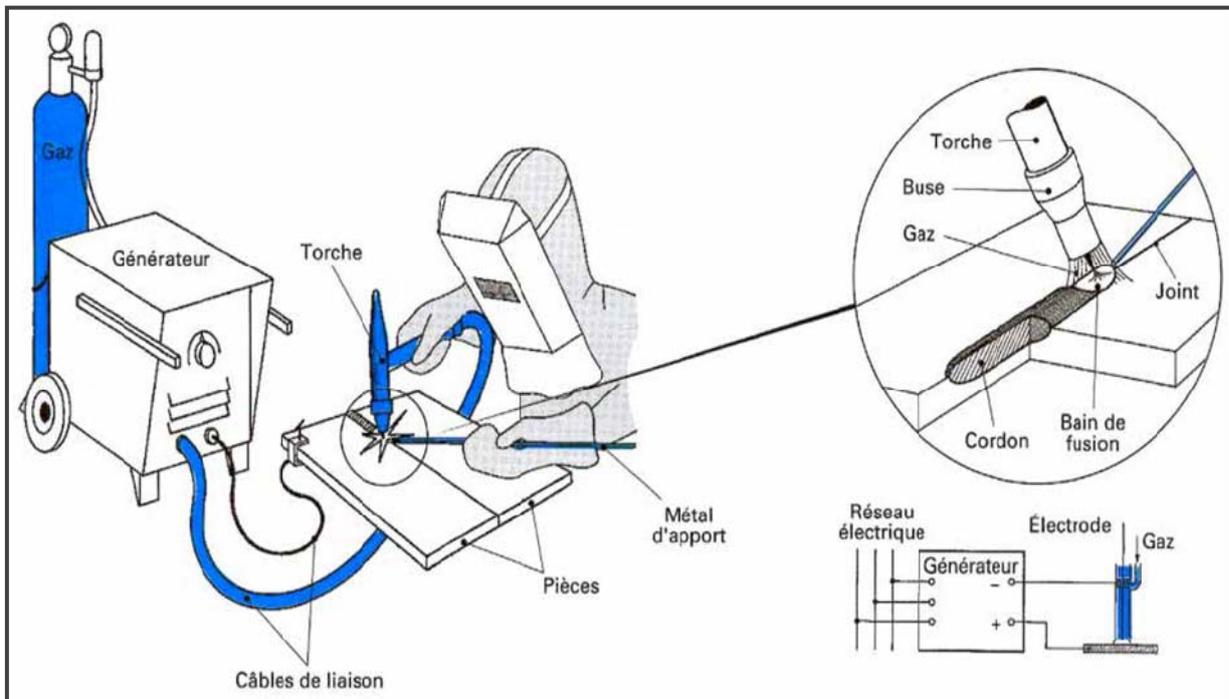


Figure I.3 : classification des procédés de soudage [6].

#### I.2.4.1. Soudage à l'arc électrique TIG (Tungstène Inerte Gaz)

Le soudage à l'électrode réfractaire est communément appelé soudage TIG (Tungstène Inerte Gaz). (Dans les pays anglo-saxons, on le désigne également par GTAW ou Gas Tungsten Arc Welding). L'appareillage comporte une source de courant alternatif ou continu, un dispositif d'amorçage, une bouteille de gaz avec détendeur et débitmètre, une torche spécifique du procédé et divers accessoires (figure I.4). Procédé de soudage à l'arc avec l'électrode réfractaire dans lequel un gaz inerte vient protéger l'électrode, le bain de fusion et le métal chaud. Il s'utilise avec ou sans métal d'apport. Dans une veine de gaz inerte. On fait jaillir un arc électrique entre une électrode de tungstène infusible et la pièce à souder. La chaleur dégagée par l'arc fait fondre les bords de la pièce et l'éventuel métal d'apport qui contribue à la formation du cordon.

On réalise un apport de métal en introduisant directement dans le bain un fil de même nature que le métal de base. Le procédé TIG peut s'automatiser facilement. Et s'applique à tous les métaux soudables [7].



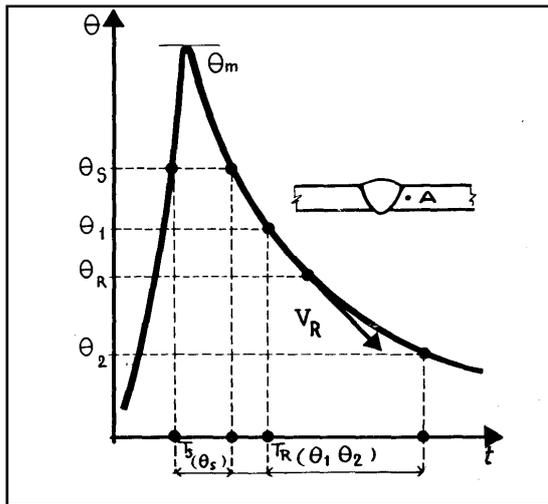
**Figure I.4 :** Soudage avec électrode réfractaire [7].

### I.2.5. cycle thermique de soudage

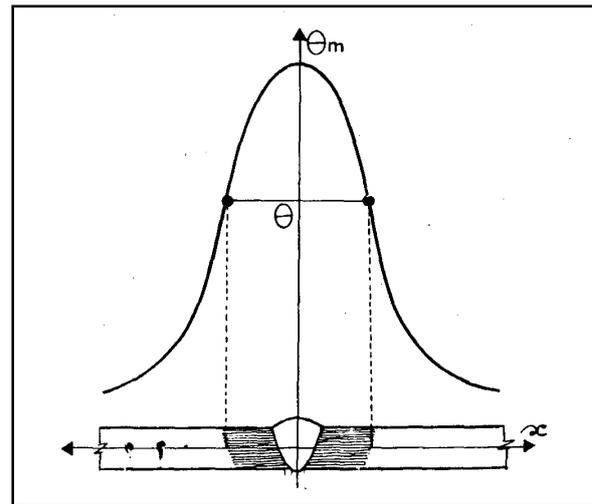
Sur le plan thermique, le soudage est caractérisé par un apport important et localisé de chaleur sur la pièce soudée. La diffusion de l'énergie, ainsi apportée, dans le métal fait du soudage une véritable opération de traitement thermique. Ces effets sont caractérisés par :

- Un chauffage très rapide jusqu'à une température comprise entre la température initiale et la température de fusion du métal.
- Un refroidissement qui succède immédiatement au chauffage et dont la cinétique dépend essentiellement des paramètres de soudage.

L'intérêt de la connaissance du cycle thermique (c'est-à-dire la variation de la température en fonction du temps, en tout point de l'assemblage) de soudage est de permettre l'interprétation quantitative des phénomènes métallurgiques engendrés par cette opération pour déterminer le critère de choix des procédés de soudage et des modes opératoires (figure I.5 et figure I.6) [5].



**Figure I.5:**  $\theta = f(t)$ , cycle thermique d'un point A d'une soudure [5].



**Figure I.6:**  $\theta = f(x)$ , répartition de la température dans une soudure [5].

### I.2.6. Carbone équivalent

Pour apprécier la soudabilité d'un acier, on a longtemps utilisé la méthode dite du "*carbone équivalent*", qui se réfère à l'expression dans laquelle les teneurs des différents éléments sont exprimées en pourcentage de leur masse totale et ramenées à une équivalence en carbone:

$$C_{\text{éq}} = C + \frac{Cr+Mo+V}{5} + \frac{Cu+Ni}{5} \quad (\text{I.6})$$

(Expression adoptée par l'Institut International de Soudure, IIS).

Le carbone équivalent compensé (C.E.C) introduit le facteur "géométrie du joint"

$$C.E.C = C_{\text{éq}} + 0.005 e \quad (e = \text{épaisseur à souder}). \quad (\text{I.7})$$

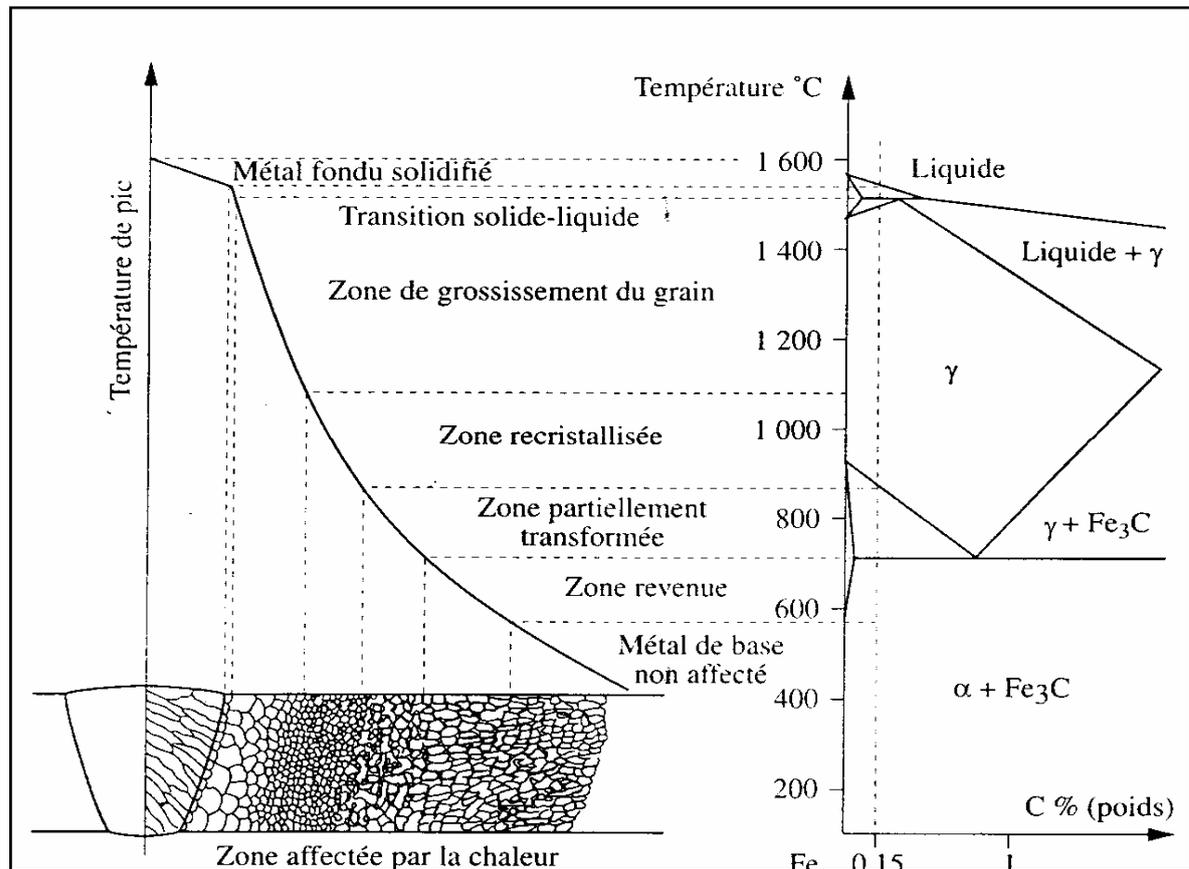
Le carbone équivalent réduit (C.E.R) prend en compte la composition chimique partielle sur produit, par exemple le manganèse dans les aciers à haute limite élastique [6]:

$$C.E.R = C + \frac{Mn}{6} \quad (\text{I.8})$$

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

### I.3.1. Transformations en ZAT lors du chauffage

Il est commode de raisonner à partir du diagramme d'équilibre pour interpréter qualitativement les modifications microstructurales. A titre d'exemple, on se placera dans le cadre des aciers de construction métallique, qui constituent la plus large gamme d'applications du soudage, en examinant le diagramme (Fe-C) en parallèle avec les températures maximales atteintes dans un joint soudé (figure I.5) [8].



**Figure I.7:** Présentation schématique des différentes parties constitutives d'un joint soudé d'un acier de construction à 0.15% C [8].

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

➤ Le métal de base n'ayant pas subi de transformation de phase au chauffage, c'est-à-dire ayant été chauffé à une température inférieure au point de transformation  $A_{C1}$  (727 °C). A l'équilibre, il s'agit donc d'une structure composée de ferrite  $\alpha$  et de carbures de fer  $Fe_3C$  (ou cémentite) ou plus précisément de perlite, agrégat lamellaire de ferrite et de cémentite.

➤ Une zone subcritique, où l'on ne constate pas encore de changement de phase. Cependant, lorsque la température atteinte est suffisamment importante (par exemple  $\theta > 600$  °C), certains phénomènes tels que le revenu, la globulisation des lamelles de cémentite, la recristallisation dans le cas de soudage sur produit écroui, le vieillissement, etc., peuvent éventuellement intervenir [3].

➤ Une zone de transformation partielle (ou intercritique), portée entre  $A_{C1}$  et  $A_{C3}$  ( $\sim 830$  °C pour la composition considérée). Dans ce domaine coexistent la ferrite et une phase nouvellement formée, l'austénite, solution solide d'insertion à structure

cubique face centrée. C'est à partir de cette zone ( $\theta > A_{C1}$ ) que débute la zone affectée thermiquement.

➤ A partir de la température  $A_{C3}$  et jusqu'à 1495 °C environ, la transformation en austénite est totale. La nouvelle structure ainsi formée remplace et « efface » toute trace de la structure ferritique antérieure. C'est au sein de cette zone qu'intervient un grossissement du grain austénitique : de très petite taille à des températures légèrement supérieures à  $A_{C3}$ , celui-ci peut atteindre quelques centaines de microns pour les plus hautes températures. Dans ce cas, on parle de Zone à gros grains, (par exemple lorsque la taille du grain austénitique excède quelques dizaines de microns), il s'agit de la zone en général la plus susceptible de causer certains problèmes métallurgiques.

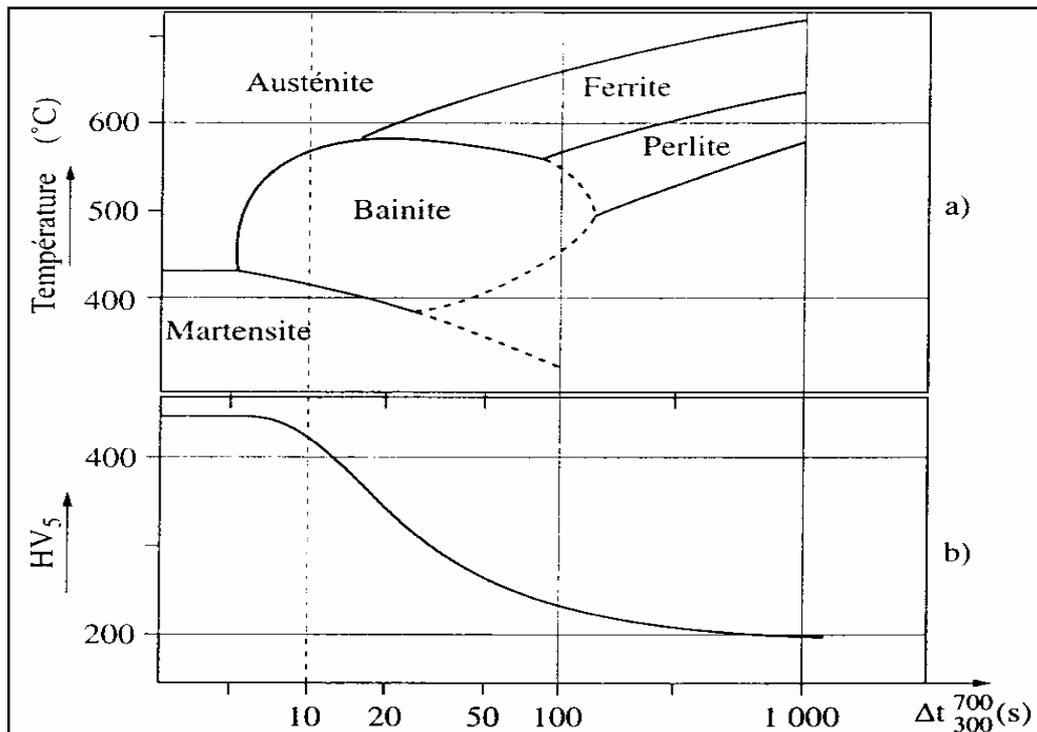
➤ Une zone portée partiellement à l'état liquide, où coexistent une phase ferritique solide ( $\delta$ ) et une phase liquide ; de très petite taille (et donc difficile à observer micrographiquement), cette zone constitue la zone de liaison entre le métal de base et le métal fondu. Sur le diagramme d'équilibre, celle-ci correspond à l'intervalle de température entre le début et la fin de fusion (intervalle solidus-liquidus).

➤ Enfin le métal fondu ou leurs premiers germes se solidifient par épitaxie (relations de cohérence cristallographique) sur les grains de la ZAT [8].

### **I.3.2. Transformations en ZAT lors du refroidissement**

Dans le cas des aciers de construction métallique, les microstructures observées dans les ZAT des joints soudés correspondent aux produits de transformation de l'austénite. Il est en fait malaisé d'étudier ces transformations métallurgiques à partir des diagrammes TRC (transformation en refroidissement continu) classiques. En effet, ceux-ci sont généralement établis à partir de traitements austénitiques à température relativement basse (900°C-950°C) et pour des temps de maintiens longs, c'est-à-dire exactement la situation contraire à celle rencontrée en ZAT. Afin de se placer dans des conditions plus représentatives, on étudie généralement les phénomènes métallurgiques à partir de cycles thermiques de chauffage et de refroidissement très proches de ceux relevés en soudage.

Pour un matériau et des conditions d'austénitisation données (température généralement supérieure à 1200 °C, de manière à simuler la ZAT à gros grains), on peut apprécier les transformations de l'austénite en fonction de la vitesse de refroidissement à partir du diagramme TRC en conditions de soudage ou plus simplement de l'évolution de la dureté de la microstructure finale avec la température [9].



**Figure I. 8 : a)** Diagramme TRC de l'acier XC18 en conditions de sondage ( $\theta_M = 1300$  °C).

**b)** Courbe (dureté-critère de refroidissement  $\Delta t$ ) correspondante [9].

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

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

$$HV_M = 283 + 930 (\%C) \quad (I.9)$$

Aux vitesses intermédiaires apparaissent des structures bainitiques. Les vitesses de refroidissement les plus rapides conduisent à la formation des structures plus dures de bainite inférieure (précipitation de carbures sous la forme de minces plaquettes au sein des lattes de ferrite). Alors que les plus lentes sont associées à la formation de bainite supérieure (carbures rejetés aux joints inter-lattes ferritiques, parfois sous forme de lamelles de cémentite quasi continues [10]).

Les vitesses de refroidissement les plus lentes en soudage correspondent à la précipitation de ferrite proeutectoïde aux anciens joints de grains austénitiques et à l'évolution

vers une structure ferrito-perlitique. C'est également dans cette gamme de vitesse de refroidissement que certains composés (nitrides ou carbonitrides de niobium et de vanadium...), dissous lors de la phase de chauffage, peuvent reprécipiter sous une forme plus ou moins complète [9].

Différentes formulations plus ou moins complexes ont été proposées afin de décrire l'évolution de la dureté  $HV_{max}$  en ZAT à gros grains des aciers au carbone en fonction de la composition et de la vitesse de refroidissement. On citera par exemple celle de Yurioka [10], applicable aux aciers à moins de 0.3%C, 5%Ni, 1%Cr sans B ( $\Delta T_{500}^{800}$  exprimé en secondes, teneurs en %):

$$HV_{max} = 206 + 442 C + (402 CE_1 - 90 CE_{11} + 80) \arctan(X) + 99 CE_{111} \quad (I.10)$$

Avec :

$$CE_1 = C + \frac{Mo}{4} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr}{8} + \frac{Ni}{12} + \frac{Cu}{15} + \frac{Si}{24} \quad (I.11)$$

$$CE_{11} = C + \frac{Mo}{2.5} + \frac{Mb}{3} + \frac{Mn+Cr+V}{5} + \frac{Cu}{10} + \frac{Ni}{18} + \frac{Si}{24} \quad (I.12)$$

$$CE_{111} = C + \frac{Mn}{3.6} + \frac{Mo}{4} + \frac{Cr}{5} + \frac{Ni}{9} + \frac{Cu}{20} \quad (I.13)$$

$$X = \frac{\Delta T_{500}^{800} - 2.3 CE_1 - 1.35 CE_{111} + 0.882}{1.15 CE_1 - 0.637 CE_{111} - 0.601} \quad (I.14)$$

Ces expressions font apparaître la notion de carbone équivalent (CE. fonction des teneurs en C, M, Mo...). A ce stade, on retiendra simplement qu'il s'agit d'un facteur quantifiant la capacité de durcissement. A vitesse de refroidissement donnée, limiter la dureté revient donc à limiter la teneur en carbone équivalent [11].

### **I.3.3. Influence des cycles thermiques sur les propriétés mécaniques des la ZAT en soudage**

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

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

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

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

Dans certains cas (métal de base à haute limite d'élasticité obtenu par traitement thermomécanique poussé), les cycles thermiques de soudage peuvent entraîner la formation de zones adoucies par rapport au métal de base. L'adoucissement apparaît à une température correspondant à  $A_{C1}$  ou  $A_{C3}$  et s'étend d'autant plus que l'énergie est élevée (par exemple : soudage aluminothermique des rails). Très souvent, la triaxialité des contraintes et la consolidation locale permettent d'éviter une concentration excessive des déformations au

sein de la zone adoucie. Il convient de limiter l'amplitude de l'adoucissement (différence de dureté entre le métal de base et la ZAT) ainsi que la largeur de la zone adoucie, de manière à éviter une rupture ou une usure prématurée par concentration de la déformation appliquée au niveau de cette zone [11].

#### **I.4. Transformations des phases 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 note en particulier qu'au chauffage, les aciers se transforment en austénite au-delà d'une certaine température, et que l'austénite se transforme au refroidissement en martensite, bainite, ferrite ou perlite suivant la température et la vitesse de descente en température.

##### **A. Changement de structure cristalline**

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

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

##### **B. Déplacements des atomes de soluté**

Suivant la température et la structure cristalline, la solubilité des éléments d'alliage dans le fer varie. Ainsi, quand le système cristallin se transforme pour passer de cubique à faces centrées à cubique centré, les atomes de carbone initialement en insertion dans la maille austénitique, ont tendance à diffuser, les mailles ferritiques ayant une solubilité moindre en carbone (0.02% en masse contre 2% pour l'austénite). Il y a donc précipitation de carbures ou

de composés définis au refroidissement quand la vitesse de refroidissement est suffisamment lente pour que la précipitation ait lieu, la diffusion étant thermiquement activée, ou encore « blocage » du carbone en solution de déformation par cisaillement du réseau cristallin [10].

### **I.4.1. Austénitisation**

A l'état macroscopique, la transformation austénitique se traduit par une contraction volumique de l'échantillon. Les éléments d'alliage sont mis en solution dans la structure cubique à faces centrées. Lorsque l'austénitisation est complète, la totalité des éléments sont mis en solution [1].

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

Les éléments d'alliages influencent notablement les températures de transformation. Certains tendent à favoriser la transformation : ce sont les éléments gammagènes (Ni, Mn) en abaissant la température de début de transformation au chauffage et en accélérant la transformation. D'autres au contraire élèvent la température de début de transformation et la ralentissent : ce sont les éléments alphagènes (Si, Cr, Mo) [3].

Par ailleurs, au cours de l'austénitisation, les grains austénitiques nouvellement formés continuent de croître et cela influence notablement les conditions de transformation au refroidissement [1].

### **I.4.2. Transformations avec diffusion**

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

Cette décomposition est gouvernée :

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

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

Le temps d'incubation d'une transformation est long lorsque l'échantillon est soumis à une contrainte hydrostatique. Il diminue avec le niveau de chargement dans le cas d'une contrainte appliquée de traction. La vitesse de germination de la perlite augmente lorsque l'austénite est préalablement déformée plastiquement. L'augmentation de la taille de grain austénitique conduit à une augmentation de la durée de germination du fait que la germination se développe essentiellement aux joints des grains et que ceux-ci se voient diminués dans ce cas, les grains étant moins nombreux. Cet effet est surtout sensible pour le domaine perlitique et moins marqué pour le domaine bainitique [3].

### **I.4.3. Transformation martensitique**

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

Les atomes de carbone se trouvent alors piégés à l'intérieure de la maille ferritique qui est sursaturée en carbone, se déforme pour devenir quadratique et contenir le carbone en excès. Il y a donc cisaillement de réseau cristallin. La martensite ainsi formée apparaît sous forme de plaquettes ou d'aiguilles ou encore de lattes pour teneurs en carbone inférieures à 0.6%. Ce sont les concentrations de contraintes locales qui provoquent la transformation [1].

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

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

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

Par ailleurs, l'application d'une contrainte de niveau inférieur à la limite d'élasticité de l'austénite peut engendrer des modifications de  $M_s$ . Une contrainte de traction ou de compression ou augmente  $M_s$  et cette augmentation est plus significative dans le cas d'une contrainte de traction. Une contrainte hydrostatique diminue  $M_s$ . Plus la taille de grain austénitique est grande, plus la température  $M_s$  est élevée [3].

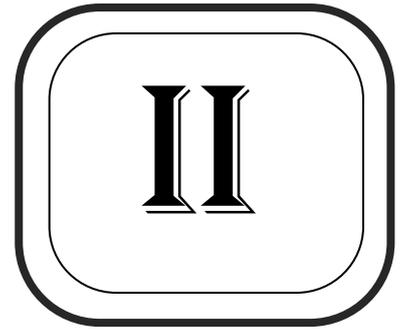
### **Conclusion**

Le passage de la source chaude du soudage provoque la montée en température de certaines régions du matériau à souder et engendre par conséquent, des transformations structurales. On note trois types de transformation :

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

La microstructure et les caractéristiques locales des régions affectées par la température dépendent alors, de la composition chimique du matériau (carbone équivalent) et des cycles thermiques (températures maximales atteintes et vitesses de refroidissement). Dans la zone affectée thermiquement, la taille des grains austénitiques dépend de la température maximale atteinte et du temps de séjour à hautes températures.

# CHAPITRE



Estimation et détermination de la taille du grain

---

## **Introduction**

Pendant l'opération de soudage, tous les points de la ZAT subissent une variation de température au cours du temps. La taille moyenne des grains dans ces points dépend du profil de température, c'est pour cela que, dans ce chapitre on va détailler :

- Un modèle mathématique de l'évolution de la température dans la surface de la plaque soudée en fonction du temps et des paramètres de soudage, modèle d'Ashby et Easterling,
- Les différentes méthodes d'examen métallographique pour déterminer la taille moyenne des grains.

### **II.1. Aspect thermique lié au soudage**

Si l'on considère une vitesse de déplacement constante, on peut chercher à déterminer les caractéristiques thermiques d'un régime quasi stationnaire, ou la distribution de température autour de la source adopte une forme stable en fonction du temps. Une résolution de l'équation de la chaleur simplifiée a été proposée par Rosenthal. Les principaux points en sont les suivants :

Si l'on imagine une source de chaleur ponctuelle  $q$  se déplaçant à une vitesse constante le long d'un axe  $x$ , l'équation différentielle de la chaleur s'écrit, dans un système de coordonnées  $(x, y, z)$  [12].

$$\alpha \left( \frac{\partial^2 \theta}{\partial \xi^2} + \frac{\partial^2 \theta}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 \theta}{\partial z^2} \right) = \frac{\partial \theta}{\partial t} \quad (\text{I.1})$$

Avec :

$\theta$ : Température

$t$  : temps

$\alpha$ : diffusivité thermique ( $\text{m}^2\text{s}^{-1}$ ) du matériau =  $\lambda/\rho C$ , avec :

$\lambda$ : conductivité thermique

$\rho C$ : capacité calorifique volumique ( $\text{J m}^{-3} \text{°K}^{-1}$ )

On peut définir un système de coordonnées mobiles lié à la source en posant :  $\zeta = x - vt$ .

En régime stationnaire,  $\left(\frac{\partial \theta}{\partial t} = 0\right)$  l'équation devient alors

$$\alpha \left( \frac{\partial^2 \theta}{\partial \xi^2} + \frac{\partial^2 \theta}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 \theta}{\partial z^2} \right) = -v \frac{\partial \theta}{\partial \xi} \quad (I.2)$$

L'équation peut être résolue en considérant deux situations distinctes.

➤ **Dans le cas du soudage de produit (épais)**, l'écoulement de chaleur se produit essentiellement de la température en fonction du temps et de la distance s'écrit :

$$\theta = \theta_0 + \frac{q/v}{2\pi\lambda t} \exp\left(-\frac{r^2}{4\alpha t}\right) \quad (I.3)$$

Avec :

$r$  : distance du point considéré par rapport à la source de chaleur,

$$r = \sqrt{\xi^2 + y^2 + z^2} \quad (I.4)$$

$q$  : apport calorifique (J).

$v$ : vitesse de déplacement de la source (m/s).

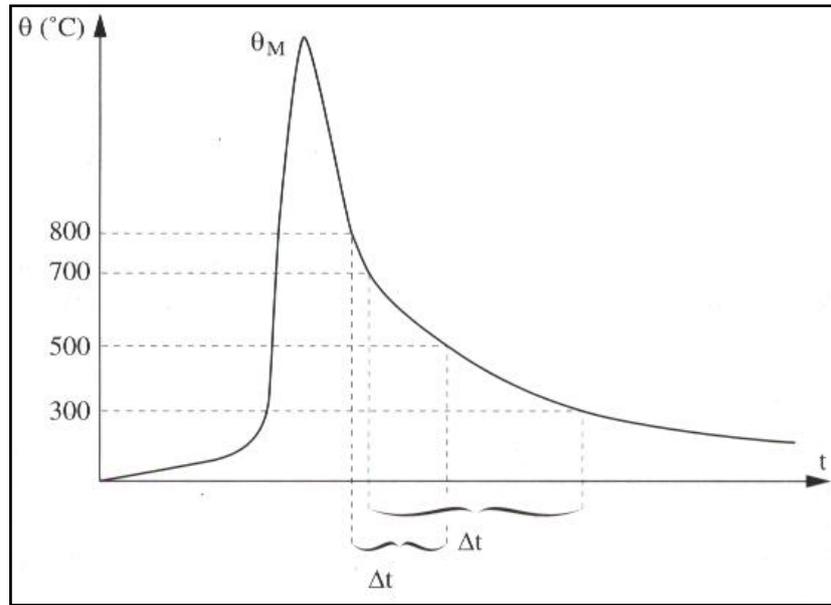
Le terme  $q/v$  désigne l'énergie linéaire ou la quantité de chaleur introduite par unité de longueur du joint soudé.

$\theta_0$ : température initiale (°C).

➤ **Dans le cas du soudage de produits minces**, l'écoulement de la chaleur est négligeable dans le sens de l'épaisseur. Les isothermes sont donc perpendiculaires à la surface des pièces. Une solution simplifiée de l'équation s'écrit :

$$\theta = \theta_0 + \frac{q/v}{d(4\pi\lambda\rho ct)^{1/2}} \exp\left(-\frac{r^2}{4\alpha t}\right) \quad (I.5)$$

Où  $d$  désigne l'épaisseur des pièces soudées.



**Figure II.1:** Aspect de cycle thermique dans la zone affectée par la chaleur (schématique) [12].

Nous allons maintenant revenir sur le cycle thermique  $\theta(t)$  subi par tout point de la ZAT. Quelque soit le type de procédé de soudage (source fixe ou mobile), celui-ci comporte typiquement (figure II.1) :

- Une phase d'échauffement très rapide, dont la vitesse moyenne est de quelque  $10^2$  °C/s (soudage à l'arc), allant jusqu'à  $10^2$  °C/s pour les procédés à haute densité d'énergie tels que le soudage laser.
- Un passage par une température maximale  $\theta_M$ . En règle générale, le temps de maintien à cette température est très faible, d'autant plus réduit que  $\theta_M$  est élevée.
- Une phase de refroidissement plus au moins rapide.

L'expérience montre en fait que la structure métallurgique finale en tout point de la ZAT ne dépend pratiquement que de la température maximale  $\theta_M$  atteinte en ce point, et des paramètres de refroidissement.

On a vu que des expressions, décrivaient l'évolution de la température en fonction du temps dans les cas respectifs du soudage de produits épais ou minces. La température maximale est atteinte à un temps  $t_M$  tel que :

$$\left(\frac{\partial \theta}{\partial t}\right)_{t_M} = 0 \quad (I.6)$$

De plus, afin d'éviter la singularité ( $\theta_M \rightarrow \infty$ ) lorsque ( $r \rightarrow 0$ ).

On impose la condition limite :  $\theta_M = \theta_f$  température de fusion, lorsque  $r = R$ ,

$R$  : rayon du dépôt de métal fondu.

Après résolution, on aboutit alors aux expressions suivantes :

➤ Température maximale atteinte dans le cas du soudage de tôles épaisses (écoulement bidimensionnel de la chaleur dans une section perpendiculaire au sens de soudage) :

$$\frac{1}{\theta_M - \theta_0} = \frac{\pi e \rho c (r^2 - R^2)}{2q/v} + \frac{1}{\theta_f - \theta_0} \quad (I.7)$$

➤ Température maximale atteinte dans le cas du soudage de tôles minces (écoulement unidimensionnel de la chaleur dans une section perpendiculaire au sens de soudage) :

$$\frac{1}{\theta_M - \theta_0} = \frac{\sqrt{2\pi e} \rho c dr}{2q/v} + \frac{1}{\theta_f - \theta_0} \quad (I.8)$$

## **II.2. Détermination expérimentale de la taille de grain**

Le volume moyen des cristaux, c'est-à-dire la grosseur de grain d'un matériau métallique, peut être caractérisée par différentes grandeurs conventionnelles déduites de l'observation d'une coupe plane du matériau préparée pour faire apparaître les contours des sections des cristaux par le plan de coupe [13].

Les méthodes de détermination de ces grandeurs sont purement géométriques. Il en résulte qu'elles sont absolument indépendantes du métal ou de l'alliage considéré. Ces grandeurs conventionnelles sont :

Nombre de grains par unité d'aire de la surface de l'éprouvette ( $m$ ):

Aire moyenne de grain ( $a$ ) :  $a = 1/m$  en  $mm^2$ .

Taille moyenne du grain  $d_m$  ou diamètre moyen du grain

$$d_m = \sqrt{a} = \frac{1}{\sqrt{m}} \quad (I.9)$$

**Longueur moyenne de l'intersection  $\bar{L}$  :**

Quotient de la longueur total d'un ou plusieurs segments tracés sur l'image de l'éprouvette par le nombre de grains dénombrés sur ces lignes

**Indice conventionnel de grosseur de grain :**

Nombre sans dimension relié à  $m$  par une relation mathématique et des règles d'application pouvant différer d'un métal à l'autre. Ces indices sont désignés par  $G$  suivi d'une lettre propre à chaque système.

La grosseur moyenne est caractérisée soit par  $G$ , soit par  $\bar{L}$ , dans les cas les plus fréquents.

**II.2.1. Principes de mesure de la grosseur de grain**

Le grain est mis en évidence par attaque métallographique et projection sur le verre dépoli d'un microscope optique. On peut utiliser cette image ou travailler sur une éprouve photographique de l'image [13].

Trois méthodes peuvent être alors utilisées :

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

**II.2.1.1. Méthode par comptage**

Le grossissement est choisi de telle sorte que le nombre minimal de grains soit de 50 (figure II.2).

$$S = \frac{5000}{g} mm^2 \quad (I.10)$$

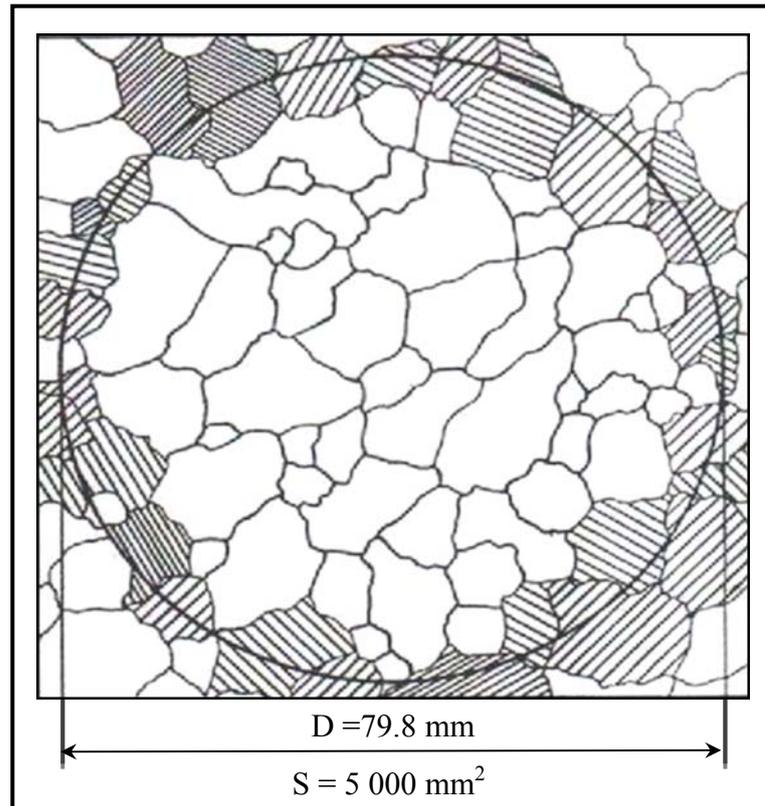
Pour  $g = 100$ ,  $S = 50 mm^2$ .

$n_g$  : nombre de grains dans la circonférence tracée.

$n_1$  : nombre de grains complètement à l'intérieur.

$n_2$  : nombre de grains coupés par la circonférence (arrondi au nombre supérieur si  $n_2$  est impair).

$$n_g = n_1 + \frac{n_2}{2} \quad (I.11)$$



**Figure II.2:** principe de comptage [13].

### Détermination du nombre $m$

$$m = 2 \cdot \left(\frac{g}{100}\right)^2 \cdot n_g \quad (\text{I.12})$$

En particulier, si  $g = 100$ ,  $m = 2 \cdot n_g$

### Détermination de $d_m$

$$d_m = \frac{1000}{\sqrt{m}} \ (\mu\text{m}) \quad (\text{I.13})$$

## II.2.1.2. Méthode par intersection

### 1. Principe

On compte sur le verre dépoli du microscope ou sur la microphotographie d'un champ représentatif le nombre de grains traversés par la ligne de mesure. Il revient au même de compter le nombre d'intersections. La ligne de mesure peut être linéaire ou circulaire.

### A. Méthode du segment linéaire intercepté:

La ligne de mesure est constituée de 4 portions de droite de longueur totale 500 mm et disposée comme l'indique la (figure II.2). Cette disposition permet de diminuer l'influence de l'anisotropie des grains. Le grossissement choisi devra donner au moins 50 intersections par mesure.

Dans le cas où on compte les segments interceptés, lorsque la ligne de mesure se termine à l'intérieur d'un grain, le segment correspondant est compté comme  $\frac{1}{2}$ .

Dans le cas où on dénombre les intersections, on compte  $\frac{1}{2}$  lorsque l'extrémité de la ligne touche exactement un joint de grain,  $\frac{3}{2}$  lorsqu'une ligne coupe un point triple (jonction de 3 grains), 1 pour une tangence.

### B. Méthode du segment intercepté circulaire :

La ligne de mesure est constituée soit par trois cercles (longueur totale 500 mm) soit par le cercle de plus grand diamètre (longueur totale 250 mm) (figure II.3).

Cette méthode tend à donner un nombre d'intersections légèrement en défaut, afin de compenser cette tendance, l'intersection correspondant à un point triple est comptée comme 2 intersections au lieu de 1.45 de la méthode du segment linéaire intercepté [13].

## 2. Evaluation des résultats.

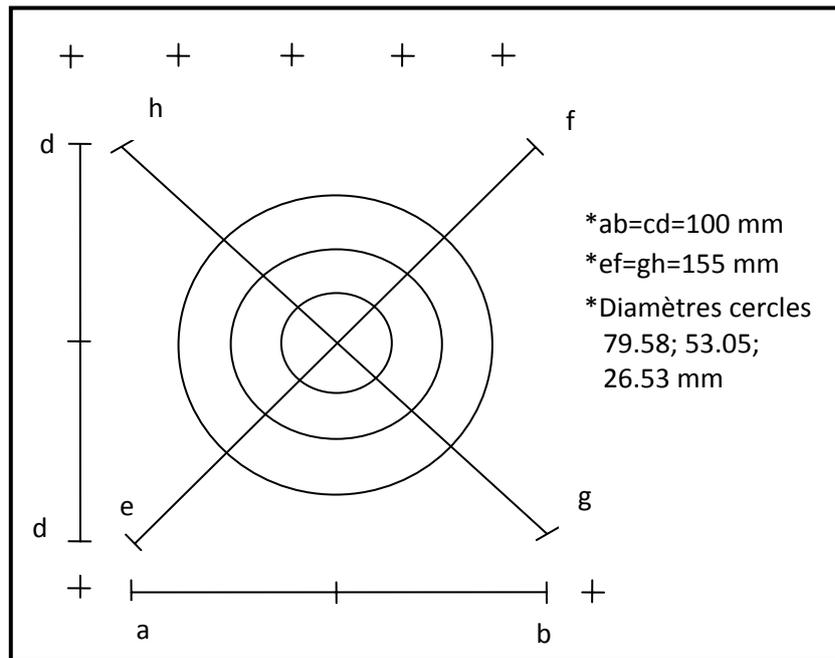
En répétant plusieurs fois les mesures du nombre d'intersection sur des champs différents, en utilisant la grille de mesure ci-dessous, il est possible de déduire la valeur moyenne du nombre d'intersection  $\bar{N}$ .

Si  $L$  est la longueur de la ligne de mesure on obtient

$$\bar{N}_L = \frac{\bar{N}}{L} \quad (\text{I.14})$$

La valeur moyenne du segment intercepté est donc

$$\bar{L} = \frac{1}{\bar{N}_L} \quad (\text{I.15})$$



**Figure II.3 :** Evaluation des résultats de la méthode par intersection [13].

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

### II.2.1.3. Méthode par comparaison avec des images types:

Le principe de la méthode consiste à comparer l'image donnée par le microscope à des images types dont les grosseurs de grains sont connues. Il y a lieu de se référer aux planches d'images types contenues dans les normes particulières se rapportant au métal considéré [13].

#### A. Images types repérées en $d_m$ :

$$d_m = d_{m_1} \cdot \left( \frac{g_1}{g} \right) \quad (I.16)$$

$d_{m_1}$  : Grosseur de grain estimée au premier stade,

$g_1$  : Grossissement ayant servi pour les images types,

$g$  : Grossissement utilisé.

**B. Images types repérées en indices conventionnels:**

L'indice conventionnel  $G$  est un nombre positif, nul ou négatif, déduit de  $m$  nombre de grains dénombrables sur  $1 \text{ mm}^2$  d'aire de l'échantillon. Par définition  $G = 1$  pour  $m = 16$ , les autres indices sont donnés par la formule :  $m = 8 * 2^G$ .

Les valeurs de l'air moyen des grains en fonction du paramètre  $G$  sont données récapitulés dans l'annexe 1.

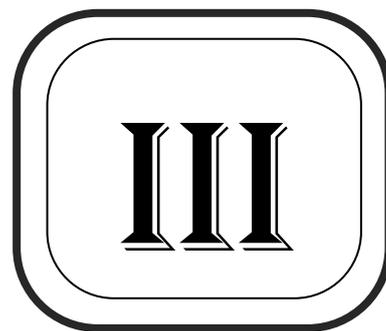
**Conclusion**

L'application du modèle d'Ashby et Easterlin nécessite la connaissance de certains paramètres tels que la conductivité et la diffusivité thermique du métal de base ainsi que la valeur de l'énergie de soudage.

L'allure de la température est une fonction exponentielle qui croit à partir d'une température initiale  $T_0$  jusqu'à une température maximale  $T_{max}$  avec l'approche de la source de chaleur puis il y a une diminution de la température jusqu'à la température initiale.

Il y a plusieurs méthodes d'examen métallographiques pour estimer la grosseur des grains. Le choix d'une méthode dépend de la disponibilité des moyens expérimentaux.

# CHAPITRE



Partie Expérimentale

---

## Introduction

Le présent chapitre est consacré à la description du déroulement des essais conduits sur le matériau sujet de l'étude. En premier lieu, nous commencerons par la caractérisation du matériau puis, nous détaillerons les étapes du déroulement des essais de soudage et nous terminerons par l'examen des échantillons prélevés sur les pièces soudées.

L'objectif des essais de soudage est de faire passer une source de chaleur sur la plaque d'acier en variant les conditions de soudage afin d'observer l'effet de l'énergie du soudage sur la microstructure de la ZAT et par conséquent sur le comportement macroscopique du joint soudé. Nous avons adopté trois différents réglages des conditions correspondant aux énergies nominales suivantes : 15.6, 21.8 et 28.8 KJ/cm.

### III.1. Caractérisation du matériau

Dans cette section, nous allons décrire les moyens expérimentaux utilisés, la géométrie des pièces à souder et les éprouvettes destinées à la caractérisation du métal de base, ainsi que les procédures expérimentales mises en place pour la réalisation des essais envisagés par le programme d'essais.

#### III.1.1. Matériau et composition chimique

Le matériau étudié dans ce travail est un acier XC10, c'est un acier faiblement allié à 0.1% de carbone, sa structure cristalline est composée de deux phases 13% perlite et 87% ferrite, sous la forme de méplat de 6 mm d'épaisseur et de 100 mm de largeur. Il s'agit d'un acier destiné aux constructions mécaniques notamment soudables.

L'analyse de composition chimique par spectrométrie, a donné le résultat suivant :

	C %	Si %	Mn%	P %	S %	Cr %	Ni %	Al %	Co %	Mo %
<b>XC10</b>	0.099	0.010	0.490	0.030	0.033	0.086	0.105	0.004	0.016	<0.001

**Tableau III.1** : composition chimique du métal de base.

#### III.1.2. Micrographie

La micrographie optique a pour but la mise en évidence de la microstructure de l'échantillon observé. L'obtention de la surface d'examen nécessite une série d'opérations

allant du prélèvement des échantillons à l'attaque chimique. Les observations micrographiques sont effectuées par un microscope optique.

➤ **Enrobage à froid** : Consiste à mettre l'échantillon dans un moule et ajouter le mélange résine – durcisseur ; et ensuite laisser la résine se solidifier pendant quelques minutes. Cette étape permet d'avoir une surface plane et une meilleure manipulation des échantillons pendant le polissage.

➤ **Polissage** : Il permet d'obtenir une surface plane, non rugueuse et d'éliminer la couche d'oxyde superficielle. Le polissage a été effectué en deux étapes :

1) Polissage grossier (abrasion) : on a fait passer les échantillons enrobés sur des papiers abrasifs de granulométrie décroissante de 100, 120, 180, 200, 400, 600, 800, 1000.

2) Polissage de finition : il a été réalisé sur du papier feutre à l'aide d'une suspension d'alumine de 0,3 et 0,05 $\mu\text{m}$  (figure III.1).



**Figure III.1** : Photo des polisseuses.

➤ **Attaque chimique** : L'attaque chimique donne des différences de relief ou coloration, entre les différents constituants ou entre les cristaux différemment orientés d'une même phase. Après polissage mécanique et de finition, nous avons procédé à une- attaque chimique de la surface par le Nital (tableau III.2).

Désignation	Composition	Condition d'utilisation	Emploi
<b>Nital</b>	Acide nitrique (HNO <sub>3</sub> ) 4 % Ethanol 96 %	A froid quelques secondes	Aciers et fontes

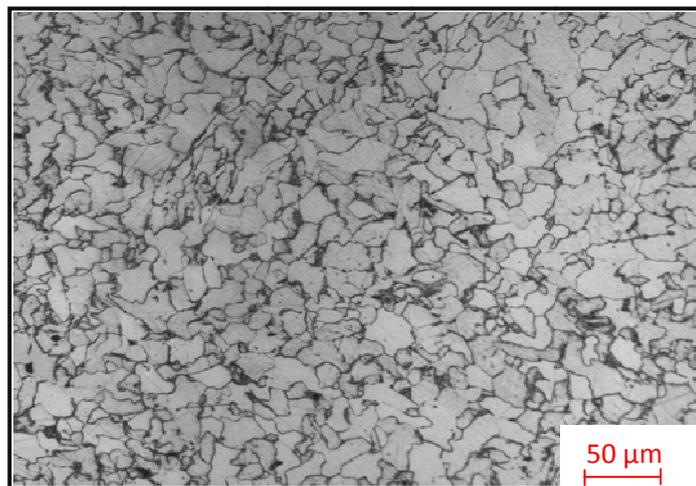
**Tableau III.2** : Réactif métallographique d'attaque.

➤ **Observation microscopique :** Le but principal de l'observation est de la mise en évidence de la structure des différents échantillons. Nous avons fait l'observation micrographique des échantillons après l'attaque chimique par un microscope optique connecté avec un micro-ordinateur muni d'une caméra numérique et on prend des images par le logiciel «Atlas» qui permet de lire et sauvegarder les images sur le micro-ordinateur. Ce microscope optique permet d'agrandir l'image jusqu'à 1000 fois (figure III.2).



**Figure III.2 :** Microscope optique.

L'observation du métal de base (figure III.3) montre une structure ferritique avec une faible proportion de perlite, avec des grains qui sont orientés dans un sens, c'est le sens de laminage.



**Figure III.3 :** Micrographie de métal de base.

### III.1.2.1. Détermination de la taille moyenne du grain de métal de base

Pour déterminer la taille moyenne des grains du métal de base, nous avons utilisé le principe de la méthode de comptage avec un cercle décrite précédemment avec quelques changements à cause la non disponibilité de la plaque dépolie.

Un cercle de diamètre  $D=79.8$  mm est tracée sur l'image imprimée avec un grossissement de 200 fois. Les grains sont numérotés en partant du centre du cercle et en tournant dans le sens des aiguilles d'une montre.

Nous avons pu déterminer, très facilement le nombre ( $N_1$ ) des grains à l'intérieur du cercle, ainsi que le nombre ( $N_2$ ) des grains coupés par la délimitation du cercle. Chaque grain ainsi coupé ne compte que pour un grain puisqu'il est commun à la fois à la surface intérieure (surface de référence) et à la surface extérieure. Soit  $N_1 = 140$  et  $N_2 = 44$ . Le nombre total du grain dans la surface de référence est alors :  $N = N_1 + \left(\frac{N_2}{2}\right) = 162$

Détermination du nombre  $m$

$$m = 2 \cdot \left(\frac{g}{100}\right)^2 \cdot n_g = 2 \cdot \left(\frac{200}{100}\right)^2 \cdot 162 \Rightarrow m = 1296$$

Détermination de  $d_m$

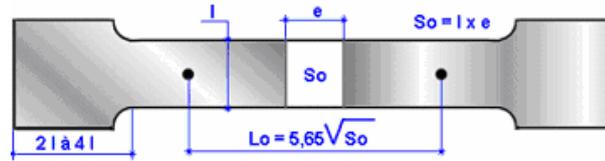
$$d_m = \frac{1000}{\sqrt{m}} = d_m = \frac{1000}{\sqrt{1296}} \Rightarrow d_m = 27 (\mu m)$$

### III.1.3. Caractérisations mécaniques

#### III.1.3.1. Essais de traction

L'essai de traction consiste à soumettre une éprouvette à un effort progressif et croissant jusqu'à la rupture de cette éprouvette d'essai. Cet essai est réalisé à l'aide d'une machine qui enregistre les efforts. Elle permet de caractériser les propriétés mécaniques d'un matériau ductile.

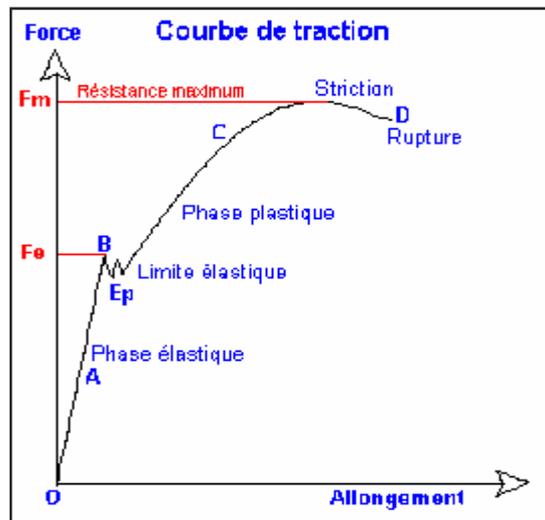
Dans notre expérience, on a utilisé des éprouvettes qui ont une forme de barreau de diamètre  $D_0$  et de longueur  $L_0$  (Figure III.4).



**Figure III.4:** Epreuve de traction.

### Courbe de traction conventionnelle :

La courbe de traction est dite conventionnelle lorsque l'on rapporte respectivement les mesures de force et d'allongement aux valeurs initiales de l'aire de la section  $S_0$  et de la longueur  $L_0$  de l'éprouvette. Ainsi, la courbe de traction conventionnelle représente l'évolution de la contrainte  $R = F/S_0$  en fonction du taux d'allongement  $e = (L-L_0)/L_0$ .



**Figure III.5 :** Courbe conventionnelle de traction.

### Les caractéristiques mécaniques de la traction :

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

**Tableau III.3 :** Caractéristiques mécaniques de la traction.

### III.1.3.2. Essais de dureté

Les essais de dureté consistent à enfoncer un pénétrateur dans le métal. La charge est constante et on mesure la dimension de l'empreinte qui est d'autant plus grande que le métal est mou. La dureté  $H$  s'exprime par le rapport de la force sur la surface de l'empreinte.

$$H = \frac{F}{S}$$

Les essais les plus classiques sont les essais BRINEL, VICKERS et ROCKWELL.

#### Essais de dureté Vickers :

L'essai consiste à imprimer dans la pièce à essayer un pénétrateur en forme de pyramide droite à base carrée d'angle de sommet  $136^\circ$  sous une charge  $F$  et à mesurer la diagonale  $d$  de l'empreinte laissée sur la surface après l'enlèvement de la charge.

On mesure les deux diagonales  $d_1$  et  $d_2$  de l'empreinte considérée comme une pyramide droite et on lit cette information à la charge appliquée par la formule qui relie la charge et le diamètre moyen de la diagonale de l'empreinte, d'après la norme (NF A 03-154) :

$$HV = \frac{2 \cdot P \cdot \sin\left(\frac{136^\circ}{2}\right)}{d^2} \Rightarrow HV = 1854.4 \frac{P}{d^2}$$

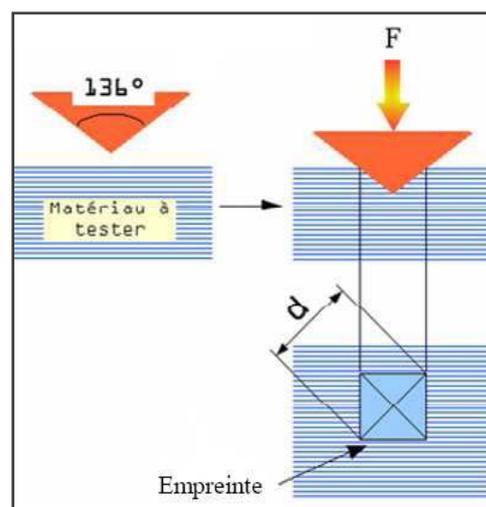
**Avec :**

$P$  : Charge appliqué.

$d$  : Valeur moyenne de la diagonale de l'empreinte.



(a)



(b)

**Figure III.6 :** (a) le microduromètre, (b) principe de l'essai Vickers.

### III.1.3.3. Essais de résilience

L'essai consiste à rompre par impact, une éprouvette entaillée en son milieu et reposant sur deux appuis. On mesure l'énergie  $W$  absorbée par la rupture de l'éprouvette et on déduit la résilience. La résilience est l'énergie de rupture exprimée en joules/cm<sup>2</sup>.

$$\text{Résilience} = \frac{\text{énergie absorbée par la rupture } W \text{ (joules)}}{\text{section au droit de l'entaille (cm}^2\text{)}}$$

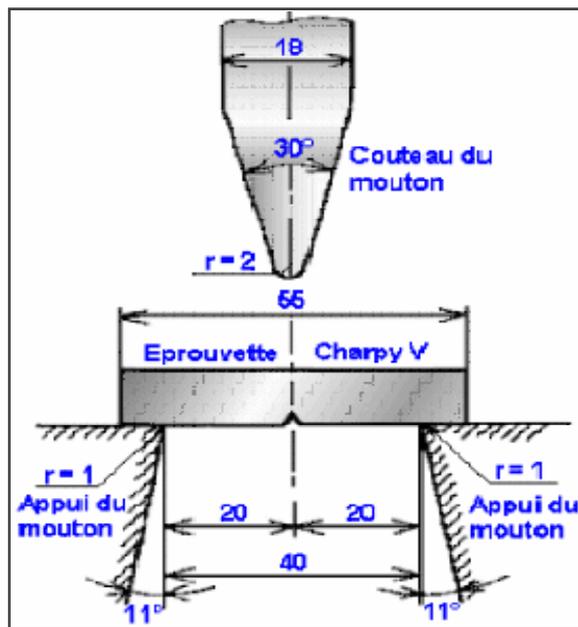


Figure III.7 : Principe de l'essai de résilience.

### III.1.3.4. Caractéristiques mécaniques du métal de base

Les caractéristiques mécaniques de l'acier à l'état brut sont indiquées ci-dessous (Tableau III.4) :

Re(Mpa)	Rm(Mpa)	A (%)	Dureté HV	Kcu(j/cm <sup>2</sup> )
260	520	31	172	14.8

Tableau III.4 : Caractéristiques mécaniques du métal de base.

### III.2. Préparation des pièces

L'étude thermique consiste à étudier l'effet de l'énergie de soudage sur la microstructure et par conséquent sur les caractéristiques du joint soudé. Dans cet objectif, nous avons réalisé trois plaques d'acier (méplat 100×100×6 mm) figure III.8.

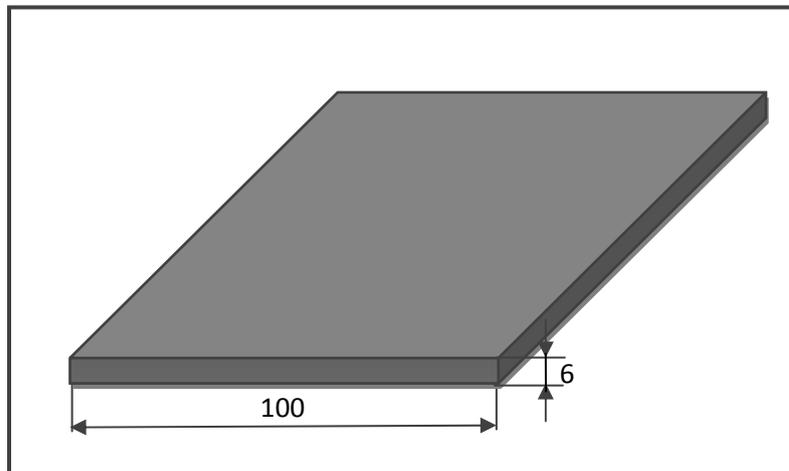


Figure III.8 : Schéma représentatif de plaque d'acier.

### III.3. Conditions de soudage

Les trois opérations de soudage se déroulent dans les conditions suivantes :

	I (Ampère)	U (Volt)	X (mm)	T (s)	V (mm/s)	E <sub>n</sub> (KJ/cm)
<b>Opération 1</b>	100	13	100	120	0.83	15.6
<b>Opération 2</b>	140	13	100	120	0.83	21.8
<b>Opération 3</b>	160	15	100	120	0.83	28.8

Tableau III.5 : Différents paramètres de soudage utilisés.

### III.4. Identification du métal d'apport

#### Choix du métal d'apport

Le choix du métal d'apport s'est fait suivant :

➤ La nuance et caractéristiques des deux métaux de base (doit avoir une composition chimique plus proche que les deux métaux de base soudés pour l'obtention d'une homogénéité au niveau des joints soudés).

➤ Le métal d'apport possède des meilleures propriétés spécifiques (résistance à la corrosion, tenue à la chaleur, haute limite d'élasticité, grande ductilité, etc....) que les deux métaux de base.

- Le métal déposé doit satisfaire à certains Cahiers des charges ou normes.

### Caractérisation du métal d'apport

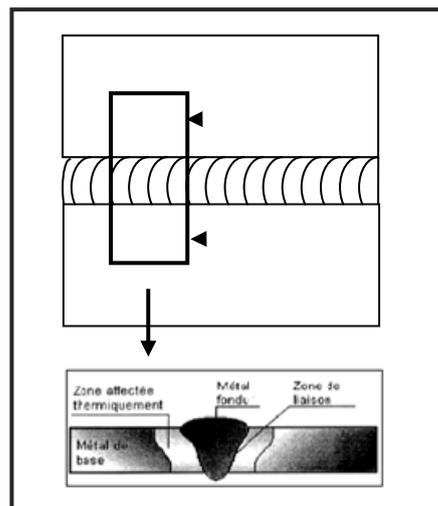
- Classification: AWS A5.18 ER70S-G.
- Composition chimique et propriétés mécaniques (tableau III.6) :

Eléments	C	Mn	Si	Cr	Mo
Teneurs	0.08	1.1	0.6	2.7	1.0
Propriétés	Rm (MPa)		Rp0.2(MPa)		A(%)
Métal d'apport	550		470		25

**Tableau III.6 :** Caractérisation du métal d'apport.

### III.5. Prélèvement des échantillons

Les prélèvements le plus souvent examinés sont effectués perpendiculairement à la ligne de soudure figure III.9. Un tel prélèvement est représentatif de toute la portion de soudure ou l'état quasi-stationnaire a été atteint durant l'opération de soudage.



**Figure III.9 :** Méthode de prélèvement d'un échantillon.

Pour chaque pièce on a prélevé un échantillon pour effectuer les mesures de microdureté et des observations micrographiques.

# CHAPITRE



Partie Résultats et Discussions

---

## Introduction

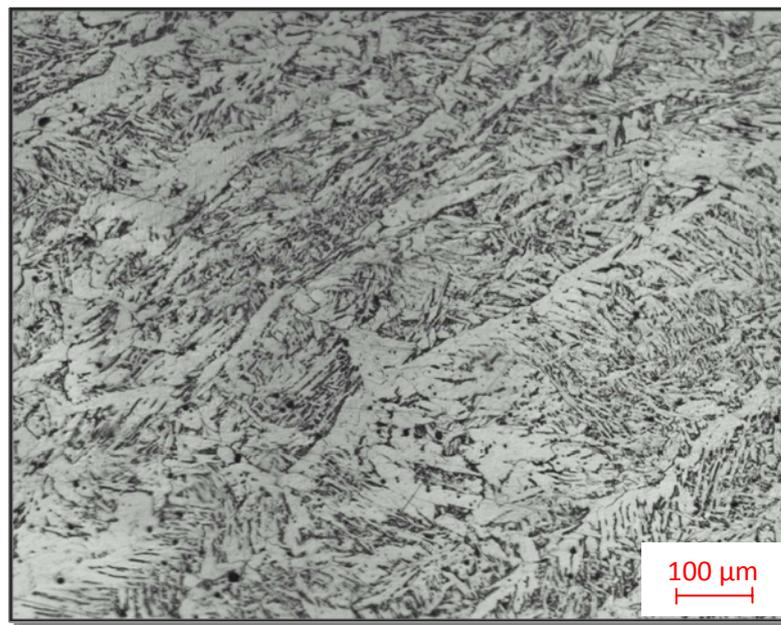
Une fois les opérations de soudage exécutées, les échantillons prélevés sont examinés et testés. Dans le présent chapitre les résultats obtenus sont interprétés et commentés. Nous commençons par une simple étude de l'influence de l'énergie du soudage sur la microstructure, puis nous passerons à l'interprétation des observations micrographiques et enfin nous terminerons par observer l'évolution de la taille des grains et de la microdureté dans la zone affectée thermiquement.

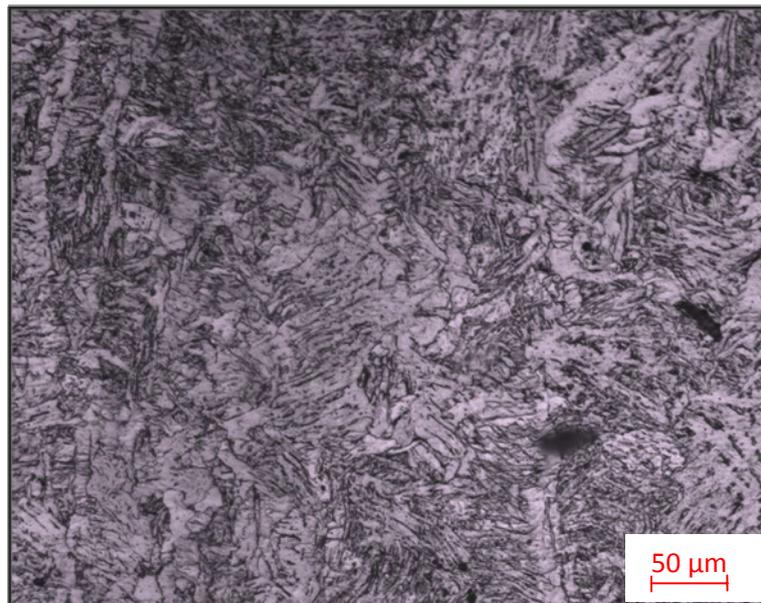
### IV.1. Micrographie

L'observation micrographique des échantillons pour la micrographie montre, entre autres, les zones constitutives de la soudure, qui se manifestent par des intensités d'attaque ou des colorations différentes les unes des autres. Ces différences traduisent les variations de constitution et de structure engendrée par l'opération de soudage.

#### IV.1.1. Zone fondue

Cette zone a été obtenue par la fusion de métal de base, les grains résultant de la solidification y sont en générale visible pour des faibles grossissements.



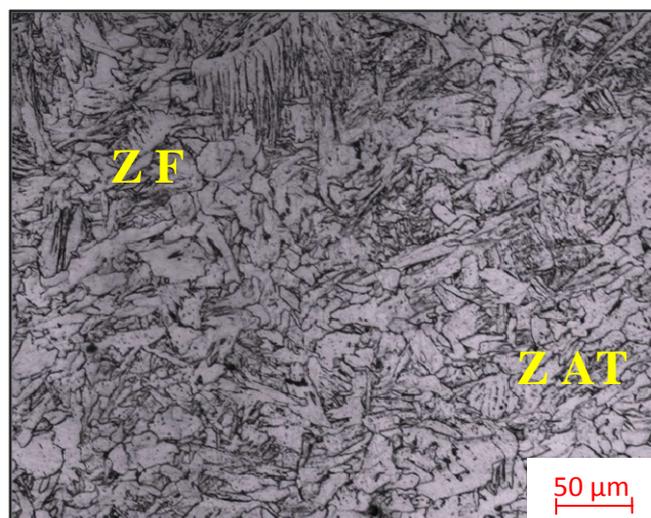


**Figure IV.1 :** Micrographie de la zone fondue.

Après le refroidissement de la zone fondue, les principaux microconstituants susceptibles d'exister dans cette zone sont représentés à la (figure VI.1) à savoir la ferrite proeutectoïde (Fp) et la ferrite aciculaire (Fa). Cette dernière apparaît généralement dans des structures obtenues par solidification et elle n'existe dans le métal fondu qu'en présence de certaines inclusions qui permettent la germination intragranulaire lors de la transformation au refroidissement de l'austénite.

#### **IV.1.2 : Zone de liaison**

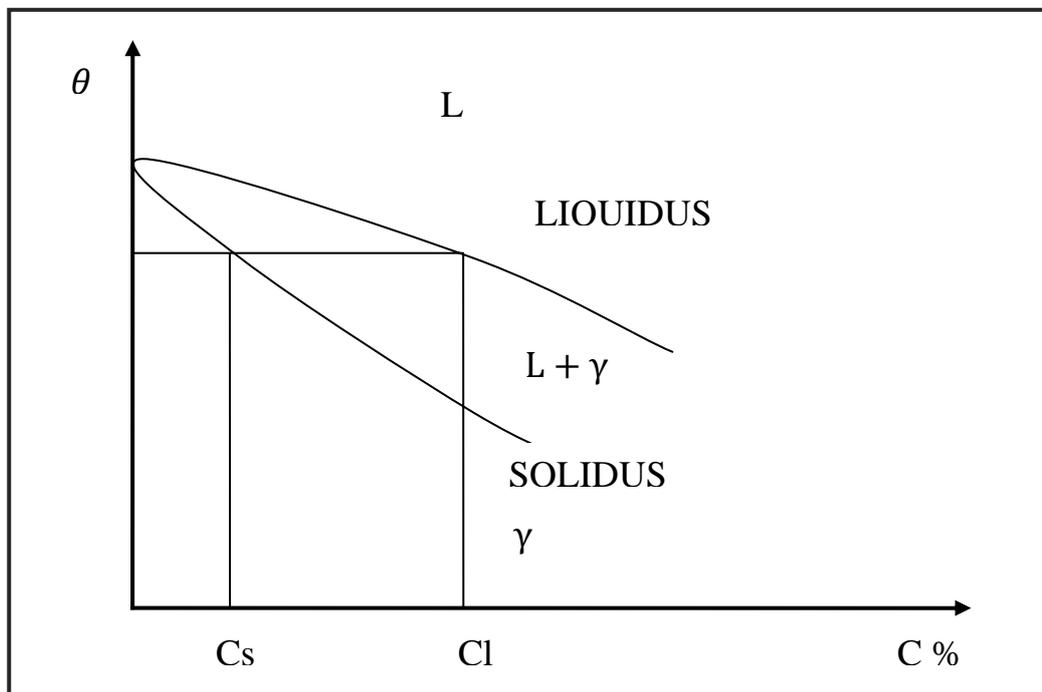
Cette zone correspond à la limite jusqu'au métal de base porté à la fusion. Elle constitue la frontière entre la Zone Fondue et la ZAT.



**Figure IV.2 :** Micrographie de la zone de liaison.

Pour l'acier XC10, si on se place dans la partie supérieure du diagramme Fe-C sous sa forme simplifiée (figure IV.3), c'est-à-dire en ne tenant pas compte de la formation de ferrite delta. Au niveau du solidus, l'approche du bain de fusion, le métal de base, dont la teneur en carbone est  $C\%$ , produit une phase liquide dont la teneur initiale en carbone  $C_L$  est supérieure à  $C_S$  lorsque la température atteint est celle du solidus. Lors de soudage, la phase liquide émise par le métal de base est absorbée par le bain de fusion, qui engendre la zone de liaison.

C'est un liquide plus riche en carbone que lui-même que le métal de base doit fournir tout au long de la zone de liaison. Il le fait par diffusion, ce qui se traduit par l'existence, au voisinage de cette zone, d'une étroite bande décarburé.



**Figure IV.3 :** Partie supérieure du diagramme du Fe-C.

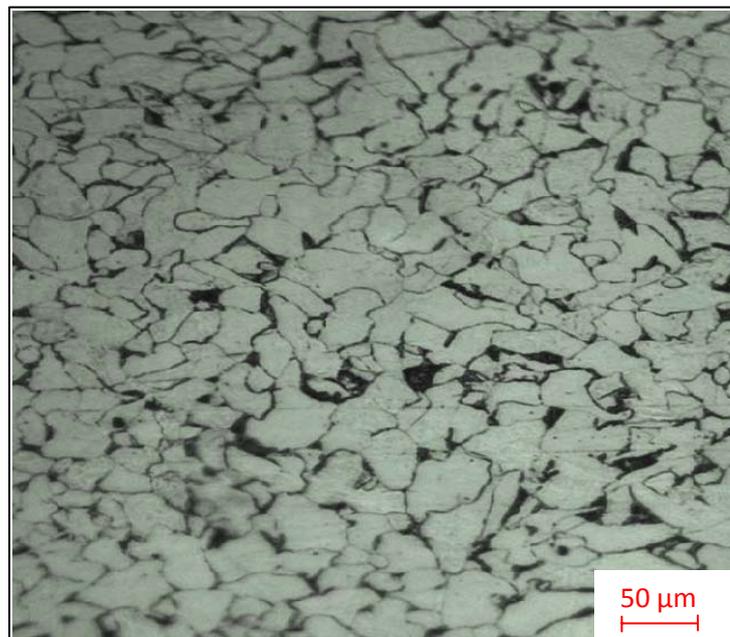
### IV.1.3 : Zone affectée thermiquement (ZAT)

La ZAT est celle au sein de laquelle le cycle thermique de soudage provoque à partir de l'état initial une ou plusieurs transformations à l'état solide intervenant à l'échauffement. On distingue trois zones :

- Zone à gros grains,
- Zone à grains fins,
- Zone intercritique.

### IV.1.3.1 : Zone de surchauffe (la zone à gros grains)

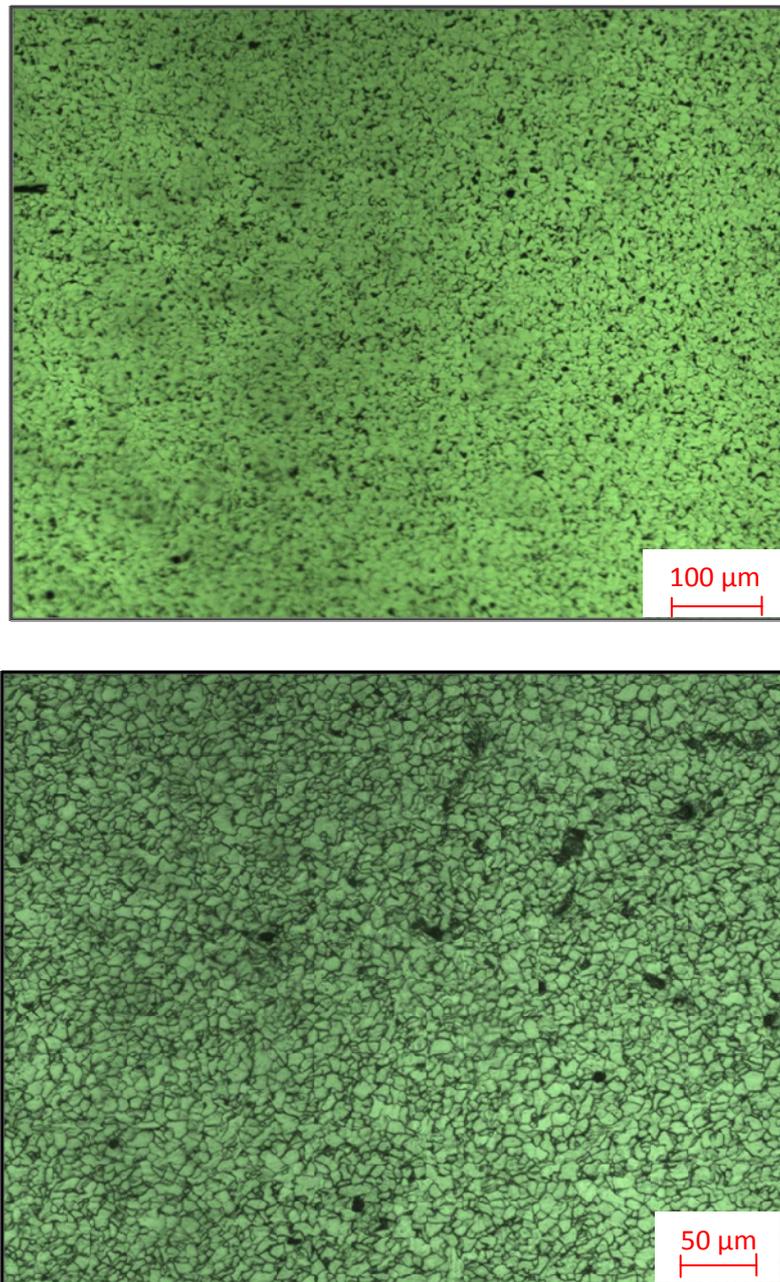
La zone de surchauffe, qui est la partie de la ZAT voisine du métal fondu. Les températures atteintes sont très élevées telles que les grains vont pouvoir grossir et atteindre parfois des dimensions importantes. Dans cette partie le métal a subi plus ou moins partiellement une transformation austénite  $\rightarrow$  ferrite.



**Figure IV.4 :** Micrographie de la zone à gros grains.

### IV.1.3.2 : Zone à grains fins

La zone d'hypertrempe qui suit la précédente. Dans cette zone, le métal a subi un nouveau traitement d'hypertrempe et subsiste donc un état austénitique comparable à celui du métal de base.

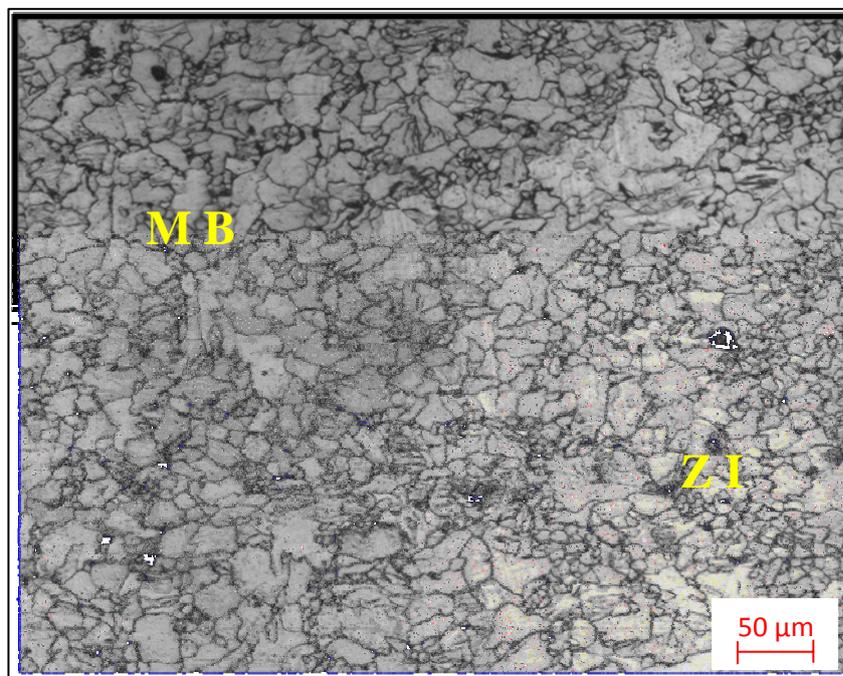


**Figure IV.5** : Micrographie de la zone à grains fins.

### IV.1.3.2 : Zone intercritique

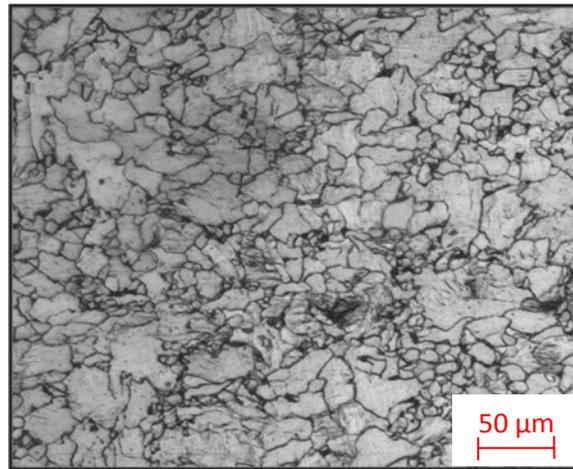
Elle se situe entre la ZAT et le métal de base. C'est la zone de transformation partielle ou intercritique obtenue à partir d'une structure ferrito-perlitique qui subit une austénitisation partielle de la perlite à une température portée entre  $A_{C1}$  et  $A_{C2}$ , avec un début de globulisation des phases perlitiques. Dans notre cas on remarque la formation d'une phase martensitique entourée par des grains fins de perlite. En effet, la vitesse de refroidissement est très élevée tel que la perlite n'arrive pas à se former qu'à l'extérieur du grain.

L'observation micrographique au niveau de la zone intercritique nous indique que la quantité de la martensite diminue au fur et à mesure qu'on s'approche du métal de base (figure IV.6).

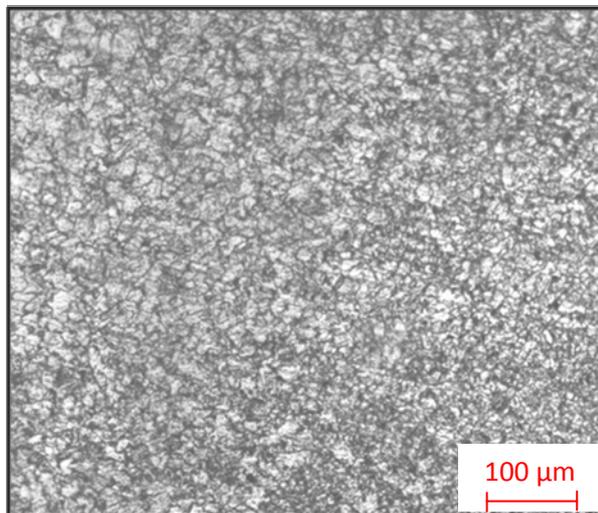


**Figure IV.6 :** Micrographie de la zone entre la ZI et le métal de base.

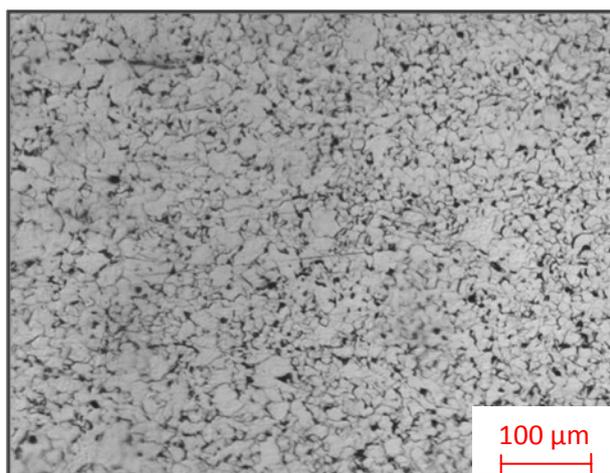
On remarque aussi que la quantité de martensite formée dans la zone intercritique augmente avec la diminution de l'énergie de soudage donc avec la croissance de la vitesse de refroidissement. Pour l'énergie la plus faible  $E_1$  (15.6 kJ/cm), ou la vitesse de refroidissement la plus élevée, on remarque que les grains de la martensite sont grands et clairs et pour l'énergie la plus grande  $E_3$  (28.8 kJ/cm), ou la vitesse de refroidissement la plus faible les grains de la martensite difficilement visible pour des petits grossissements.



$E_1 = 15.6$  (KJ/cm).



$E_2 = 21.8$  (KJ/cm).

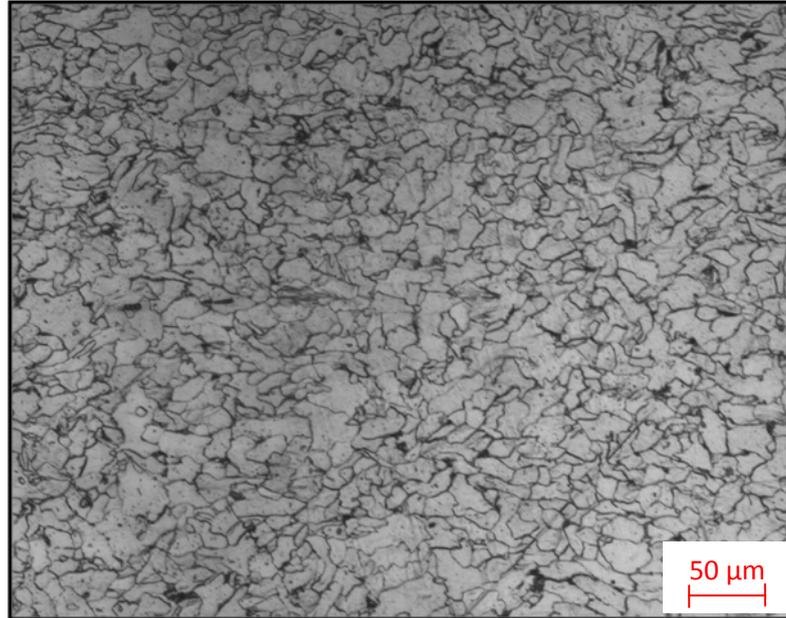


$E_3 = 28.8$  (KJ/cm).

**Figure IV.7 :** Micrographie des trois zones intracritiques pour les différentes vitesses de refroidissement.

#### IV.1.4. Métal de base (non affecté)

Le métal de base sert de référence pour l'appréciation des transformations qui interviennent au soudage.

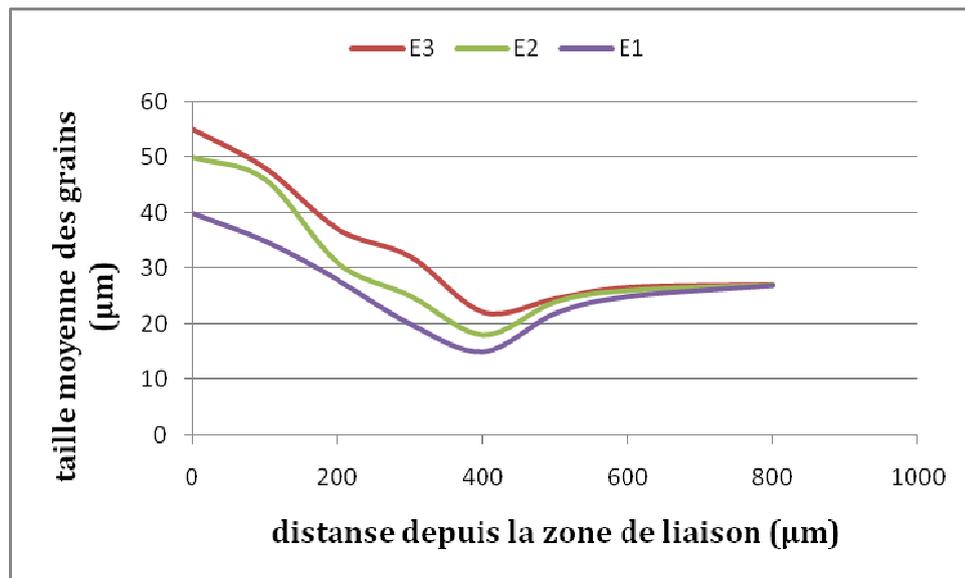


**Figure IV.8 :** Micrographie du métal de base.

Certaines modifications ne sont pas révélées à l'échelle de la microscopie optique, parce qu'elles mettent en jeu des constituants et des structures trop fines ou trop dispersées pour que l'hétérogénéité correspondante soit révélée par l'attaque micrographique ; ces structures sont à l'échelle du microscope électronique. Il ne faut donc pas forcément conclure que le métal de base n'est pas affecté de fait que l'examen micrographique n'a rien révélé. Ainsi, par exemple, du vieillissement éventuel de l'acier provoqué par une opération de soudage au voisinage d'une zone déformée à froid.

#### IV.2. Evolution de la taille des grains

Nous avons calculé le diamètre moyen du grain depuis la zone de liaison en allant vers le métal de base pour chaque échantillon. L'évolution de cette taille en fonction de la distance est représentée par la figure IV.9.



**Figure IV.9 :** Evolutin de la taille des grains dans la ZAT.

Dans les trois cas, on remarque que la taille des grains :

- Diminue de la zone de liaison vers le métal de base,
- Varie dans une zone étroite,
- Devient constante à partir d'une certaine distance.

Cette variation de la taille des grains est dû au phénomène de surchauffe ou grossissement des grains dans la ZAT, qui provient de l'élévation de la température au cours du soudage. On remarque que la zone de variation de la taille des grains augmente avec la croissance de l'énergie de soudage. La taille des grains devient constante lorsqu'on s'approche du métal de base.

### **IV.3. Microdureté**

La mesure de la microdureté a été effectuée à l'aide d'un microduromètre de marque SHIMATZU HMV-M3, La charge utilisée est de 100 g, sur trois lignes parallèles, distantes de 100 µm, avec un pas variable de l'ordre de quelques micromètres en commençant au milieu de la zone fondue jusqu'à la zone de métal de base, le profil de microdureté étant la moyenne des trois valeurs.

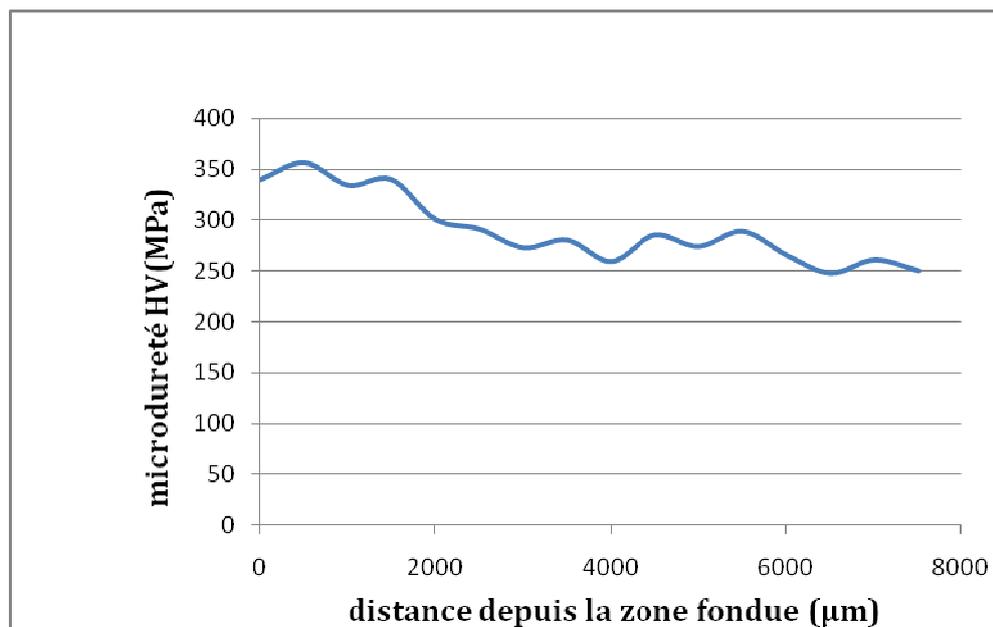


Figure IV.10 : profil de la microdureté (HV) du premier échantillon (E<sub>1</sub>).

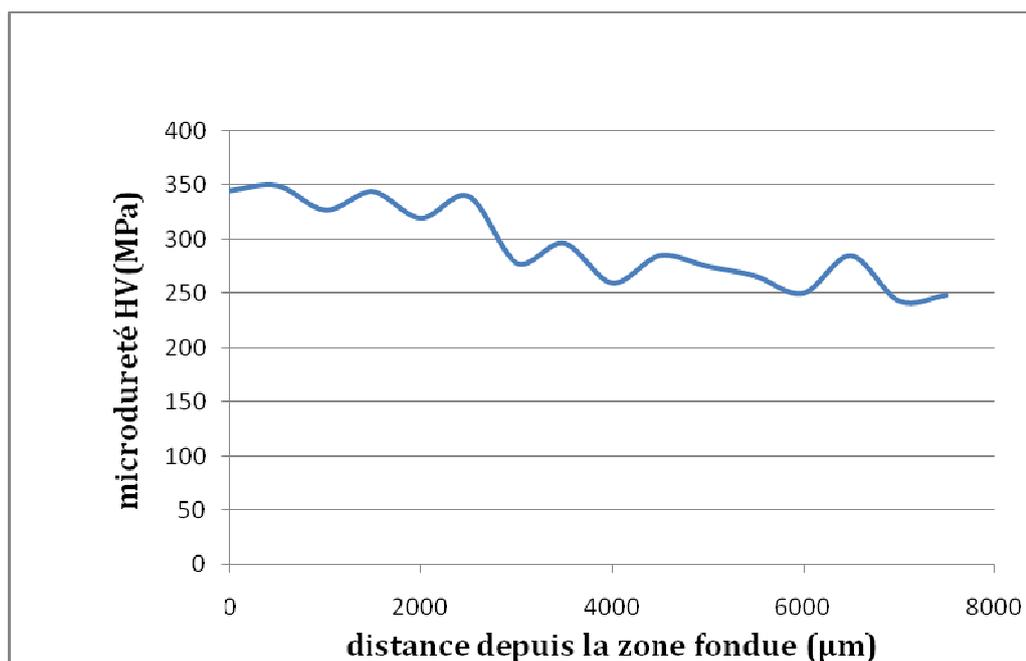
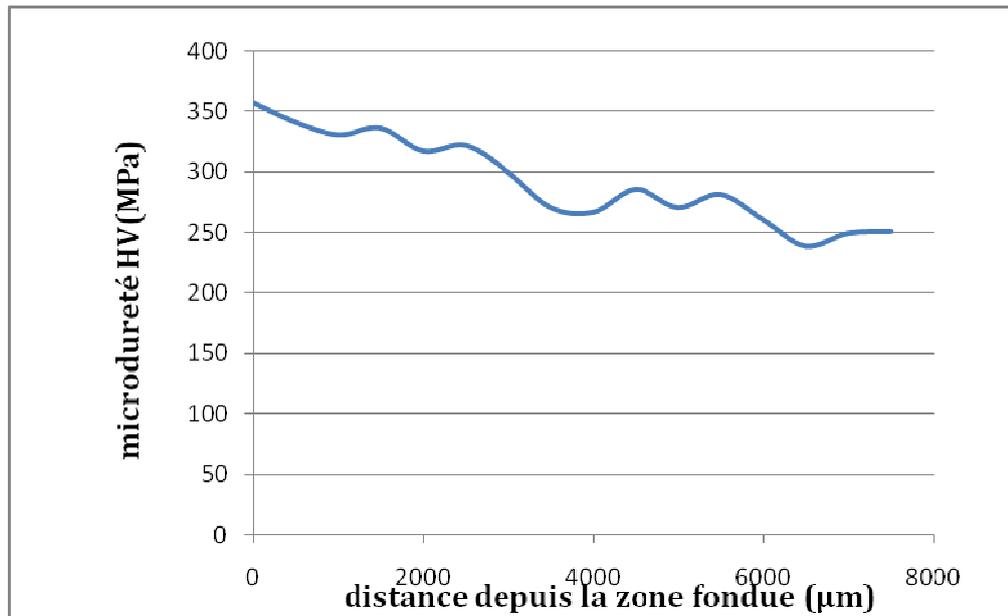


Figure IV.11 : profil de la microdureté (HV) du premier échantillon (E<sub>2</sub>).



**Figure IV.12 :** profil de la microdureté (HV) du premier échantillon (E<sub>3</sub>).

En analysant les trois courbes du profil de dureté, on peut remarquer :

- Une diminution de la dureté en allant de la zone fondue jusqu'au métal de base. Ceci est confirmé par la théorie qui nous renseigne que la dureté décroît en fonction de la température maximale atteinte (l'évolution de la taille des grains). De plus on remarque bien que les valeurs maximales de dureté sont localisées dans l'interzone ZF/ZAT, d'où la fragilité de cette zone de liaison.
- La dureté se stabilise à partir d'une certaine distance. Cette stabilité est due à l'état non affecté (structure à grains fins relativement à la ZAT) qui correspond au métal de base.
- La diminution de la valeur de dureté du milieu de la passe vers la zone de liaison est due à la diminution du taux de ferrite. L'augmentation de la zone de liaison vers le métal de base est due à la diminution de la taille de grains.

## Conclusion

Dans ce chapitre, on s'est intéressé à l'étude des caractéristiques structurales du cordon de soudure (macrographie, micrographie, taille des grains et mesure de dureté) d'une plaque soudée en acier XC10.

Cette étude nous a permis de relever :

- Les micrographies en conformité avec la théorie,
- Le profil de la taille moyenne des grains et les profils de dureté conforme aux microstructures.

Nous avons constaté par ailleurs que :

- Les propriétés mécaniques du métal de base fondu de sa structure et de sa composition chimique.
- Une zone affectée thermiquement fait apparaître une évolution de microstructures. Ces évolutions résultent du procédé de soudage appliqué. Cette dernière est constituée de trois zones distinctes :
  - ❖ Une zone de surchauffe (à gros grain) qui est la partie de la ZAT voisine de la zone fondue,
  - ❖ Une zone à grains fins qui est fonction : des cycles thermiques de soudage qui conditionne, du temps de séjour dans le domaine austénitique et de la vitesse de refroidissement,
  - ❖ Une zone intrecritique qui est la zone de passage entre la ZAT et le métal de base non affecté.
- La ZAT est la zone la plus fragile d'un assemblage soudé, et c'est là que les ruptures peuvent se faire lorsque la soudure est soumise à une traction.

**Conclusion générale**

## **Conclusion générale:**

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, 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 intéressés, tout au long de ce travail, à l'étude de l'influence des changements de la microstructure sous l'effet de la chaleur, sur les propriétés mécaniques des joints soudés.

L'étude a été faite sur un acier de construction générale, livré à l'état laminé. Nous avons conduit trois essais de soudage utilisant le métal d'apport ; pour chaque essai, l'énergie de soudage varie.

L'examen micrographique des échantillons prélevés sur les pièces soudés, a révélé les zones constitutives de la soudure :

- La zone fondue,
- La zone de liaison,
- La zone affectée thermiquement (ZAT), qui est constituée à son tour de trois zones :
  - Une zone à gros grains,
  - Une zone à grains fins,
  - Une zone intercritique.
- Le métal de base.

L'étude de l'évolution de la taille des grains dans la ZAT montre : que cette taille diminue, en allant de la zone de liaison vers le métal de base et qu'elle varie dans une zone étroite, ensuite devient constante à partir d'une certaine distance.

Les profils de microdureté montrent que la dureté diminue, en allant de la zone fondue jusqu'au métal de base, puis se stabilise au niveau du métal de base. La diminution de la dureté au milieu de la zone fondue vers la zone de liaison est due à la diminution du taux de ferrite et l'augmentation de la dureté de la zone de liaison vers le métal de base est due à la diminution de la taille des grains et de la présence de la martensite au niveau de la zone intercritique.

La majorité des résultats expérimentaux obtenus dans le cadre de ce présent travail sont importants sur le plan pratique, mais elles nécessitent d'être complétés et enrichis par d'autres analyses. L'étude du comportement mécanique des soudures est basée sur l'analyse des profils de microdureté. Il reste à confirmer cette analyse par d'autres moyens de caractérisation (essais mécaniques, analyse des contraintes résiduelles,...). L'étendue étroite des zones métallurgiques du joint soudé ne permet pas de conduire de tels essais. Il existe un moyen pour parvenir à reproduire les conditions de température pour une zone donnée sur des éprouvettes de traction ou de résilience (simulation thermique). Cette technique nécessite des moyens matériels spécifiques dont nous ne disposons pas.

A l'avenir, il serait nécessaire de diversifier l'analyse du comportement mécanique et l'emploi de techniques adéquates pour y parvenir. A cet effet, nous proposons de :

- Etendre l'analyse micrographique de l'optique vers la microscopie électronique,
- Réaliser une analyse par diffraction des rayons X comme moyen de reconnaissance de phases et mesure des contraintes résiduelles.
- Aller de la microdureté à la nano-indentation, parce que la zone de liaison est très étroite.
- Utiliser la simulation thermique afin de pouvoir reproduire les structures des zones métallurgiques du joint soudé sur des éprouvettes.

---

## Références Bibliographiques

- [1]: **C.CHAUSSIN, G.HILLY** : Métallurgie, Tome 1 « alliages métalliques », édition Dunod, 1984.
- [2]: **H.GRANJON** : « Bases métallurgiques du soudage, publication du soudage et ces applications », 2<sup>ème</sup> édition. 1995.
- [3]: **PETIT GROST ABUSSIAT SOPHIE** : « Conséquences mécaniques de transformations structurales dans les ferreux », thèse de doctorat, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon 2000.
- [4]: **M.DAKICHE, S.MEZIANE** : « Transformations des phases et propriétés mécaniques des joints soudés : étude de cas », Mémoire de fin d'études pour l'obtention du Diplôme d'ingénieur d'Etat EMP 2005.
- [5]: **K.LAZAZI** : « Comportement en conditions de fatigue thermique de l'acier inoxydable austénitique 304 soudé par procédé TIG », thèse de Magister, Ecole Nationale Polytechnique, 2008.
- [6]: **R.VARISELLAZ** : « Soudage, éléments de conception et de réalisation », Paris 1982.
- [7]: **R.CAZES** : « Soudage à l'arc », technique d'ingénieur BM7730.
- [8]: **K.EASTERLING**: « Introduction to the physical Metallurgy of welding », Editions Butterworths, 1983.
- [9]: **IRSID** : « courbes dureté-paramètre de refroidissement en condition de soudage », recueil établi à l'IRSID, 1977.
- [10]: **A.CONSTANT, G.HENRY, J.C.CHARBONNER** : « Principes de base des traitements thermomécaniques et thermochimiques des aciers », PYC édition, 1992, pp 10-15.
- [11]: **A.OULD-AMER** : « Caractérisation structurale d'un cordon de soudure dans un acier au carbone », Mémoire de fin d'études pour l'obtention du Diplôme d'ingénieur d'Etat ENP 2005.
- [12]: **S.BOUAZIZ** : « Etude des paramètres de soudage TIG sur l'alliage de magnésium AM60B », Mémoire de fin d'études pour l'obtention du Diplôme d'ingénieur d'Etat ENP 2007.
- [13]: **J.BARRALIS, G.MAEDER** : « Précis de métallurgie, élaboration, structures-propriétés, normalisation », 6<sup>ème</sup> édition NATHAN 2002.

## Annexe 1

Indice de grain	Nombre de grains par unité d'aire (m)		
	Valeur nominal (mm <sup>2</sup> )	Valeurs limites (mm <sup>2</sup> ) de (exclus)	Valeurs limites (mm <sup>2</sup> ) de (inclus)
-7	0.0625	0.0526	0.0743
-6.5	0.08838835	0.0743	0.105
-6	0.125	0.105	0.149
-5.5	0.1767767	0.149	0.210
-5	0.25	0.210	0.297
-4.5	0.35355339	0.297	0.420
-4	0.5	0.420	0.595
-3.5	0.70710678	0.595	0.841
-3	1	0.841	1.19
-2.5	1.41421356	1.19	1.68
-2	2	1.68	2.38
-1.5	2.82842712	2.38	3.36
-1	4	3.36	4.76
-0.5	5.65685425	4.76	6.73
0	8	6.73	9.51
0.5	11.317085	9.51	13.45
1	16	13.45	19.03
1.5	22.627414	19.03	26.91
2	32	26.91	38.05
2.5	45.254834	38.05	53.82
3	64	53.82	76.11
3.5	90.509668	76.11	107.6
4	128	107.6	152.2
4.5	181.019336	152.2	215.3
5	256	215.6	304.4
5.5	362.038672	304.4	430.5
6	512	430.5	609
6.5	724.077344	609	861
7	1024	861	1218
7.5	1448.15469	1218	1722
8	2048	1722	2435
8.5	2896.30938	2435	3444
9	4096	3444	4871
9.5	5792.61875	4871	6889
10	8192	6889	9742
10.5	11585.2375	9742	13777
11	16384	13777	19484
11.5	23170.475	19404	27554
12	32768	27554	38968
12.5	46340.95	38968	55109
13	65536	55109	77936

## Annexe 1

<b>13.5</b>	92681.9	77936	110218
<b>14</b>	131072	110218	155872
<b>14.5</b>	185363.8	155872	220436
<b>15</b>	262144	220436	311744
<b>15.5</b>	370727.6	311744	440872
<b>16</b>	524288	440872	623487
<b>16.5</b>	741455.2	623487	881455
<b>17</b>	1048576	881743	1246974

**Tableau :** tableau donne le nombre de grains par unité d'aire (m) pour une grosseur G entre -7 et +17.