

## ***DEPARTEMENT DE METALLURGIE***

### ***Projet de fin d'études***

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

Thème

*Détermination, par les méthodes numériques et  
expérimentales, des différentes zones d'un  
assemblage soudé*

*Proposé et dirigé par :*

**M<sup>r</sup>: M. BOUABDELLAH.**

**M<sup>r</sup>: K. BETTAHAR.**

*Etudié par :*

**M<sup>r</sup>: Hacene BEDAD.**

**Promotion 2010**

**E.N.P 10, Avenue Hassen-Badi, EL HARRACH, ALGER.**

# *Dédicaces*

*A ma très chère mère, mon très cher père,*

*A mes sœurs*

*A ma bien aimée Nassima*

*A ma grand mère et à mon grand père*

*A toute ma famille*

*Et tous mes amis*

*Je dédie ce modeste travail*

*Hacene BEDAD*

## **Remerciements**

*Avant tout, merci à DIEU tout puissant pour sa bonté et sa clémence de m'avoir permis de mener à bien ce modeste travail.*

*Je tiens à exprimer ma profonde gratitude à mes deux encadreurs, Monsieur BOUABDELLAH et Monsieur BETTAHAR de m'avoir accordé toute leur attention en m'accompagnant et me dirigeant de la meilleure manière qu'il soit.*

*Je tiens à remercier tous les membres du jury, à savoir Mr CHITROUB d'avoir accepté de présider le jury, Mr ABADLI et Mr LARIBI qui m'ont fait l'honneur de traiter et d'évaluer mon travail.*

*Je remercie Monsieur ABADLI de son aide et sa patience.*

*Mes remerciements vont également à tous mes enseignants du département Métallurgie qui ont contribué activement à ma formation. Qu'ils trouvent dans ce mémoire le bien de ce qu'ils m'ont appris.*

*Mes remerciements vont à mon ami Younes EL HACHI de m'avoir aidé à réaliser ce modeste travail.*

*Je remercie tous ceux qui ont contribué de prêt ou de loin à ce travail.*

*Ma profonde gratitude à tout le personnel de l'Ecole Nationale Polytechnique pour m'avoir accueilli au sein de leur établissement et de m'avoir octroyé la meilleure formation qui soit.*

*Sans oublier tous mes instituteurs et enseignants qui m'ont pris en main depuis les primaires.*

## Résumé

L'objet de cette étude est la détermination du comportement thermique du joint soudé, en utilisant la méthode des différences finies, dans le but de déterminer l'étendu des zones à risques dans une structure soudée. Chose qui nous a permis d'élaborer une interface sous MATLAB rendant ainsi plus signifiante l'étude de la variation de la température en fonction du temps et de la distance dans la structure soudée ; suivie d'une validation expérimentale.

L'évolution des étendus des zones à risque, zone fondue (ZF) et zone affectée thermiquement (ZAT) a été faite sur la base des résultats obtenus par la simulation numérique, et par l'expérimental.

**Mots clés :** acier inoxydable, transfert de chaleur, soudage hétérogène, méthode des différences finis, simulation du transfert de chaleur, ZAT, ZF.

## Abstract

The aim of this work, is the determination of the thermal behavior of a welding joint, By using finite difference method. we made wrote in MATLAB which makes it more possible to study the variation in the temperature according to the time and also to the dimension of the weld structure.

The evaluation of risky zone, fusion zone (FZ) and heat affected zone (HAZ) has been made on the base of the results obtained for numerical simulation and the experimental.

**Key words:** welded joint, stainless steel, Heat transfer, heterogenous welding, finite difference method, HAZ, MZ.

## . ملخص

تهدف هذه الدراسة إلى تحديد السلوك الحراري لوصاية تلحيم وذلك باستعمال طريقة التزايدات المنتهية وعن طريق التجربة.

وقد قمنا بإنشاء برنامج يسمح لنا بدراسة التحولات الحرارية في المعدن المصنوع بالقذف الحراري والمعدن الأساس بدلالة الزمن وبدلالة أبعاد القطعة.

هذه الدراسة سمحت لنا بتحديد كل من المنطقة المنصهرة والمنطقة المؤثرة عليها حراريا اللتان تمثلان المناطق الهشة في التركيب.

**الكلمات المفاتيح:** إنتشار الحرارة، التلحيم، طريقة التزايدات المنتهية، المنطقة المنصهرة، المنطقة المؤثرة عليها حراريا، معدن غير قابل للأكسدة.

# *LISTE DES TABLEAUX*

<b>TABLEAU I. 1</b> CLASSIFICATION DES PRINCIPAUX PROCEDES DE SOUDAGE [5].	4
<b>TABLEAU I. 2</b> CLASSIFICATION GENERALE DES PROCEDES DE SOUDAGE EN FONCTION DE L'ENERGIE MISE EN JEU [6].	5
<b>TABLEAU II. 1</b> INFLUENCE DES ELEMENTS D'ADDITION SUR LES CARACTERISTIQUES MECANIQUES DES ACIERS [18].	20
<b>TABLEAU II. 2</b> COMPOSITION CHIMIQUE DES ACIERS INOXYDABLES AUSTENO-FERRITIQUE [3].	23
<b>TABLEAU II. 3</b> COMPOSITION CHIMIQUE DES ACIERS INOXYDABLES MARTENSITIQUES [3].	25
<b>TABLEAU II. 4</b> PRINCIPALES APPLICATIONS DES ACIERS INOXYDABLES [21].	25
<b>TABLEAU IV. 1</b> COMPOSITION CHIMIQUE DE L'ACIER INOXYDABLE SUPERMARTENSITIQUE [24].	40
<b>TABLEAU IV. 2</b> CARACTERISTIQUES MECANIQUES DE TRACTION SIMPLE A LA TEMPERATUR $T = 20^{\circ}\text{C}$ [24].	40
<b>TABLEAU IV. 3</b> COMPOSITION CHIMIQUE L'ACIER INOXYDABLE DUPLEX A790 GR [12].	40
<b>TABLEAU IV. 4</b> CARACTERISTIQUES MECANIQUES DE TRACTION SIMPLE A LA TEMPERATURE $T = 20^{\circ}\text{C}$ [25].	41
<b>TABLEAU IV. 5</b> COMPOSITION CHIMIQUE DE L'ACIER INOXYDABLE DUPLEX DP-3WT [26].	41
<b>TABLEAU IV. 6</b> CARACTERISTIQUES MECANIQUES DE TRACTION SIMPLE DU DP-3WT [26].	41

# *LISTE DES FIGURES*

<b>FIGURE I. 1</b> ILLUSTRATION DU PROCEDE TIG [9]. .....	6
<b>FIGURE I. 2</b> DESCRIPTION DE LA TORCHE TIG [10]. .....	7
<b>FIGURE I. 3</b> LES DIFFERENTES ZONES DANS UNE SOUDURE [11]. .....	8
<b>FIGURE I. 4</b> COURBE METTANT EN EVIDENCE $\theta = F(T)$ [12]. .....	10
<b>FIGURE I. 5</b> COURBE METTANT EN EVIDENCE $\theta_m = F(x)$ [12]. .....	10
<b>FIGURE I. 6</b> CYCLES THERMIQUES DE DIFFERENTS POINTS SITUES A UNE DISTANCE X DU CORDON [12]. .....	11
<b>FIGURE I. 7</b> SOLIDE THERMIQUE [12]. .....	12
<b>FIGURE I. 8</b> LES ISOTHERMES [13]. .....	12
<b>FIGURE I. 9</b> LES EFFETS THERMIQUES DU SOUDAGE EN PLUSIEURS PASSES [12]. .....	13
<b>FIGURE I. 10</b> MISE EN EVIDENCE DE LA CONDUCTION D'UN MATERIAU [16]. .....	14
<b>FIGURE I. 11</b> MISE EN EVIDENCE DU TRANSFERT DE CHALEUR PAR CONVECTION [10]. .....	15
<b>FIGURE I. 12</b> CONVECTION FORCEE [10]. .....	15
<b>FIGURE I. 13</b> MISE EN EVIDENCE DU TRANSFERT DE CHALEUR PAR RAYONNEMENT [16]. .....	16
<b>FIGURE II. 1</b> DIAGRAMME D'EQUILIBRE FER-CARBONE [19]. .....	18
<b>FIGURE II. 2</b> INFLUENCE DES ELEMENTS D'ADDITION SUR LES CARACTERISTIQUES MECANIQUES DES ACIERS [19]. ...	21
<b>FIGURE II. 3</b> COUPES DU DIAGRAMME TERNAIRE FER-CHROME-NICKEL [19]. .....	22
<b>FIGURE III. 1</b> ASSEMBLAGE DE DEUX PLAQUES METALLIQUES [22]. .....	35
<b>FIGURE III. 2</b> SIMULATION PONCTUELLE DE LA SOURCE [22]. .....	36
<b>FIGURE IV. 1</b> GEOMETRIE DU CHANFREIN. ....	42
<b>FIGURE IV. 2</b> POLISSEUSE. ....	43
<b>FIGURE IV. 3</b> DIMENSIONS DE L'EMPREINTE, PYRAMIDALE ET FORMULES DE CALCUL [27]. .....	44
<b>FIGURE V. 1</b> VUE EN 3D DE L'ELEMENT ETUDIE. ....	46
<b>FIGURE V. 2</b> FENETRE PRINCIPALE DE THERMO SOUD®. ....	48
<b>FIGURE V. 3</b> PRESENTATION DE QUELQUES RESULTATS OBTENUS SOUS THERMO SOUD®. ....	49
<b>FIGURE V. 4</b> PROFIL DE TEMPERATURE AUX DIFFERENTS INSTANTS. ....	52
<b>FIGURE V. 5</b> VARIATION DE LA TEMPERATURE DES POINTS PROCHES DU CORDON EN FONCTION DE TEMPS. ....	54
<b>FIGURE V. 6</b> VARIATION DE LA TEMPERATURE DES POINTS PROCHES DU CORDON EN FONCTION DE TEMPS. ....	55
<b>FIGURE V. 7</b> VARIATION DE LA TEMPERATURE EN FONCTION DE LA DISTANCE X. ....	56
<b>FIGURE V. 8</b> VARIATION DE LA TEMPERATURE EN FONCTION DE LA DISTANCE X. ....	57
<b>FIGURE V. 9</b> VARIATION DE LA TEMPERATURE DES POINTS PROCHES DU CORDON EN FONCTION DE TEMPS. ....	58
<b>FIGURE V. 10</b> VARIATION DE LA TEMPERATURE EN FONCTION DE LA DISTANCE X. ....	59
<b>FIGURE V. 11</b> VUE MACROGRAPHIQUE DU JOINT DE SOUDURE. ....	60
<b>FIGURE V. 12</b> VUE MICROGRAPHIQUE DE METAL DE BASE. ....	60
<b>FIGURE V. 13</b> VUE MICROGRAPHIQUE DE LA ZONE FONDUE. ....	61
<b>FIGURE V. 14</b> VUE MICROGRAPHIQUE DE LA ZONE DE LIAISON. ....	61
<b>FIGURE V. 15</b> VU METALLOGRAPHIQUE DU METAL DE BASE. ....	62
<b>FIGURE V. 16</b> VU METALLOGRAPHIQUE DE LA ZONE DE LIAISON. ....	62
<b>FIGURE V. 17</b> L'EVOLUTION DE LA DURETE A TRAVERS LE JOINT SOUDE. ....	63
<b>FIGURE V. 18</b> L'EVOLUTION DE LA DURETE A TRAVERS LE JOINT SOUDE. ....	64
<b>FIGURE V. 19</b> DIAGRAMME WRC 92[28]. ....	64
<b>FIGURE V. 20</b> REPRESENTATION SCHEMATIQUE DES TRANSFORMATIONS AU NIVEAU DE LA ZAT DE L'ACIER SUPERMARTENSITIQUE [28]. .....	65

## *Nomenclature*

Cp : chaleur massique à pression constante.	J /kg.K
h : coefficient de convection.	W /m <sup>2</sup> .K
K : conductivité thermique.	W /m.K
I : intensité de courant.	Ampère
U : tension de soudage.	Volt
q : densité du flux.	W /m <sup>2</sup>
Sp : coefficient de Tp dans l'expression de terme source.	W/m <sup>3</sup>
Sc : partie constante de la linéarisation du terme source.	W/m <sup>3</sup> .K
T : température.	K ou °C
T : temps	s
V : vitesse.	mm/s
ρ : masse volumique.	Kg/m <sup>3</sup>
σ : constante de Stéphan-Boltzman.	W/m <sup>2</sup>
ε : émissivité.	W/m <sup>2</sup> K <sup>4</sup>
Δx : distance entre deux nœuds voisins dans la direction x.	mm
Δy : distance entre deux nœuds voisins dans la direction y.	mm
Δz : distance entre deux nœuds voisins dans la direction z.	mm

## Sommaire

### Introduction générale

### Chapitre I procédés de soudage et phénomènes métallurgiques

<b>I.1 INTRODUCTION</b> .....	2
<b>I.2 DEFINITION ET PROCEDES</b> .....	2
I.2.1 Définition du soudage .....	2
I.2.2 Types de soudage .....	2
I.2.3 Préparation des soudures .....	3
<b>I.3 CLASSIFICATION DES PROCEDES DE SOUDAGE</b> .....	3
I.3.1 Classification par type de source d'énergie et éléments de protection.....	3
I.3.2 Deuxième méthode de classification.....	4
<b>I.4 SOUDAGE TIG (Tungsten Inert Gas)</b> .....	5
I.4.1 Principe.....	5
I.4.2 Description du procédé.....	6
<b>I.5 PROPRIETES ENERGETIQUES DE L'ARC</b> .....	7
I.5.1 Flux énergétique dans la colonne d'arc .....	7
I.5.2 Température dans la colonne d'arc .....	8
I.5.3 Effet de la variation de pression sur la colonne d'arc .....	8
<b>I.6 MEALLURGIE DU SOUDAGE</b> .....	8
I.6.1 Description d'un cordon de soudure .....	8
I.6.2 facteurs d'influence .....	9
<b>I.7 TYPES DE TRANSFERT DE CHALEUR :</b> .....	13
I.7.1 Transfert de chaleur par conduction.....	14
I.7.2 Transfert de chaleur par convection .....	14
I.7.3 Transfert de chaleur par Rayonnement .....	16
<b>I.8 CONCLUSION</b> .....	17

### Chapitre II généralités sur les aciers

<b>II.1 INTRODUCTION</b> .....	17
<b>II.2 IDENTIFICATION DES ACIERS</b> .....	18
II.2.1 Aciers au Carbone .....	18
II.2.2 Les aciers au manganèse.....	20
II.2.3 Aciers inoxydables .....	20
<b>II.3 CONCLUSION</b> .....	25

## **Chapitre III modèle mathématique**

<b>III.1 INTRODUCTION</b> .....	26
<b>III.2 LA METHODE DES DIFFERENCES FINIES</b> .....	27
III.2.1 Principe de la méthode des différences finies .....	27
III.2.2 Application de la méthode des différences finies.....	28
<b>III.3 RESOLUTION DE L'EQUATION DE LA CHALEUR</b> .....	29
III.3.1 L'équation de la chaleur à une dimension .....	29
III.3.2 L'équation de la chaleur à deux dimensions .....	32
III.3.3 L'équation de la chaleur à 3 Dimensions .....	33
<b>III.4 SIMULATION DU TRANSFERT DE CHALEUR</b> .....	34
III.4.1 Assemblage de deux plaques métalliques .....	34
<b>III.5 CONFIGURATION GEOMETRIQUE DE LA SOURCE</b> .....	35
III.5.1 Simulation ponctuelle .....	35
III.5.2 Simulation gaussienne .....	36
III.5.3 Traitement de terme source (S) .....	36
<b>III.6 RESOLUTION NUMERIQUE</b> .....	37

## **Chapitre IV techniques expérimentales**

<b>IV.1 INTRODUCTION</b> .....	39
<b>IV.2 PRESENTATION DES MATERIAUX UTILISES</b> .....	39
IV.2.1 Matériaux de base .....	39
IV.2.2 Métal d'apport .....	41
<b>IV.3 SOUDAGE DES TUBES</b> .....	41
<b>IV.4 CARACTERISATION STRUCTURALE</b> .....	42
IV.4.1 Examen métallographique .....	42
<b>IV.5 ESSAI DE MICRODURETE</b> .....	44
IV.5.1 Principe de l'essai de microdureté.....	44

## **Chapitre V résultats et discussion**

<b>V.1 INTRODUCTION</b> .....	45
V.2.1 Choix de maillage .....	46
V.2.2 Discussion des résultats numériques .....	47

<b>V.2 RESULTATS OBTENUS PAR LA SIMULATION NUMERIQUE.....</b>	<b>46</b>
<b>V.3 RESULTATS EXPERIMENTAUX .....</b>	<b>59</b>
V.3.1 Macrographie .....	59
V.3.2 Résultats de l'essai de microdureté .....	62
<b>V.4 Exploitation des résultats théoriques et empiriques .....</b>	<b>64</b>
V.4.1 Détermination de la taille de la zone affectée thermiquement .....	65
V.4.2 Comparaison entre les ZAT des deux cotés (supermartensite,duplex).....	66
<b>Conclusion générale</b>	
<b>Références Bibliographiques</b>	

# **Introduction générale**

## **Introduction générale**

Pour tout assemblage soudé, il est nécessaire d'étudier les gradients thermiques, premiers responsables de l'état finale de l'assemblage, que ce soit sa microstructure ou ses propriétés mécaniques.

Cependant, les gradients thermiques très localisés mis en jeu lors du soudage engendrent inévitablement des dilatations locales qui ont pour conséquence l'apparition de champs de déformation et de contraintes non uniformes dans le matériau, qui subsistent après retour à température ambiante. Les distorsions ainsi induites par le procédé peuvent poser des problèmes de tolérances dimensionnelles, tout particulièrement si les structures soudées sont minces (comme c'est le cas pour l'industrie automobile ou l'aéronautique).

Vu la particularité des caractéristiques locales de fusion, l'assemblage soudé est soumis à des traitements mécaniques à des températures élevées. La connaissance de ces phénomènes engendrés par l'opération de soudage nous permet de déterminer les caractéristiques finales du cordon de soudure au point de vue métallurgique et mécanique. Par conséquent, la première étape d'une carte thermique qui détermine le champ de température dans l'assemblage soudé est de prédire les zones à risques à savoir la zone fondue et la zone affectée thermiquement.

La modélisation numérique du procédé de soudage est une alternative intéressante.

Nous nous proposons à réaliser un modèle numérique permettant de déterminer la distribution de la température dans une structure soudée par le procédé TIG. Vu le type des équations de chaleur régissant pareils phénomènes, c'est la méthode des différences finies qui sera utilisée pour l'élaboration de ce modèle.

Notre travail consiste à définir la ZF et la ZAT, en étudiant la répartition de température lors de cette opération, tenant compte des variations des propriétés physiques en fonction de température et du matériau.

Le problème posé est un problème bidimensionnel instationnaire, dont la formulation mathématique donne des équations assez complexes.

Un essai de validation des résultats a été effectué par l'expérimental.

# **Chapitre I**

## **Phénomènes du soudage**

## **I.1 INTRODUCTION**

L'assemblage par soudage occupe une place primordiale dans l'univers industriel. Il est utilisé dans l'élaboration des bateaux, trains, avions, fusées, automobiles, ponts, tuyaux, réservoirs et tant d'autres choses qui ne sauraient être construites sans le recours au soudage.

La clé des problèmes qui se posent lors d'une construction à souder relève du métier du soudeur dont la démarche doit inclure, outre l'opération de soudage, les problèmes se posant en amont et en aval de celle-ci, à savoir :

- La conception des assemblages : découpage de l'assemblage et disposition des joints.
- La préparation des pièces avant soudage : géométrie des bords, état des surfaces.
- La mesure de la qualité des soudures et de la tenue de l'assemblage en service.

## **I.2 DEFINITION ET PROCEDES**

### **I.2.1 Définition du soudage**

Le soudage des métaux est une technique d'assemblage permanent qui établit la continuité métallique entre les pièces soudées. La soudure est le nom donné au joint formé par la fusion des bords des pièces à souder entre elles, avec ou sans adjonction d'un métal d'apport. La soudure peut donc être le résultat du seul mélange des métaux de base (les métaux à souder) ou du mélange des métaux de base et d'un métal d'apport. Beaucoup de métaux sont soudables moyennant des études préalables et la mise au point de modes opératoires spécifiques ; citons les aciers, le cuivre, l'aluminium, le nickel et leurs alliages [1].

Autrement dit le soudage est un procédé d'assemblage qui consiste à la mise des pièces à souder à la température de soudage (Température de fusion, dans la majorité des cas) au niveau de leur joint, par le biais d'une source de chaleur. Une pression mécanique peut, éventuellement, être associée à cette chaleur [1].

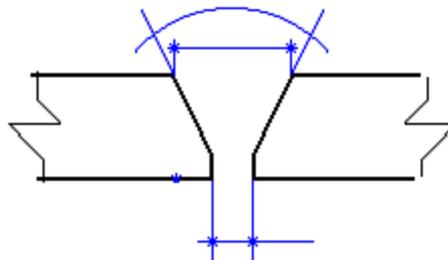
### **I.2.2 Types de soudage**

- Une soudure est dite Homogène lorsque les deux matériaux de base et le métal d'apport sont de même nature. Par exemple : le soudage MIG de deux aciers AISI 316L (austénitique) avec apport 316LSi [2].
- Une soudure est dite Autogène lorsque les deux matériaux de base sont de la même Composition et que l'assemblage s'effectue sans métal d'apport comme l'exemple du soudage des deux aciers inoxydables austénitique AISI 304 [2].
- On parle d'une soudure "Hétérogène" si au moins un des matériaux en question (métaux de Base ou métal d'apport) est différent des autres. Exemple : soudage d'un acier duplex A790 et un acier martensitique 13 Cr avec un métal d'apport " [2].

### **I.2.3 Préparation des soudures**

Pour faciliter l'exécution et obtenir des cordons sans défauts ; elle consiste à donner aux bords, ou aux extrémités à souder, la forme qui va permettre le mieux possible une fusion franche et totale et qui donnera le moins lieu aux effets de la dilatation et du retrait [3].

Cette tâche consiste à abattre l'angle supérieur des bords de façon que, une fois rapprochés, ces derniers forment une ouverture en "V" dans laquelle la soudure se fait aisément (**Figure I.1**)



*Chanfrein en "V" [3].*

Le chanfreinage des bords et l'ouverture créée par les chanfreins juxtaposés offrent un angle variable suivant la manière de souder ou le procédé suivi. Pour le soudage à l'arc, l'angle est de 60 à 70° [3].

## **I.3 CLASSIFICATION DES PROCÉDES DE SOUDAGE**

Chaque procédé de soudage est défini en ordre, principalement, par sa source d'énergie et doit satisfaire à un certain nombre de conditions [4]:

- La première de ces conditions est de permettre l'élimination de la contamination superficielle des éléments à souder, En effet les procédés de soudage doivent permettre de dissoudre ou de disperser les pellicules superficielles, soit par action chimique d'un flux, soit par action directe de l'arc, soit encore par des moyens mécaniques appropriées.
- La seconde condition est de permettre d'éliminer la contamination atmosphérique et ses effets.
- La dernière condition est de permettre l'obtention de joints présentant des propriétés désirées.

### **I.3.1 Classification par type de source d'énergie et éléments de protection du joint soudé**

Dans cette méthode de classification les procédés de soudage sont classés selon leurs sources d'énergie plus le type d'élément de protection de joint soudé (**voir Tableau I.1**)

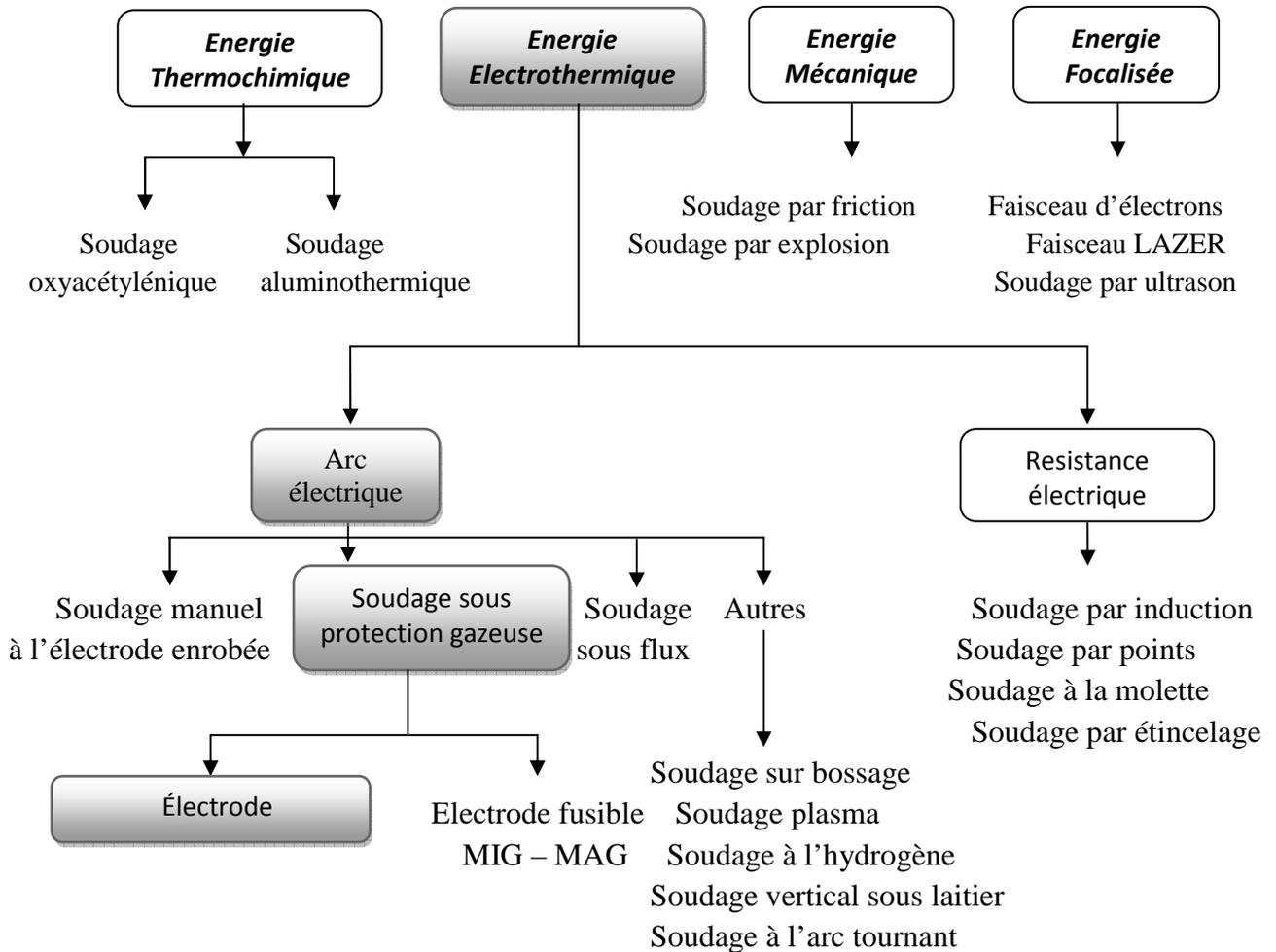
**Tableau I. 1** Classification des principaux procédés de soudage [5].

Source d'énergie	Eléments de protection du joint soudé				
	Flux solide	Gaz inerte	Gaz actif	Sous vide	Sans protection
Arc électrique	Electrodes enrobées Automatique sous flux solide MAG avec fil fourré	TIG MIG avec fil électrode fusible Electrogaz Plasma	MAG avec fil électrode fusible		Soudage des goujons Avec électrode en carbone Par décharge de condensateur
Résistance électrique					Par point Par bossage Par étincelage En bout, résistance pure
Optique		Laser		Bombardement électronique	Laser
Thermochimique	Aluminothermie	Plasma-arc non transféré	Oxyacétylénique Oxypropane Oxydrique		
Mécanique				Par pression à froid	Par friction Par pression à froid Par ultra sons Par explosion A la forge

### **I.3.2 Deuxième méthode de classification**

Dans cette méthode les procédés de soudage sont classés à partir du type d'énergie utilisée, ensuite ils sont classés plus particulièrement suivant la forme de l'énergie directement utilisable pour le soudage, par exemple, soudage à l'arc, à la flamme et finalement suivant les modalités de réalisation, par exemple, soudage électrique avec électrodes enrobées, soudage par résistance à la molette.

**Tableau I. 2** Classification générale des procédés de soudage en fonction de l'énergie mise en jeu [6].



Le choix du procédé s'opère selon des critères bien définis : matériaux à souder, Facteurs technologiques, Critères de qualité, Critères économiques [7].

En ce qui nous concerne les procédés à arc électriques sont les plus adéquats :

Ce procédé se réalise à l'aide d'un arc électrique [une décharge électrique créée entre deux électrodes dans un gaz (ou dans une vapeur métallique issue des électrodes) qui fournit l'énergie nécessaire pour faire fondre l'électrode (constituée de métal d'apport) qui va se solidifier en un dépôt solidaire avec les métaux de base. [8].

## I.4 SOUDAGE TIG (Tungsten Inert Gas)

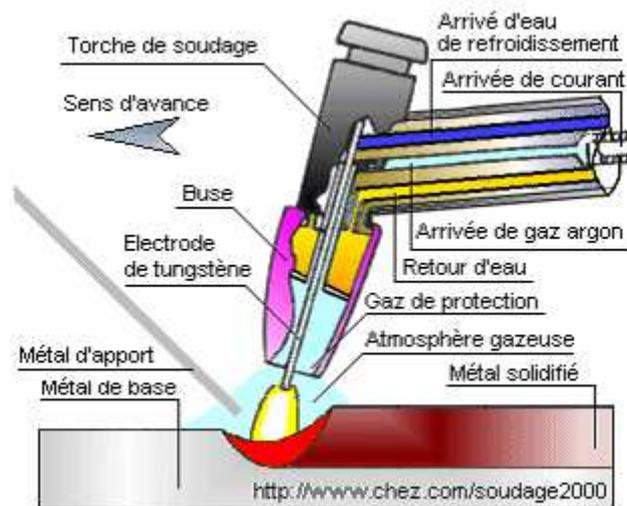
### I.4.1 Principe

Le terme **TIG** appelé aussi **GTAW** est l'acronyme de Tungsten Inert Gas où le terme Tungstène désigne le métal constitutif de l'électrode et le terme de gaz inerte représente la protection utilisée. Ce procédé rentre dans la catégorie des procédés de soudage à l'arc avec

une électrode non fusible. L'arc se crée entre l'électrode réfractaire et la pièce sous un flux gazeux, de façon générale, il s'agit d'un gaz ou d'un mélange de gaz rares. L'amorçage se fait grâce au gaz circulant dans la buse qui entoure une grande partie de l'électrode.

Le soudage s'effectue en polarité directe (pole - du générateur relié à l'électrode) pour la majorité des métaux et alliages (Aciers, Inox, Cuivreux, Titane, Nickel...) sauf dans le cas des alliages légers d'aluminium ou du magnésium où l'on soude en polarité alternée (pendant un laps de temps, l'électrode est reliée au pole + du générateur). Il est important de noter que souder de façon continue en polarité directe (pole + relié à l'électrode) détruit cette électrode en la faisant fondre [9].

## **I.4.2 Description du procédé**



**Figure I. 1** *Illustration du procédé TIG [9].*

Le soudage TIG produit une simple fusion caractérisée par sa largeur et sa pénétration.

On réalise un apport de métal en introduisant directement dans le bain un fil de même nature que le métal de base. Ce fil qui fond dès son arrivée n'a aucune liaison avec le circuit de soudage. Il n'est pas une électrode et son taux de dépôt est indépendant de la puissance de l'arc. Ce fait est une des caractéristiques importantes du procédé TIG qui le distingue des procédés à électrodes fusibles. De même que les procédés à fils fusibles, le procédé TIG peut s'automatiser facilement [10].



Figure I. 2 Description de la torche TIG [10].

Le procédé TIG s'applique à tous les métaux soudables. Les courants généralement employés vont de quelques ampères à 400 A environ en courant continu (par exemple: Pour le soudage du cuivre, les intensités nécessaires sont de l'ordre de 600 à 800 A). En courant alternatif, la gamme utile est comprise entre 5 et 525 A. Sa puissance limitée à une vingtaine de kilowatts et son apport de métal séparé le réservent à des épaisseurs généralement faibles, de quelques millimètres. Son coût élevé, relativement aux autres procédés et dû essentiellement au coût du gaz de protection, fait qu'on le réserve aux applications requérant qualité et précision comme pour les aciers inoxydables où on cherche la meilleure efficacité contre la corrosion des joints soudés [10].

## I.5 PROPRIETES ENERGETIQUES DE L'ARC

### I.5.1 Flux énergétique dans la colonne d'arc

- Une température élevée (le gaz est suffisamment ionisé pour qu'il soit bon conducteur)
- Un champ de vitesse élevé, qui pour des conditions de soudage, est dirigé de l'électrode vers la pièce à souder.

L'importance relative de la conduction et de la convection, peut être évaluée par le nombre de Pecklet ( $P_e$ ) dont l'expression :

$$P_e = \frac{\rho V L C_p}{k} \quad (I.1)$$

$\rho$  : Masse volumique du gaz ( $Kg/m^3$ ).

$V$  : Vitesse ( $m/s$ ).

$L$  : Longueur d'arc ( $m$ ).

$C_p$ : Chaleur spécifique à pression constante

$k$ : Conductivité thermique

A basse pression  $P_e$  peut chuter au dessus de la valeur de 1, ou le transfert de chaleur s'effectue par conduction [10].

### **I.5.2 Température dans la colonne d'arc**

La majorité des mesures de température dans la colonne d'arc, ont été faites par spectroscopie. Ces mesures montrent que l'augmentation du courant de soudage, engendrent un élargissement du champ des isothermes au niveau de la surface de l'anode (d'après OLSEN 1957).

La température au voisinage de la cathode est d'environ 2.104 K et ne varie pas beaucoup même avec un courant de soudage allant jusqu'à 400 A [10].

### **I.5.3 Effet de la variation de pression sur la colonne d'arc**

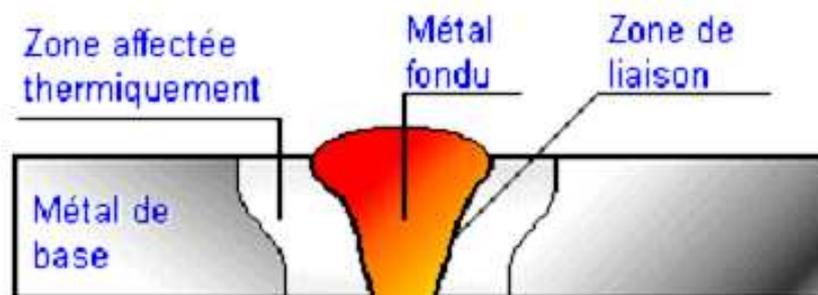
Les variations de pression influent d'une manière significative sur la forme géométrique de l'arc [10].

- Pour des pressions supérieures à la pression atmosphérique, il se produit un arc plus concentré au point d'interface arc-pièce.
- Pour des pressions inférieures, il en résulte un arc de grande diffusion et une colonne ronde.

## **I.6 MEALLURGIE DU SOUDAGE**

### **I.6.1 Description d'un cordon de soudure**

Le cordon de soudure est réparti en 3 parties essentielles : la zone affectée thermiquement (ZAT), la zone fondue (ZF) et le métal de base, **La Figure (I.4)** montre ces trois zones [11].



**Figure I. 3** *Les différentes zones dans une soudure [11].*

- **Métal de base** (En fonction de leurs compositions chimiques):

Référence pour apprécier les différentes transformations intervenant lors du déroulement du processus de soudage.

- **Zone fondue**

Elle est principalement composée de métal d'apport fondu, auquel s'ajoutent les parties (régions) qui fusionnent du métal de base. Autrement définie, la zone fondue n'est autre que le cordon de soudure. Cette région, au passage de l'arc, atteint des températures très élevées qui sont supérieures à la température de fusion du métal de base. La zone fondue est caractérisée par une structure à grains fins.

- **Zone affectée thermiquement**

Dans laquelle, la température est restée inférieure à la température de la fusion, mais suffisante pour modifier la constitution ou la structure métallographique. Une troisième zone peut exister, souvent très réduite, de fusion partielle ou la température à atteint l'intervalle de solidification de l'alliage.

## **I.6.2 facteurs d'influence**

Les propriétés et caractéristiques de ces zones varient bien évidemment sous l'influence de deux facteurs principaux [12].

### **a. Facteur thermique (ou effet thermique)**

Constitue un point important dans l'opération du soudage puisque il nous donne la possibilité d'interpréter quantitativement les phénomènes métallurgiques que cette opération engendre et par suite de prévoir ces phénomènes pour en tenir compte dans le choix des procédés de soudage et des modes opératoires.

#### **➤ Cycles thermiques**

La connaissance des cycles thermiques est plus que nécessaire. Les cycles thermiques mettent en évidence la variation de la température atteinte en un point situé à une distance fixe de la ligne du cordon en fonction du temps.

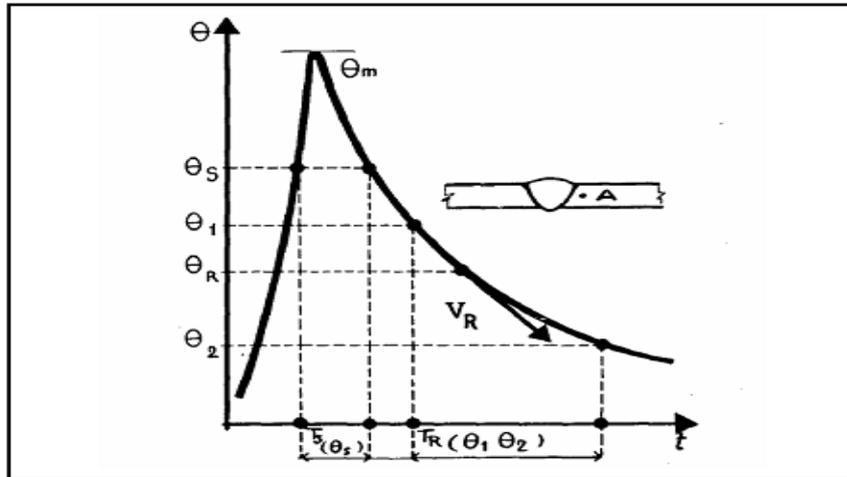


Figure I. 4 Courbe mettant en évidence  $\theta = f(t)$  [12].

Cette courbe nous fournit des informations notamment sur :

- La température maximale atteinte  $\theta_m$
- Le temps  $T_s$  de séjour au dessus d'une température.

La loi du refroidissement, traduite par le temps de refroidissement  $T_R$  entre deux températures  $\theta_1$  et  $\theta_2$  ou par la vitesse de refroidissement  $V_R$  à une Température  $\theta_R$ .

Ce qui nous permettra de déterminer les modifications de structure ou des transformations survenues au *refroidissement et / ou à l'échauffement* [12].

### ➤ La Répartition thermique

On peut également déterminer à travers ces données la répartition thermique aux alentours du cordon de soudure, qui représente la variation de la température maximale atteinte  $\theta_m$  en fonction de la distance  $x$  qui nous permettra de délimiter les étendues des différentes zones [12].

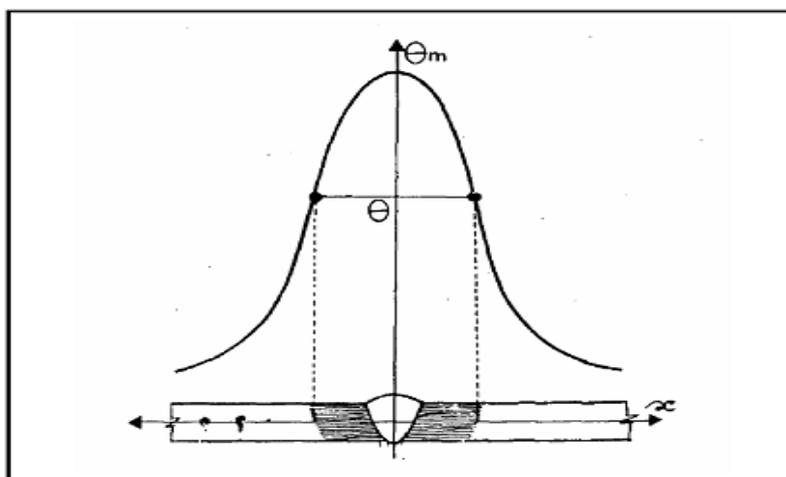


Figure I. 5 Courbe mettant en évidence  $\theta_m = f(x)$  [12].

L'allure des cycles thermiques varie en fonction du positionnement du point x par rapport à la ligne de soudure S comme montré dans la figure ci-dessous.

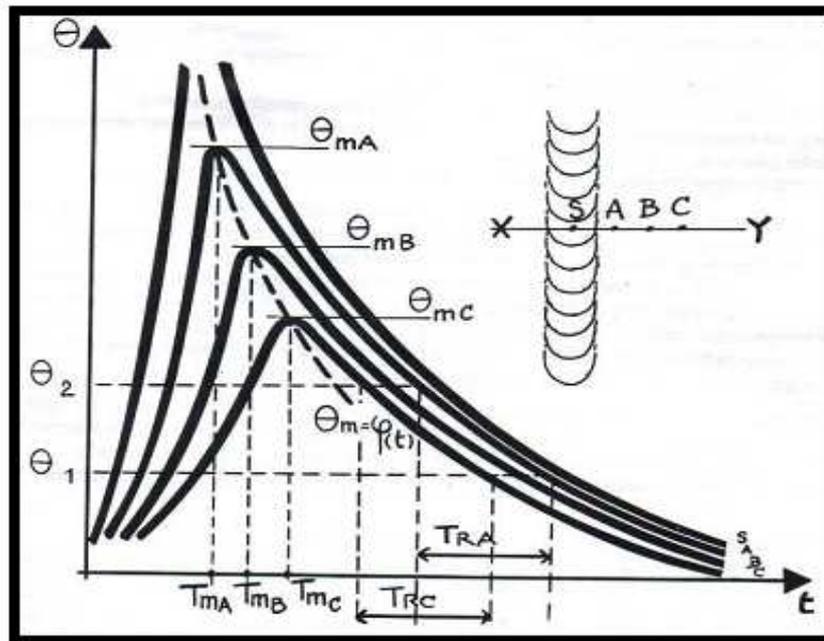


Figure I. 6 Cycles thermiques de différents points situés à une distance x du cordon de soudure [12].

### ➤ Solide thermique

Pour récapituler, Portevin et Seférian ont proposé un modèle qui prend en compte l'état instantané des températures atteintes aux alentours de la source de chaleur au moment de son passage par l'origine du repère orthonormé.

Le modèle est connu sous le nom de "SOLIDE THERMIQUE" dans ce modèle on prend en considération l'état quasi-stationnaire.

Notons que le solide thermique se comporte de façon similaire tout au long de la ligne de soudure en donnant lieu aux courbes qu'on observe ci-dessous :

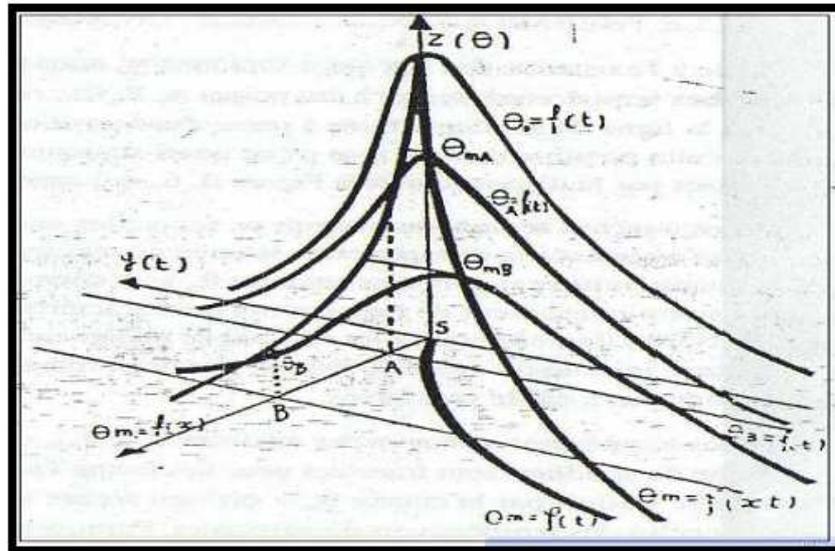


Figure I. 7 Solide thermique [12].

La projection du solide thermique sur le plan xoy donne la répartition des isothermes comme suit :

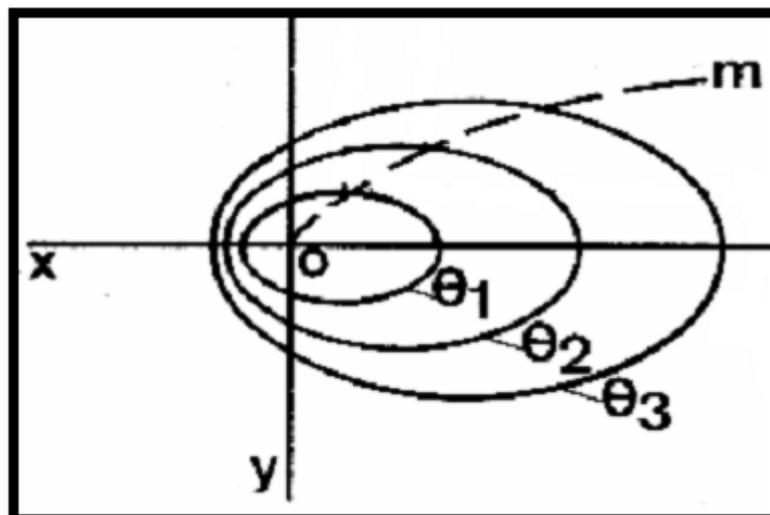


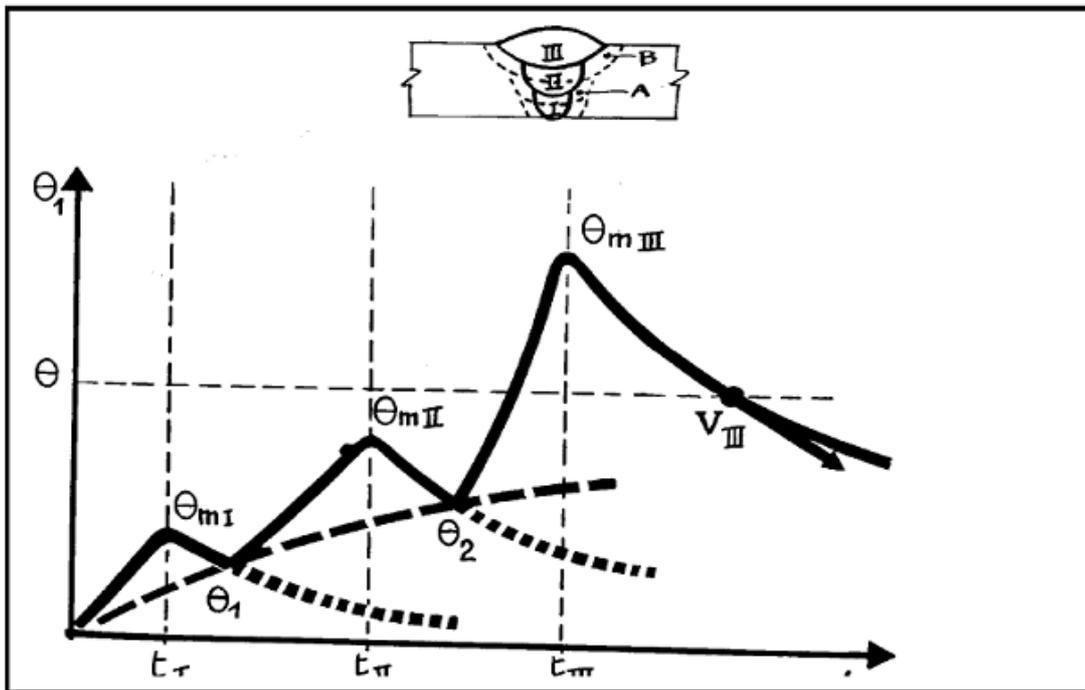
Figure I. 8 Les isothermes [13].

Les isothermes donnent une indication sur le passage de la source de chaleur et permet de délimiter l'étendue des différentes zones au sein du cordon de soudure.

➤ **Soudage multi passes**

Jusqu'ici l'étude s'est portée sur une soudure en une seule passe. Concernant le soudage multi passes ou poly passes il y a lieu de prendre en considération d'autres paramètres tels que :

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



**Figure I. 9** Les effets thermiques du soudage en plusieurs passes, dans le cas d'une soudure sur bords chanfreinés en V, exécutée en trois passes sans préchauffage [12].

**b. La dilution**

Ce facteur là a aussi un rôle à jouer sur les propriétés et comportements du cordon de soudure. Le métal fondu est constitué d'un mélange (Métal d'apport +Métal de base) en proportions respectivement proportionnelles à la surface extérieure au profil initial du chanfrein. La dilution signifie la proportion du métal de base fusionnée entrant dans la composition du métal fondu [14].

Elle est exprimée comme suit 
$$D = \frac{v}{V}$$

Où :

$v$  : Volume du métal de base fondu.

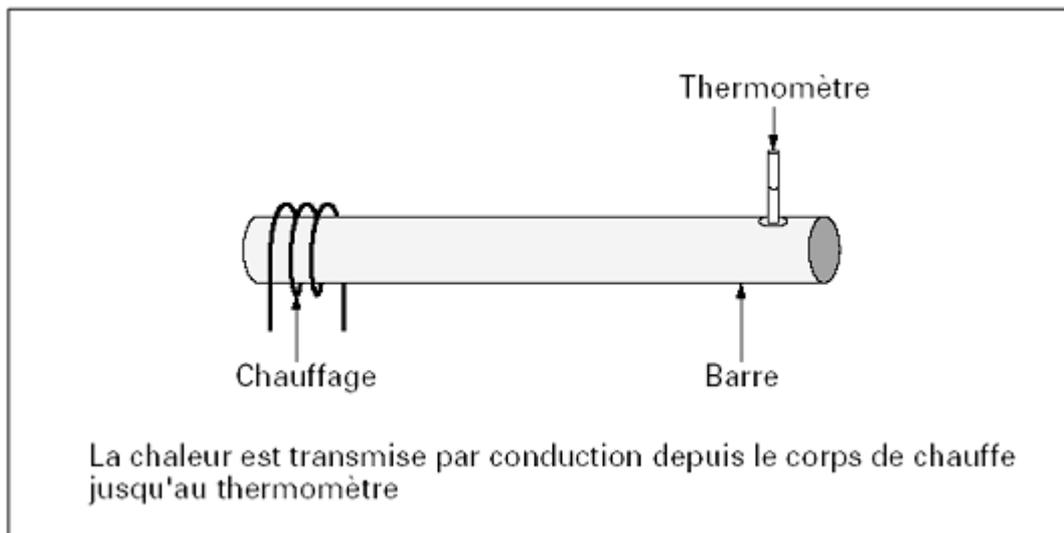
$V$  : Volume global du métal fondu.

## I.7 PRESENTATION DES DIFFERENTES FORMES DE TRANSFERT DE CHALEUR :

Le transfert de chaleur est un processus par lequel de l'énergie est échangée sous forme de chaleur entre des corps ou des milieux aux températures différentes. La chaleur peut être transmise par conduction **figure(I.11)**, convection **figure(I.12)** et **(I.13)** ou par rayonnement **figure(I.14)**. Bien que les trois processus puissent avoir lieu simultanément. [15].

### I.7.1 Transfert de chaleur par conduction

Une barre, **figure (I.11)**, d'une certaine longueur est chauffée à l'une de ses extrémités. À l'autre extrémité, un thermomètre est implanté au cœur de la barre. Au bout d'un certain temps, le thermomètre manifeste un échauffement dont l'importance et la rapidité dépendent de la nature et de la longueur de la barre. L'échauffement, imposé à l'origine de la barre, s'est transmis par conduction à son extrémité [16].



**Figure I. 10** Mise en évidence de la conduction d'un matériau [16].

La conduction est définie comme le mode de transmission de chaleur (ou l'échange d'énergie interne) provoqué par la différence de température entre deux régions d'un milieu solide, liquide, gazeux ou encore entre deux milieux en contact physique. Il n'y a pas de déplacement appréciable de molécule. La conduction est le seul mécanisme intervenant dans le transfert de chaleur dans un solide homogène, opaque et compact [17].

La conduction est régie par l'équation

$$\bar{q} = -k. grad T \quad (I.2)$$

Où

$\bar{q}$ : Densité de flux de chaleur (puissance par unité de surface)  $[W/m^2]$ .

$k$  : Conductivité thermique dépendent de la nature de matériaux et de sa température.

## I.7.2 Transfert de chaleur par convection

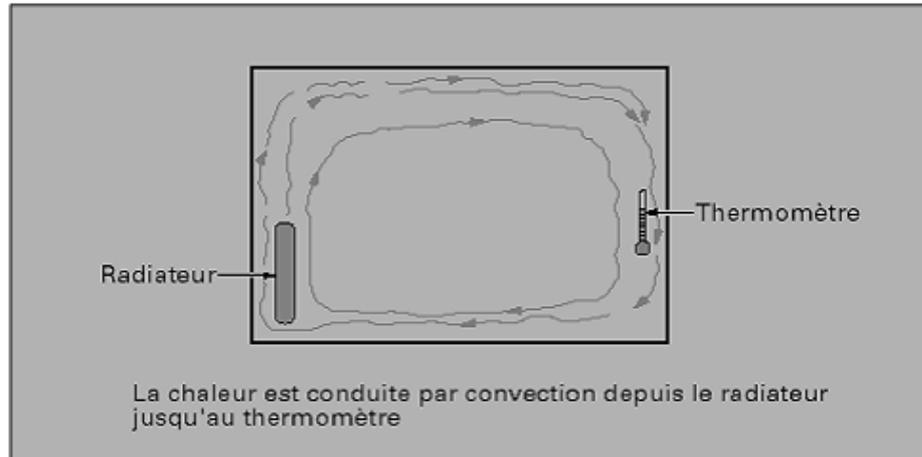


Figure I. 11 Mise en évidence du transfert de chaleur par convection [10].

Dans un local fermé (**figure I.12**), un radiateur dissipe à partir de l'instant  $t_0$  un certain flux de chaleur. Un thermomètre est placé à l'opposé du radiateur. Un écran dissimule au thermomètre la vue du radiateur. Le thermomètre s'échauffe. Le radiateur à chauffé localement l'air à son contact, la variation de masse volumique qui en a résulté a entraîné une circulation de l'air échauffé qui a contribué par son mouvement à élever la température du thermomètre, mettant ainsi en évidence le phénomène de **convection naturelle ou libre**.

Si l'on avait utilisé un ventilateur pour souffler sur le radiateur, le phénomène aurait été accéléré par la **convection forcée** [10].

La convection est un mode de transfert qui se produit uniquement au sein des milieux fluide elle apparaît lorsqu'un fluide liquide ou gaz et en mouvement est présente des inhomogénéités spatiales de température la convection intervient en particulier dans les échanges thermiques entre une paroi et un liquide en mouvement voir (**figure I.13**) [10].

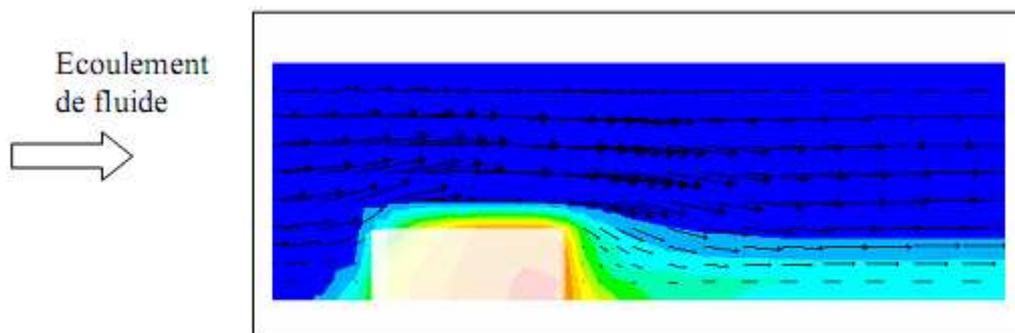


Figure I. 12 Convection forcée [10].

On distingue deux modes de transfert par convection [10] :

- **La convection libre**

Le mouvement résulte simplement de la différence de densité entre les parties chaudes et froides du fluide.

- **La convection forcée**

Le mouvement du fluide est produit par une action extérieure (pompe, ventilateur ...). La **(figure I.13)** illustre l'échange de chaleur par la convection forcée à travers une paroi solide.

La quantité de chaleur transmise par convection entre la paroi solide et le fluide est donnée par la loi de NEWTON.

$$q = h(T_p - T_\infty) \quad (I.3)$$

Avec :

$h$ : Coefficient d'échange thermique par convection.

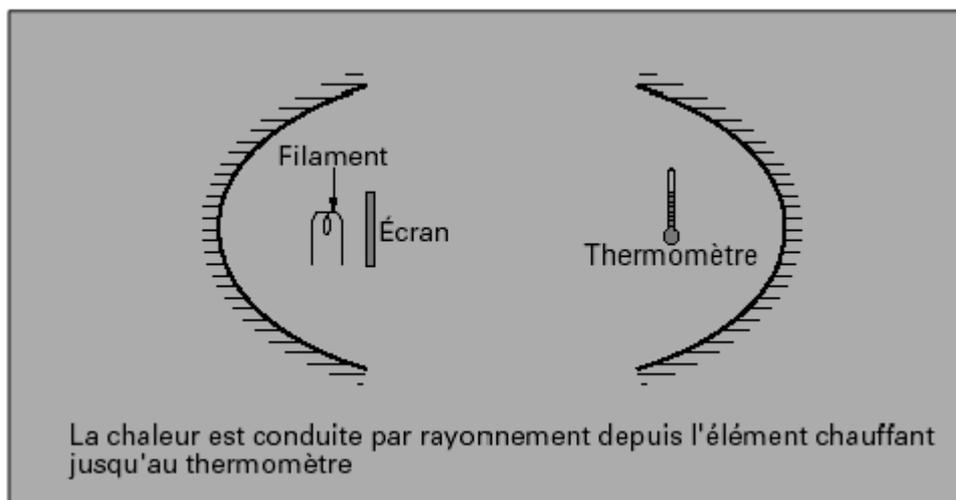
$T_p$ : Température de la paroi.

$T_\infty$ : Température ambiante.

### I.7.3 Transfert de chaleur par Rayonnement

Une source de chaleur de faibles dimensions (**figure I.14**) est placée au foyer d'un miroir parabolique. Vis-à-vis, on dispose un autre miroir parabolique et un thermomètre en son foyer image. La température du thermomètre s'élève dès que la source de chaleur est activée, même si aucun rayonnement visible n'est perceptible, que l'on soit dans l'air ou dans le vide pour éliminer les effets de convection [16].

La chaleur s'est propagée par **rayonnement**.



**Figure I. 13** Mise en évidence du transfert de chaleur par rayonnement [16].

Le rayonnement est l'émission d'ondes électromagnétiques par un corps chauffé, il est fondamentalement différents des deux autres types de transfert de chaleur. Les substances

n'ont pas besoin d'être en contact pour échanger de la chaleur. Elles peuvent même être séparées par le vide selon la loi de Stéphane- Boltzmann (1879) :

$$q = \varepsilon \cdot \sigma \cdot (T^4 - T_{\infty}^4) \quad (\text{I.4})$$

$q$  : Densité de flux [W / m<sup>2</sup>].

$\varepsilon$  : Émissivité

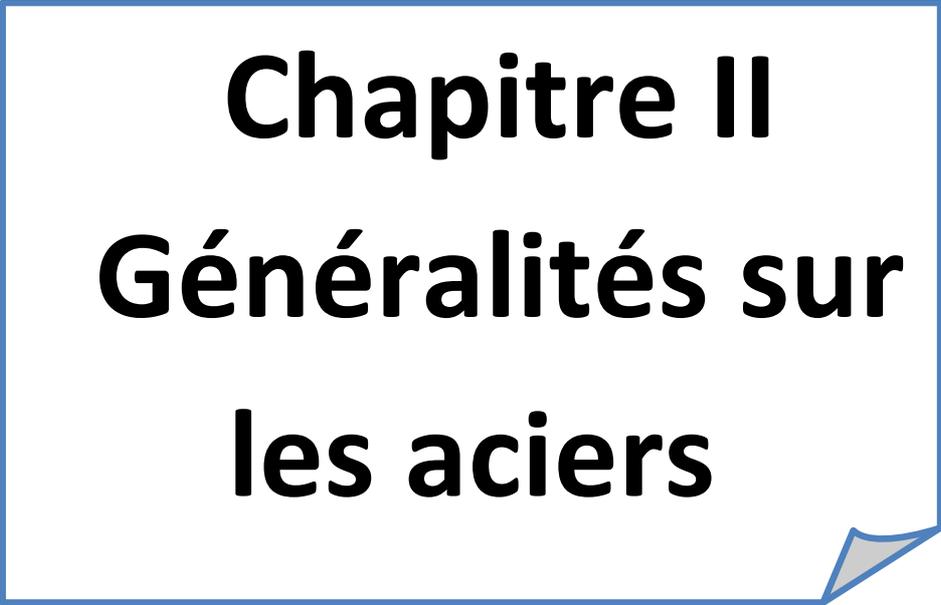
$\sigma$  : Constante de Stéphane-Boltzmann égale à  $5.66 \cdot 10^{-8}$  [W / m<sup>2</sup>·K<sup>4</sup>].

$T$  : Température absolue [K].

## **I.8 CONCLUSION**

Dans le but de minimiser la précipitation de la phase  $\sigma$  lors du soudage des aciers inoxydables, il est important de choisir un procédé du soudage qui donne une source de chaleur intense et presque ponctuelle. Cela a pour but d'éviter une longue exposition d'une large épaisseur du métal à des températures élevées. Ces conditions sont données par le procédé TIG.

**Chapitre II**  
**Généralités sur**  
**les aciers**



## II.1 INTRODUCTION

Les aciers sont élaborés pour résister à des sollicitations mécaniques ou des agressions chimiques ou une combinaison des deux. Pour résister à ces sollicitations et/ou agressions, des éléments chimiques peuvent être ajoutés en plus du carbone. Ces éléments sont appelés éléments d'additions, les principaux sont le manganèse (Mn), le chrome (Cr), le nickel (Ni), le molybdène (Mo).

## II.2 IDENTIFICATION DES ACIERS

### II.2.1 Aciers au Carbone

#### a) Définition

L'acier est un alliage de fer et de carbone en proportions diverses, ainsi les aciers titrent moins de 2,1% de Carbone (limite théorique). Au delà de cette teneur l'alliage est nommé fonte. La limite de 2,1% correspond à l'extrémité du palier eutectique  $\gamma$ -Fe<sub>3</sub>C du diagramme fer-carbone. Ainsi tout au moins à l'équilibre les aciers se solidifient sans apparition d'eutectique c'est-à-dire en absence de carbures Fe<sub>3</sub>C primaires inversement aux fontes. Les carbures pourront toujours être dissouts dans le domaine austénitique à l'inverse des fontes.... [18].

D'autres éléments d'alliage peuvent être ajoutés en quantités diverses.

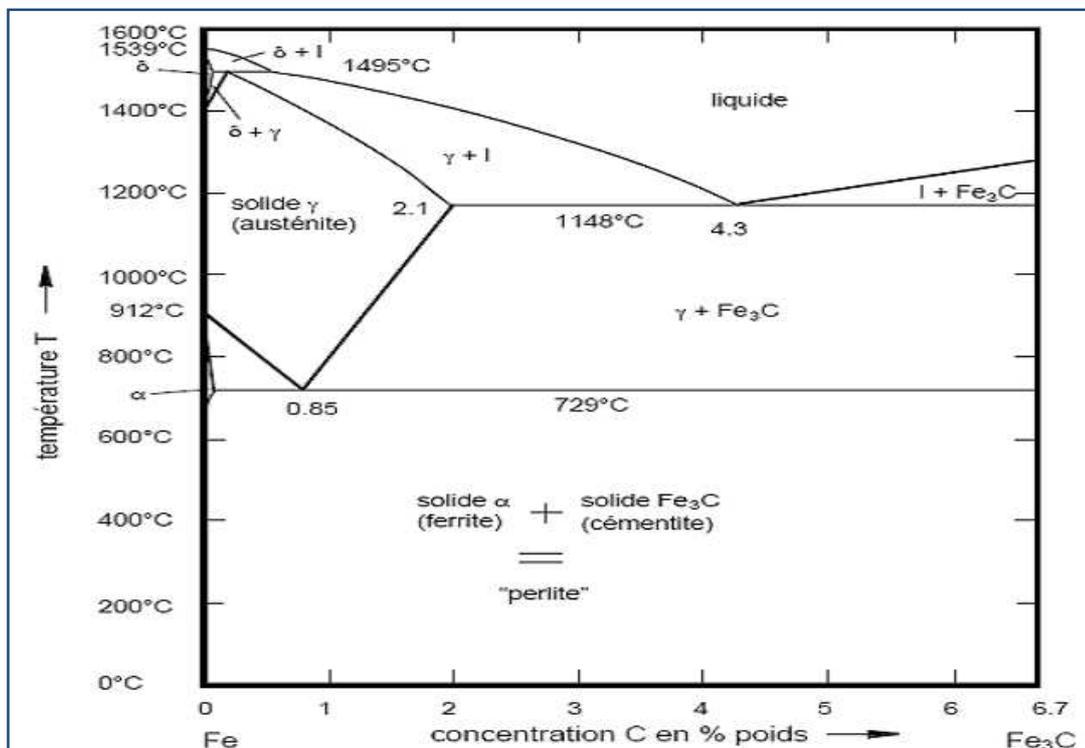


Figure II. 1 Diagramme d'équilibre fer-carbone [19].

## b) Structure des aciers

En fonction de la teneur en carbone on distingue trois types d'aciers [19].

- %C compris entre 0,002 % et 0,85 % : l'acier est du type hypoeutectoïde formé de perlite (ferrite  $\alpha$  + cémentite Fe<sub>3</sub>C) caractérisée par une structure en lamelles enveloppée dans une phase ferritique.
- %C = 0,85% : l'acier est du type eutectoïde formé de 100% perlite (ferrite  $\alpha$  + cémentite Fe<sub>3</sub>C) caractérisée par une structure en lamelles.
- %C  $\in$ ] 0,85%, 2,1% [ : l'acier est du type hypereutectoïde formé de perlite (ferrite  $\alpha$  + cémentite Fe<sub>3</sub>C) caractérisée par une structure en lamelles enveloppée dans de la cémentite.

## c) Types d'aciers

La norme européenne EN 10027 classe les aciers en quatre catégories principales [19] :

- ❖ Les aciers non-alliés d'usage général (construction), dits « aciers à ferrer les ânes ».
- ❖ Les aciers non-alliés spéciaux, pour traitement thermique, malléables, soudables, forgeables.
  - ❖ Les aciers faiblement alliés, pour trempe et revenu ; les éléments d'alliage favorisent la trempabilité et permettent d'avoir des structures martensitiques ou bainitiques, donc des aciers à haute dureté, à haute limite élastique, pour les outils, les ressorts, les roulements,...etc.
  - ❖ Les aciers fortement alliés :
    - Les aciers inoxydables.
    - Les aciers rapides, pour les outils à forte vitesse de coupe comme les forets.

## d) Propriétés

L'intérêt majeur des aciers réside dans le cumul de valeurs élevées dans les propriétés mécaniques fondamentales : résistance aux efforts : module d'élasticité, limite élastique, résistance mécanique ; dureté et la résistance aux chocs (résilience).

De ce fait les aciers restent privilégiés dans presque tous les domaines d'application technique [20] :

- ✓ équipements publics (rails, signalisation).
- ✓ industrie chimique, pharmaceutique et nucléaire (cuves, réacteurs, tuyauteries).
- ✓ moyens de transport (automobile, aéronautique, ferroviaire, aérospatial).
- ✓ médical (instruments et appareils).
- ✓ produits destinés au grand public (meubles, ustensiles de cuisine, électroménager).....etc.

### e) Influence des éléments d'addition

Les propriétés des aciers peuvent être modifiées en ajoutant d'autres éléments, principalement métalliques, et on parle d'aciers alliés. De plus, on peut encore améliorer grandement leurs caractéristiques par des traitements thermiques (notamment les trempes) prenant en surface ou à cœur de la matière ; on parle alors d'aciers traités [18].

**Tableau II. 1** Influence des éléments d'addition sur les caractéristiques mécaniques des aciers [18].

	Résistance à la traction	Re	Résistance à l'usure	Résilience	Dureté à froid	Dureté à chaud	A%
<b>Carbone</b>	↗	↗	↗	↘	↗		↘
Chrome	↗	↗	↗	↘	↗		↘
<b>Manganèse</b>	↗	↗	↗		↗		↘
Molybdène	↗	↗				↗	
Nickel	↗	↗	↗	↗			↘
Silicium	↗	↗	↗		↗		
Tungstène	↗	↗	↗		↗	↗	

#### II.2.2 Les aciers au manganèse

Le manganèse est un élément d'alliage gammagène, déplace les courbes TTT et TRC vers la Droite. Le manganèse comme tous les autres éléments d'alliage courants augmente la trempabilité des aciers, c'est-à-dire provoque un accroissement de l'étendu de la zone d'instabilité de l'austénite à gauche de la courbe de transformation.

Le manganèse durcit légèrement la ferrite. Pour les faibles teneurs en carbone, il abaisse la température de transition (ductile-fragile) des aciers, alors qu'il élève cette température pour les fortes teneurs en carbone (> 0,5 %) [21].

Les aciers au manganèse se caractérisent par une ténacité élevée et une excellente soudabilité. Donc particulièrement adapté aux conditions sévères d'usure combinées à des impacts ou de la pression.

Ces aciers peuvent être utilisés dans plusieurs applications [21] :

- pointes d'aiguilles.
- Barreaux de scalpeurs.

- Plats de glissement pour skips.
- Secteur pétrolier (canalisation).

## II.2.3 Aciers inoxydables

### a Définition

Les aciers inoxydables sont essentiellement des alliages Fe-Cr ou Fe-Cr-Ni à teneur en carbone variant de 0,02 à 1 %. Comme on peut le constater le Chrome est l'élément clé dans ces types d'aciers, vu qu'il octroie le caractère d'inoxidabilité à ces aciers à travers la formation d'un film passif mince à la surface du substrat, permettant ainsi la protection de ce dernier des milieux agressifs.

Notons que la teneur en Chrome doit être supérieure ou égale à 10,5 %. D'autres éléments tels que "Ni, Mo, N, S, Si, Nb....." Sont ajoutés afin d'améliorer les propriétés mécaniques, la résistance à la corrosion ou encore pour favoriser certaines structures par rapport à d'autres [18,19].

### b Influence des éléments d'addition

#### ○ Influence du Chrome

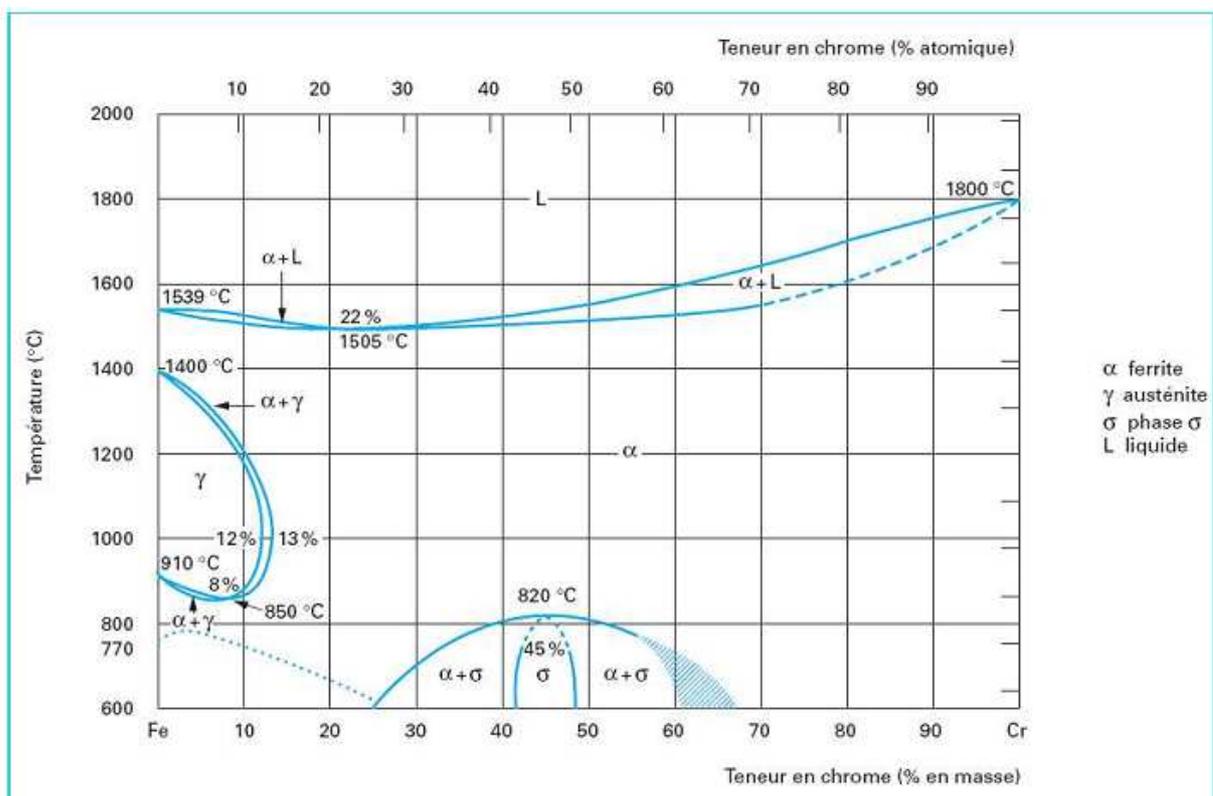


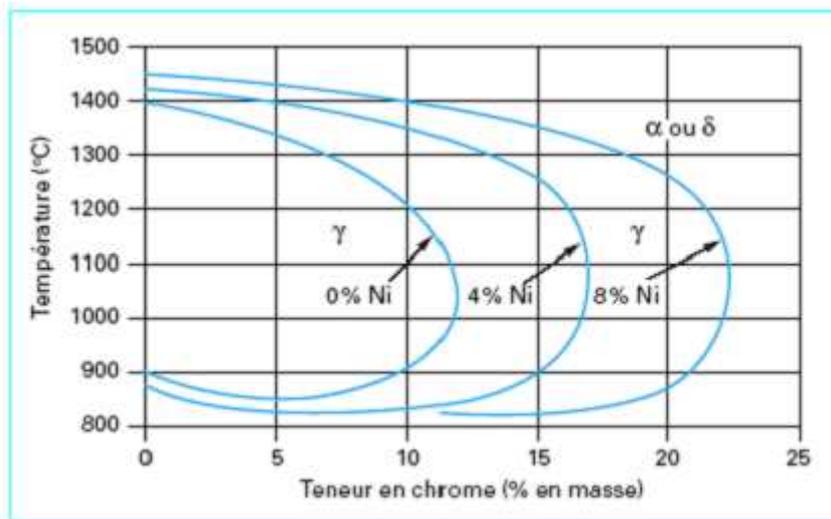
Figure II. 2 Influence des éléments d'addition sur les caractéristiques mécaniques des aciers [19].

Avant toute chose, il faut préciser que le Chrome a une structure Cubique Centrée. Ce qui nous amène à dire que c'est un élément alphasène donc favorisant le domaine ferritique, d'où le domaine austénitique est réduit à une boucle comme spécifié dans le diagramme "coté gauche" Fe-Cr (Figure II.2) [16].

Comme on peut le voir, le diagramme peut être délimité en deux régions :

- Cr < 13% : ou les alliages peuvent subir une austénitisation totale (100%  $\gamma$ ) ou partielle ( $x$  %  $\alpha$  +  $y$  %  $\gamma$ ) à travers des traitements requis bien sûr.
- Cr > 13% : ou les alliages ne peuvent qu'être ferritiques.

### ○ Influence du Nickel



**Figure II. 3** Coupes du diagramme ternaire fer-chrome-nickel Pour des teneurs croissantes en nickel [19].

Le Nickel, quant à lui, a une structure (Cubique à Faces Centrées). Élément gammagène d'où le domaine austénitique est favorisé en sa présence [18].

Seulement l'ajout du nickel a un double effet, le premier étant l'élargissement du domaine austénitique ( $\gamma$ )

Et le second consiste en la diminution du point Ms correspondant à la température de début de la transformation martensitique [20].

### ○ Influence des autres éléments

- Carbone : élément gammagène => favorise le domaine austénitique au même titre que le Ni, sauf que sa teneur est basse pour éviter la formation des carbures de Chrome qui fragilisent la résistance de l'acier [19].

- Azote : même effet que le carbone, il permet aussi d'améliorer certaines propriétés mécaniques telles que la limite élastique [19].
- Le soufre : améliore l'usinabilité mais affecte la résistance à la corrosion [19].
- Le manganèse : élément gammagène, qui procure une amélioration de l'usinabilité [19].
- Le cuivre : rajouté aux aciers austénitiques pour augmenter la résistance à la corrosion [19].
- Le phosphore : il garde la plasticité à son niveau maximum [19].
- Le titane : fixateur de carbone pour éviter la saturation de l'austénite en carbone qui provoquera à ce moment la transformation martensitique [19].

### c Les différents types d'aciers inoxydables

#### ✚ Les aciers inoxydables ferritiques

Ce sont des alliages qui ne présentent pas des transformations de phases. Ils se caractérisent par une structure  $\alpha$  (Cubique centrée). Les éléments alphagènes et gammagènes sont en équilibre de manière à ce que l'alliage soit, à toute température, à l'extérieur de la boucle austénitique ( $\gamma$ ) [17].

#### ✚ Les aciers inoxydables austénitiques

Ce sont des alliages à structure complètement austénitique à haute température (1050-1150 °C). Cette structure est ensuite maintenue à l'état métastable par hypertrempe à l'ambiante [20].

#### ✚ Les aciers inoxydables austéno-ferritique "DUPLEX"

Découverts au tout début des années 1930 par J. Hochemann ils sont constitués de deux phases (Austénite + Ferrite) [19].

Ces aciers sont obtenus en refroidissant une composition chimique à 1100°C du domaine biphasé. La phase gamma reste métastable et la phase alpha reste inchangée, on obtiendra à la fin une structure mixte ( $\alpha+\gamma$ ) identique à celle à l'équilibre à haute température.

Les taux d'austénite et de ferrite sont équilibrés pour contenir entre 40 et 60 % de ferrite. [3]

**Tableau II. 2** Composition chimique des aciers inoxydables austéno-ferritique [3].

Cr	C	Ni	Mo	Autres éléments (N)
24-27	0.05-1.2	4.5-7	2-6	0.05-0.2

Grâce à leur haute teneur en chrome, les aciers duplex ont une très bonne résistance à la corrosion.

Aussi la nature biphasée œuvre à améliorer les propriétés mécaniques et fournit une résistance particulière à la corrosion (intergranulaire et sous contrainte) [18].

Les aciers duplex peuvent être classés en quatre sous-groupes [21] :

**1. Sous-groupe 1 :** La seule nuance dans ce groupe est le 2304. Seulement sa résistance n'est pas aussi élevée que les aciers inoxydables austénitiques, le 2304 est considéré comme un acier inoxydable performant vu qu'il contient une faible teneur en carbone et une teneur élevée en azote qui procurent des propriétés élevées en matière de résistance à la corrosion. Il est aisément soudable et il présente une dureté élevée ainsi qu'une bonne résistance à la corrosion sous contraintes que l'acier 316L.

**2. Sous groupe 2 :** Dont la nuance est le 2205, ce type d'acier est le plus utilisé des duplex parce qu'il présente des propriétés performantes en matière de résistance à la corrosion, facilité d'élaboration, ainsi qu'en matière de prix de revient. Ces aciers ont une résistance élevée à la corrosion sous contrainte supérieure à celle des aciers austénitiques 316L.

**3. Sous groupe 3 :** Ces aciers contiennent aux alentours de 25% de chrome, cette teneur élevée contribue à une meilleure résistance à la corrosion localisée comparé au groupe précédent par contre il a une faible résistance à l'eau de mer. Le chrome confère une très bonne résistance dans les milieux acides, par contre une teneur élevée de ce dernier accélère la cinétique de précipitation des phases nuisibles qui conduit à l'endommagement de l'acier d'où la nécessité d'un traitement thermique adéquat.

**4. Sous groupe 4 :** C'est les plus alliés de toute la famille des aciers inoxydables la teneur élevée en Chrome, Nickel, Azote, Molybdène, confère une meilleure résistance à la corrosion ainsi qu'une dureté élevée. Ces aciers ont une très bonne résistance à la corrosion par piqure et par crevasses. D'ailleurs ce groupe est appelé le groupe des super-duplex.

Les aciers duplex ont généralement [21] :

- Des caractéristiques mécaniques ainsi qu'une résistance à la corrosion élevée.
- Insensibilité à la corrosion inter granulaire.
- Seulement ils présentent un risque de Fragilisation à chaud.

### ✚ Les aciers inoxydables supermartensitiques

Les aciers supermartensitiques ont, quant à eux, une structure tétragonale (centrée).

Pour avoir cette structure il est nécessaire de rester dans la boucle  $\gamma$ , ainsi en effectuant une opération consistante à (un chauffage à une température supérieure à 950 °C, un maintien, suivi d'un refroidissement rapide) l'acier aura une structure martensitique.

Cette structure est caractérisée par une dureté, charge à la rupture, et une limite d'élasticité élevées. [19].

**Tableau II. 3** Composition chimique des aciers inoxydables martensitiques [3].

Cr	C	Ni	Mo	Autres éléments (N)
11,5 % - 18 %	0.05% - 1.2%	Jusqu'à 6 %	Jusqu'à 1,5 %	0.05 % - 0.2 %

### ✚ Domaines d'utilisation des aciers inoxydables

**Tableau II. 4** Principales applications des aciers inoxydables [21].

Famille	Applications principales
<i>Aciers inoxydables (Austéno-ferritiques)</i>	<ul style="list-style-type: none"> <li>➤ <i>Industrie chimique.</i></li> <li>➤ <i>Industrie papetière.</i></li> <li>➤ <i>Industrie pétrolière.</i></li> <li>➤ <i>Chaudronnerie lourde.</i></li> </ul>
Aciers inoxydables (Martensitiques)	<ul style="list-style-type: none"> <li>➤ Pièces mécaniques.</li> <li>➤ Vannes.</li> <li>➤ Robinets.</li> <li>➤ Outils ménagers (couteau, cuillers, fourchettes,</li> <li>➤ Outils chirurgicaux.</li> <li>Grosses pièces industrielles (vannes, pompes, turbines hydrauliques,... ; etc.).</li> </ul>

### **II.3 CONCLUSION**

Les aciers de part leurs propriétés et leurs comportements dans certaines conditions, restent les plus privilégiés dans presque tous les domaines d'applications techniques : de l'industrie chimique en passant par l'industrie pétrolière (PIPES, INSTALLATIONS DE SURFACE ..... ) jusqu'aux ustensiles ménagers.

**Chapitre III**  
**Modèle**  
**mathématique**

### **III.1 INTRODUCTION**

Les transferts de chaleur au cours d'un procédé de soudage sont très rapides au chauffage comme au refroidissement. Les températures atteignent des valeurs bien supérieures à la température de fusion du matériau pour des procédés de type TIG, MIG/MAG ou laser.

Dans ce chapitre, on s'intéresse à l'étude du champ thermique par la méthode des différences finies, en considérant un cas bidimensionnel non stationnaire.

Le modèle mathématique considéré dans ce travail est l'équation de la chaleur qui décrit la distribution de température dans le système cordon-métal de base. La méthode numérique choisie pour la résolution de l'équation de la chaleur est la méthode des différences finies. Bien qu'il existe bon nombre de méthodes numériques telles que la méthode des éléments finis, la méthode des volumes finis et la méthode des lignes de transmission pour la résolution des équations aux dérivées partielles non stationnaires, la méthode des différences finies a été adoptée dans ce travail particulièrement pour sa simplicité d'implémentation.

Cette approche prouve son utilité dans la mesure où elle permet d'accéder à des informations de base intéressantes, sans pour autant nécessiter de gros moyens de calcul ou un logiciel particulier.

### **III.2 LA METHODE DES DIFFERENCES FINIES**

Pour passer d'un problème exact continu régi par une équation aux dérivées partielles au problème approché discret, il existe trois grandes familles de méthodes :

- les éléments finis,
- les volumes finis,
- et les différences finies.

Cette dernière se verra détaillée dans le présent chapitre.

#### **III.2.1 Principe de la méthode des différences finies**

Elle est due aux travaux de plusieurs mathématiciens du 18<sup>ème</sup> siècle (**Euler, Taylor, Leibniz...**).

La méthode des différences finies consiste à approximer les dérivées des équations de la physique au moyen des développements de Taylor et se déduit directement de la définition de la dérivée. La grille aux différences finies doit cependant être rectangulaire et parallèle aux axes de coordonnées du système

Soit  $u(x, y, z, t)$  une fonction de l'espace et du temps. Par définition de la dérivée, on a:

$$\frac{\partial u}{\partial x} = \lim_{\Delta x \rightarrow 0} \frac{u(x+\Delta x, y, z, t) - u(x, y, z, t)}{\Delta x} \quad (\text{III.1})$$

Si  $\Delta x$  est petit, un développement de Taylor de  $u(x + \Delta x, y, z, t)$  au voisinage de  $x$  donne :

$$\begin{aligned} u(x + \Delta x, y, z, t) = & u(x, y, z, t) + \Delta x \frac{\partial u(x, y, z, t)}{\partial x} + \frac{\Delta x^2}{2} \frac{\partial^2 u(x, y, z, t)}{\partial x^2} \\ & + \frac{\Delta x^3}{6} \frac{\partial^3 u(x, y, z, t)}{\partial x^3} + \dots \end{aligned} \quad (\text{III.2})$$

En tronquant la série au premier ordre en  $\Delta x$ , on obtient :

$$\frac{u(x+\Delta x, y, z, t) - u(x, y, z, t)}{\Delta x} = \frac{\partial u(x, y, z, t)}{\partial x} + \theta(\Delta x) \quad (\text{III.3})$$

L'approximation de la dérivée  $\frac{\partial u(x)}{\partial x}$  est alors d'ordre 1 indiquant que l'erreur de troncature  $\theta(x)$  tend vers zéro comme la puissance première du  $\Delta x$ . La puissance de  $\theta(x)$  avec laquelle l'erreur de troncature tend vers zéro est appelée ordre de la méthode.

### III.2.2 Application de la méthode des différences finies aux problèmes unidimensionnels stationnaires

Considérons un cas unidimensionnel stationnaire où l'on souhaite déterminer une grandeur  $u(x)$  sur l'intervalle  $[0,1]$ . La recherche d'une solution discrète de la grandeur  $U$  amène à constituer un maillage de l'intervalle de définition. On considère un maillage (ou grille de calcul) composé de  $N+1$  points  $x_i$  pour  $i=0, \dots, N$  régulièrement espacés avec un pas  $\Delta x$ . Les points  $x_i = i\Delta x$  sont appelés les nœuds du maillage.

Le problème de départ dans la détermination d'une grandeur sur un ensemble de dimension infinie se ramène ainsi à la recherche de  $N$  valeurs discrètes de cette grandeur aux différents nœuds du maillage.

On note que la valeur discrète de  $u(x)$  au point  $x_i$ , soit  $u_i = u(x_i)$ . De même pour la dérivée de  $u(x)$  au nœud  $x_i$ , on note  $(\frac{\partial u}{\partial x})_{x=x_i} = (\frac{\partial u}{\partial x})_i = \partial u_i$ . Cette notation s'utilise de façon équivalente pour toutes les dérivées d'ordre successif de la grandeur  $u$ .

Le schéma aux différences finies d'ordre 1 présenté au-dessus s'écrit, en notation indicielle.

$$\left(\frac{\partial u}{\partial x}\right)_i = \frac{u_{i+1} - u_i}{\Delta(x)} + \theta(\Delta x) \quad (\text{III.4})$$

Ce schéma est dit "avant" ou [**forward**]. Il est possible de construire un autre schéma d'ordre 1, appelé "arrière" ou [**backward**] :

$$\left(\frac{\partial u}{\partial x}\right)_i = \frac{u_i - u_{i-1}}{\Delta(x)} + \theta(\Delta x) \quad (\text{III.5})$$

Des schémas aux différences finies d'ordre supérieur peuvent être construits en manipulant les développements de Taylor au voisinage de  $x_i$ . On écrit :

$$u_{i+1} = u(x+\Delta x) = u_i + \Delta x \left(\frac{\partial u}{\partial x}\right)_i + \frac{\Delta x^2}{2} \left(\frac{\partial^2 u}{\partial x^2}\right)_i + \theta(\Delta x^3) \quad (\text{III.6})$$

$$u_{i-1} = u(x-\Delta x) = u_i - \Delta x \left(\frac{\partial u}{\partial x}\right)_i + \frac{\Delta x^2}{2} \left(\frac{\partial^2 u}{\partial x^2}\right)_i + \theta(\Delta x^3) \quad (\text{III.7})$$

La soustraction de ces deux relations donne :

$$u_i - u_{i-1} = 2\Delta x \left(\frac{\partial u}{\partial x}\right)_i + \theta(\Delta x^3) \quad (\text{III.8})$$

Ce qui permet d'obtenir le schéma d'ordre deux dit "centré" pour approximer la dérivée première de  $u$ .

$$\left(\frac{\partial u}{\partial x}\right)_i = \frac{u_{i+1} - u_{i-1}}{2\Delta(x)} + \theta(\Delta x^2) \quad (\text{III.9})$$

Pour obtenir des ordres supérieurs, il faut utiliser plusieurs nœuds voisins de  $x$ . Le nombre  $i$  de points nécessaire à l'écriture du schéma s'appelle le stencil. Par exemple, un schéma aux différences finies d'ordre 3 pour la dérivée première s'écrit:

$$\left(\frac{\partial u}{\partial x}\right)_i = \frac{-u_{i+2} + 6u_{i+1} - 3u_i - 2u_{i-1}}{6\Delta(x)} + \theta(\Delta x^3) \quad (\text{III.10})$$

### III.3 RESOLUTION DE L'EQUATION DE LA CHALEUR PAR DIFFERENCES FINIES

Dans le cas de l'équation de la chaleur non stationnaire à une dimension, on considère l'évolution de la grandeur  $T(x, t)$  en fonction de l'espace et du temps. Le domaine de définition de  $u$  est décomposé en  $N$  nœuds  $x$  répartis régulièrement avec un pas spatial  $\Delta x$ . De même, le temps est décomposé en des intervalles élémentaires de pas constant  $\Delta t$ . On notera  $T_i^n$  la valeur discrète de la grandeur  $T(x, t)$  au nœud  $x_i$  et au temps  $n\Delta t$ .

Dans le cas bidimensionnel, considérons la grandeur  $T(x, y, t)$  définie sur un certain domaine. Ce dernier est décomposé en  $N \times P$  nœuds  $(x_i, y_j)$  répartis régulièrement avec un pas d'espace  $\Delta x$  dans la direction  $x$  et  $\Delta y$  dans l'autre direction. On notera  $T_{i,j}^n$  la valeur discrète de la grandeur  $T(x, y)$  au nœud  $(x_i, y_j)$  et au temps  $n\Delta t$ .

De façon similaire, dans le cas tridimensionnel, on notera  $T_{i,j,k}^n$  la valeur discrète de  $T(x, y, z, t)$  aux nœuds  $x_i, y_j, z_k$  et au temps  $n\Delta t$ .

### III.3.1 L'équation de la chaleur à une dimension

Considérons le problème de la conduction de la chaleur dans une barre finie de longueur  $L$ . Le champ de température  $T(x, t)$  vérifie l'équation de la chaleur :

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \alpha \left( \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} \right) \quad (\text{III.11})$$

Où  $\alpha = \frac{k}{\rho c_p}$  est la diffusivité thermique,  $k$  est la conductivité thermique,  $\rho$  est la densité, et  $C_p$  est la capacité thermique.

A cette équation s'ajoute deux conditions aux limites aux extrémités de la barre :

$$T(0, t) = T_g \quad (\text{III.12})$$

$$T(L, t) = T_d \quad (\text{III.13})$$

Ainsi qu'une condition initiale :

$$T(x, 0) = T_0 \quad (\text{III.14})$$

L'intervalle  $[0, L]$  est discrétisé en  $N+1$  nœuds de coordonnées  $x_i$  ( $i$  variant de 0 à  $N$ ) régulièrement espacés. Notons  $\Delta x$  le pas d'espace. Le temps est discrétisé en intervalles de pas constant  $\Delta t$ . Notons  $T_i^n$  la température au nœud  $x_i = i\Delta x$  et à l'instant  $t = i\Delta t$ .

On peut utiliser deux approches pour discrétiser cette équation de la chaleur. La première dite implicite utilise une discrétisation au nœud  $x_i$  et à l'itération courante  $n+1$  :

$$\left( \frac{\partial T}{\partial t} \right)_i^{n+1} = \alpha \left( \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} \right)_i^{n+1} \quad (\text{III.15})$$

La seconde dite explicite utilise une discrétisation au nœud  $x_i$  et à l'itération  $n$ :

$$\left( \frac{\partial T}{\partial t} \right)_i^n = \alpha \left( \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} \right)_i^n \quad (\text{III.16})$$

➤ **Schéma implicite**

Nous utilisons un schéma arrière d'ordre 1 pour évaluer la dérivée temporelle et un schéma centré d'ordre 2 pour la dérivée seconde en espace :

$$\left(\frac{\partial T}{\partial t}\right)_i^{n+1} = \alpha \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2}\right)_i^{n+1} \quad (\text{III.17})$$

$$\left(\frac{\partial T}{\partial t}\right)_i^{n+1} = \frac{T_i^{n+1} - T_i^n}{\Delta t} \quad (\text{III.18})$$

$$\left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2}\right)_i^{n+1} = \frac{T_{i+1}^{n+1} - 2T_i^{n+1} + T_{i-1}^{n+1}}{\Delta x^2} \quad (\text{III.19})$$

En posant  $\lambda = \alpha \frac{\Delta t}{\Delta x^2}$ , la température à l'itération  $n + 1$  est donnée par :

$$(1 + 2\lambda) T_i^{n+1} - \lambda(T_{i+1}^{n+1} + T_{i-1}^{n+1}) = T_i^n \quad (\text{III.20})$$

On constate que les inconnues à l'itération  $n+1$  sont reliées entre elles par une relation implicite (d'où le nom de la méthode).

Sous forme matricielle le schéma s'écrit :

$$\begin{bmatrix} 1 + 2\lambda & -\lambda & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ -\lambda & 1 + 2\lambda & -\lambda & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & -\lambda & 1 + 2\lambda & -\lambda & 0 & 0 & 0 & 0 \\ \cdot & \cdot \\ \cdot & \cdot \\ \cdot & \cdot \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & -\lambda & 1 + 2\lambda & -\lambda \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & -\lambda & 1 + 2\lambda \end{bmatrix} \begin{bmatrix} T_1 \\ T_2 \\ T_3 \\ \cdot \\ \cdot \\ \cdot \\ T_{N-2} \\ T_{N-1} \end{bmatrix}^{N+1} = \begin{bmatrix} T_1 + \lambda T_g \\ T_2 \\ T_3 \\ \cdot \\ \cdot \\ \cdot \\ T_{N-2} \\ T_{N-1} + \lambda T_d \end{bmatrix}^N$$

A chaque itération, le vecteur des inconnues discrètes se détermine par résolution d'un système linéaire. La matrice du système étant tri-diagonale, un algorithme de Thomas (basé sur la méthode du pivot de Gauss) est très souvent utilisé.

### ✦ Schéma explicite

Nous utilisons un schéma avant d'ordre 1 pour évaluer la dérivée temporelle et un schéma centré d'ordre 2 pour la dérivée seconde en espace :

$$\left(\frac{\partial T}{\partial t}\right)_i^n = \alpha \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2}\right)_i^n \quad (\text{III.21})$$

$$\left(\frac{\partial T}{\partial t}\right)_i^n = \frac{T_i^{n+1} - T_i^n}{\Delta t} \quad (\text{III.22})$$

$$\left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2}\right)_i^n = \frac{T_{i+1}^n - 2T_i^n + T_{i-1}^n}{\Delta x^2} \quad (\text{III.23})$$

En posant  $\lambda = \alpha \frac{\Delta t}{\Delta x^2}$ , la température à l'itération  $n + 1$  est donnée par :

$$T_i^{n+1} = \lambda T_{i-1}^n + (1 - 2\lambda)T_i^n + \lambda T_{i+1}^n \quad (\text{III.24})$$

$i$  variant de 1 à  $N-1$

On constate que la température en n'importe quel nœud  $i$  à l'instant  $(n+1)\Delta t$  dépend des valeurs des températures des nœuds voisins à l'instant précédent  $n\Delta t$ . Comme la condition initiale est connue, On peut commencer par calculer le champ de température à l'instant  $t$  puis avancer ainsi dans le temps par pas  $\Delta t$ . Ce schéma ne nécessite pas d'inversion de matrice. Il est cependant astreint à une condition de stabilité qui s'écrit dans le cas de conditions aux limites de Dirichlet (telles que celles qu'on a utilise jusqu'ici) :

$$\alpha \frac{\Delta t}{\Delta x^2} \leq \frac{1}{2}$$

On dit que le schéma est conditionnellement stable.

### III.3.2 L'équation de la chaleur à deux dimensions

Considérons le problème bidimensionnel non stationnaire de la conduction de la chaleur dans un domaine rectangulaire  $[0 L_x] \times [0 L_y]$ . L'équation de la chaleur s'écrit comme suit :

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \alpha \left( \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} \right) \quad (\text{III.25})$$

Le domaine de calcul est discrétisé en  $(N+1) \times (P+1)$  nœuds  $(x_i, y_j)$ , ( $i$  variant de 0 à  $N$  et  $j$  variant de 0 à  $P$ ). On supposera que les pas d'espace dans chaque direction  $\Delta x$  et  $\Delta y$  sont constants. La température discrète au nœud  $(x_i, y_j)$  à l'instant  $t = n\Delta t$  sera notée :

$$T_{i,j} = T(x_i, y_j) \quad (\text{III.26})$$

Comme pour le cas monodimensionnel, deux approches peuvent être utilisées :

### ➤ Schéma implicite

Nous utilisons un schéma arrière d'ordre 1 pour évaluer la dérivée temporelle et un schéma centré d'ordre 2 pour la dérivée seconde en espace :

$$\left(\frac{\partial T}{\partial t}\right)_{i,j}^{n+1} = \alpha \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2}\right)_{i,j}^{n+1} \quad (\text{III.27})$$

$$\left(\frac{\partial T}{\partial t}\right)_{i,j}^{n+1} = \frac{T_{i,j}^{n+1} - T_{i,j}^n}{\Delta t} \quad (\text{III.28})$$

$$\left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2}\right)_{i,j}^{n+1} = \frac{T_{i+1,j}^{n+1} - 2T_{i,j}^{n+1} + T_{i-1,j}^{n+1}}{\Delta x^2} \quad (\text{III.29})$$

$$\left(\frac{\partial^2 T}{\partial y^2}\right)_{i,j}^{n+1} = \frac{T_{i,j+1}^{n+1} - 2T_{i,j}^{n+1} + T_{i,j-1}^{n+1}}{\Delta y^2} \quad (\text{III.30})$$

En posant  $\lambda_1 = \alpha \frac{\Delta t}{\Delta x^2}$ , et  $\lambda_2 = \alpha \frac{\Delta t}{\Delta y^2}$ , la température à l'itération  $n + 1$  est donnée par:

$$(1 + 2\lambda_1 + 2\lambda_2) T_{i,j}^{n+1} - \lambda_1(T_{i-1,j}^{n+1} + T_{i+1,j}^{n+1}) - \lambda_2(T_{i,j-1}^{n+1} + T_{i,j+1}^{n+1}) = T_{i,j}^n \quad (\text{III.31})$$

Où  $i$  varie de 1 à  $N - 1$  et  $j$  de 1 à  $P$ .

### ➤ Schéma explicite

Nous utilisons un schéma avant d'ordre 1 pour évaluer la dérivée temporelle et un schéma centré d'ordre 2 pour la dérivée seconde en espace :

$$\left(\frac{\partial T}{\partial t}\right)_{i,j}^n = \alpha \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2}\right)_{i,j}^n \quad (\text{III.32})$$

$$\left(\frac{\partial T}{\partial t}\right)_{i,j}^n = \frac{T_{i,j}^{n+1} - T_{i,j}^n}{\Delta t} \quad (\text{III.33})$$

$$\left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2}\right)_{i,j}^n = \frac{T_{i+1,j}^n - 2T_{i,j}^n + T_{i-1,j}^n}{\Delta x^2} \quad (\text{III.34})$$

$$\left(\frac{\partial^2 T}{\partial y^2}\right)_{i,j}^n = \frac{T_{i,j+1}^n - 2T_{i,j}^n + T_{i,j-1}^n}{\Delta y^2} \quad (\text{III.35})$$

En posant  $\lambda_1 = \alpha \frac{\Delta t}{\Delta x^2}$ , et  $\lambda_2 = \alpha \frac{\Delta t}{\Delta y^2}$ , la température à l'itération  $n + 1$  est donnée par:

$$(1 - 2\lambda_1 - 2\lambda_2) T_{i,j}^n - \lambda_1(T_{i-1,j}^n + T_{i+1,j}^n) - \lambda_2(T_{i,j-1}^n + T_{i,j+1}^n) = T_{i,j}^{n+1} \quad (\text{III.36})$$

Pour que le système soit stable il faut que :

$$\alpha \left( \frac{\Delta t}{\Delta x^2} + \frac{\Delta t}{\Delta y^2} \right) \leq \frac{1}{2}$$

### III.3.3 L'équation de la chaleur à 3 Dimensions

Considérons le problème tridimensionnel non stationnaire de la conduction de la chaleur dans un domaine rectangulaire  $[0, L_x] \times [0, L_y] \times [0, L_z]$ . Le champ de température  $T(x, y, z)$ , vérifie l'équation de la chaleur :

$$\left( \frac{\partial T}{\partial t} \right)_{i,j,k}^n = \alpha \left( \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right)_{i,j,k}^n \quad (\text{III.37})$$

Le domaine de calcul est discrétisé en  $(N + 1) \times (P + 1) \times (d + 1)$  nœuds  $(x_i, y_j, z_k)$ , ( $i$  variant de 0 à  $N$ ,  $j$  variant de 0 à  $P$  et  $k$  variant de 0 à  $d$ ). On supposera que les pas d'espace dans chaque direction  $\Delta x$ ,  $\Delta y$  et  $\Delta z$  sont constants. Le temps est discrétisé en intervalles de pas constant  $\Delta t$ . La température discrète au nœud  $(x_i, y_j, z_k)$ , sera notée :

$$T_{i,j,k}^n = T^n(x_i, y_j, z_k) \quad (\text{III.38})$$

à l'instant  $t = n\Delta t$ .

En utilisant les deux approches précédentes pour discrétiser cette équation, et en posant :  $\lambda_1 = \alpha \frac{\Delta t}{\Delta x^2}$ ,  $\lambda_2 = \alpha \frac{\Delta t}{\Delta y^2}$  et  $\lambda_3 = \alpha \frac{\Delta t}{\Delta z^2}$ , la température à l'itération  $n + 1$  est donnée par :

#### ➤ Schéma implicite

$$(1 + 2\lambda_1 + 2\lambda_2 + 2\lambda_3) T_{i,j,k}^{n+1} - \lambda_1(T_{i-1,j,k}^{n+1} + T_{i+1,j,k}^{n+1}) - \lambda_2(T_{i,j-1,k}^{n+1} + T_{i,j+1,k}^{n+1}) - \lambda_3(T_{i,j,k-1}^{n+1} + T_{i,j,k+1}^{n+1}) = T_{i,j,k}^n \quad (\text{III.39})$$

#### ➤ Schéma explicite :

$$T_{i,j,k}^{n+1} = (1 - 2\lambda_1 - 2\lambda_2 - 2\lambda_3) T_{i,j,k}^n - \lambda_1(T_{i-1,j,k}^n + T_{i+1,j,k}^n) - \lambda_2(T_{i,j-1,k}^n + T_{i,j+1,k}^n) - \lambda_3(T_{i,j,k-1}^n + T_{i,j,k+1}^n) \quad (\text{III.40})$$

Le système est conditionnellement stable si :

$$\alpha \left( \frac{\Delta t}{\Delta x^2} + \frac{\Delta t}{\Delta y^2} + \frac{\Delta t}{\Delta z^2} \right) \leq \frac{1}{2}$$

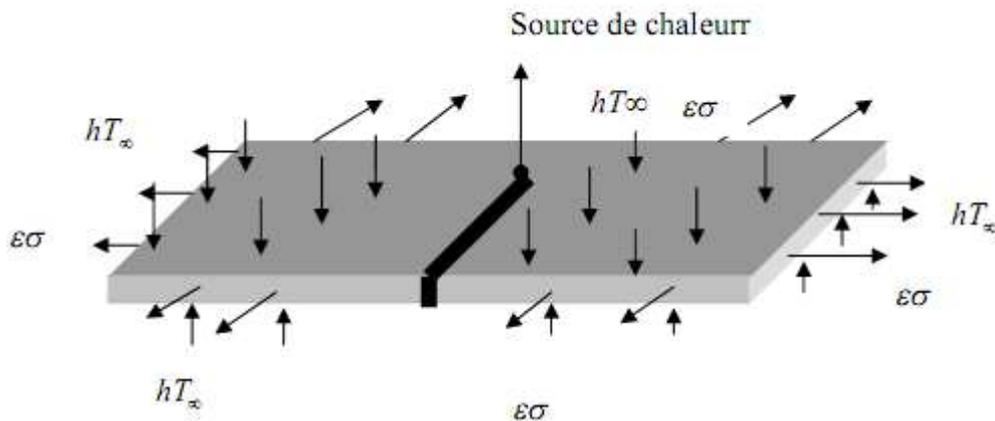
### III.4 SIMULATION DU TRANSFERT DE CHALEUR LORS D'UNE OPERATION DE SOUDAGE

$$\rho c_p \frac{T}{\partial t} = k \left( \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} \right) + S \quad (\text{III.41})$$

#### III.4.1 Assemblage de deux plaques métalliques

Dans cette application nous allons étudier la conduction de la chaleur en régime transitoire.

L'arc électrique ou la source de chaleur se déplace a une vitesse constant l'axe Y est l'axe central au milieu de l'assemblage, schématisé par **la figure III.1**.



**Figure III. 1** Assemblage de deux plaques métalliques [22].

La connaissance des conditions initiales et des conditions aux limites est nécessaire pour décrire le phénomène physique et la résolution mathématique du problème.

#### ➤ Condition initiales

Initialement les pièces à souder sont à une température  $T_0$  égale à la température ambiante ( $T_0 = 300\text{K}$ ) [11].

➤ **Conditions aux limites**

Les frontières de l'assemblage sont le siège de déperditions calorifique par convection et rayonnement [26] :

$$\text{Pour } x=0 \text{ et } \forall y \Rightarrow k \frac{\partial T}{\partial x} \Big|_{x=0} = h(T_P - T_\infty) + \varepsilon\sigma(T_P^4 - T_\infty^4)$$

$$\text{Pour } x=L \text{ et } \forall y \Rightarrow k \frac{\partial T}{\partial x} \Big|_{x=L} = h(T_P - T_\infty) + \varepsilon\sigma(T_P^4 - T_\infty^4)$$

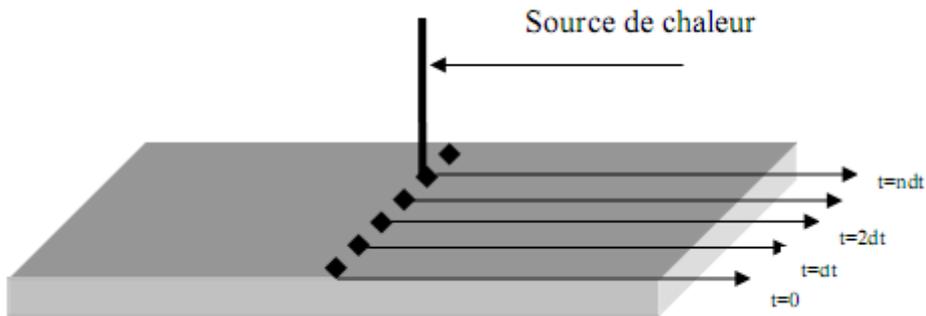
$$\text{Pour } y=0 \text{ et } \forall x \Rightarrow k \frac{\partial T}{\partial x} \Big|_{y=0} = h(T_P - T_\infty) + \varepsilon\sigma(T_P^4 - T_\infty^4)$$

$$\text{Pour } y=L \text{ et } \forall x \Rightarrow k \frac{\partial T}{\partial x} \Big|_{y=L} = h(T_P - T_\infty) + \varepsilon\sigma(T_P^4 - T_\infty^4)$$

**III.5 CONFIGURATION GEOMETRIQUE DE LA SOURCE DE CHALEUR**

**III.5.1 Simulation ponctuelle**

L'arc électrique est assimilé à une source de chaleur ponctuelle et mobile, qui peut être remplacée par une série de sources ponctuelles instantanéités placées les unes à la suite des autres, le long de la trajectoire de la source mobile (cordon de soudure) [12].



**Figure III. 2** Simulation ponctuelle de la source [22].

**III.5.2 Simulation gaussienne**

Dans ce cas la source de chaleur est loi d'être ponctuelle mais plutôt gaussienne (sa forme est ellipsoïdale). La littérature propose l'expression suivante pour ce modèle de source [22].

$$q = q_0 \exp \left[ -3 \left( \frac{x^2}{a^2} + \frac{y^2}{b^2} + \frac{z^2}{c^2} \right) \right] \quad \text{(III.42)}$$

### III.5.3 Traitement de terme source (S)

L'équation discrétisée est une équation algébrique linéaire. Pour la résoudre, on fait appel aux méthodes de résolution des systèmes algébriques.

Cependant on se heurte souvent à des cas de non linéarité dus parfois à l'expression Terme source. On procède alors à la linéarisation de ce dernier de la forme :

$$\bar{S} = S_c + S_p T_p \quad (\text{III.43})$$

Pour ce faire on va utiliser la méthode de la tangente recommandée par Patankar [23]

$$\bar{S} = \bar{S}^* + \left( \frac{dS}{dT_p} \right)^* (T_p - T_p^*) \quad (\text{III.44})$$

Avec :

$$S_c = \bar{S}^* - \left( \frac{dS}{dT_p} \right)^* T_p^* \quad (\text{III.45})$$

On aura

- **Au niveau du métal de base**

$$S_c = h_\infty T_\infty + 2\varepsilon\sigma T_\infty^4 + 6\varepsilon\sigma T_\infty^{4*} \quad (\text{III.46})$$

$$S_p = -(h_\infty + 8\varepsilon\sigma T_p^{3*}) \quad (\text{III.47})$$

On négligeant le rayonnement ( $\varepsilon \rightarrow 0$ ) on aura :

$$S_c = h_\infty T_\infty \quad (\text{III.48})$$

$$S_p = -h_\infty \quad (\text{III.49})$$

- **Au niveau du cordon de soudure**

$$S_c = h_\infty T_\infty + 2\varepsilon\sigma T_\infty^4 + 6\varepsilon\sigma T_\infty^{4*} + \frac{\eta UI}{\Delta x \Delta y} \quad (\text{III.50})$$

$$S_p = -(h_\infty + 8\varepsilon\sigma T_p^{3*}) \quad (\text{III.51})$$

On négligeant le rayonnement ( $\varepsilon \rightarrow 0$ ) on aura :

$$S_c = h_\infty T_\infty + \frac{\eta UI}{\Delta x \Delta y} \quad (\text{III.52})$$

$$S_p = -h_\infty \quad (\text{III.53})$$

Avec : \* symbole de la dernière itération

### III.6 RESOLUTION NUMERIQUE

Soit un maillage bidimensionnel, a chaque nœud P du maillage correspondent deux voisin, E et W suivant l'axe des abscisses et deux voisins N et S suivant l'axe des ordonnées.

Considérons l'équation régissant le transfert de chaleur dans un système de coordonnées cartésiennes :

$$\rho c_p \frac{\partial T}{\partial t} = k \left( \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} \right) + S \quad (\text{III.54})$$

$$\left( \frac{\partial T}{\partial t} \right)_{i,j}^{n+1} = \frac{T_{i,j}^{n+1} - T_{i,j}^n}{\Delta t} \quad (\text{III.55})$$

$$\left( \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} \right)_{i,j}^{n+1} = \frac{T_{i+1,j}^{n+1} - 2T_{i,j}^{n+1} + T_{i-1,j}^{n+1}}{\Delta x^2} \quad (\text{III.56})$$

$$\left( \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} \right)_{i,j}^{n+1} = \frac{T_{i,j+1}^{n+1} - 2T_{i,j}^{n+1} + T_{i,j-1}^{n+1}}{\Delta y^2} \quad (\text{III.57})$$

Dans notre cas on a pris la source ponctuelle donc :

- Pour le substrat

$$S_{i,j}^{n+1} = h_\infty T_\infty - h_\infty T_{i,j}^{n+1} = h_\infty (T_\infty - T_{i,j}^{n+1}) \quad (\text{III.58})$$

- Pour le cordon

$$S_{i,j}^{n+1} = h_\infty (T_\infty - T_{i,j}^{n+1}) + \frac{\eta UI}{\Delta x \Delta y} \quad (\text{III.59})$$

On pose :  $\Delta x = \Delta y = \Delta d$ .

D'où :

$$\begin{aligned} T_P^{n+1} - T_P^n &= \frac{\Delta t k}{\Delta d^2 \rho C_P} (T_E^{n+1} + T_W^{n+1} + T_N^{n+1} + T_S^{n+1} - 4T_P^{n+1}) \\ &+ \frac{\Delta t}{\rho C_P} \left( h_\infty T_\infty + \frac{\eta UI}{\Delta d^2} - h_\infty T_P^{n+1} \right) \end{aligned} \quad (\text{III.60})$$

Pour simplifier l'écriture on prend :

$$Ca = \frac{\Delta t k}{\Delta d^2 \rho C_P} \quad \text{et} \quad Cb = \frac{\Delta t}{\rho C_P}$$

D'où on peut écrire :

$$\begin{aligned} T_P^n &= (1 + 4Ca + h_\infty Cb) T_P^{n+1} - Ca (T_E^{n+1} + T_W^{n+1} + T_N^{n+1} + T_S^{n+1}) \\ &- Cb \left( h_\infty T_\infty + \frac{\eta UI}{\Delta d^2} \right) \end{aligned} \quad (\text{III.61})$$

$$T_P^n = a_p T_P^{n+1} + a_W T_W^{n+1} + a_E T_E^{n+1} + a_N T_N^{n+1} + a_S T_S^{n+1} + b \quad (\text{III.62})$$

Avec :

- ❖  $a_p = 1 + 4Ca + h_\infty Cb$
- ❖  $a_W = a_E = a_N = a_S = -Ca$
- ❖  $b = -Cb(h_\infty T_\infty + \frac{\eta UI}{\Delta d^2})$

▪ **Condition aux limites**

A présent, nous allons discrétiser les conditions aux limites données par les relations :

• **Face supérieure**

$$T_P^n = -\frac{k}{h_\infty \Delta d} T_P^{n+1} + \frac{k}{h_\infty \Delta d} T_S^{n+1} + T_\infty \quad (\text{III.63})$$

• **Face inférieure**

$$T_P^n = -\frac{k}{h_\infty \Delta d} T_P^{n+1} + \frac{k}{h_\infty \Delta d} T_N^{n+1} + T_\infty \quad (\text{III.64})$$

• **Face gauche**

$$T_P^n = (a_p + a_W) T_P^{n+1} + a_E T_E^{n+1} + a_N T_N^{n+1} + a_S T_S^{n+1} + b \quad (\text{III.65})$$

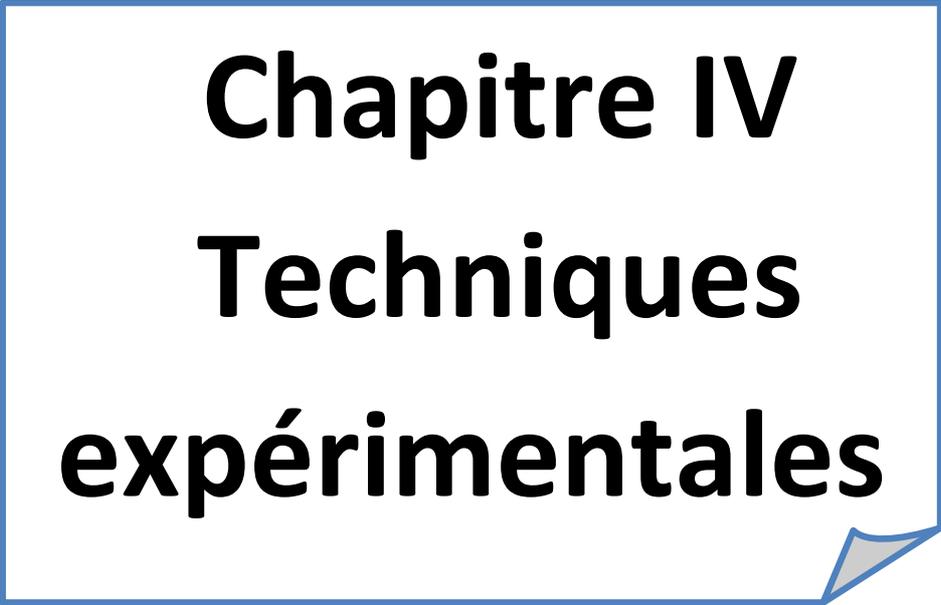
• **Face droite**

$$T_P^n = -\frac{k}{h_\infty \Delta d} T_P^{n+1} + \frac{k}{h_\infty \Delta d} T_W^{n+1} + T_\infty \quad (\text{III.66})$$

▪ **Condition initiales**

Initialement les pièces à souder sont à une température  $T_0$  égale à la température ambiante ( $T_0 = 300\text{K}$ ).

**Chapitre IV**  
**Techniques**  
**expérimentales**



## IV.1 INTRODUCTION

Le but de ce chapitre est de présenter les techniques et méthodes expérimentales adoptées pour la caractérisation d'une soudure hétérogène.

Les méthodes expérimentales adoptées sont la macrographie, la micrographie et l'essai de microdureté.

## IV.2 PRESENTATION DES MATERIAUX UTILISES

### IV.2.1 Matériaux de base

Les métaux de base sont les aciers inoxydables duplex et supermartensitiques, qui possèdent une bonne soudabilité. Le joint soudé étudié est un joint de rabotement de deux tubes en acier inoxydable.

Le premier est un tube en acier supermartensitique. Sa composition chimique et ces propriétés mécaniques sont données dans les tableaux (IV.1 et IV.2). Le fournisseur est la société japonaise « SUMITOMO METAL INTASTRING JAPAN ».

Le deuxième est un tube dont la nuance A790 GR selon la norme ASTM ; c'est un acier duplex (Austénoferritique). Sa composition chimique et ces propriétés mécaniques sont données dans les tableaux (IV.3 et IV.4). Le fournisseur est la société française « DMV STAINLES FRANCE ».

- **Métal de base N° 1** **Acier supermartensitique.**

- **Composition chimique**

**Tableau IV. 1** *Composition chimique en pourcentage massique de l'acier inoxydable supermartensitique [24].*

Les éléments	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	N	Nb	Si	B	Al	Ti	Cu	C
Taux en %	1	0.02	0.005	7	13	2.5	0.01	0.05	0.45	0.0005	0.055	0.15	0.25	0.015

- Propriétés mécaniques

**Tableau IV. 2** Caractéristiques mécaniques de traction simple à la température  $T = 20^{\circ}\text{C}$  [24].

Limite d'élasticité à 0.02 % d'allongement $Re_{0.2\%}$	Résistance à la traction $R_m$	Allongement à la rupture $A\%$
De 550 à 750 MPa	De 775 à 925 MPa	22%

- Métal de base N° 2 Acier austénoferritique.
- Classification A 790 GR.
- Composition chimique

**Tableau IV. 3** Composition chimique en pourcentage massique de l'acier inoxydable duplex A790 GR [12].

Les éléments	<b>C</b>	<b>Mn</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Ni</b>	<b>Cr</b>
Taux en %	0.021	0.48	0.022	0.0007	6.9	<b>25.46</b>
Les éléments	<b>Mo</b>	<b>N</b>	<b>Cu</b>	<b>W</b>	<b>Si</b>	
Taux en %	3.65	0.27	0.61	0.64	0.49	

- Propriétés mécaniques

**Tableau IV. 4** Caractéristiques mécaniques de traction simple à la température  $T = 20^{\circ}\text{C}$  [25].

Limite d'élasticité à 0.02 % d'allongement $Re_{0.2\%}$	Résistance à la traction $R_m$	Allongement à la rupture $A\%$
De 652 à 654 MPa	De 839 à 840 MPa	De 31.9 à 34.4

## IV.2.2 Métal d'apport

La composition chimique et ces propriétés mécaniques sont données dans les tableaux (IV.5 et IV.6).

Cette composition chimique correspond aux aciers inoxydables duplex à cause de leurs hautes teneurs en éléments Chrome et Nickel.

- Composition chimique

**Tableau IV. 5** Composition chimique en pourcentage massique de l'acier inoxydable duplex DP-3WT [26]

Les éléments	<b>W</b>	<b>Cu</b>	<b>C</b>	<b>Ni</b>	<b>Cr</b>	<b>Mo</b>	<b>Si</b>	<b>N</b>
Taux en %	2	0.5	0.02	6.7	25.1	3.5	0.4	0.3

- Propriétés mécaniques

Tableau IV. 6 Caractéristiques mécaniques de traction simple du DP-3WT à la température  $T = 20^{\circ}\text{C}$  [26].

Limite d'élasticité à 0.02 % d'allongement $Re_{0.2\%}$	Résistance à la traction $R_m$	Allongement à la rupture $A\%$
550 MPa	800 MPa	15

### IV.3 SOUDAGE DES TUBES

L'assemblage des deux tubes a été réalisé par la société GTP. Le procédé de soudage utilisé est le TIG (Tungsten Inert Gas).

La préparation des bords avant l'exécution de l'opération de soudage, a été réalisée selon le schéma ci-dessous. Un chanfrein en V est nécessaire.

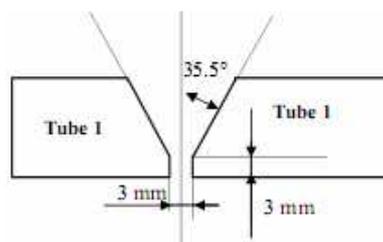


Figure IV. 1 Géométrie du chanfrein.

*Le tube 01 en acier supermartensitique, le tube 02 en acier duplex.*

### IV.4 CARACTERISATION STRUCTURALE

#### IV.4.1 Examen métallographique

Cet examen met en évidence les différentes zones de la soudure, à savoir la zone fondue (ZF), la zone affecté thermiquement (ZAT), la zone de liaison (ZL) et le métal de base (MB) et permet de mesurer les étendues des différentes zones.

##### a- Préparation de l'échantillon

La coupe est réalisée, généralement dans le sens traversé la soudure, avec une meule sous eau pour éviter les échauffements. Un usinage de la surface est nécessaire, dans le cas d'une découpe avec un lapidaire sans système de refroidissement de la pièce, pour éliminer la zone surchauffée de la découpe.

## b- Polissage

Le pré-polissage de la surface à examiner est réalisé avec un touret sous eau et des disques abrasifs de granulométrie d'environ P240 – P400 – P800 – P1000 – P1200. La vitesse de rotation est comprise entre 150 et 300 tours/minutes environ. L'échantillon subit une rotation à 90° à chaque changement de granulométrie pour effacer les raies précédentes de polissage. La durée de polissage est d'environ 2 minutes par granulométrie. Puis on fait le polissage de finition, cette opération permet d'améliorer davantage notre surface en utilisant des feutres imbibés de suspensions d'alumine diluées ; ces grains avaient la taille 0,05  $\mu\text{m}$  avec une vitesse de rotation variant entre 50 et 100 tours/mn.

Après le polissage, la surface de nos échantillons a un aspect miroir. On l'a soigneusement séchée, ils sont donc prêts à l'attaque chimique.



Figure IV. 2 Polisseuse.

## c- Rinçage et séchage

En passant d'un papier abrasif à un autre l'échantillon est rincé soigneusement en utilisant le bac à ultrasons pour assurer un nettoyage en profondeur puis séché.

## d- Attaque chimique

Celle-ci est réalisée à l'aide d'une solution chimique composée de :  
1g acide picrique + 100ml éthanol (solution Vellila).

## e- Examen macrographique

L'examen macrographique permet de révéler la structure métallographique homogène ou hétérogène d'une coupe transversale d'une éprouvette soudée. Le réactif chimique appliqué sur la surface polie de l'éprouvette révèle, par dissolution à vitesse inégale, les hétérogénéités

chimiques de la surface métallique examinée. Dans notre travail nous avons suivi une méthode classique qui nous a permis de prendre la photo de la soudure en utilisant un scanner.

### f- Micrographie optique

Même préparation que la macrographie mis à part que l'échantillon est placé dans le microscope optique, et à l'aide de l'appareil photo incorporé dans le microscope optique on fixe la résolution de l'image qui apparaît à l'écran et on choisie éventuellement la plage qui nous intéresse puis on procède à la prise des clichés.

### g- Microscope électronique à balayage (MEB)

Le principe du microscope électronique à balayage (MEB) est de balayer un échantillon par une sonde électrique. Le signal électrique provient de la transformation des électrons secondaires émis lors de l'interaction d'un faisceau d'électrons incidents avec un matériau (l'intensité d'émission de ces électrons dépend de la topographie de la surface (effet de pointe, d'arête), du potentiel local, du numéro atomique et ils proviennent que de la zone superficielle (quelques nanomètres)). Ce signal électrique module l'intensité du faisceau d'un tube d'oscilloscope ou de télévision à balayage synchrone. L'image est obtenue après le balayage complet de l'écran, les images obtenues de cette façon au MEB présentent surtout un avantage du point de vue du pouvoir de résolution qui peut atteindre dans les meilleurs cas une valeur de l'ordre de quelques micromètres.

## IV.5 ESSAI DE MICRODURETE

### IV.5.1 Principe de l'essai de microdureté

La mesure de la microdureté Vickers se fait avec une pointe pyramidale normalisée en diamant de base carrée et d'angle au sommet entre face égal à  $136^\circ$ . L'empreinte a donc la forme d'un carré ; on mesure les deux diagonales  $d_1$  et  $d_2$  de ce carré à l'aide d'un appareil optique. On obtient la valeur  $d$  en effectuant la moyenne de  $d_1$  et  $d_2$ . C'est  $d$  qui sera utilisé pour le calcul de la dureté.

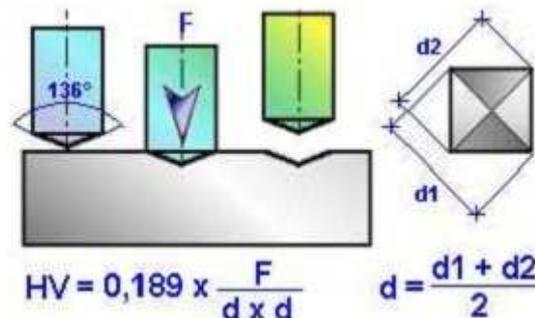
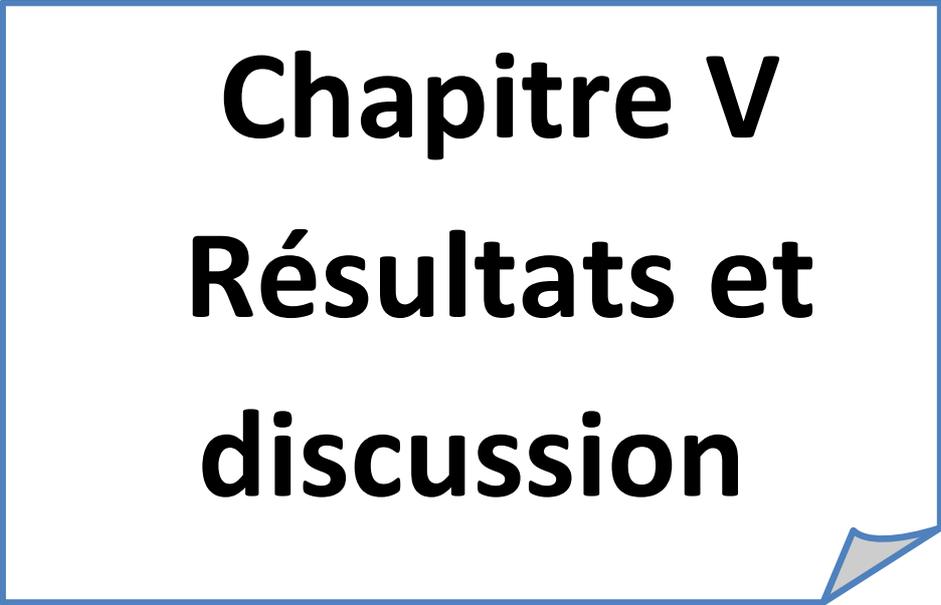


Figure IV. 3 Dimensions de l'empreinte, pyramidale et formules de calcul [27].

La mesure de la microdureté dans notre cas à été effectuée par un balayage, ce qui a pour objectif d'étudier l'évolution de la dureté dans les différentes zones de l'assemblage hétérogène. Les mesures ont été faites selon deux profils parallèles du coté martensitique avec une charge de 200 g et un pas de 500 u. et du coté Duplex on a réalisé uniquement un seul profil au milieu du cordon avec une charge de 1Kg et un pas de 500 u.

Cet essai a été réalisé au niveau du Centre De Recherche Scientifique Et Technique En Soudage Et Contrôle (CSC), Chéraga, Alger.



**Chapitre V**  
**Résultats et**  
**discussion**

## V.1 INTRODUCTION

Ce chapitre sera consacré aux résultats numériques et expérimentaux et à leurs interprétations. Les résultats obtenus nous permettront de déterminer les étendues des zones à risque, à savoir, la zone affectée thermiquement (ZAT), ainsi qu'une estimation de la dilution à partir de la zone de liaison et de la géométrie du chanfrein.

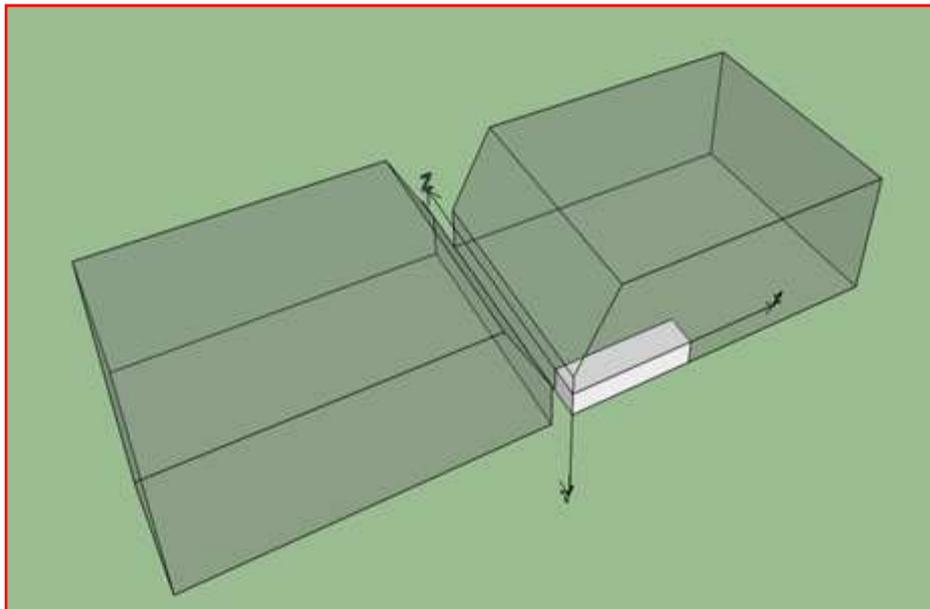
## V.2 RESULTATS OBTENUS PAR LA SIMULATION NUMERIQUE

- **Principe**

Le principe de la méthode se base sur l'étude des transferts thermiques au niveau d'un élément surfacique de l'ordre du millimètre, comme schématisé dans la figure V.1. Du fait du rétrécissement des zones affectées qui est connu dans les aciers inoxydables et en prenant en considération la méthode numérique choisie (Différences Finies), nous avons choisi d'effectuer notre étude sur un élément infinitésimal représentatif.

Lors du soudage, la pièce est exposée à des cycles thermiques (Chauffage / Refroidissement) très rapides.

La source de chaleur (torche) se déplaçant suivant l'axe (z). La plus grande partie du flux de chaleur provenant du jaillissement de l'arc électrique est évacuée par conduction à travers l'élément, le reste par convection et rayonnement. Cette conduction de chaleur et le cumul des cycles thermiques peuvent affecter graduellement les propriétés structurales et mécaniques.



**Figure V. 1** *Vue en 3D de l'élément étudié.*

### **V.2.1 Choix de maillage**

Le choix pour lequel nous avons opté, consiste à partager l'assemblage soudé en deux zones dans la direction de la longueur de la pièce (suivant l'axe des x), chaque zone englobe la moitié de cordon de soudure et une partie de l'assemblage.

Nous avons essayé de rendre le maillage le plus fin possible pour assumer l'importance du gradient de température au niveau du cordon sans pour autant négliger le rapport entre le maillage et le temps de calcul.

Le choix du maillage auquel nous avons opté est :

$$\Delta x = 0,0002 \text{ m}$$

$$\Delta y = 0,0002 \text{ m}$$

$$\Delta t = 0,2 \text{ s}$$

Avec :

$$n_x = \frac{l_x}{\Delta x}$$
$$n_y = \frac{l_y}{\Delta y}$$

Où

$n_x$  : Le nombre de points suivant l'axe des x.

$n_y$  : Le nombre de points suivant l'axe des y.

$l_x$  : La longueur de la pièce.

$l_y$  : La hauteur de la pièce.

### **V.2.2 Discussion des résultats numériques**

Toutefois, nous avons conçu un ensemble d'algorithmes permettant de déterminer l'évolution de la température dans une structure soudée. Il s'agit essentiellement de créer une bibliothèque de fonctions, à l'aide du langage Matlab, avec laquelle nous pouvons avoir toute sorte de graphiques liés à l'étude thermique du joint de soudure. Une fois conçue, cette bibliothèque de routines nous permet d'automatiser l'analyse thermique, Pour avoir une idée sur la fiabilité de nos algorithmes, nous avons développé sous Matlab une interface graphique avec laquelle nous utilisons les routines su-citées. Cette interface graphique homme/machine assure une meilleure exploitation des entrées/sorties. Nous avons abouti à une application installable sur une plateforme Windows, nommée ThermoSoud ®, et dont un aperçu de la fenêtre principale est présenté sur la figure V. 2.

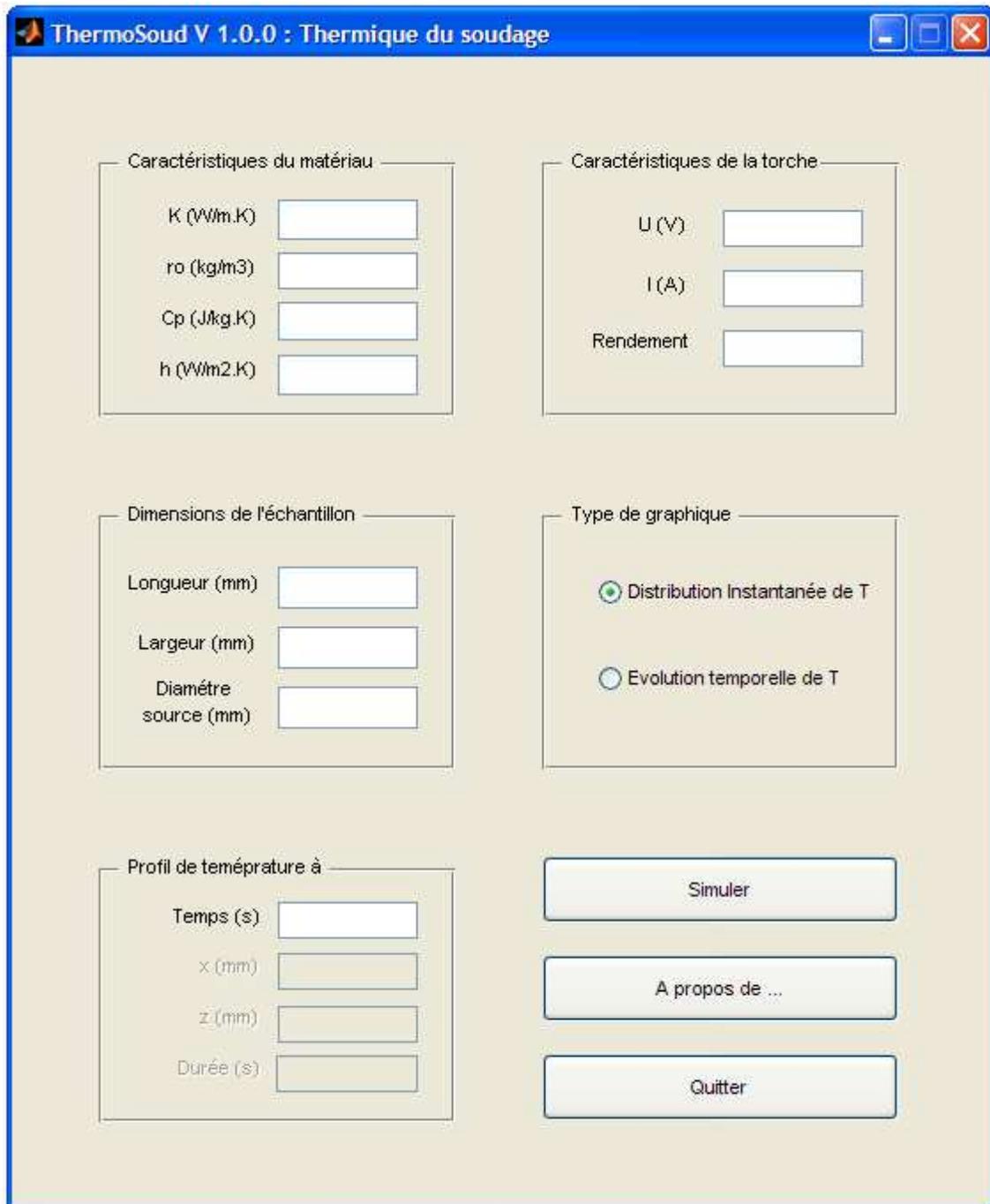


Figure V. 2 Fenêtre principale de ThermoSoud®.

Cette application permet donc à l'utilisateur d'obtenir différents types de graphiques caractérisant l'évolution de la température en fonction du temps et de la distance par rapport au cordon de soudure comme vous pouvez le constater dans la figure V. 3.

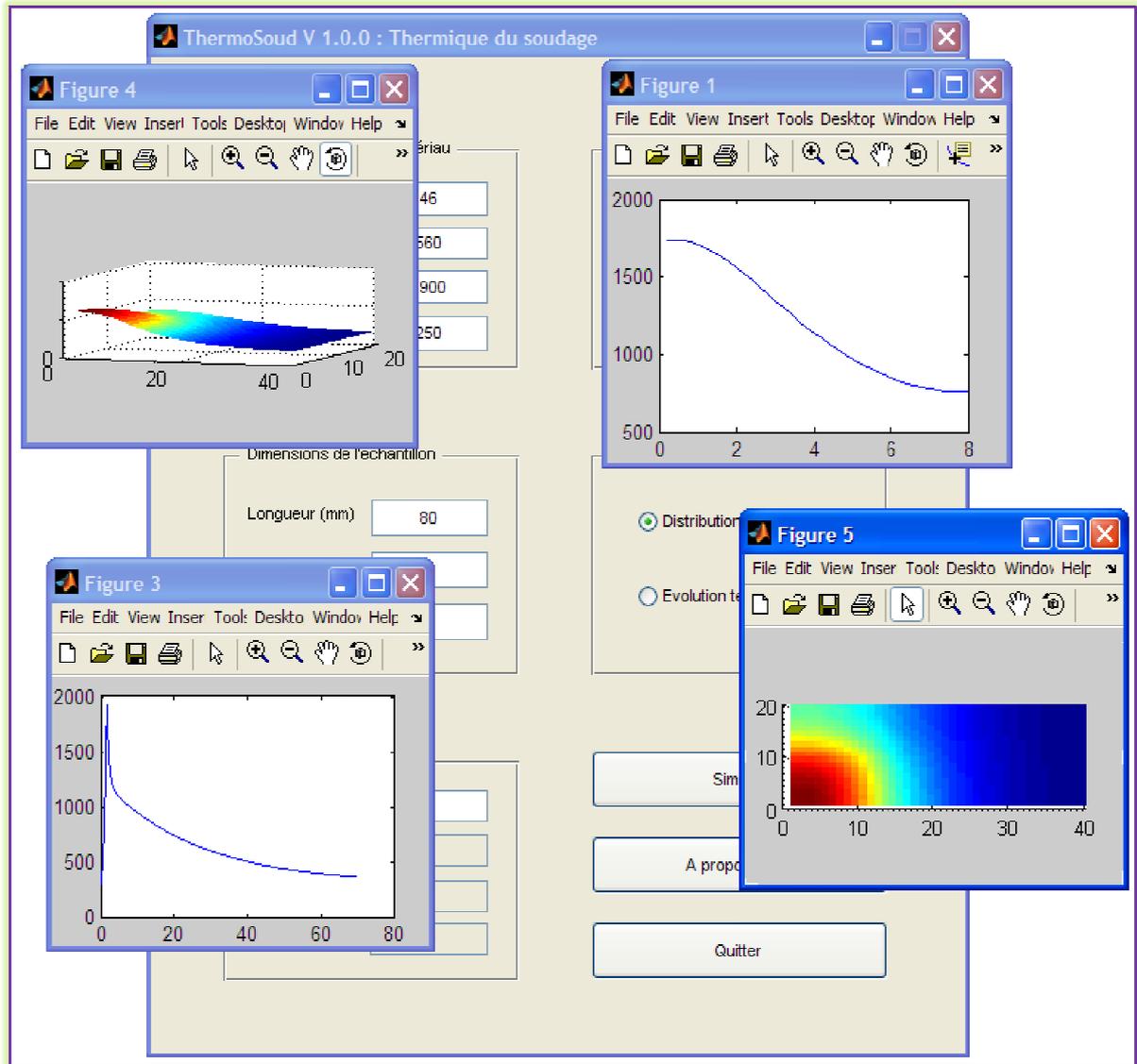


Figure V. 3 Présentation de quelques résultats obtenus sous ThermoSoud ®.

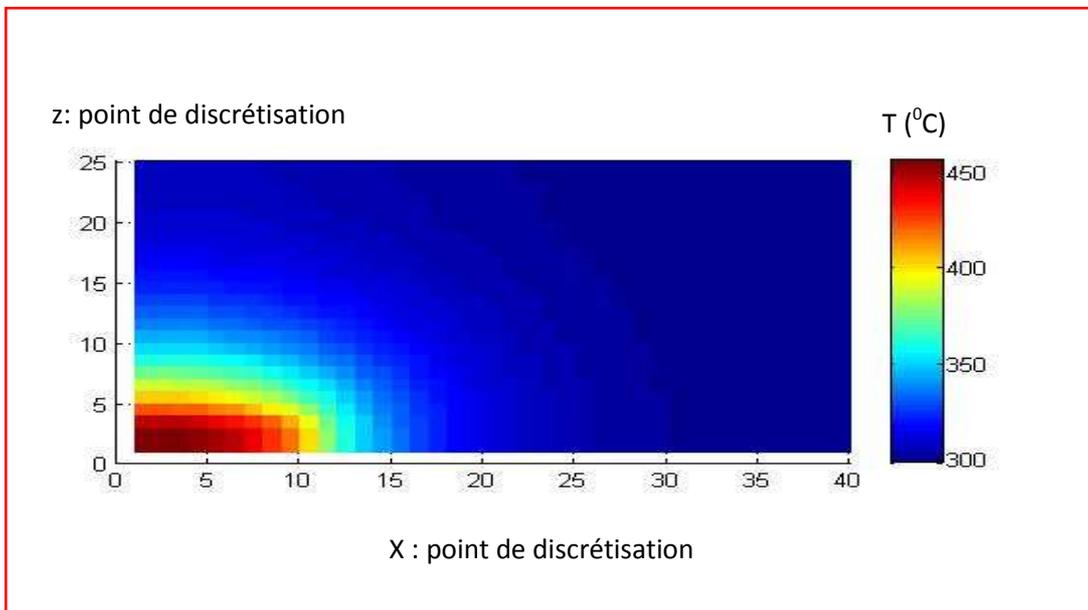
**a. Pour l'acier duplex**

- **Les isothermes**

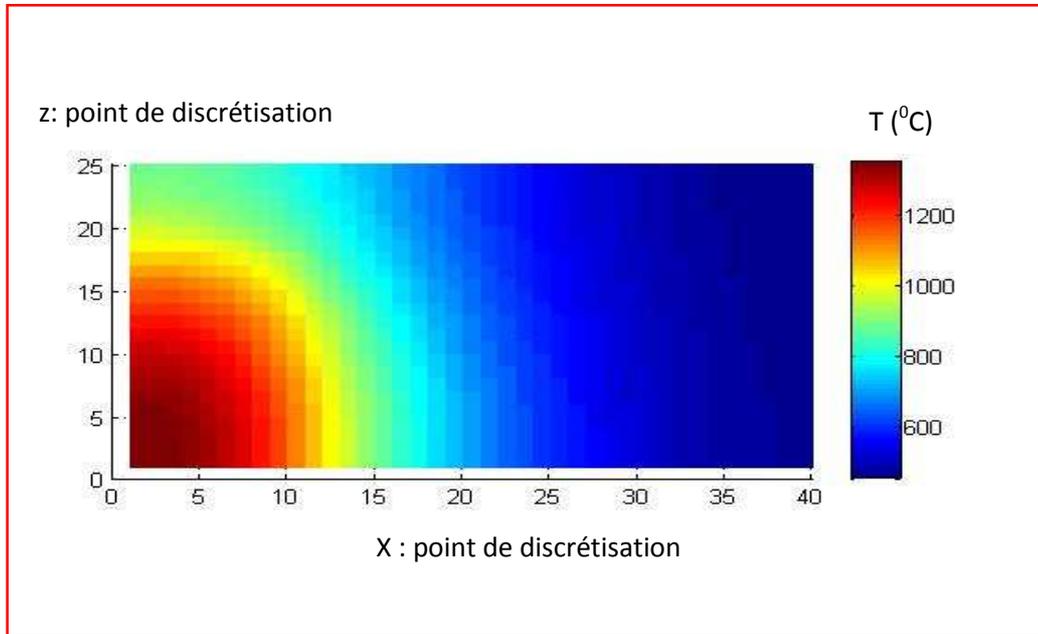
La figure V.1 représente la répartition de la température aux différents instants, les isothermes sont resserrées sous forme de cercle autour d'une surface d'impact de la source, cela est dû à l'important apport de chaleur à ce niveau. Les isothermes s'étalent dans les deux directions (x, z) lors de déplacement de la source, cet élargissement caractérise le transfert de chaleur par conduction. Ces derniers atteignent la valeur de 2500 K.

On a pris des temps réduits vu les faibles dimensions de la pièce et l'affinité du maillage.

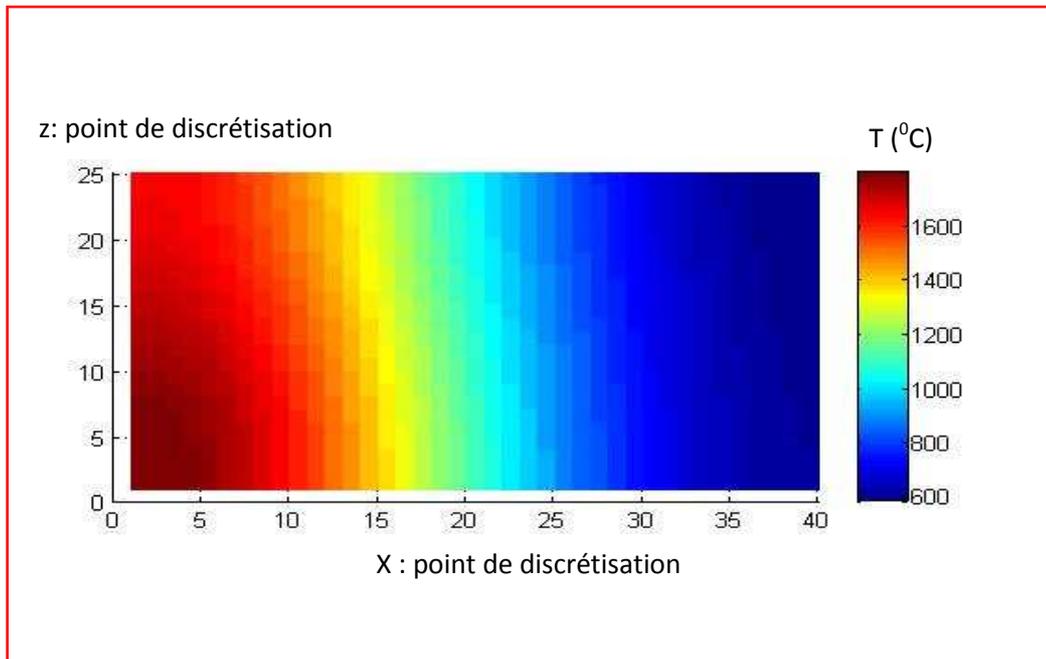
Ces résultats sont obtenus pour les aciers inoxydables.



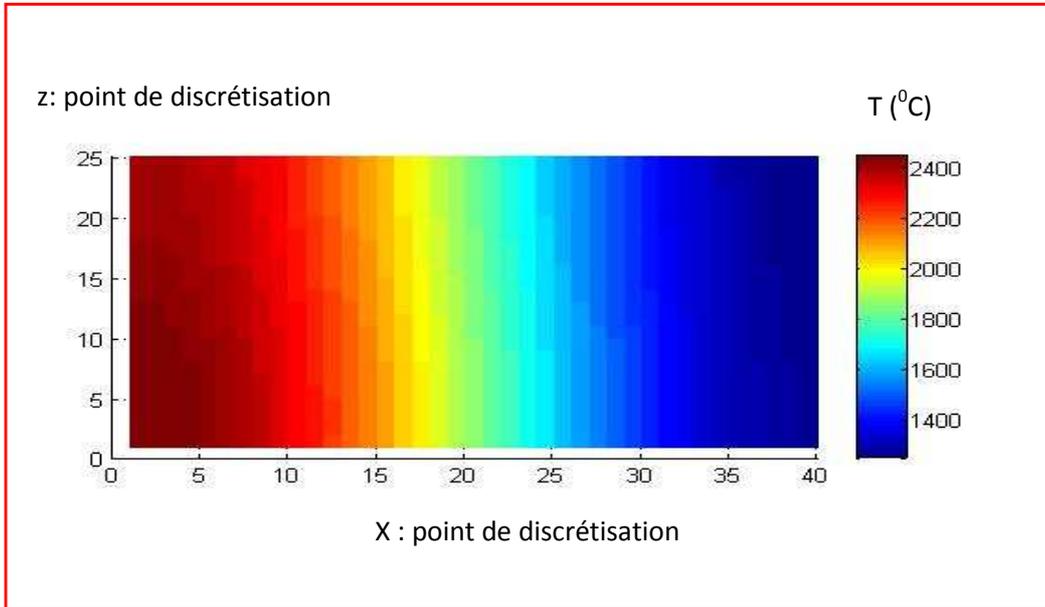
**Isotherme à t=0,2 s**



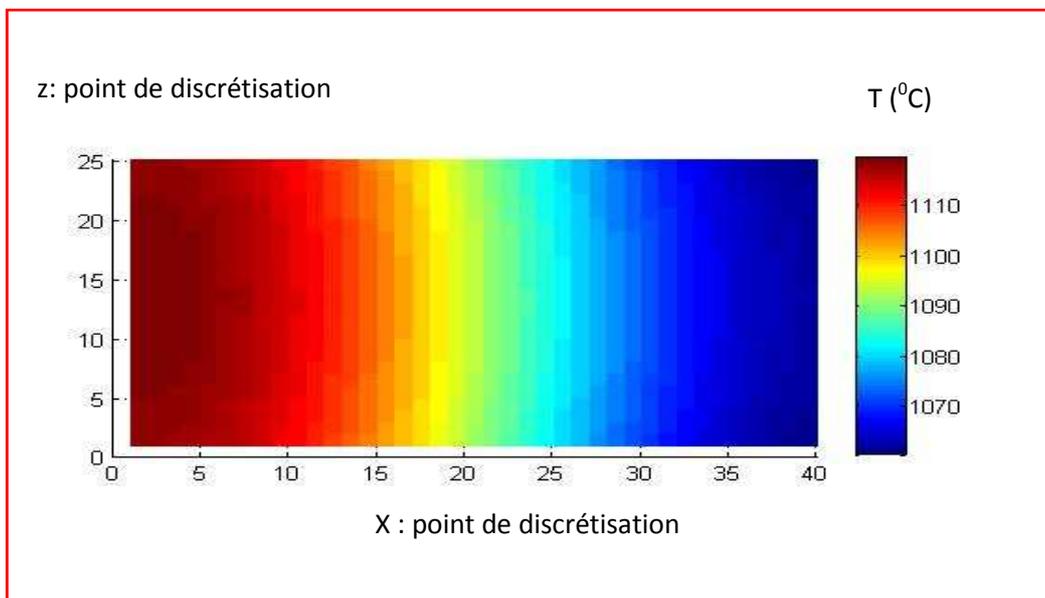
Isotherme à t=1 s



Isotherme à t=2 s



Isotherme à t=3 s



Isotherme à t=8 s

Figure V. 4 Profil de température aux différents instants.

- **Les courbes de température en fonction du temps**

Pour les courbes de température en fonction du temps, nous avons comparé les deux aciers duplex et supermartensitique.

Pour l'acier duplex l'étude a été effectuée en utilisant séparément les deux conductivités des phases (ferritique et austénitique) qui ont comme valeurs 25 et 15 W/m<sup>2</sup> K respectivement [28].

La conductivité de la supermartensite est de 25 W/m<sup>2</sup> K [28].

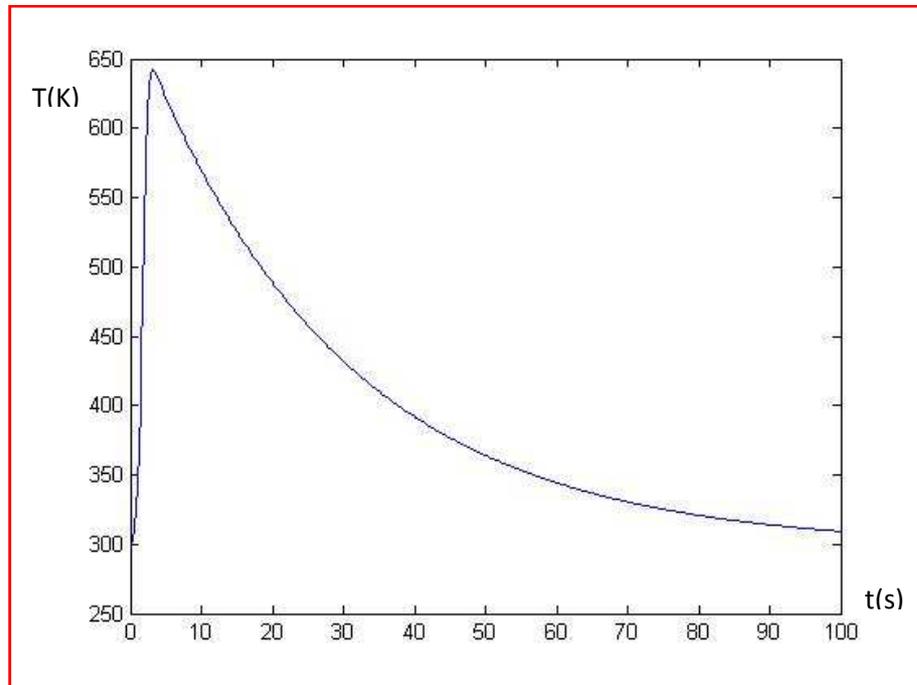
Les courbes ci-dessous montrent la variation de la température en fonction du temps pour les deux structures.

Les courbes ci-dessous décrivent le comportement thermique de deux points de coordonnées (4mm, 3mm) et (8mm, 3mm). On peut distinguer sur la courbe T= f (t) deux zones différentes:

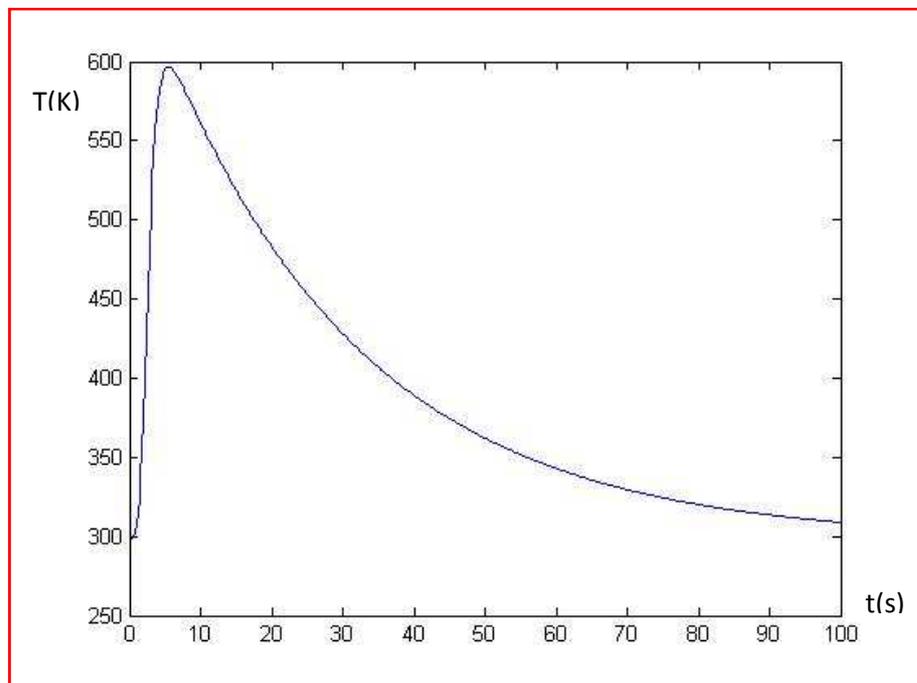
1. Une zone correspondant à un chauffage très rapide qui a lieu quand la source d'énergie se trouve au minimum de distance par rapport aux points en question.
2. Un refroidissement rapide qui succède immédiatement au passage de la source.

Cela est dû au fait que contrairement au modèle numérique qui est caractérisé par une vitesse constante, l'opération expérimentale, quand à elle, peut connaître des accélérations ou décélération dans l'avancement manuel de la source d'énergie.

- Courbes des températures en fonction du temps aux différents points pour la structure ferritique



Point 1 (4,3)

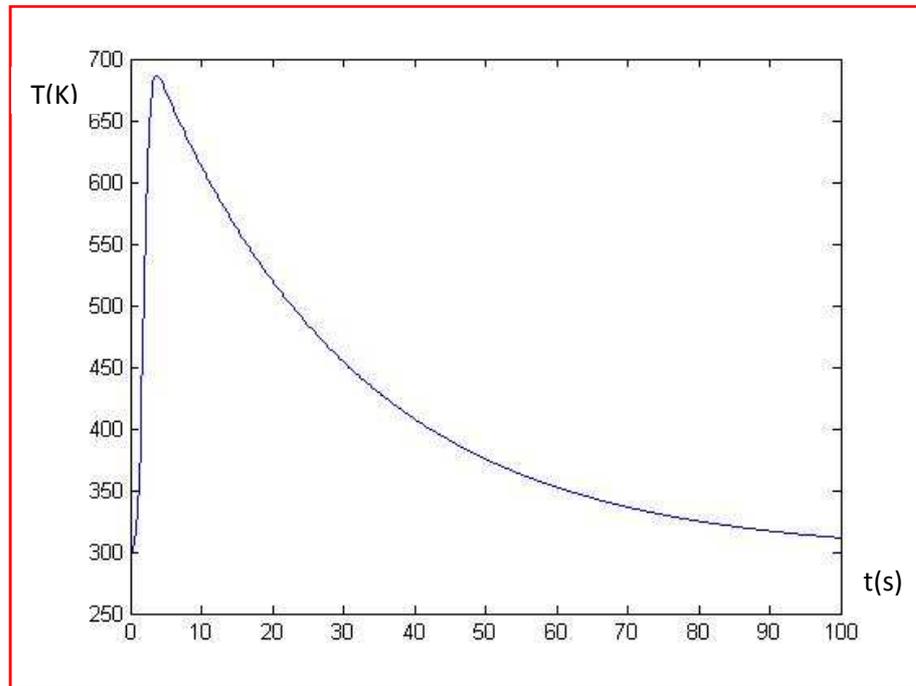


Point 2 (8,3)

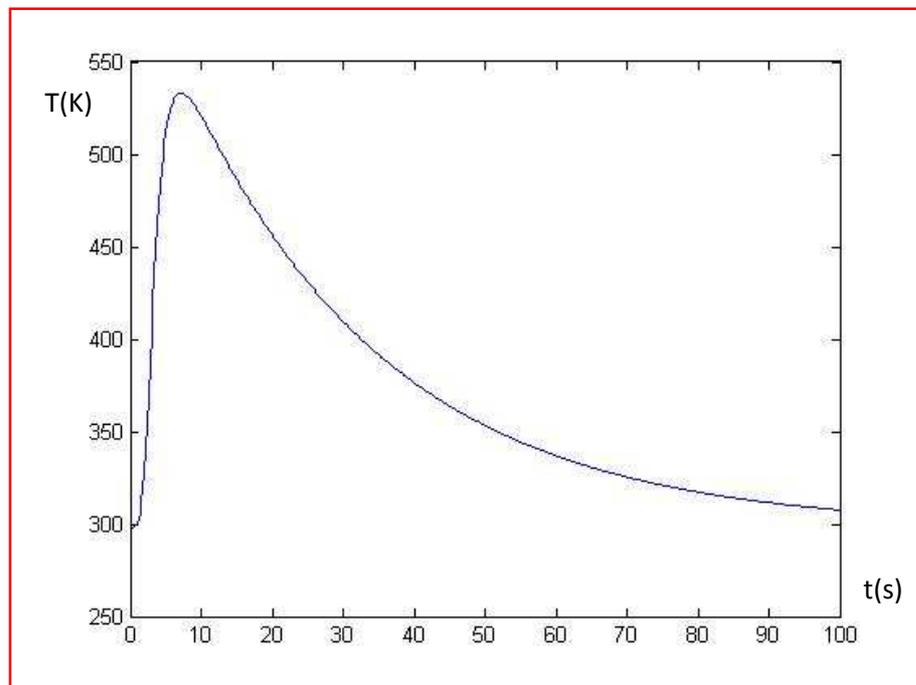
Figure V. 5 Variation de la température des points proches du cordon en fonction de temps.

(Résultat obtenu numériquement (structure ferritique)).

- **Courbes des températures en fonction du temps aux différents points pour la structure austénitique**



**Point 1 (4,3)**



**Point 2 (8,3)**

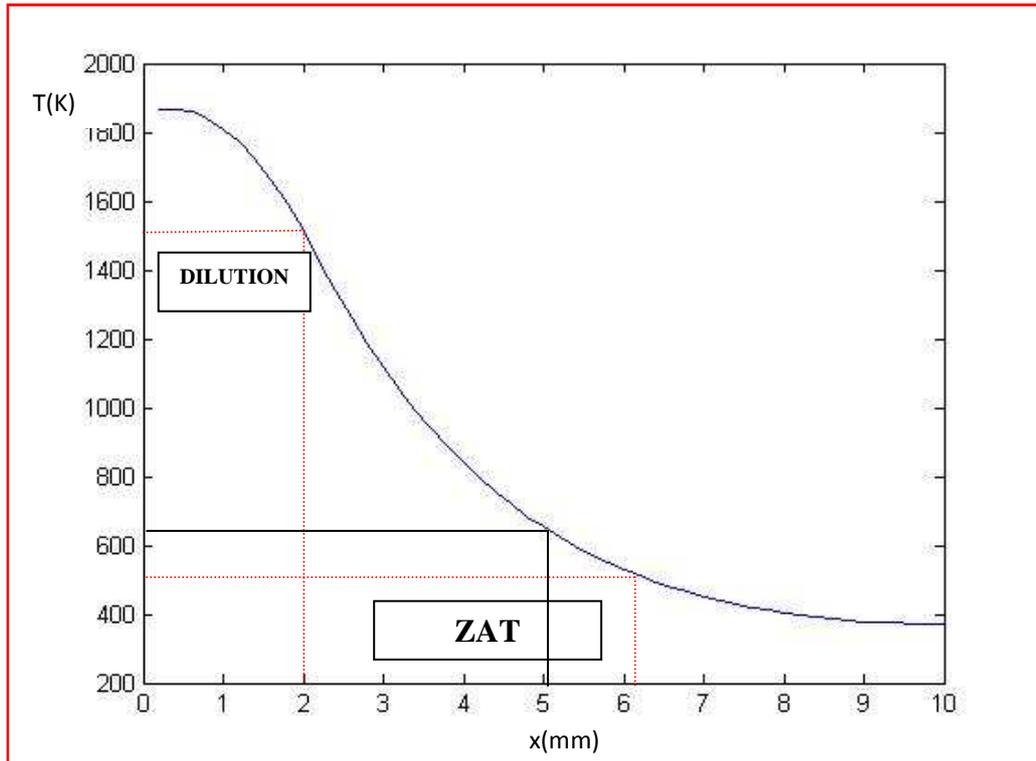
**Figure V. 6** Variation de la température des points proches du cordon en fonction de temps.

(Résultat obtenu numériquement (structure austénitique)).

- **Courbes de température en fonction de la distance x**

La température diminue en fonction de la distance x. car en s'éloignant du point de positionnement de la torche la température chute progressivement.

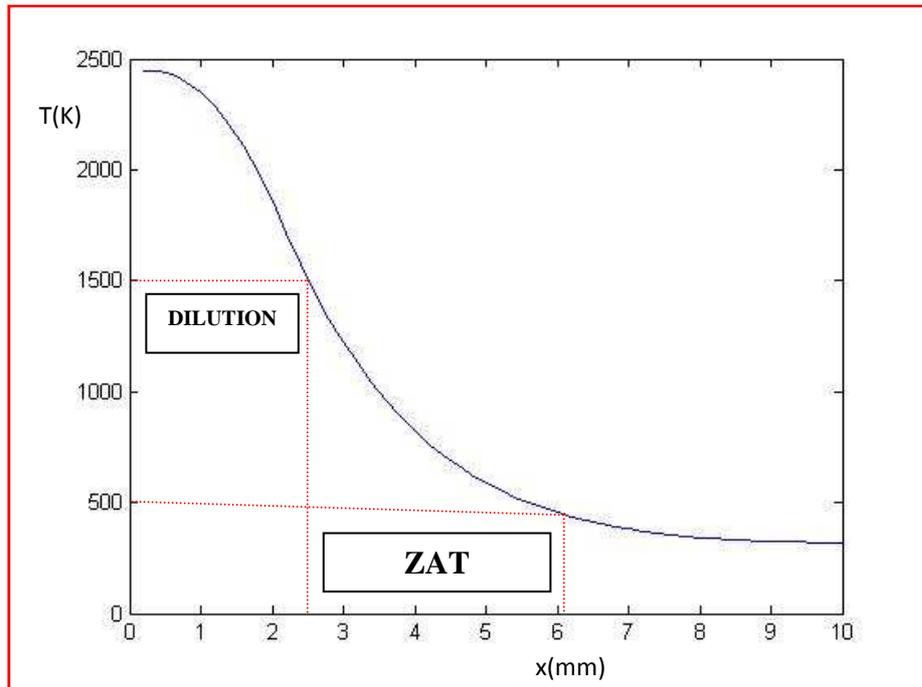
- **Courbes de température en fonction de la distance x obtenue pour la conductivité de la ferrite à t=3s**



**Figure V. 7** Variation de la température en fonction de la distance x.

(Résultat obtenu numériquement (structure ferritique)).

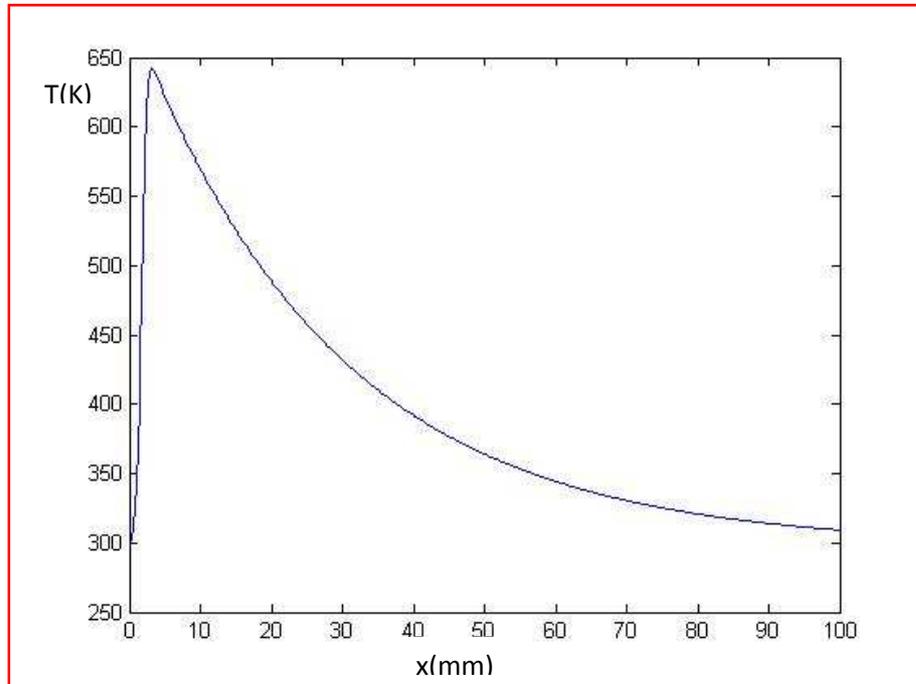
- Courbes des températures en fonction de la distance  $x$  obtenue pour la conductivité de l'austénite à  $t=3s$



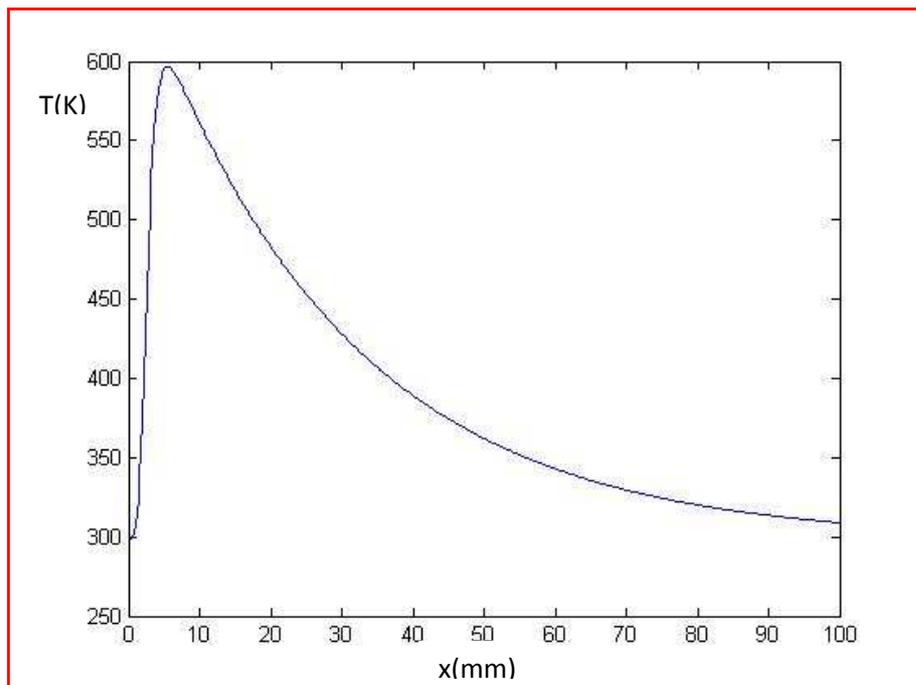
**Figure V. 8** Variation de la température en fonction de la distance  $x$ .  
(Résultat obtenu numériquement (structure austénitique)).

**b. Pour l'acier supermartensitique**

- **Courbes des températures en fonction du temps aux différents points pour l'acier supermartensitique**



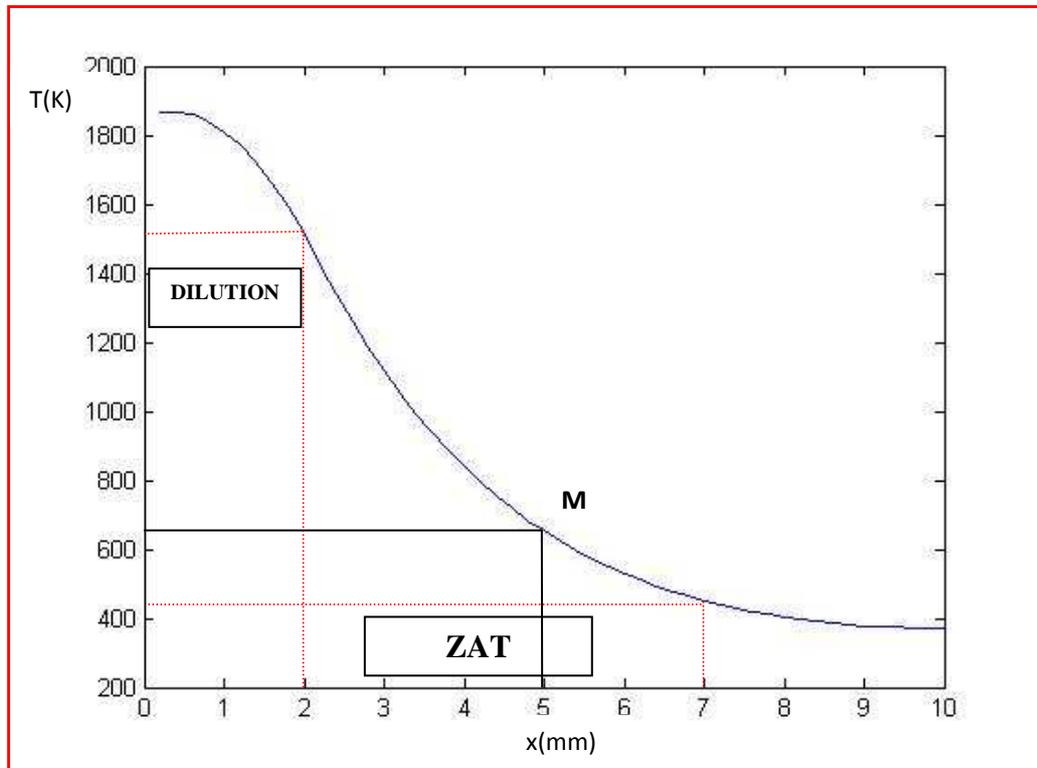
**Point 1 (4,3)**



**Point 2 (8,3)**

**Figure V. 9** Variation de la température des points proches du cordon en fonction de temps.

- Courbes de température en fonction de la distance  $x$  pour l'acier supermartensitique à  $t=3s$



**Figure V. 10** Variation de la température en fonction de la distance  $x$ .

(Résultat obtenu numériquement).

## V.3 RESULTATS EXPERIMENTAUX

### V.3.1 Macrographie

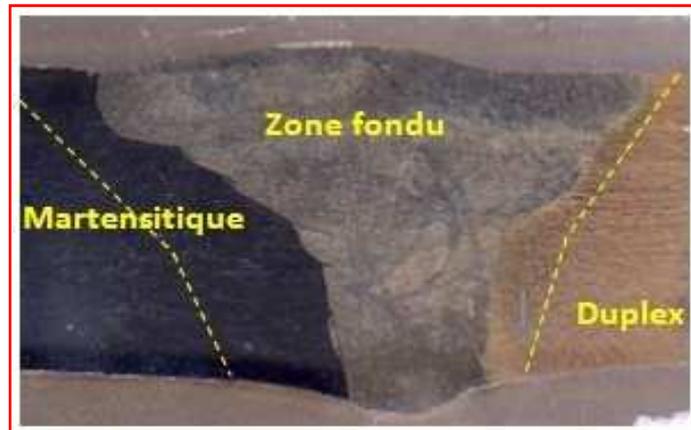


Figure V. 11 Vue macrographique du joint de soudure.

La macrographie ci-dessus présente clairement les deux matériaux soudés et la zone fondue. On a constaté également que la ZAT du coté martensitique été plus large que celle du coté Duplex.

#### a) Coté duplex

- Le métal de base

Le métal de base en acier austéno-ferritique possède une structure en bande constituée de deux phases, la ferrite et l'austénite. Cette structure est typique des aciers inoxydables duplex.

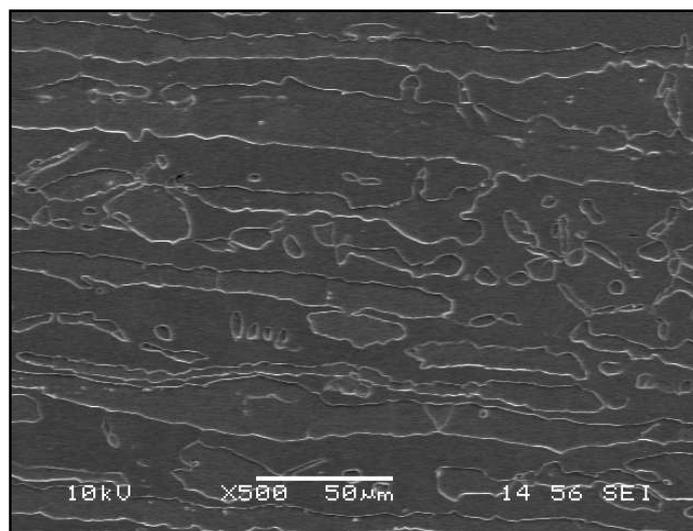
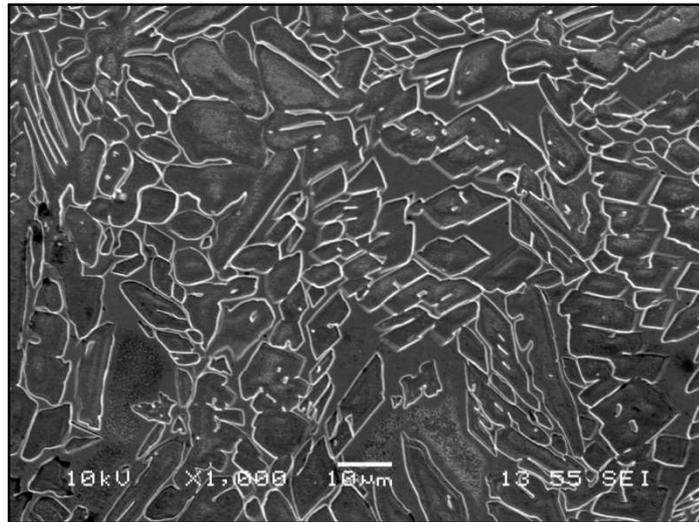


Figure V. 12 Vue micrographique de Métal de base.

- **Zone fondue**

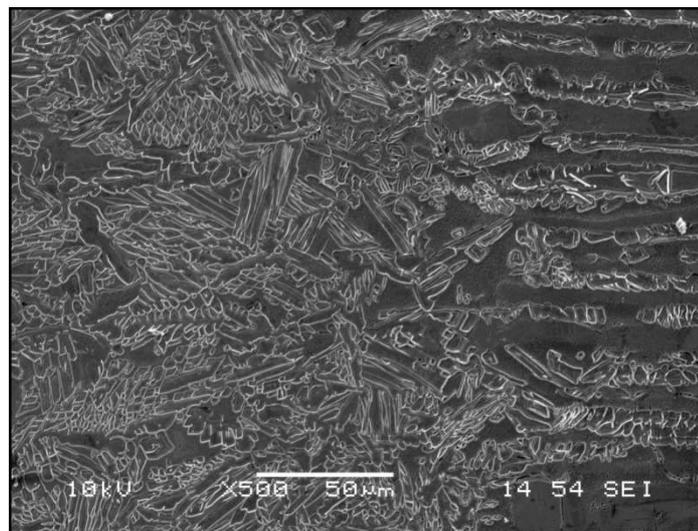
On remarque dans la zone fondue que la structure est dendritique (structure brute de solidification).



**Figure V. 13** *Vue micrographique de la zone fondue.*

- **Zone de liaison**

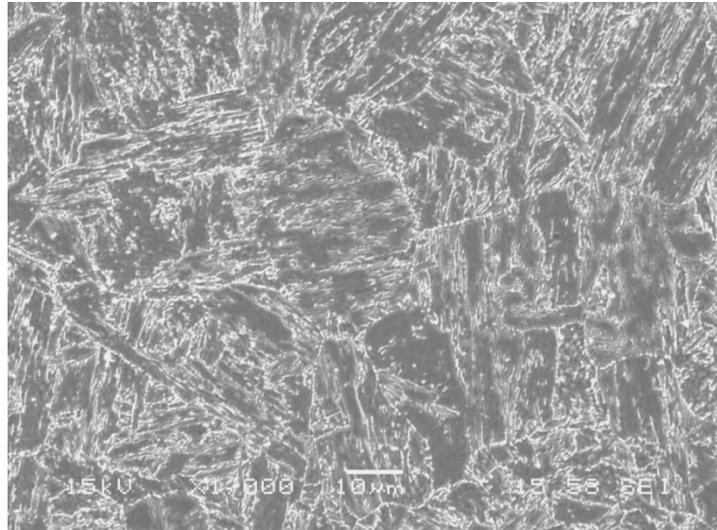
Cette zone est l'interface entre le métal fondu et la zone affectée thermiquement, elle représente la transition de la morphologie de la structure dendritique vers la forme initiale sous forme de bandes. On remarque un grossissement considérable des grains par rapport au métal de base avec un élargissement de la taille de ferrite, au niveau du passage vers la ZAT.



**Figure V. 14** *Vue micrographique de la zone de liaison.*

**b) Coté supermartensitique**

- **Métal de base**

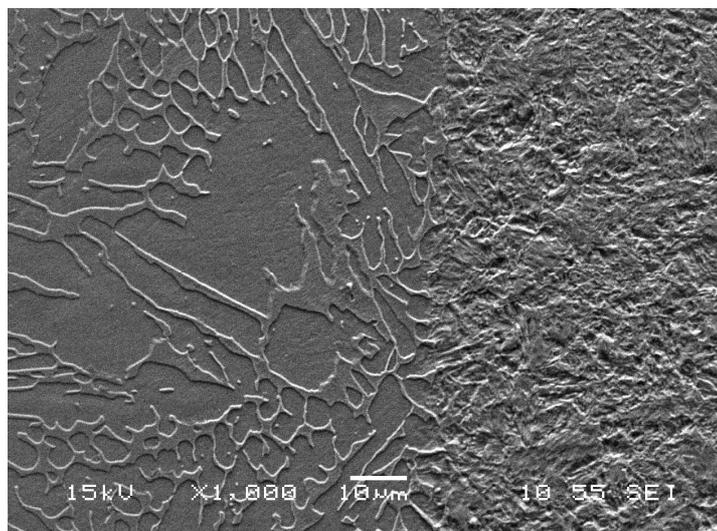


**Figure V. 15** *Vu métallographique du métal de base.*

Cette micrographie représente le métal de base supermartensitique, elle montre bien l'aspect de la martensite en lattes et en aiguilles avec différentes orientations.

- **Zone de liaison**

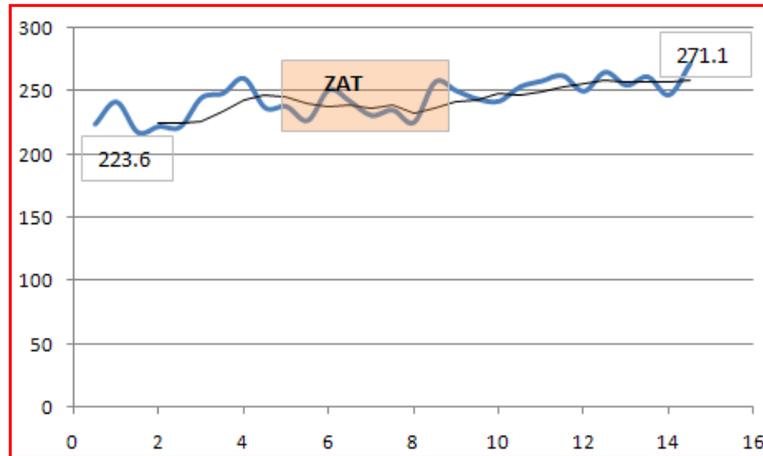
Du fait que le cordon de soudure a été réalisé avec un acier inoxydable duplex on remarque clairement la différence structurale entre la zone fondue et la zone affectée thermiquement. La zone de liaison représente la transition de la morphologie de la structure de la forme dendritique vers la forme initiale sous forme de bandes.



**Figure V. 16** *Vu métallographique de la zone de liaison.*

### V.3.2 Résultats de l'essai de microdureté

#### a) Coté duplex



**Figure V. 17** l'évolution de la dureté à travers le joint soudé.

L'essai de la microdureté sert à suivre l'évolution de la dureté en fonction de la distance dans le joint soudé.

Nous avons réalisé un profil de microdureté au niveau de la surface du joint de soudure. La distance respectée entre deux empreintes est de 0.5mm avec une charge égale à 01Kgf. Les résultats obtenus nous ont permis de tracer la courbe ci-dessus.

La variation de la dureté diminue graduellement du métal fondu jusqu'au métal de base. Elle diminue de la valeur 271 à 220. Cela est dû aux différences morphologiques entre l'acier duplex de structure en bandes et la zone fondue de structure dendritique.

La courbe de tendance superposée au profil de la microdureté montre que la variation des valeurs de la microdureté le long des différentes zones constituant l'assemblage n'est pas très apparente. Cela est causé par le choix du métal d'apport qui est de même nature que le matériau soudé (duplex).

b) Coté supermartensitique

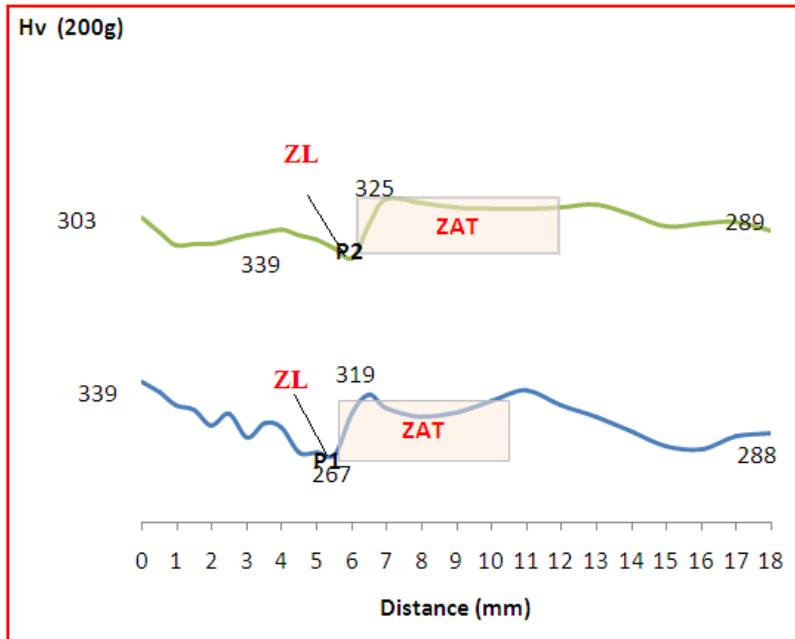


Figure V. 18 l'évolution de la dureté à travers le joint soudé.

Du coté supermartensitique, les duretés sont plus élevées par rapport à celles du duplex. Au niveau de la zone de liaison, la dureté présente des points bas (diminution brutale de dureté à P<sub>1</sub> et P<sub>2</sub>). Cette diminution peut être expliquée comme suit :

En utilisant les diagrammes WRC 92 qui déterminent les phases en présence en fonction des éléments stabilisateurs de la ferrite et de l'austénite comme illustre la figure V.18. Avec de fortes teneurs en Cr et Ni ; le matériau peut contenir en plus de la martensite ; de l'austénite résiduelle et une proportion en ferrite ; le taux de ferrite peut être déterminé par [28].

$$FF = Cr + 6Si + 8Ti + 4Mo + 2Al + 4Nb - 2Mn - 4Ni - 40(C + N)$$

Au cours du soudage TIG des supermartensitiques, il est fort probable que d'importantes quantités de ferrite soient présentes au niveau de la ligne de fusion.

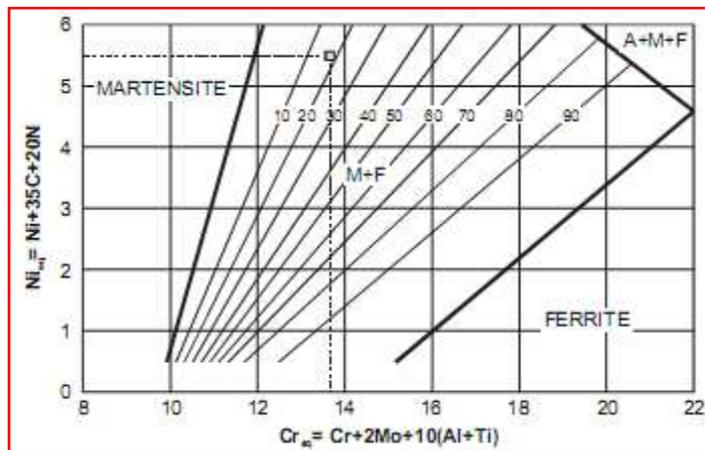


Figure V. 19 Diagramme WRC 92[28].

## V.4 Exploitation des résultats théoriques et empiriques

### V.4.1 Détermination de la taille de la zone affectée thermiquement

#### a. En utilisant le modèle numérique

- Coté duplex

Etant donné que la ZAT est constituée par trois zones caractéristiques :

- ❖ au voisinage du métal fondu, une partie dont la température a dépassé 1100°C:
- ❖ une partie qui suit la précédente et dont la température atteinte au cours du cycle se situe entre 1100°C et 850°C environ.
- ❖ une partie enfin dont la température maximale a été comprise entre 500 et 850°C.

D'après ce qui précède nous pouvons considérer que la limite de la température maximale atteinte dans cette zone est de l'ordre de 500°C.

Soit :

- $E_{ZAT} = 4.2mm$  pour la structure ferritique.
- $E_{ZAT} = 3.6mm$  pour la structure austénitique.

- Coté supermartensitique

Afin de pouvoir estimer l'étendue de la ZAT du coté supermartensitique nous avons jugé utile de faire appel au diagramme ci-dessous qui illustre les changements de phases en fonction des températures de l'acier supermartensitique 13 Cr.

Nous avons choisi comme température limite de la ZAT 450 °C, par calcul numérique on est arrivé à une ZAT de longueur de 5 mm.

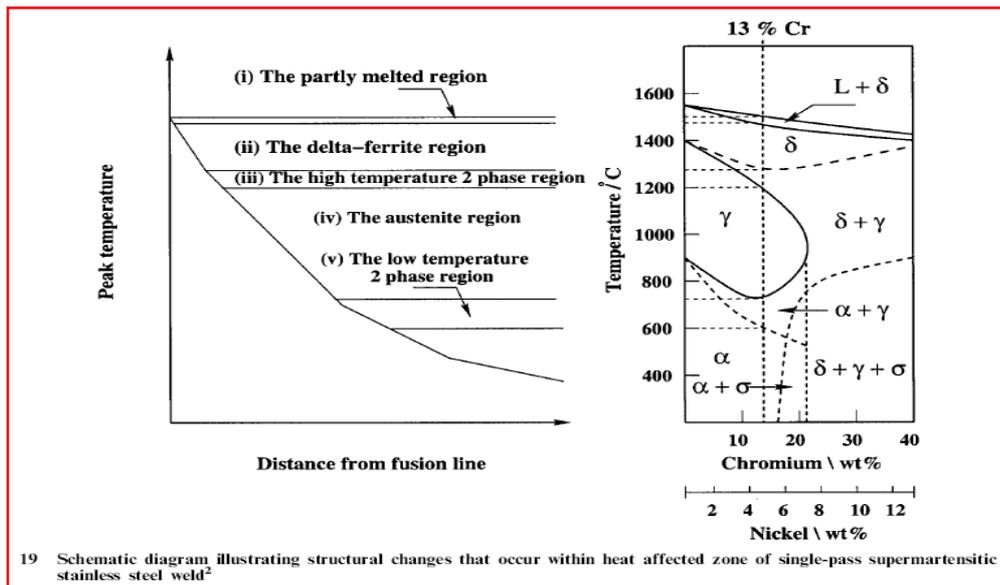


Figure V. 20 Représentation schématique des transformations au niveau de la ZAT de l'acier supermartensitique [28].

**b. En se basant sur les résultats expérimentaux**

En ce qui concerne l'examen macrographique et les profils de microdureté, on a pu mesurer la ZAT et obtenir des valeurs comprises entre 3.6 et 4.2mm pour le coté duplex et de l'ordre de 5.5mm concernant le coté martensitique.

**V.4.2 Comparaison entre les ZAT des deux cotés (supermartensite,duplex)**

La taille de la ZAT en pratique dans les différents points n'est pas constante; alors que celle estimée par la simulation est absolument constante le long de l'élément on considérant la notion d'état quasi-stationnaire.

L'étendue de la ZAT du coté martensitique est plus large que celle du duplex, cela est du d'une part à la conductivité thermique du coté duplex et d'autre part à l'instabilité de la structure martensitique sursaturé en élément d'alliage.

# **Conclusion générale**

## **Conclusion générale**

La connaissance des cycles thermiques de soudage permet de prévoir les propriétés microstructurales et mécaniques des structures soudées, d'où l'intérêt de simuler le transfert thermique lors du soudage.

Dans ce travail nous avons tenté d'élaborer un modèle mathématique permettant une telle simulation, La formulation mathématique du problème, nous a donné des équations différentielles aux dérivées partielles assez complexes. Pour les résoudre nous avons utilisé une méthode numérique, la méthode des différences finies, on a développé un programme utilisant le Matlab. Ce programme nous a conduit à établir :

- La distribution de la température dans les zones d'une pièce soudée à un instant donné;
- Les courbes isothermes;
- La taille de la zone affectée thermiquement.

Dans le but de conforter nos résultats théoriques par des résultats expérimentaux, nous avons caractérisé une soudure hétérogène en acier inoxydable austénoférritique et un autre martensitique.

Les résultats obtenus numériquement sont proches des résultats expérimentaux.

Enfin, nous notons que ce travail reste ouvert et à enrichir. Pour cela nous proposons comme suite à ce travail :

- D'utiliser une méthode de qualité telle que les éléments finis avec un maillage très fin dans les zones voisines du cordon.
- De Suivre la distribution de la température moyennant d'un enregistreur des cycles thermiques.
- De faire une caractérisation mécanique plus vaste en effectuant des essais tels que la traction, la résilience...ect.

## Références bibliographiques

- [1]. R. Cazes. *“Procédés de soudage : principes généraux et critères de choix”* Technique de l’ingénieur, B 7700, (2006).
- [2]. R. BLONDEAU. *“Procédés et applications industrielles du soudage”* hermès science publications. Paris (2001).
- [3]. S. Zohir. *“Influence de la vitesse de refroidissement sur les transformations structurales d’un acier inoxydable austénitique (304L) traité à hautes températures”* ENP (2006).
- [4]. W. CHAPEAU, R. BAUS. *“Application du soudage aux constructions”* Editions Sciences et Lettres. (1977).
- [5]. B. LE BOURGEOIS. *“Soudage à l’arc, tome 3”* édition Eyrolles. (1989).
- [6]. R. Le gouic. *“Précis de soudage brassage et techniques connexes”* Eyrolles. (1978).
- [7]. C. Philip, SAF (Air liquid welding). *“CD-ROM d’enseignement sur la soudure”*.
- [8]. Guy David. *“Les Aciers Inoxydables”* (1990).
- [9]. C.W. kovach. *“High performance stainless steel, Technical marketing resources, Inc”* Pittsburg. PA, USA.
- [10]. M.CHOI, R. GREIF and M. SALCUDEAN. *“A study of the heat transfer during arc welding which applications to pure metals or alloys and low or high boiling temperature materials”*, Numerical heat transfer, vol.11,PP.477-489, (1987).
- [11]. [www.soudeur.com](http://www.soudeur.com)
- [12]. H. Granjon. *“Bases métallurgiques du soudage”* Eyroles, Paris (1977).
- [13]. J.P. Bailon, J.M. Dorlot. *“Des matériaux, presse internationale polytechnique”* troisième édition (2001).
- [14]. R. Castro, J.J. Cadenet. *“Métallurgie du soudage des aciers inoxydables et résistants à chaud”* Dunod, Paris (1968).
- [15]. J.F. Sacadara. *“Initiation aux transferts thermiques”* Techniques Documentations, France (1980).

- [16]. F. Kreith. *“Transmission de la chaleur et thermodynamique”* Masson et Cie, (1967).
- [17]. P. Thureau. *“Introduction au transfert thermique”* Technique de l'ingénieur, R 2831. (2006).
- [22]. Collection ATS OTUA. *“Conseils pour le soudage des aciers inoxydables”*.
- [18]. J. Baralis, G. Maeder. *“Précis de Métallurgie, (élaboration, structures- propriétés et normalisation)”* 5<sup>ème</sup> édition, Nathan (1990).
- [19]. G. Murry. *“Aciers, Généralités”* Techniques de l'ingénieur, M 300, (2000).
- [20]. P.J. Cunat. *“Aciers inoxydables : Critères de choix et structure”* Techniques de l'ingénieur, M 4540, (2000).
- [21]. R. Varisellaz. *“Soudage : éléments de conception et de réalisation”* Dunod, (1982).
- [22]. L. Depradeux. *“Simulation numérique du soudage\_Acier 316L, validation sur cas tests complexité croissante”* Thèse de doctorat, l'INSTITUT NATIONAL DES SCIENCE APPLIQUEES DE LYON (Mai 2004).
- [23]. PERRY Nicolas *“Etude et développement des flux solides en vue d'application en soudage à TIG appliqué au titane et ses alliages ainsi qu'aux aciers inoxydables”* Thèse de doctorat l'Ecole Centrale de NANTES, (Juin 2000).
- [24]. *“Fiche technique fournie par la société japonaise « SUMITOMO Metal Intastging”*.
- [25]. *“Fiche technique fournie par la société française DMV Stainles France”*.
- [26]. *“Fiche technique fournie par la société japonaise « OISHI HIGH ALLOY MATERIALS»”*.
- [27]. L.BOUTAKHEDMIT. *“Caractérisation structurale et mécanique d'un assemblage soudé de deux aciers inoxydables austénoferritique et martensitique avec métal d'apport duplex”* Mémoire de fin d'étude. ENP (Juin 2007).
- [28].E.Viyanit. *“Numerical Simulation of Hydrogen Assisted Cracking in Supermartensitic Stainless Steel Welds”*. Mémoire de fin d'étude. Humburg (2005).