

RÉPUBLIQUE ALGÉRIENNE DÉMOCRATIQUE ET POPULAIRE

MINISTÈRE DE L'ENSEIGNEMENT SUPÉRIEUR ET DE LA RECHERCHE  
SCIENTIFIQUE

**École Nationale Polytechnique**



**Département de Génie Métallurgie**

*Projet de Fin d'Étude*

*En vue de l'obtention du diplôme d'Ingénieur d'État en Génie Métallurgie*

THÈME :

**Modélisation Thermique du Procédé de Soudage  
TIG des Aciers Inoxydables Austénitiques**

Proposé par :

Dr. K. ABADLI

Étudié par :

BAHRAOUI Mohammed

PROMOTION 2014

# Dédicaces

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

*A mes sœurs, à mon frère,*

*A toute ma famille*

*Et tous mes amis*

*Je dédie ce modeste travail*

# Remerciement

Avant toute chose, toute ma gratitude va au Bon Dieux pour m'avoir créé et donné la force nécessaire pour accomplir ce modeste travail.

Je tiens aussi à exprimer ma gratitude et ma profonde reconnaissance à mes parents qui m'ont toujours soutenu depuis mon premier jour à l'école et jusqu'à aujourd'hui.

Au terme de ce travail, je tiens à remercier mon encadreur le Mr ABADLI pour sa disponibilité, ses conseils et l'intérêt qu'il a porté à ce travail.

Je tiens à remercier également Mr DJEGHLAL pour m'avoir honoré en acceptant de présider le jury, Mr KASSER et Mr SALHI d'avoir accepté de juger mon humble travail.

Je n'oublie pas de remercier les enseignants du département de Métallurgie pour nous avoir offert, moi ainsi que tous mes camarades de la promotion, une bonne formation au bout des trois années de spécialité.

Finalement, mes remerciements vont à tous ceux qui ont contribué de près ou de loin au déroulement de cet humble travail, tous mes camarades de classe dont l'amitié m'est très précieuse.

## ملخص

الهدف من هذا العمل هو دراسة و إنجاز نموذج لمحاكاة الانتشار الحراري أثناء عملية اللحام TIG بطريقة العناصر المنتهية لصفحتين من معدن الفولاذ المقاوم للصدأ الأوستنيتي 304، 316 و 321 ، وتمييز المنطقة المنصهرة ZF والمنطقة المؤثر عليها حراريا ZAT .

الكلمات المفتاحية : عملية اللحام، الفولاذ المقاوم للصدأ، المحاكاة، طريقة العناصر المنتهية، الانتشار الحراري، ZF ، ZAT

## Résumé

L'objet de ce travail est d'étudier et modéliser les changement thermique et le transfert de chaleur lors du procédé de soudage TIG de deux pièces des acier inoxydable austénitique 304,316 et 321 par la méthode des éléments finis, et de caractériser la zone fondue (ZF) et la zone affecté thermiquement (ZAT).

**Mots clés** : soudage, acier inoxydable, Modélisation, transfert thermique, Méthode des éléments finis, ZAT, ZF

## Abstact :

The purpose of this work is to study and model the thermal change and heat transfer during TIG welding of two pieces of austenitic stainless steel 304.316 and 321 by the finite element method, and characterize the molten zone (MZ) and the heat-affected zone (HAZ).

**Key words** : weld, simulation, heat transfer, stenless steel, finite élément method, HAZ, MZ.

# Table des matières

<b>I</b>	<b>Étude Bibliographique</b>	<b>2</b>
<b>1</b>	<b>Généralités sur les aciers inoxydables</b>	<b>3</b>
1.1	Introduction . . . . .	3
1.2	Historique . . . . .	3
1.3	Diagrammes de phases . . . . .	4
1.3.1	Système Fe-Cr . . . . .	4
1.3.2	Système Fe-Cr-Ni . . . . .	6
1.4	Diagramme de Schaeffler . . . . .	7
1.5	Les familles d'aciers inoxydables et leurs applications . . . . .	8
1.5.1	Aciers inoxydables austénitiques . . . . .	8
1.5.2	Aciers inoxydables ferritiques . . . . .	8
1.5.3	Aciers inoxydables austéno-ferritiques (duplex) . . . . .	8
1.5.4	Aciers inoxydables martensitiques . . . . .	9
1.6	Conclusion . . . . .	10
<b>2</b>	<b>Phénomènes du soudage</b>	<b>11</b>
2.1	Introduction . . . . .	11
2.2	Définition et Procédés . . . . .	11
2.2.1	Définition du soudage . . . . .	11
2.2.2	Types de soudage . . . . .	11
2.2.3	Soudage TIG . . . . .	12
2.3	Procédé TIG pour les aciers inoxydables . . . . .	13
2.3.1	Caractéristiques . . . . .	13
2.3.2	Electrode de tungstène . . . . .	13
2.3.3	Équipement de soudage TIG . . . . .	14
2.3.4	La soudabilité des aciers inoxydables . . . . .	17
2.3.5	Métallurgie du soudage des aciers inoxydables duplex . . . . .	18
2.4	Conclusion . . . . .	20
<b>II</b>	<b>Modélisation mathématique de soudage</b>	<b>21</b>
<b>3</b>	<b>Développement Mathématique</b>	<b>22</b>
3.1	Introduction . . . . .	22
3.2	Hypotheses principales . . . . .	22
3.3	Equation de chaleur . . . . .	22
3.4	Conditions aux limites . . . . .	24
3.5	Systèmes d'équations finales . . . . .	24
3.6	Différents modèles de sources de chaleur . . . . .	25

3.6.1	Modélisations du terme sources . . . . .	25
3.6.2	Cas du trois dimensions . . . . .	27
3.6.3	Les différents cas de la conductivité thermique . . . . .	28
<b>4</b>	<b>Développement Numérique</b>	<b>29</b>
4.1	Introduction . . . . .	29
4.2	Méthode des éléments finis . . . . .	29
4.2.1	Formulation variationnelle . . . . .	29
4.2.2	Formulation en éléments finis . . . . .	31
4.2.3	Fonctions d'interpolation . . . . .	33
4.2.4	Assemblage et stockage des matrices d'éléments finis . . . . .	37
4.2.5	Génération du maillage . . . . .	38
4.2.6	Méthode de résolution numérique . . . . .	38
4.3	Utilisation de Comsol . . . . .	39
4.4	Conclusion . . . . .	41
<b>III</b>	<b>Résultats et Discussion</b>	<b>42</b>
<b>5</b>	<b>Résultats et Discussion</b>	<b>43</b>
5.1	Introduction . . . . .	43
5.2	variation de la température le long de cordon de soudure . . . . .	44
5.2.1	pour l'acier inoxydable austénitique 304 . . . . .	44
5.2.2	pour l'acier inoxydable austénitique 316 . . . . .	47
5.2.3	pour l'acier inoxydable austénitique 321 . . . . .	49
5.3	Variation de la température dans le cordon . . . . .	51
5.4	Influence de la vitesse de soudage sur la ZAT . . . . .	52
<b>6</b>	<b>Conclusion</b>	<b>55</b>
	<b>Bibliographie</b>	<b>56</b>

# Table des figures

1.1	Formation de la couche passive dans les aciers inoxydables(benazouz)	3
1.2	Diagramme d'équilibre Fe-Cr [2].	5
1.3	Boucles gamma formées dans les divers systèmes binaires du fer [3].	6
1.4	Coupes pseudobinaires du diagramme d'équilibre ternaire Fe-Cr-Ni à des teneurs constantes en Fe [3].	7
1.5	Constitution du diagramme de Schaeffler pour les aciers inoxydables. [5].	7
2.1	Principe du soudage à l'électrode réfractaire TIG manuel [11].	13
2.2	Effet de l'angle d'électrode $\alpha$ sur la pénétration [12].	14
2.3	Cycle thermique de la zone affectée thermiquement près de la ligne de fusion d'un acier inoxydable duplexe	19
3.1	Schéma du processus de soudage de deux tôles minces	23
3.2	Domaine $\Omega$ et frontières $\Gamma_a$ et $\Gamma_b$	23
3.3	Modèles de bain de fusion : a/ circulaire ; b/ bi-elliptique.	27
3.4	Evolution de la conductivité K pour différents milieux [20].	28
4.1	Discrétisation d'un domaine irrégulier en éléments finis typiques.	31
4.2	Équilibre interne entre les différents éléments du domaine et effet de la frontière.	33
4.3	Assemblage de deux éléments finis quadrilatères Q4N. b/ EF Q4N quelconque.	37
5.1	Variation de température en fonction de temps au points(0,10,5) de l'acier 304	44
5.2	Variation de température en fonction de temps au points(0,40,5) de l'acier 304	45
5.3	Variation de température en fonction de temps au points(0,100,5) de l'acier 304	45
5.4	Les isothermes de la pièce après soudage à t=120s de l'acier 304	46
5.5	Variation de température en fonction de temps au points(0,10,5) de l'acier 316	47
5.6	Variation de température en fonction de temps au points(0,40,5)de l'acier 316	47
5.7	Variation de température en fonction de temps au points(0,100,5)de l'acier 316	48
5.8	Les isothermes de la pièce après soudage à t=120s de l'acier 316	48
5.9	Variation de température en fonction de temps au points(0,10,5)de l'acier 321	49

5.10 Variation de température en fonction de temps au points(0,40,5)de l'acier 321 . . . . .	49
5.11 Variation de température en fonction de temps au points(0,10,5)de l'acier 321 . . . . .	50
5.12 Les isothermes de la pièce après soudage à t=120s de l'acier 321 . . . . .	50
5.13 la température en fonction de x pour y=20mm et z=5mm . . . . .	51
5.14 la température en fonction de x pour y=50mm et z=5mm . . . . .	51
5.15 la température en fonction de x pour y=80mm et z=5mm . . . . .	52
5.16 pour v=2mm/s . . . . .	52
5.17 pour v=3.5mm/s . . . . .	53
5.18 pour v=5mm/s . . . . .	53



# Liste des tableaux

1.1	Principales applications des aciers inoxydables [9]. . . . .	9
2.1	Classification des procédés de soudage selon l’AWS [10]. . . . .	12
2.2	Rendement thermique de quelques procédés de soudage . . . . .	16
5.1	composition chimique . . . . .	43
5.2	Caractéristiques mécaniques . . . . .	43
5.3	Caractéristiques physiques . . . . .	43

# Introduction générale

Pour tout assemblage soudé, il est nécessaire d'étudier les gradients thermiques, premiers responsables de l'état final 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 éléments finis 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 présent mémoire est organisé selon le plan suivant :

- Dans la synthèse bibliographique qui constitue la première partie, nous présentons dans le premier chapitre les aciers inoxydables ainsi que leurs propriétés principales. Dans le deuxième chapitre, nous décrirons quelques éléments de soudage et nous aborderons la soudabilité des aciers inoxydables .

- La deuxième partie présente la partie pratique. Le troisième chapitre est consacré au développement mathématique et le développement numérique de transfert thermique. Dans le quatrième chapitre, nous rapporterons les résultats numériques de la modélisation suivis d'une discussion et d'une interprétation.

- Enfin nous exposerons les conclusions de l'étude et les perspectives.

Première partie  
Étude Bibliographique

# Chapitre 1

## Généralités sur les aciers inoxydables

### 1.1 Introduction

Les aciers inoxydables sont des alliages de fer comportant au minimum 10,5% de chrome et au maximum 1,2% de carbone nécessaires pour garantir la formation d'une couche de surface auto-régénérante (couche passive) qui apporte la résistance à la corrosion (voir figure 1.1).

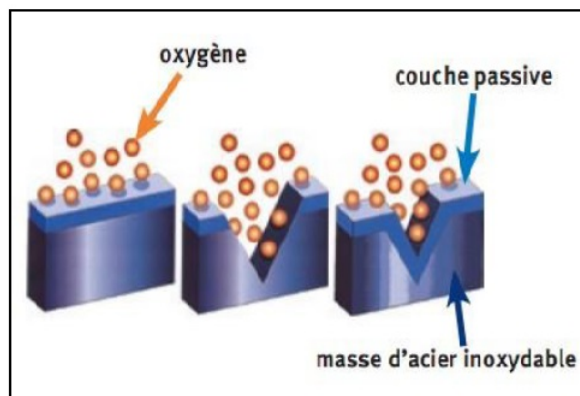


FIGURE 1.1 – Formation de la couche passive dans les aciers inoxydables(benazouz)

### 1.2 Historique

L'histoire des aciers inoxydables est intimement liée à celle du chrome et aux travaux du chimiste français Nicolas-Louis Vauquelin (1763-1889) qui, en 1797, fut le premier à isoler cet élément. Les premières observations des propriétés « inoxydables » du fer allié au chrome furent faites par Berthier, un autre français. Il montra dès 1821 que l'alliage fer-chrome était d'autant plus résistant à certains acides que sa teneur en chrome était plus élevée. Par contre, la quasi-impossibilité d'abaisser la teneur en carbone de l'alliage constitua un obstacle majeur à son développement.

En 1904, Léon Guillet puis Albert Portevin publièrent une série d'études relatives à la structure et aux propriétés des alliages fer-chrome couvrant les nuances martensitiques à 13 % de chrome et les nuances ferritiques à 17 % de chrome. En 1909, L. Guillet publia une étude sur les aciers inoxydables au chrome-nickel ou aciers inoxydables austénitiques complétant ainsi ses études précédentes sur les alliages ferchrome et couvrant pratiquement l'ensemble de la famille des aciers inoxydables. Le métallurgiste allemand W. Giesen fit, de son côté, et à la même époque, des recherches comparables. Les études de L. Guillet, A. Portevin et W. Giesen permirent ainsi, dès 1909, de classer les aciers inoxydables en fonction de leur structure et de définir les trois familles principales : martensitique, ferritique et austénitique.

Le passage au stade industriel est attribué à Harry Brearley pour les aciers inoxydables martensitiques. Il serait à l'origine de la première élaboration réalisée à Sheffield en 1913. Un mérite analogue reviendrait aux allemands Benno Strauss et Eduard Maurer pour la production des aciers inoxydables austénitiques et aux américains Frederick Becket et Christian Dantsizen pour celle des aciers inoxydables ferritiques. La première description de la passivité des aciers inoxydables est attribuée à l'allemand Philipp Monnartz. Les recherches ultérieures ont notamment porté sur le rôle des éléments d'alliage. Elles ont conduit à la mise au point des nuances à durcissement structural dont les propriétés aux températures élevées ont été mises en évidence par Pierre Chevenard.

Enfin, c'est au début des années 1930 que J. Hochmann a découvert les nuances biphasées austénoferritiques appelées de nos jours duplex. Si la période comprise entre 1904 et 1920 a été riche en travaux de laboratoire, il a fallu attendre presque un demi-siècle pour atteindre un stade véritablement industriel [1].

## 1.3 Diagrammes de phases

Les aciers inoxydables sont essentiellement des alliages Fe-Cr ou Fe-Cr-Ni à teneur en carbone variant de 0,02% à 1% selon les nuances. Bien qu'un certain nombre d'autres éléments tels que Mo, Cu, Si, Ti, Nb... etc., soient ajoutés pour améliorer la tenue à la corrosion ou les propriétés mécaniques, l'essentiel des propriétés des aciers inoxydables est lié à la connaissance des diagrammes de phases.

Les diagrammes d'équilibre peuvent être utilisés pour décrire les transformations de phases et leurs stabilités dans les aciers inoxydables.

### 1.3.1 Système Fe-Cr

Le fer pur existe sous deux variétés cristallographiques dont la nature et le domaine d'existence sont résumés ci-après :

\* A température ambiante, la structure est cubique centré, le fer se trouve sous sa forme ferritique  $\alpha$ , il est alors magnétique.

\* A  $912^{\circ}\text{C}$ , il subit une première transformation allotropique, et jusqu'à  $1394^{\circ}\text{C}$ , il se trouve sous sa forme austénitique  $\gamma$ , de structure cubique à faces centrées, amagnétique.

\* Au-delà de  $1394^{\circ}\text{C}$ , il retrouve une structure identique à celle de l'ambiante, c'est la ferrite  $\delta$ , magnétique.

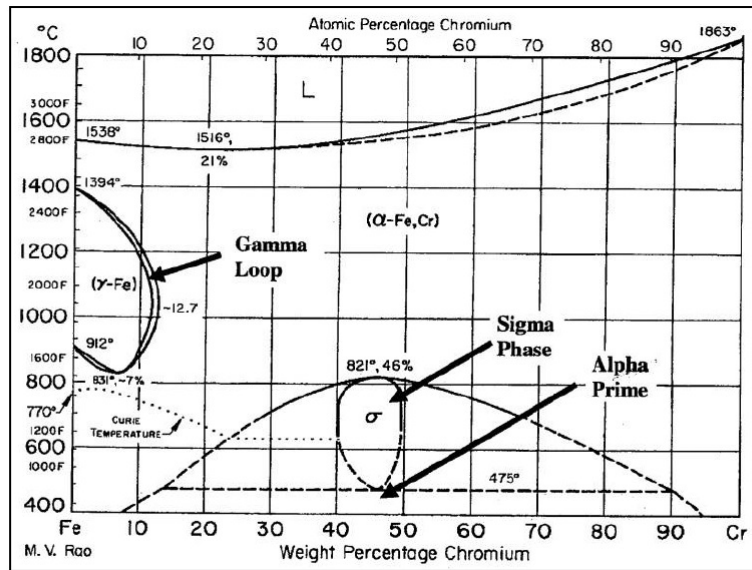


FIGURE 1.2 – Diagramme d'équilibre Fe-Cr [2].

Etant donné que le chrome est le principal élément d'alliage, la Figure 1.2 ci-dessus représentera le point de départ de l'étude de la stabilité de phases des aciers inoxydables.

On remarque

\* la solubilité complète du chrome dans le fer aux températures élevées et que tous les alliages Fe-Cr se solidifient sous forme de ferrite.

\* Aux faibles teneurs en chrome, il y a formation de la « boucle  $\gamma$  » dans l'intervalle de température 912 – 1394°C

• % Cr > 12,7 : les alliages Fe-Cr dont la teneur en chrome est supérieure à 12,7% sont ferritiques aux températures élevées.

• % Cr < 12 : les alliages Fe-Cr dont la teneur en chrome est inférieure à 12% sont austénitiques aux températures comprises dans la boucle  $\gamma$ .

• 12 < % Cr < 12,7 : dans ce cas, les deux phases  $\alpha$  et  $\gamma$  coexistent [2].

### La boucle $\gamma$

Quand la teneur en Cr atteint à peu près 12%, la ferrite est complètement stable de la température ambiante jusqu'au point de fusion, ce qui engendre en contre partie un rétrécissement du domaine austénitique produisant ainsi la « boucle  $\gamma$  ». La figure 1.3 cidessous montre que d'autres éléments stabilisateurs de la ferrite comme le vanadium ou le molybdène agissent de la même manière que le chrome lorsqu'il est allié au fer donnant ainsi des boucles gamma ( $\gamma$ ) [3].

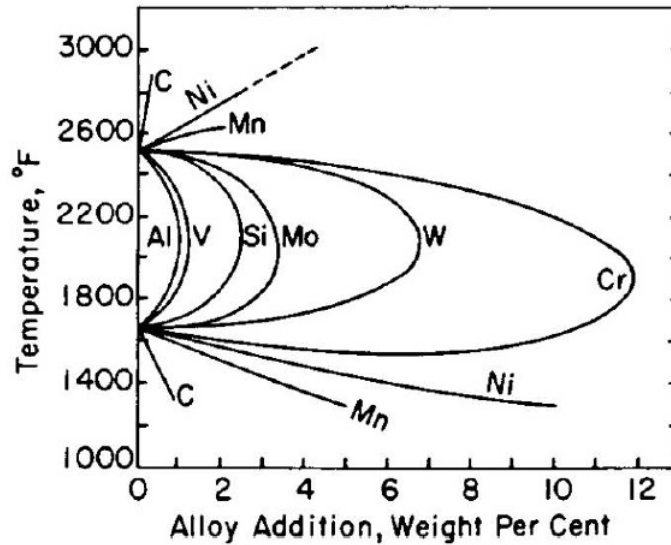


FIGURE 1.3 – Boucles gamma formées dans les divers systèmes binaires du fer [3].

### La phase $\sigma$ et $\alpha'$

Dans la figure 2.2 là où est mentionné «  $\sigma$  » (au centre en bas) la structure cristalline n'est pas cubique centrée comme pour la ferrite, mais elle est tétragonale, elle s'avère être très fragile, par conséquent, cette phase sigma est à éviter. Sa formation est un problème dans les traitements thermiques des aciers inoxydables qui ont une forte teneur en chrome.

On note aussi la présence d'une ligne discontinue à  $475^{\circ}\text{C}$  d'où l'appellation du phénomène « fragilisation à  $475^{\circ}\text{C}$  » qui est due à la formation d'un riche précipité en chrome dans la matrice  $\alpha$  appelé alpha prime ( $\alpha'$ ), ce dernier engendre des fragilisations sévères dans les alliages qui contiennent plus de 14% de chrome [2,4].

### 1.3.2 Système Fe-Cr-Ni

En effectuant des coupes dans le diagramme ternaire Fe-Cr-Ni à des teneurs constantes en fer (50%, 60%, 70%, 80% et 90%) on obtient des diagrammes pseudobinaires comme le montre la Figure 1.4 ci-dessous, à partir de laquelle on déduit que :

- Les alliages riches en chrome se solidifient en ferrite.
- Les alliages riches en nickel se solidifient en austénite.
- Cependant, de nombreux alliages Fe-Cr-Ni se solidifient en deux phases, ferrite et austénite. Pendant la solidification de ces alliages, le liquide coexiste avec la ferrite et l'austénite [3].

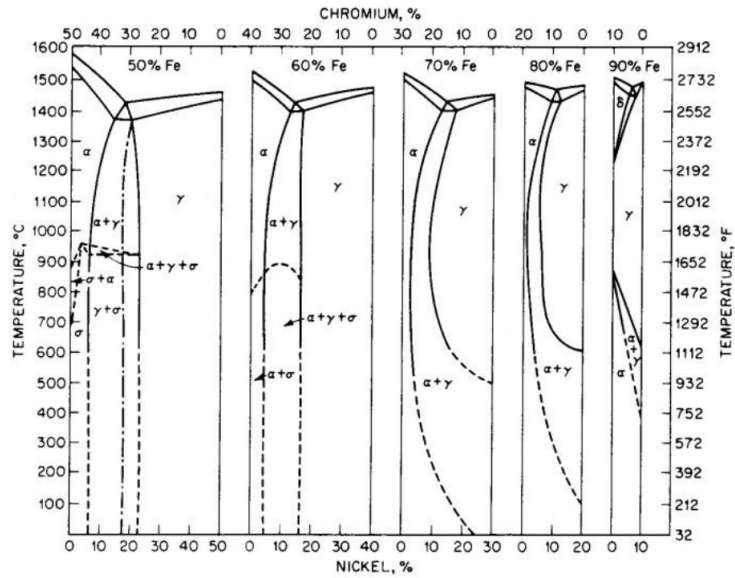


FIGURE 1.4 – Coupes pseudobinaires du diagramme d'équilibre ternaire Fe-Cr-Ni à des teneurs constantes en Fe [3].

## 1.4 Diagramme de Schaeffler

C'est sur la base de la classification des éléments d'alliages en éléments alphas et gammagènes que Schaeffler a pu développer des formules par lesquelles les éléments de chaque groupe peuvent être exprimés en tant qu'équivalents Cr ou Ni.

- Equivalent chrome :  $\% \text{Cr} + \% \text{Mo} + 1,5 (\% \text{Si}) + 0,5 (\% \text{Nb})$
- Equivalent nickel :  $\% \text{Ni} + 30 (\% \text{C}) + 0,5 (\% \text{Mn})$

La Figure 2.4 ci-après est un exemple d'un tel diagramme

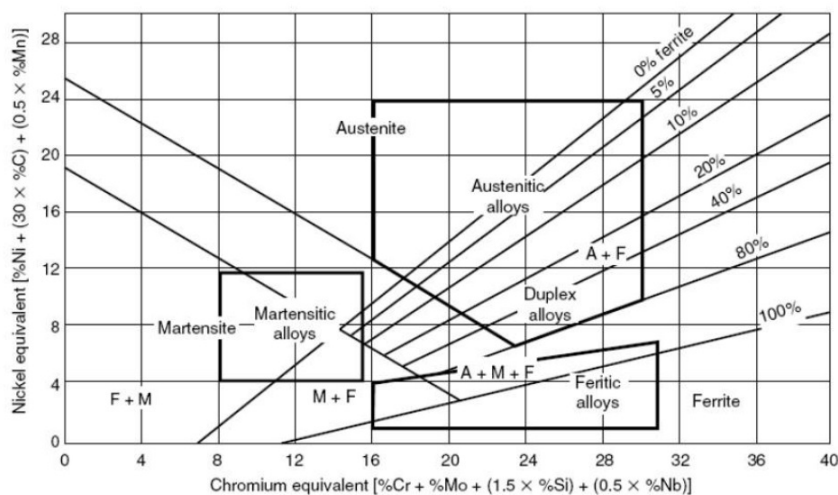


FIGURE 1.5 – Constitution du diagramme de Schaeffler pour les aciers inoxydables. [5].



Les régions du diagramme représentent les microstructures qui peuvent être observées pour chaque classe d'aciers inoxydables. La méthode de Schaeffler permet cependant une évaluation sommaire de la microstructure comme fonction de la composition de l'acier, elle ne tient pas compte de l'influence de la vitesse de refroidissement et de la durée des traitements thermiques [5].

## 1.5 Les familles d'aciers inoxydables et leurs applications

Contrairement aux autres matériaux, où la classification est généralement faite selon la composition chimique, les aciers inoxydables sont classés selon leurs phases métallurgiques prédominantes. Les trois phases susceptibles de se former dans les aciers inoxydables sont la martensite, la ferrite et l'austénite. On distingue ainsi les :

- Aciers inoxydables austénitiques.
- Aciers inoxydables ferritiques.
- Aciers inoxydables austéno-ferritiques (Duplex).
- Aciers inoxydables martensitiques.

### 1.5.1 Aciers inoxydables austénitiques

Leurs principales caractéristiques sont résumées comme suit :

- austénitique (cubique à faces centrées).
- Ils sont non magnétiques.
- Excellente formabilité à l'état écrouis et très bonne soudabilité.
- peuvent être utilisés depuis les températures cryogéniques jusqu'aux très haute températures dans les fourneaux et les moteurs à réaction.
- contiennent de 16 à 25% de chrome, et peuvent contenir de l'azote en solution ce qui contribue à leurs hautes résistances à la corrosion.
- ces alliages seraient plus utilisés si le coût du nickel était moins important [6].

### 1.5.2 Aciers inoxydables ferritiques

Les aciers inoxydables ferritiques de la série 400 contiennent de 11 à 27% de chrome et peu de nickel. Ils ne peuvent pas être durcis par traitement thermique mais peuvent l'être modérément par écrouissage. Ces aciers sont magnétiques et ont une ductilité moyenne et une bonne résistance à la corrosion et à l'oxydation. Ceux de la série 430 contiennent généralement 17% de chrome, ils sont utilisés vastement dans l'industrie alimentaire. Les aciers de la série 409 sont probablement parmi les moins chers de tous les aciers inoxydables, ils contiennent 11% de chrome [7].

### 1.5.3 Aciers inoxydables austéno-ferritiques (duplex)

Les aciers inoxydables duplex ont une structure qui comprend deux parts presque égales d'austénite et de ferrite. Ces aciers contiennent de 18 à 29% de chrome, 3 à 8% de nickel et d'autres éléments d'alliages comme l'azote et le molybdène. Ils sont

hautement résistants à tous types de corrosion et possèdent une limite élastique deux fois supérieure à celle des nuances austénitiques [7].

La bonne résistance à la corrosion et les propriétés mécaniques respectables de ces aciers en font des produits de choix pour l'ingénierie chimique, le raffinage du pétrole, l'industrie agroalimentaire et l'industrie du papier. Ils sont d'autant plus facilement utilisés qu'il est possible de les forger, mouler, usiner et souder.

### 1.5.4 Aciers inoxydables martensitiques

Les aciers inoxydables martensitiques qui contiennent de 12 à 18% de chrome et des teneurs en carbone variables de 0,1 à 1% environ. Ils sont utilisés après trempe martensitique et revenu et sont susceptibles de, de ce fait, d'acquies des performances mécaniques élevées mais, du fait de leur composition et leur état structural, ils ne résistent pas à l'agression de tous les milieux [8].

Les aciers inoxydables, en raison de leurs propriétés, notamment de leur résistance à la corrosion, sont utilisés pour les applications les plus diverses, le tableau 1.1 donne un aperçu des grands axes d'utilisation pour chaque famille

TABLE 1.1 – Principales applications des aciers inoxydables [9].

famille	Applications principales
Aciers inoxydables ferritiques	Secteur automobile (pots d'échappements) Bâtiments Sucrierie (tubes minces) Containers Eviers Ballon d'eau chaude
Aciers inoxydables austénitiques	Industrie chimique Retraitement du combustible Appareillages scientifiques Electronique
Aciers inoxydables austéno-ferritiques(duplex)	Industrie chimique Industrie de la papèterie Industrie pétrolière Chaudronnerie lourde
Aciers inoxydables martensitiques	Pièces mécaniques Vannes, robinets Outils ménagers (coutellerie) Outils chirurgicaux Grosse pièces industrielles (vannes, pompes, turbines hydrauliques)

## 1.6 Conclusion

En fonction des éléments d'alliage dont ils se composent et les traitements thermiques qu'ils ont subit, les aciers résistants à la corrosion présentent des structures variées, conditionnant leurs caractéristiques mécaniques, leur stabilité à la corrosion ainsi que leur soudabilité. Les différents types d'aciers sont regroupés selon leur structure. Les aciers austénitiques ont de très bonnes propriétés quant à la corrosion et se laissent facilement déformer à froid. Les aciers ferritiques se comportent bien en atmosphères à teneur en soufre et sont réputés pour leur résistance à la chaleur. Les aciers martensitiques se distinguent des autres par leur très grande dureté. Les aciers duplex possèdent une structure en deux phases austénitique et ferritique, et associent de bonnes propriétés chimiques face à la corrosion avec d'intéressantes dispositions mécaniques et technologiques.

# Chapitre 2

## Phénomènes du soudage

### 2.1 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.

### 2.2 Définition et Procédés

#### 2.2.1 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.

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 .

#### 2.2.2 Types de soudage

American Welding Society (AWS) a classé les procédés de soudage comme le montre le tableau 2.1 en se basant sur la source d'énergie. Différents procédés de soudage diffèrent dans la manière dans laquelle la température et la pression sont combinées.

TABLE 2.1 – Classification des procédés de soudage selon l’AWS [10].

Procédés	Méthodes
Soudage à gaz	<ul style="list-style-type: none"> <li>● Oxyacetylene</li> <li>● Oxy hydrogen</li> </ul>
Soudage à l’arc	<ul style="list-style-type: none"> <li>● Carbon arc</li> <li>● Metal arc</li> <li>● Submerged arc</li> <li>● Inert-gas-welding (TIG,MIG)</li> <li>● Plasma arc</li> <li>● Electro-slag</li> </ul>
Soudage par résistance	<ul style="list-style-type: none"> <li>● Spot, Seam</li> <li>● Projection</li> <li>● Butt welding</li> <li>● Induction welding</li> </ul>
Soudage à l’état solide	<ul style="list-style-type: none"> <li>● Friction welding</li> <li>● Ultrasonic welding</li> <li>● Explosive welding</li> <li>● Forge and diffusion welding</li> </ul>
Soudage thermochimique	<ul style="list-style-type: none"> <li>● Thermit welding</li> <li>● Atomic H2 welding</li> </ul>
Soudage par faisceaux d’énergie	<ul style="list-style-type: none"> <li>● Electron beam welding</li> <li>● Laser beam welding</li> </ul>

### 2.2.3 Soudage TIG

Le soudage TIG (Tungsten Inert Gaz), également appelé GTAW (Gaz Tungsten Arc Welding) aux Etats-Unis, est un procédé de soudage dit « par fusion ». Le principe du TIG est de créer un arc électrique entre une électrode réfractaire (c’est-à-dire non fusible) en tungstène et la pièce à souder. L’électrode et le bain fondu sont protégés contre l’oxydation de l’air par un bouclier de gaz inerte, généralement de l’argon pur. Parfois un mélange argon-hélium est utilisé pour augmenter la pénétration du bain de fusion .

Le soudage TIG peut s’effectuer sans métal d’apport, contrairement à d’autres procédés à l’arc (électrode enrobé. MIG. MAG...). Néanmoins, un supplément de matière peut être apporté, sous forme de fil ou de baguette. L’appareillage comporte une source de courant alternative ou continu, un dispositif d’amorçage, une bouteille de gaz avec détendeur et débitmètre, une torche spécifique du procédé et divers accessoires (figure 2.1).

Le soudage des aciers inoxydables est toujours effectué en courant continu en polarité directe (pôle négatif du générateur relié à l’électrode). Dans ces conditions, c’est la pièce qui est soumise au bombardement électronique alors que l’électrode réfractaire ne s’use que très peu. Le soudage peut se faire manuellement (torche tenue à la main) ou de manière automatique. Le flux de gaz inerte qui protège la zone de l’arc de l’atmosphère ambiante permet d’obtenir un arc très stable [11].

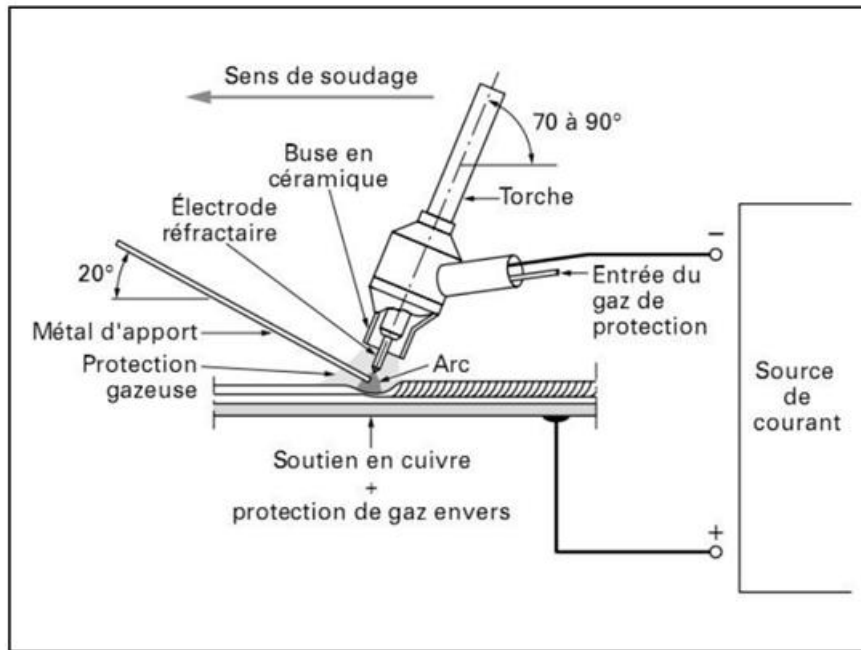


FIGURE 2.1 – Principe du soudage à l'électrode réfractaire TIG manuel [11].

## 2.3 Procédé TIG pour les aciers inoxydables

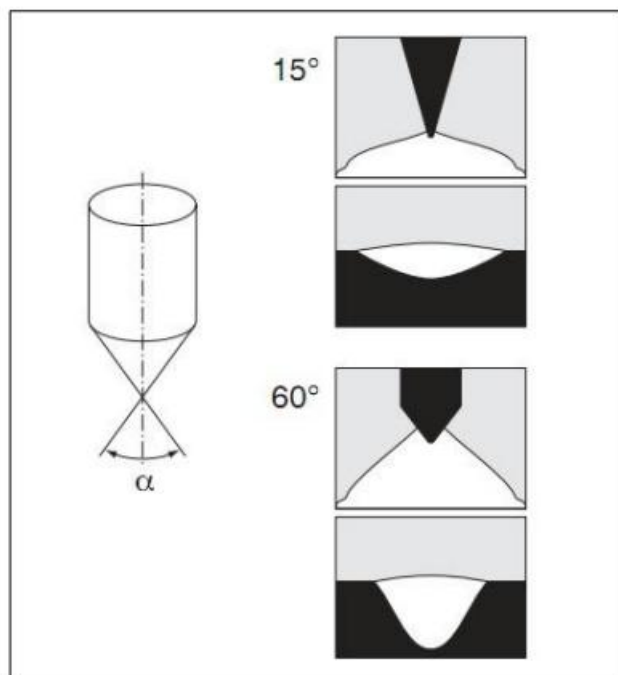
### 2.3.1 Caractéristiques

Le procédé TIG appliqué aux aciers inoxydables donne des soudures de haute qualité, une grande précision ainsi que d'excellentes propriétés mécaniques. Il est principalement utilisé pour le soudage des pipelines (dont l'épaisseur est supérieure à 0,3 mm). Le procédé peut être manuel ou automatique [12].

### 2.3.2 Electrode de tungstène

Elle est en tungstène pur, mais dans la plupart des cas elle se présente sous forme d'alliages de tungstène (1-2% de thorium, zirconium ou cérium). Le diamètre varie de 1,0 à 4,8 mm. Comme le montre la figure 2.2, l'angle de l'électrode a un effet significatif sur la pénétration, en effet, un angle étroit (15-30) donne un arc large avec une faible pénétration ce qui est approprié pour les faibles épaisseurs, en revanche, un angle plus large (60-75) offre un arc plus étroit et donc une pénétration plus profonde.

Pour éviter tout risque d'inclusions de tungstène, on veille à ce que la tête de l'électrode soit toujours ronde [12].

FIGURE 2.2 – Effet de l'angle d'électrode  $\alpha$  sur la pénétration [12].

### 2.3.3 Équipement de soudage TIG

Le matériel nécessaire pour réaliser des soudures TIG est relativement simple et peut être décomposé suivant trois fonctions :

- Un générateur de courant : source électrique délivrant un courant continu lisse, continu pulsé ou alternatif. La plage d'intensité s'étend de quelques ampères à plus de 500A pour les postes automatisés. La tension de soudage varie de 8 à 30V .
- Un arc électrique : il est amorcé au bout de la torche de soudage, cette dernière est composée d'une électrode réfractaire en tungstène, d'une buse céramique canalisant le flux de gaz neutre et éventuellement d'une gâchette pour commander l'arc manuellement. La torche peut être refroidie par un circuit fermé de fluide caloporteur. L'électrode peut contenir des éléments d'addition comme le thorium ou l'yttrium qui favorisent l'émission électronique .
- Une protection d'électrode : un système de protection gazeuse est incorporé à la torche pour protéger l'arc et le bain. Bien souvent l'utilisation d'un traînard de protection, vient garantir l'intégrité métallurgique du matériau au cours de son refroidissement (cas de matériaux très sensibles à la pollution gazeuse comme le titane et ses alliages). L'argon et l'hélium sont les gaz inertes les plus employés dans ce procédé, et particulièrement l'argon car il convient à une grande variété de métaux et le débit nécessaire est très inférieur (deux à trois fois moins) à celui de l'hélium et de plus il facilite mieux l'amorçage de l'arc par rapport à l'hélium. Il a aussi un bon effet de nettoyage en courant alternatif, qui est très important pour le soudage des tôles minces et est moins coûteux que l'hélium. L'hélium, quant à lui, est recommandé en

soudage automatique car il permet une plus grande vitesse de soudage et donc la zone affectée thermiquement est réduite. En général, les meilleures conditions de soudage sont obtenues en combinant ces deux gaz dans des proportions variées en fonction des assemblages à souder.

### Avantages du procédé

La grande qualité des soudures obtenues par le soudage TIG a fait de celui-ci un procédé idéal pour le soudage de presque tous les métaux ; il ne requiert que peu et même parfois aucun nettoyage après soudage.

Le soudage TIG s'exécute facilement dans toutes les positions sans aucune projection de métal ; les soudures se font sans emploi de laitier éliminant ainsi les inclusions de celui-ci et le bain de fusion est étroit et la vitesse de soudage relativement élevée.

En raison du gaz inerte, on peut dire que les émanations de vapeur et de fumée toxique sont éliminées dans la plupart des cas. Le dépôt de soudure est dense et le procédé permet d'exécuter les soudures sans porosité même sur des métaux difficilement soudables, tels les alliages de titane, l'aluminium et le zirconium. Enfin, le procédé est aussi idéal pour effectuer des réparations ou fabriquer de petites séries de pièces .

### Propriétés énergétiques de l'arc électrique

Les sources de courant conçues spécifiquement pour le procédé TIG offrent la possibilité d'utiliser du courant alternatif ou continu. En effet, le soudeur a besoin de courant alternatif pour souder certains métaux, comme l'aluminium, alors qu'il utilise du courant continu pour le soudage de la plupart des autres métaux.

- Flux énergétique dans la colonne d'arc selon la pression :

L'importance relative de la conduction et de la convection dans la colonne d'arc peut être évaluée par le nombre de Peclet (Pe), dont l'expression est donnée par :

$$p_e = \frac{\rho V L C_p}{K} \quad (2.1)$$

À la pression atmosphérique, ce nombre Pe est d'environ '10'. Pour les basses pressions, Pe peut chuter sous la valeur de '1', alors le transfert de chaleur s'effectue principalement par conduction. Pour les pressions supérieures à la pression atmosphérique, Pe augmente et c'est la convection qui prédomine.

- Energie nominale et énergie dissipée dans le joint soudé :

L'énergie nominale ( $E_n$ ) représente l'énergie fournie au niveau de l'arc pour exécuter une soudure, elle est exprimée par :

$$E_n = \frac{UI}{V_s} \quad (2.2)$$

L'énergie fournie par l'arc n'est pas entièrement transmise aux pièces à souder en raison des pertes par rayonnement et par convection de la colonne d'arc dans l'atmosphère ambiante. Donc l'énergie dissipée ( $E_d$ ) dans un cordon de soudure (pièces), est



TABLE 2.2 – Rendement thermique de quelques procédés de soudage .

Procédé de soudage	Rykalin (1951)	Christensen(1965)	Tsai(1985)	Dupont (1995)
soudage MIG/MAG	0.65-0.85	0.66-0.70	0.80-0.90	0.80-0.88
soudage TIG	0.20-0.75	0.22-0.48	–	0.60-0.72
soudage à l'arc sub-mergé SMAW	0.65-0.85	0.66-0.85	0.55-0.90	–

donnée par :

$$E_d = E_n \cdot \eta \quad (2.3)$$

$\eta$  le rendement de l'arc.

- Rendement de l'arc électrique :

La proportion de l'énergie nominale d'arc transférée à l'assemblage est connue par le rendement de l'arc électrique « $\eta$ ». Pour les procédés TIG et MIG/MAG, Dupont et al [Dupont 1995] estiment que le rendement ne varie pas de façon significative avec le courant de soudage. Le tableau I.1 indique les valeurs du rendement déterminées par quelques travaux expérimentaux.

La variation du rendement de l'arc est fonction :

- Du procédé de soudage ; De la nature du courant (légère variation).
- Du matériau à souder.
- De l'épaisseur de la pièce à souder.

### Comportement du bain de fusion

Le bain de fusion créé lors du soudage est le siège de processus thermo-physiques très complexes mettant en jeu des phénomènes thermiques, chimiques, convectifs et électromagnétiques interdépendant selon la nature du procédé utilisé . La morphologie du bain (volume fondu, pénétration et largeur) est conditionnée par de nombreux paramètres que nous pouvons regrouper en deux catégories :

- Paramètres liés à l'énergie incidente :

◇ répartition spatiale de l'énergie dans l'arc.

- ◇ pression d'arc.
- ◇ rendement d'arc.

- Paramètres liés à la convection du métal liquide :

Les mouvements de convection du métal liquide influencent de façon importante la forme du cordon. Le bain est en équilibre sous l'action de forces d'origine différente, qui sont :

- les forces de gravité (flottabilité).
- les tensions superficielles (forces de Marangoni).
- la viscosité du métal liquide.
- le cisaillement aérodynamique.
- les forces électromagnétiques (forces de Lorentz).

Chacune de ces forces va agir différemment sur la géométrie du bain. Ainsi par exemple, les forces de Lorentz et les courants de tension de surface (force de Marangoni dans le cas où le gradient de tension est positif) accroissent la pénétration, à l'inverse des forces de flottabilité et des forces du cisaillement aérodynamique du gaz de protection .

### 2.3.4 La soudabilité des aciers inoxydables

Le soudage des aciers par fusion peut se faire sous plusieurs procédés. Chaque procédure donne des propriétés métallurgiques et mécaniques qui se diffèrent selon l'acier utilisé.

La soudabilité est la capacité d'un procédé de soudage à aboutir à des caractéristiques de soudure aussi homogène que possible, soit dans la solidité du matériau affecté par le soudage, soit dans sa résistance à la corrosion.

La formation de joints de soudure qui réponde à certains critères techniques dépend essentiellement du choix de la méthode de soudage, du mode opératoire exécuté, du type de métal d'apport et du matériau de base.

#### Les aciers inoxydables martensitiques

La soudabilité des aciers martensitiques est mauvaise par rapport à d'autres types d'aciers. La trempe favorise la formation d'une zone fragile dans le matériau de base près de la ligne de fusion. Pour éviter ce problème, il est recommandé de faire le pré chauffage du matériau de base à des températures adéquates. Cette température est déterminée selon la dimension du matériau à souder et le type de joint.

L'utilisation d'un métal d'apport de même type que celui du métal de base. Permet d'avoir des fissures transversales dans le cordon de soudure. Pour éviter ce risque on utilise un métal d'apport austénitique.

### Les aciers inoxydables austénoferritiques

La présence de l'azote dans ces alliages améliore leur soudabilité. Au moment du soudage, le refroidissement du bain de fusion formé donne une structure ferritique qui se transforme ensuite en structure austénitique.

L'apport de chaleur joue un rôle important dans le soudage des aciers duplex. S'il est faible, le refroidissement rapide forme du nitrure de chrome qui réduit leur résistance à la corrosion ; dans le cas contraire, la faible vitesse de refroidissement favorise la formation de la phase  $\sigma$  qui fragilise la structure de la zone fondue et diminue les propriétés mécaniques et la résistance à la corrosion.

### Les aciers inoxydables austénitiques

Le refroidissement de ce type d'aciers ne présente aucun changement structural significatif, mais il se forme parfois des phases secondaires comme la phase ferritique au niveau du métal soudé et de la zone affectée thermiquement.

La phase ferritique permet d'empêcher la fissuration à chaud au niveau de la soudure. Cette phase est caractérisée par une bonne résistance à la corrosion intergranulaire pour les nuances d'aciers austénitiques stabilisés ou à bas taux de carbone. Le coefficient de dilatation de cette famille d'aciers est très élevé par rapport aux autres, ce qui favorise un risque de contraction dans le joint soudé.

## 2.3.5 Métallurgie du soudage des aciers inoxydables duplex

Le terme duplex renvoie au fait que l'acier possède une microstructure biphasée composée de grains d'acier inoxydable ferritique et austénitique réunis dans le même matériau. Le terme « duplex » se rapporte à un acier inoxydable très performant faisant appel à des teneurs élevées de chrome, nickel et molybdène pour améliorer la résistance à la corrosion par piqûre, tandis que des additions d'azote en favorisent le durcissement structural, augmentant ainsi la limite élastique et les valeurs de résistance mécanique sans compromettre la ténacité.

Les aciers inoxydables duplex sont environ deux fois plus résistants que les aciers inoxydables austénitiques ou ferritiques ordinaires, présentent une ténacité et une ductilité nettement accrues par rapport aux qualités ferritiques (sans cependant atteindre les valeurs des qualités austénitiques), possèdent une bonne plage de résistance à la corrosion, comparable à celle des aciers inoxydables austénitiques, résistent très bien à la corrosion sous contrainte et offrent plusieurs avantages en termes de rapport coût/efficacité.

### La zone fondue

la solidification de l'acier duplex notamment du métal fondu des soudures, il se forme une structure presque entièrement ferritique, en poursuivant le refroidissement la phase austénitique est amorcée aux joints de grains ferritiques.

La transformation s'effectue selon la séquence suivante [3] :

$L \longrightarrow L + F \longrightarrow F \longrightarrow F + A$  (L : liquide, F : ferrite, A : austénite)

En effet, la solidification de la ferrite implique la croissance épitaxiale à partir du métal de base aux joints fusionnés. La croissance de la dendrite initiale est orientée selon le gradient thermique. La précipitation de l'austénite dépend de la composition du métal soudé, sa formation initiale se produit intergranulairement. La précipitation de l'austénite est un processus de nucléation et de croissance contrôlé par la diffusion.

Ainsi la vitesse de refroidissement est d'une importance majeure dans la détermination de l'étendue de cette transformation. Pour des vitesses de refroidissement lentes on aura la formation de plus d'austénite et pour des vitesses de refroidissement rapides on aura la formation de peu d'austénite. Cependant, comme la nucléation est facilitée aux joints de grains, une taille petite des grains de ferrite, en principe, favorise des quantités d'austénite élevées.

### La zone affectée thermiquement

La figure 2.3 a été divisée en trois régions distinctes pour comprendre les phénomènes qui se produisent dans la zone affectée thermiquement. On distingue :

- Région 1 : transformation de l'austénite en ferrite et dissolution des précipités
- Région 2 : structure entièrement ferritique et croissance de grains
- Région 3 : reformation de l'austénite et réaction de précipitation (carbures et nitrures)

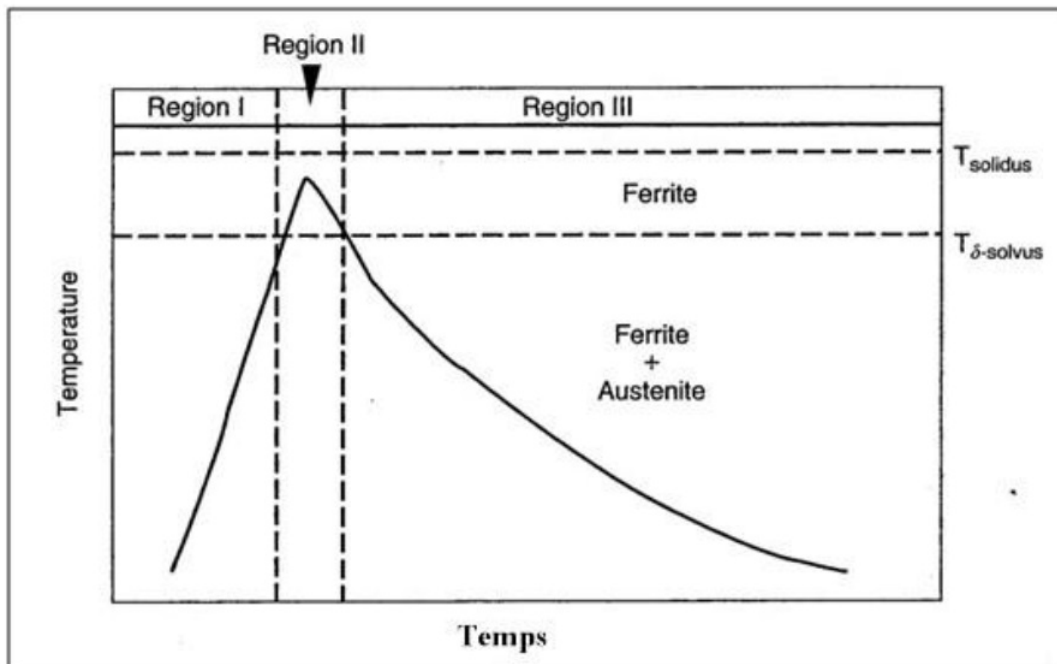


FIGURE 2.3 – Cycle thermique de la zone affectée thermiquement près de la ligne de fusion d'un acier inoxydable duplexe .

Dans la région 1, le métal est chauffé jusqu'aux températures approchant de la température du liquidus. A ce niveau, l'austénite commence à se transformer en ferrite via le processus de diffusion contrôlée jusqu'à ce que la structure soit entièrement ferritique.

A cette même température, la plupart des précipités (carbures, nitrures) résultants des traitements thermomécaniques commencent à se dissoudre.

En rentrant dans la région 2, la structure devient entièrement ferritique, plus on s'attarde dans cette zone et plus la croissance des grains sera prononcée.

Pendant le refroidissement dans la région 3, il y a germination et croissance des grains austénitiques, en plus de la reformation des précipités. La transformation (ferrite  $\rightarrow$  austénite) pour un alliage donné est contrôlée par la vitesse de refroidissement. Effectivement, avec de grandes vitesses de refroidissement, la zone affectée thermiquement aura une structure principalement ferritique. Même remarque pour les précipités, ils sont plus prononcés aux cinétiques de refroidissement importantes .

### Traitements thermiques après soudage

Les aciers inoxydables austéno-ferritiques ne sont pas sensibles à la corrosion intergranulaire et les risques de fissuration à chaud sont très faibles. De ce point de vue ils ne nécessitent aucun traitement thermique après soudage. Le seul traitement thermique réalisable après soudage est l'hypertrempe effectuée à la température de maintien définie par l'acier de base et suivant un refroidissement suffisamment rapide [14].

Les aciers inoxydables duplex présentent une excellente soudabilité. Cependant, lors de l'opération de soudage on assiste à une augmentation de la teneur en ferrite avec une possibilité de précipitation. De ce fait, il est nécessaire de contrôler les conditions de soudage (composition du métal d'apport et vitesse de refroidissement) afin de conserver le rapport des phases ferritique-austénitique et d'éviter toutes précipitations.

Il est prévu que les aciers inoxydables supermartensitiques continueront d'évoluer en tant que matériaux importants dans l'industrie pétrolière et du transport du gaz ainsi que dans d'autres applications. La métallurgie du soudage et la relation microstructure-propriétés mécaniques de ces aciers continue d'être un sujet de recherche fondamental. Les progrès de la métallurgie du soudage et de la soudabilité de ces aciers seront la clé de leurs vastes mises en oeuvre.

L'optimisation des paramètres de soudage-énergie et la composition du métal d'apport permettent généralement de s'affranchir de tout traitement thermique après soudage.

## 2.4 Conclusion

Les difficultés dans la simulation numérique des problèmes thermiques du soudage résident principalement dans la modélisation de la source de chaleur et dans l'estimation de la quantité d'énergie utile pour le chauffage des pièces à assembler. Une modélisation efficace de ces problèmes permet une bonne prédiction de la forme du bain de fusion et donc des zones à risque.

Deuxième partie

Modélisation mathématique de  
soudage

# Chapitre 3

## Développement Mathématique

### 3.1 Introduction

On s'intéresse à l'étude du transfert thermique lors d'une opération de soudage à l'arc (TIG), en considérant le cas bidimensionnel puis tridimensionnel non stationnaire d'un assemblage bout à bout de deux plaques métalliques minces.

Compte tenu de l'importance que revêt l'analyse thermique dans toute étude prévisionnelle du soudage, la répartition de la température en cours de soudage est obtenue par la résolution de l'équation fondamentale régissant le transfert de la chaleur par conduction dans un solide. Cette équation est issue du bilan énergétique effectué sur un volume de contrôle élémentaire de la plaque métallique considérée.

### 3.2 Hypothèses principales

Pour étudier et modéliser le processus de soudage TIG des métaux, on a considéré les hypothèses suivantes :

- Le régime est considéré transitoire - L'axe Y est confondu avec la direction du soudage
- Les propriétés thermiques (la conductivité thermique  $K$  et la chaleur spécifique  $C_p$ ) du matériau dépendent de la température.
- Prise en compte du changement de phases dans les métaux à souder.
- L'écoulement du bain de fusion est négligeable.
- Les déperditions calorifiques par convection et rayonnement à travers les surfaces libres et les frontières de la pièce sont prises en compte.
- La source de chaleur est mobile et est répartie selon une distribution surfacique Gaussienne  $S(T,x,y,t)$ .
- L'échauffement dû aux déformations mécaniques est très faible donc négligeable.

### 3.3 Equation de chaleur

L'équation de conduction de la chaleur dans le domaine  $\Omega$  (domaine défini par les deux plaques métalliques à souder), s'écrit pour le cas tridimensionnel [13,14] :

$$\rho C_p \left( \frac{\partial T}{\partial t} \right) = \frac{\partial}{\partial x} \left( K \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left( K \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left( K \frac{\partial T}{\partial z} \right) + S \quad (3.1)$$

où  $T$  est la température,  $t$  le temps,  $\rho$  la densité du matériau à souder,  $C_p$  la chaleur spécifique,  $K$  la conductivité thermique et  $S$  la chaleur générée ou absorbée par unité du temps.

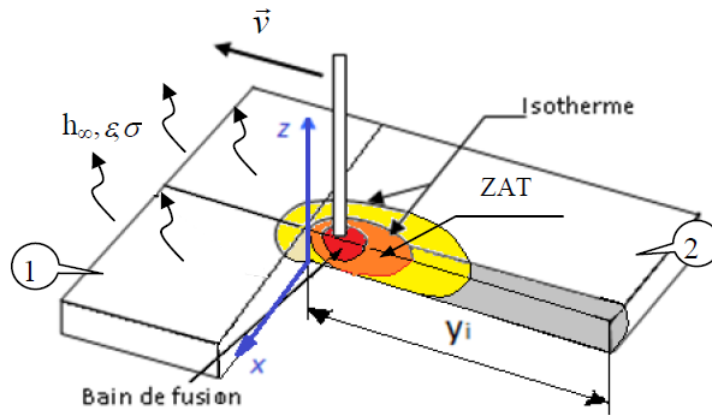


FIGURE 3.1 – Schéma du processus de soudage de deux tôles minces

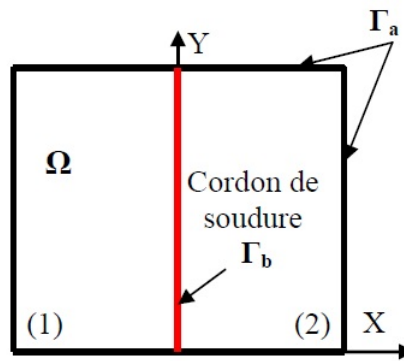


FIGURE 3.2 – Domaine  $\Omega$  et frontières  $\Gamma_a$  et  $\Gamma_b$



Pour le cas bidimensionnel, on retrouve l'expression suivante :

$$\rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left( K \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left( K \frac{\partial T}{\partial y} \right) + S(T, x, y, t) \quad (3.2)$$

Dans le cas général sous une forme compactée, on a l'équation :

$$\rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} = \text{div}(-K \cdot \overrightarrow{\text{grad}T}) + S \quad (3.3)$$

Avec des conditions aux limites et initiales appropriées, la résolution de l'équation différentielle (3.1) donne la solution au problème posé.

### 3.4 Conditions aux limites

Les conditions aux limites sont déterminées à partir des équations d'échange du flux de chaleur par convection et rayonnement avec le milieu environnant.

- Aux frontières  $\Gamma_a$  (Figure 3.2), le flux  $q_n$  est égal à :

$$q_n = h_\infty (T - T_\infty) + \sigma \epsilon (T^4 - T_\infty^4) \quad (3.4)$$

Où  $h_\infty$  : coefficient de convection égal à  $10 \text{ W/m}^2 \cdot \text{K}$  ;  $T$  : température au bord de l'assemblage (K) ;  $T_\infty$  : température ambiante (K) ;  $\epsilon$  : émissivité thermique égale à 0.82,  $\sigma$  : constante de Boltzmann égale à  $5.67 \cdot 10^2 \text{ W/m}^2 \cdot \text{K}^4$ .

- Au plan de la symétrie de l'assemblage (à la frontière  $\Gamma_b$ ), le flux de chaleur est nul :

$$q_n = -k \frac{\partial T}{\partial x} = 0 \quad (3.5)$$

Le flux  $q_n$  étant donné par l'équation de Fourier :  $q_n = -K \overrightarrow{\nabla} T$

- La température initiale du matériau est supposée égale à la température ambiante :  $T_0 = 300 \text{ K}$

### 3.5 Systèmes d'équations finales

Le système d'équations finales de la conduction de chaleur dans les deux plaques métalliques à souder (cas bidimensionnel) s'écrit comme suit :

$$\begin{cases} \rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left( K \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left( K \frac{\partial T}{\partial y} \right) + S(T, x, y, t) \\ q_n = h_\infty (T - T_\infty) + \sigma \epsilon (T^4 - T_\infty^4) \quad \text{sur } \Gamma_a \\ q_n = 0 \quad \text{sur } \Gamma_b \end{cases} \quad (3.6)$$

Le terme source  $S$  sera modélisé par la suite pour fermer le système d'équations. L'équation différentielle finale est donc une équation aux dérivées partielles non linéaires.

## 3.6 Différents modèles de sources de chaleur

En 2D, les modèles de source de chaleur les plus communément utilisés sont au nombre de trois : la source ponctuelle [15], en segments de ligne et surfacique à différents types de distribution [16,17].

### 3.6.1 Modélisations du terme sources

Le modèle considéré dans cette étude sera un modèle surfacique amélioré à distribution Gaussienne [14]. La forme géométrique de la source sera circulaire puis bielliptique. Pour le cas 3D, on utilisera la source de Goldak [16].

#### Développement et linéarisation

Selon Myers et Lindgren [18,19], l'expression générale de cette source de chaleur  $S$  s'écrit ainsi :

$$S(x, y, t) = S_0 e^{-A(x^2 + y^{*2})} \quad (3.7)$$

où  $y^* = y - vt$

avec  $v$  : vitesse de déplacement de la torche, et  $S_0$  et  $A$  sont des coefficients dépendant du modèle.

Développons les expressions du terme source  $S$  (de l'équation 3.6) en introduisant l'effet de la convection et du rayonnement dans ce terme (pour se rapprocher le plus de la réalité).

- Pour le métal de base, le terme source représente l'énergie échangée :

$$S = 2h_\infty(T - T_\infty) + 2\sigma\epsilon(T_4 - T_\infty^4) \quad (3.8)$$

- Pour la zone qui contient le bain de fusion (au niveau du cordon), le terme source s'écrit :

$$S = h_\infty(T - T_\infty) + \sigma\epsilon(T_4 - T_\infty^4) + q_0 e^{f(x,y,t)} \quad (3.9)$$

On constate que ce terme source est fortement non linéaire, on doit donc le linéariser. Il peut être alors écrit sous la forme linéaire suivante :

$$S = S_c + S_p T \quad (3.10)$$

Où  $S_c$  et  $S_p$  sont des constantes. En utilisant la méthode de la tangente pour la linéarisation du terme source, on aura pour ces constantes :

$$S = S_* + \left(\frac{dS}{dT}\right)^*(T - T^*)$$

$$\implies S = S_* + \left(\frac{dS}{dT}\right)^*T^* \quad \text{et} \quad S_p = \left(\frac{dS}{dT}\right)$$

L'indice (\*) représente les paramètres calculés au cours de l'itération précédente. Après identification de l'équation (3.10) avec les équations (3.8 et 3.9) et réajustement de la convention du signe du flux de convection et rayonnement on déduit :

$$\text{Au niveau du mtal de base} : \begin{cases} S_c = 2(h_\infty T_\infty + 3\sigma\epsilon T^{*4} + \sigma\epsilon T_\infty^4) \\ S_p = -2(h_\infty + 4\sigma\epsilon T^{*3}) \end{cases} \quad (3.11)$$

$$\text{Au niveau de cordon de soudure} : \begin{cases} S_c = 2(h_\infty T_\infty + 3\sigma\epsilon T^{*4} + \sigma\epsilon T_\infty^4) + q_0 e^{f(x,y,t)} \\ S_p = -2(h_\infty + 4\sigma\epsilon T^{*3}) \end{cases} \quad (3.12)$$

$S_c$  étant la partie constante du terme S et  $S_p$  est le coefficient du terme dépendant de la température en un point p quelconque du domaine de calcul.

En introduisant un coefficient cas, on peut écrire ces deux expressions sous une forme générale :

$$\begin{cases} S_c = (2 - cas)(h_\infty T_\infty + 3\sigma\epsilon T^{*4} + \sigma\epsilon T_\infty^4) + cas.q_0 e^{f(x,y,t)} \\ S_p = -(2 - cas)(h_\infty + 4\sigma\epsilon T^{*3}) \end{cases} \quad (3.13)$$

Tel que : cas = 0  $\implies$  le point p se situe hors la source dans le métal de base ;

cas = 1  $\implies$  le point p est dans la zone de la source (cordon de soudure).

$T^*$  : température calculée au cours de l'itération précédente au même point p.

Rappelons que la fonction  $f(x,y,t)$  de l'équation (3.13) est choisie selon le modèle de bain de fusion considéré (circulaire ou bi-elliptique) sur un domaine bidimensionnel.

La configuration bi-elliptique sera la plus utilisée dans notre cas.

#### \*Modèle du bain de fusion circulaire :

Pour le modèle du bain de fusion circulaire (source de chaleur répartie sur un cercle)

$$f(x, y, t) = -3\left(\frac{x^2 + (y - vt)^2}{r_b^2}\right) \quad (3.14)$$

Le rayon adopté de l'électrode est défini de sorte que 95 pourcent de la chaleur soit déposée ( $rb=4.5$ ) [14]. (Cf. Figure 3.1).

#### \*Modèle du bain de fusion bi-elliptique :

Pour ce modèle, la fonction  $f(x, y, t)$  est définie par :

$$f(x, y, t) = -3\left(\frac{x^2}{r_x^2} + \frac{(y - vt)^2}{r_y^2}\right) \quad (3.15)$$

L'expression de  $q_0$  est donnée par [14] :

$$q_0 = 6 \frac{Q}{\pi(r_x(r_{yav} + r_{yar}))} \quad \text{avec} \quad Q = \eta IU \quad (3.16)$$

$U$  est la tension électrique (Volt);  $I$  est l'intensité de courant (A) et  $\eta$  est le rendement de l'arc.  $r_x$ ,  $r_{yav}$  et  $r_{yar}$  sont les rayons de la bi-ellipse (figure 3.2), [14].

- Si le modèle est circulaire on a :  $r_{yav} = r_{yar} = r_x = r_b$ , (et on retrouve l'équation 3.14).

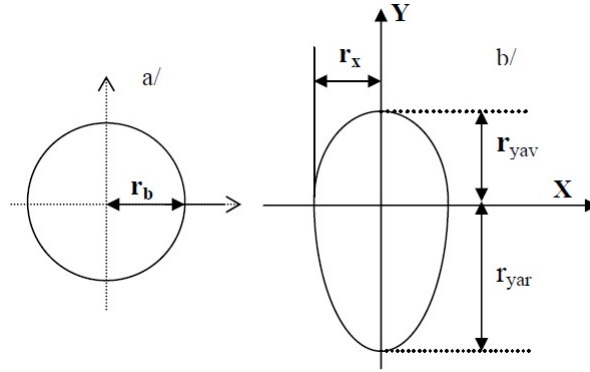


FIGURE 3.3 – Modèles de bain de fusion : a/ circulaire ; b/ bi-elliptique.

### 3.6.2 Cas du trois dimensions

Pour les tôles épaisses où l'épaisseur est comparable aux autres dimensions et nécessite un métal d'apport, on modélise la source de chaleur par une source volumique sous forme de deux demi-ellipsoïdes. Ceci permet de tenir compte de la différence en apport de chaleur en avant et en arrière l'électrode. L'expression mathématique qui décrit cette forme [16,17] est :

$$\begin{cases} S(x, y, z, t) = \frac{6\sqrt{3}Q_0 f_i}{a_i b c \pi \sqrt{\pi}} \exp\left(-3\left(\left(\frac{x-vt}{a_i}\right)^2 + \left(\frac{y}{b}\right)^2 + \left(\frac{z}{c}\right)^2\right)\right) \\ f_f = 0.6 \quad \text{et} \quad f_r = 1.4 \end{cases} \quad (3.17)$$

Avec l'indice  $i = f$  si  $x \geq 0$  ou  $i = r$  si  $x < 0$  ;

Et  $a_i$ ,  $b$  et  $c$  sont les rayons des deux ellipsoïdes .

### 3.6.3 Les différents cas de la conductivité thermique

Généralement la conductivité thermique  $K$  est fonction de la température,  $K = f(T)$  (Figure 3.4). Dans ce cas l'équation de la chaleur est non linéaire et on considère directement la résolution de l'équation (3.6).

$$\text{Si } K = \text{cst} \implies \rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} = K \nabla^2 T + S \quad (3.18)$$

plus, dans le cas où le milieu est :

- \* Homogène :  $K$  est indépendant de la position.
- \* Isotrope :  $K$  est un scalaire indépendant de la direction.
- \* Anisotrope :  $K$  est un tenseur.

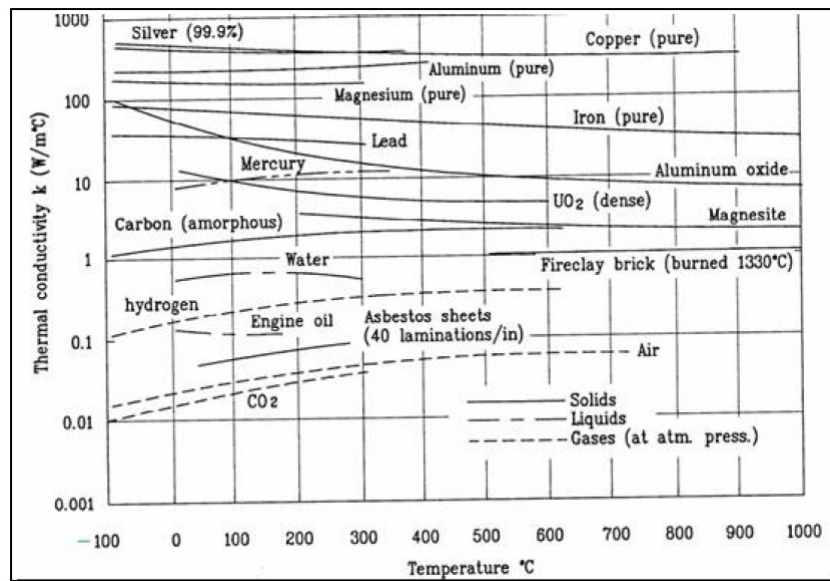


FIGURE 3.4 – Evolution de la conductivité  $K$  pour différents milieux [20].

# Chapitre 4

## Développement Numérique

### 4.1 Introduction

Les équations gouvernant le phénomène thermique de soudage étant des équations différentielles aux dérivées partielles non linéaires, leur résolution analytique est très complexe ou inexistante ; le recours à des méthodes numériques s'avère donc nécessaire. La solution consiste à approximer ces équations par des relations algébriques (discrétisation) rendant la résolution possible par l'utilisation de méthodes numériques. Plusieurs techniques numériques sont disponibles et largement utilisées telles les méthodes des différences finies (MDF), des volumes finis (MVF) et des éléments finis (MEF). La MDF est recommandée dans le cas de problèmes simples pour sa facilité de mise en oeuvre et ses limites d'utilisation. La MVF a comme avantage principal le rigoureux respect des équations de conservation, non seulement de façon globale et pour des points suffisamment resserrés, mais aussi pour chaque volume du maillage quelque soit sa forme. La MEF, quant à elle, est recommandée pour la résolution de problèmes à géométrie complexe ; elle est reconnue notamment pour sa puissance de résolution des problèmes très compliqués ; la plupart des codes de calcul utilisent cette méthode.

parmi les trois méthodes citées, la MEF sera utilisée ici. On expose le principe de cette méthodes ainsi que leur application dans la résolution du problème de transfert de la chaleur du soudage.

### 4.2 Méthode des éléments finis

Pour la résolution du problème thermique du soudage, on a choisit la Méthode des Eléments Finis "MEF", réputée par sa puissance à résoudre des problèmes non linéaires et complexes. L'élément fini utilisé pour le développement et la résolution du champ thermique est du type quadrilatère à 4 noeuds.

#### 4.2.1 Formulation variationnelle

Ecrivons le terme de dérivation de la température par rapport au temps en différence finie :

$$\left. \frac{\partial T}{\partial t} \right|_i + 1 = \frac{T(i+1) - T(i)}{\Delta t}$$

Elle sera abrégée par :

$$\frac{T - T^0}{\Delta t}$$

tel que :

$T$  est la température à l'instant actuel et  $T^0$  est la température à l'instant précédent. L'équation 3.6 devient :

$$\rho \frac{C_p}{\Delta t} T - \frac{\partial}{\partial x} \left( K \frac{\partial T}{\partial x} \right) \frac{\partial}{\partial y} \left( K \frac{\partial T}{\partial y} \right) - \left( S + T^0 \rho \frac{C_p}{\Delta T} \right) = 0 \quad (4.1)$$

On développe la forme variationnelle de l'équation (4.1) pour un domaine ( $\Omega$ ) typique en multipliant cette équation (4.1) par une fonction test  $N(x,y)$ . On l'intègre sur le domaine ( $\Omega$ ) de frontière  $\Gamma$ . Les fonctions test  $N(x,y)$  choisies (abrégées en  $N_i$ ) doivent être dérivables au moins une fois par rapport à  $x$  et  $y$  [19]. L'axe ( $Y$ ) est considéré comme direction de soudage. On aura :

$$\iint \frac{\rho C_p}{\Delta t} T N_i d\Omega - \iint_{\Omega} N_i \left[ \left( K T'_x \right)'_x + \left( K T'_y \right)'_y \right] d\Omega - \iint_{\Omega} \left[ S + \frac{\rho C_p}{\Delta t} T^0 \right] N_i d\Omega = 0 \quad (4.2)$$

En posant

$$F_1 = K \frac{\partial T}{\partial x} = (K T'_x)$$

$$F_2 = K \frac{\partial T}{\partial y} = (K T'_y)$$

On développe le deuxième terme de l'équation (4.2) en utilisant les identités suivantes :

$$N_i \frac{\partial F_i}{\partial x} = \frac{\partial}{\partial x} (N_i F_1) - \frac{\partial N_i}{\partial x} F_1 \quad (4.3)$$

$$N_i \frac{\partial F_i}{\partial y} = \frac{\partial}{\partial y} (N_i F_2) - \frac{\partial N_i}{\partial y} F_2 \quad (4.4)$$

Puis, en appliquant le théorème de « Green » sur les composantes de l'opérateur gradient, pour un contour fermé, on trouve :

$$\iint_{\Omega} \frac{\partial}{\partial x} (N_i F_1) dx dy = \oint_{\Gamma} N_i F_1 n_x dS \quad (4.5)$$

$$\iint_{\Omega} \frac{\partial}{\partial y} (N_i F_2) dx dy = \oint_{\Gamma} N_i F_2 n_y dS \quad (4.6)$$

Où  $dS$  est la longueur de l'arc infinitésimal le long du contour  $\Gamma$ .  $n_x$  et  $n_y$  sont les composantes du vecteur unité normal  $\vec{n}$  sur la frontière  $\Gamma$  (Voir équation 4.7 et Figure 4.1).

$$\vec{n} = n_x \cdot \vec{i} + n_y \cdot \vec{j} \quad (4.7)$$

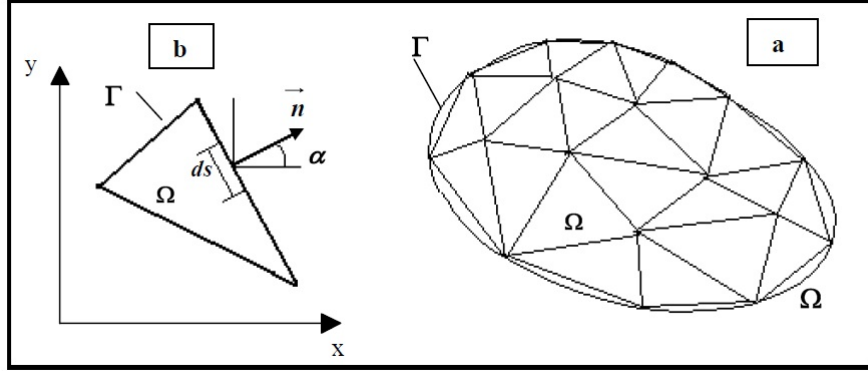


FIGURE 4.1 – Discretisation d'un domaine irrégulier en éléments finis typiques.

En substituant les équations(4.2),(4.3)(4.4)et(4.6) dans l'équation (4.1) on obtient :

$$\begin{aligned} & \iint \frac{\rho C_p}{\Delta t} \cdot T \cdot N_i \cdot d\Omega + \iint_{\Omega} N_i \left[ \frac{\partial N_i}{\partial x} (F_1) + \frac{\partial N_i}{\partial y} (F_2) \right] d\Omega - \\ & \iint_{\Omega} \left[ S + \frac{\rho C_p}{\Delta t} T^0 \right] N_i d\Omega - \oint_{\Gamma} N_i \cdot (n_x \cdot F_1 + n_y \cdot F_2) dS = 0 \end{aligned} \quad (4.8)$$

Notant d'après (4.7) le flux :

$$q_n = n_x \cdot F_1 + n_y \cdot F_2 = K \left( \frac{\partial T}{\partial x} \frac{\partial x}{\partial n} \right) + K \left( \frac{\partial T}{\partial y} \frac{\partial y}{\partial n} \right) = K \frac{\partial T}{\partial n} \quad (4.9)$$

La forme variationnelle devient alors :

$$\iint \frac{\rho C_p}{\Delta t} \cdot T \cdot N_i \cdot d\Omega + \iint_{\Omega} N_i \left[ \frac{\partial N_i}{\partial x} (F_1) + \frac{\partial N_i}{\partial y} (F_2) \right] d\Omega - \iint_{\Omega} \left[ S + \frac{\rho C_p}{\Delta t} T^0 \right] N_i d\Omega - \oint_{\Gamma} N_i \cdot q_n \cdot dS = 0 \quad (4.10)$$

Cette équation variationnelle forme la base du modèle d'éléments finis de l'équation (4.7).

### 4.2.2 Formulation en éléments finis

On suppose que T est approximée dans un domaine élémentaire ( $\Omega_e$ ) ayant 'n' noeuds [21] par l'expression suivante :



$$\sum_{j=1}^n N_j(x, y) \cdot T_j(t) = [N] \{T\} \quad (4.11)$$

Où  $T_j$  sont les valeurs des températures inconnues aux noeuds considérés, telles qu'elles dépendent du temps  $t$ .  $N_j$  est la fonction d'interpolation au point  $(x_j, y_j)$  ayant la propriété :

$$N_j(x_i, y_i) = \delta_{ij}$$

Avec :  $\delta_{ij}$  symbole de Kronecker.

Substituant l'équation (4.11) dans la forme variationnelle (4.10) en tenant compte de la forme linéaire de la source  $S$ , on aboutit à :

$$\begin{aligned} \sum_{j=1}^n \iint_{\Omega_e} \left( \frac{\rho C_p}{\Delta t} - S_p \right) \cdot T_j \cdot N_j \cdot N_i \cdot d\Omega + \sum_{j=1}^n \left\{ \iint_{\omega_e} \left[ \frac{\partial N_i}{\partial x} \left( \frac{\partial N_j}{\partial x} \right) + \frac{\partial N_i}{\partial y} \left( \frac{\partial N_j}{\partial y} \right) \right] K \cdot d\Omega \right\} T_j - \\ \iint_{\Omega_e} \left( S_c + \frac{\rho C_p}{\Delta} T^0 \right) \cdot N_i \cdot d\Omega - \oint_{\Gamma_e} N_i \cdot q_n \cdot dS = 0 \end{aligned} \quad (4.12)$$

Où :  $i=1, \dots, n$  ( $n = 4$  pour notre cas)

Autrement

$$\sum_{j=1}^n K_{ij}^{(e)} \cdot T_j^{(e)} = F_i^{(e)}$$

s'écrit sous forme matricielle :

$$[K] \cdot \{T\} = \{F\}$$

avec

$$K_{ij}^{(e)} = \iint_{\omega_e} \left[ \frac{\partial N_i}{\partial x} \left( \frac{\partial N_j}{\partial x} \right) + \frac{\partial N_i}{\partial y} \left( \frac{\partial N_j}{\partial y} \right) \right] K \cdot d\Omega + \iint_{\Omega_e} \left( \frac{\rho C_p}{\Delta t} - S_p \right) \cdot N_j \cdot N_i \cdot d\Omega \quad (4.13)$$

$$F_i^{(e)} = \iint_{\Omega_e} \left( S_c + \frac{\rho C_p}{\Delta} T^0 \right) \cdot N_i \cdot d\Omega - \oint_{\Gamma_e} N_i \cdot q_n \cdot dS \quad (4.14)$$

Où  $K_{ij}^{(e)} = K_{ji}^{(e)}$  du fait de la symétrie de la matrice  $[K]$

et le second terme de  $F_i^{(e)}$  (équation 4.14) représente l'intégrale sur la frontière  $\Gamma_e$ .

calcul du 2<sup>ème</sup> terme du membre de droite de  $F_i^{(e)}$  :

$$\oint q_n \cdot N_i \cdot dS = \oint K \cdot \left( \frac{\partial T}{\partial x} \frac{\partial x}{\partial n} + \frac{\partial T}{\partial n} + \frac{\partial T}{\partial x} \frac{\partial x}{\partial n} + \frac{\partial T}{\partial n} \right) N_i \cdot dS = \oint K \cdot \left( \vec{\nabla} T \cdot \vec{n} \right) N_i \cdot dS$$

$$= \oint K \cdot \frac{\partial T}{\partial n} N_i \cdot dS$$

Par convention, on désignera toute frontière intérieure commune  $\Gamma_e$  entre deux éléments finis par AB et toute frontière extérieure des éléments finis périphériques du domaine global par CD. Au niveau de chaque frontière intérieure AB la somme des gradients :  $\frac{\partial T}{\partial n}$

Sur les frontières CD de chaque élément fini, le gradient  $\frac{\partial T}{\partial n}$  est imposé par les conditions aux limites du domaine.

$$q_n = K \frac{\partial T}{\partial n} = h(T_\infty - T) + \sigma\epsilon(T_\infty^4 - T^4)$$

On calcule cette partie de  $q_n$  en utilisant une température calculée à l'itération précédente  $T^*$  (vu la forte non linéarité), donc :

$$\oint_{\Gamma_e} q_n \cdot N_i \cdot dS = \oint_{\Gamma_e} q_n^* \cdot N_i \cdot dS = \oint_{\Gamma_e} [h(T_\infty - T) + \sigma\epsilon(T_\infty^4 - T^4)] N_i \cdot dS \quad (4.15)$$

Ce terme est évalué uniquement pour les éléments finis de frontière et  $q_n^*$  sera noté  $q_n$  par la suite.

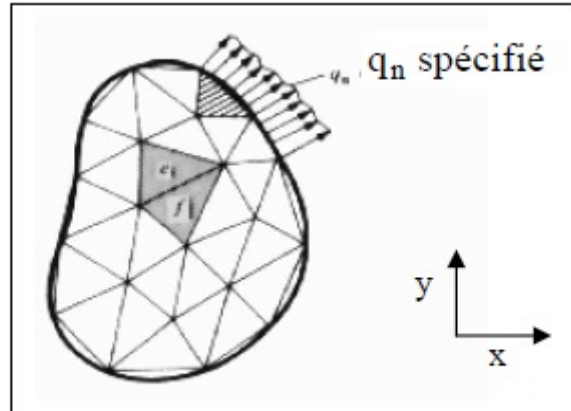


FIGURE 4.2 – Équilibre interne entre les différents éléments du domaine et effet de la frontière.

### 4.2.3 Fonctions d'interpolation

De la formulation en éléments finis (équation 4.12) et du calcul des matrices d'éléments finis (équation 4.13), on remarque que  $T$  doit être au moins une fonction bilinéaire en  $x$  et  $y$  et linéaire en temps, comme elle est globalement approximée dans

l'expression (4.16). L'écriture de cette expression sous forme polynomiale [21] est :

$$T(x, y, t) = C_1 + C_2x + C_3y + C_4xy \quad (4.16)$$

Où les  $C_i$  dépendent du temps. On détermine leurs valeurs dans la suite pour un élément quadrilatère et on déduit les expressions des fonctions d'interpolation.

Application pour un lment quadrilatre quatre noeuds

En utilisant l'approximation polynomiale bilinéaire (4.16) pour la variable T, on obtient le système suivant (4.16) pour un élément quadrilatère à quatre noeuds.

$$\begin{cases} T_1 = T(x_1, y_1, t) = C_1 + C_2x_1 + C_3y_1 + C_4x_1y_1 \\ T_2 = T(x_2, y_2, t) = C_1 + C_2x_2 + C_3y_2 + C_4x_2y_2 \\ T_3 = T(x_3, y_3, t) = C_1 + C_2x_3 + C_3y_3 + C_4x_3y_3 \\ T_4 = T(x_4, y_4, t) = C_1 + C_2x_4 + C_3y_4 + C_4x_4y_4 \end{cases} \quad (4.17)$$

En posant

$$\{T\} = \begin{Bmatrix} T_1 \\ T_2 \\ T_3 \\ T_4 \end{Bmatrix} \quad \{C\} = \begin{Bmatrix} C_1 \\ C_2 \\ C_3 \\ C_4 \end{Bmatrix} \quad \text{et} \quad [H] = \begin{bmatrix} 1 & x_1 & y_1 & x_1y_1 \\ 1 & x_2 & y_2 & x_2y_2 \\ 1 & x_3 & y_3 & x_3y_3 \\ 1 & x_4 & y_4 & x_4y_4 \end{bmatrix}$$

on aura :

$$\{T\} = [H] \{C\} \quad \text{Où} \quad \{C\} = [H]^{-1} \{T\}$$

prenons une matrice L :

$$[L] = \begin{bmatrix} L_{11} & L_{12} & L_{13} & L_{14} \\ L_{21} & L_{22} & L_{23} & L_{24} \\ L_{31} & L_{32} & L_{33} & L_{34} \\ L_{41} & L_{42} & L_{43} & L_{44} \end{bmatrix} \quad \text{tel que} \quad [L] = [H]^{-1}$$

L'équation (4.17) dans la forme générale (x, y, t) sera :

$$T(x, y, t) = [g] \cdot [L] \cdot \{T\} \quad (4.18)$$

avec  $[g] = [ 1 \quad x \quad y \quad xy ]$

En utilisant l'équation (4.11) et (4.18), on obtient les fonctions d'interpolations Ni :

$$[N] = [g] \cdot [L]$$

qui peuvent s'écrire donc sous la forme :

$$[N(x, y)] = \begin{bmatrix} 1 & x & y & xy \end{bmatrix} \begin{bmatrix} L_{11} & L_{12} & L_{13} & L_{14} \\ L_{21} & L_{22} & L_{23} & L_{24} \\ L_{31} & L_{32} & L_{33} & L_{34} \\ L_{41} & L_{42} & L_{43} & L_{44} \end{bmatrix} \quad (4.19)$$

Ou

$$\begin{Bmatrix} N_1(x, y) \\ N_2(x, y) \\ N_3(x, y) \\ N_4(x, y) \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} L_{11} + L_{12}x + L_{13}y + L_{14}xy \\ L_{21} + L_{22}x + L_{23}y + L_{24}xy \\ L_{31} + L_{32}x + L_{33}y + L_{34}xy \\ L_{41} + L_{42}x + L_{43}y + L_{44}xy \end{Bmatrix} \quad (4.20)$$

### Calcul des matrices et vecteurs d'éléments finis

Le calcul de la matrice rigidité  $[K_{ij}(e)]$  et du vecteur force  $\{Fi(e)\}$  de l'équation (4.13) et (4.14) dépend à la fois des propriétés du matériau considéré et des coefficients du modèle source élaboré. Tous ces coefficients sont aussi fonction de la température. Notre méthode est d'évaluer ces coefficients en fonction de la température de l'itération précédente  $T^*$ , puis les considérer comme des constantes (Cte) dans les expressions.

Pour une raison de simplicité, on réécrit  $[K_{ij}^{(e)}]$  comme étant la somme de trois matrices de base  $[S^{11}]$ ,  $[S^{22}]$  et  $[S^{33}]$  :

$$[K_{ij}^{(e)}] = [S^{11}] + [S^{22}] + [S^{33}] \quad (4.21)$$

avec :

$$\begin{cases} S_{ij}^{11} = \iint_{\Omega_e} \frac{\partial N_i}{\partial x} \cdot \frac{\partial N_j}{\partial x} dx dy \\ S_{ij}^{22} = \iint_{\Omega_e} \frac{\partial N_i}{\partial y} \cdot \frac{\partial N_j}{\partial y} dx dy \\ S_{ij}^{33} = \iint_{\Omega_e} N_i N_j \left( \frac{\rho C_p}{\Delta t} - S_p \right) dx dy = \iint_{\Omega_e} N_i N_j (Cte_1) dx dy \end{cases}$$

Ainsi que, nous avons :

$$F_i^e = \iint_{\Omega_e} N_i \left( S_c + \frac{\rho C_p}{\Delta t} T^0 \right) d\Omega + \oint_{\Gamma} N_i \cdot q_n^* \cdot dS = \iint_{\Omega_e} N_i (Cte_2) d\Omega + \oint_{\Gamma_e} N_i \cdot q_n \cdot dS \quad (4.22)$$

En utilisant les fonctions d'interpolation développées précédemment, les matrices dans les équations (4.21) deviennent :

$$\left\{ \begin{array}{l}
 S_{ij}^{11} = L_{2i}L_{2j} \int_{\Omega_e} dx dy + (L_{2i}L_{4j} + L_{2j}L_{4i}) \int_{\Omega_e} y dx dy + L_{4i}L_{4j} \int_{\Omega_e} y^2 dx dy \\
 S_{ij}^{22} = L_{3i}L_{3j} \int_{\Omega_e} dx dy + (L_{3i}L_{4j} + L_{3j}L_{4i}) \int_{\Omega_e} x dx dy + L_{4i}L_{4j} \int_{\Omega_e} x^2 dx dy \\
 S_{ij}^{33} = \left( \frac{\rho C_p}{\Delta t} - S_p \right) \cdot [L_{i1} \cdot L_{1j} \int_{\omega_e} dx \cdot dy + (L_{i1} \cdot L_{2j} + L_{i2} \cdot L_{1j}) \int_{\Omega_e} x \cdot dx \cdot dy + \\
 (L_{i1} \cdot L_{3j} + L_{i3} \cdot L_{1j}) \int_{\omega_e} y \cdot dx \cdot dy + (L_{i1} \cdot L_{4j} + L_{i2} \cdot L_{3j} + L_{i3} \cdot L_{2j} L_{i4} \cdot L_{jj}) \int_{\Omega_e} x \cdot y \cdot dx \cdot dy + \\
 L_{i1} \cdot L_{2j} \int_{\Omega_e} x^2 \cdot dx \cdot dy + (L_{i2} \cdot L_{4j} + L_{i4} \cdot L_{2j}) \int_{\Omega_e} x^2 \cdot y \cdot dx \cdot dy + L_{i3} \cdot L_{3j} \int_{\Omega_e} y^2 \cdot dx \cdot dy + \\
 (L_{i3} \cdot L_{4j} + L_{i4} \cdot L_{3j}) \int_{\Omega_e} x \cdot y^2 \cdot dx \cdot dy + L_{i4} \cdot L_{4j} \int_{\Omega_e} x^2 \cdot y^2 \cdot dx \cdot dy]
 \end{array} \right. \quad (4.23)$$

On remarque que pour simplifier l'écriture des équations on a noté une double intégrale par une simple.

En notant  $I_{mn} = \int x^m \cdot y^n \cdot dx \cdot dy$  de l'équation (4.21), on aura :

$$\begin{aligned}
 K_{ij} = & (KL_{2i}L_{2j} + KL_{3i}L_{3j} + Cte_1 L_{i1}L_{1j}) I_{00} + \\
 & (KL_{2i}L_{4j} + KL_{2j}L_{4i} + Cte_1 (L_{i1}L_{3j} + L_{i3}L_{1j})) I_{01} + \\
 & (KL_{3i}L_{4j} + KL_{4i}L_{3j} + Cte_1 (L_{i1}L_{2j} + L_{i2}L_{1j})) I_{10} + \\
 & (KL_{4i}L_{4j} + Cte \cdot L_{i3}L_{3j}) I_{02} + (KL_{4i}L_{4j} + Cte \cdot L_{i2}L_{2j}) I_{20} + \\
 & Cte_1 (L_{i1}L_{4j} + L_{i2}L_{3j} + L_{i3}L_{2j} + L_{i4}L_{1j}) I_{11} + Cte (L_{i2}L_{4j} + L_{i4}L_{2j}) I_{21} + \\
 & Cte (L_{i3}L_{4j} + L_{i4}L_{3j}) I_{12} + Cte L_{i4}L_{4j} I_{22}
 \end{aligned} \quad (4.24)$$

Et :

$$\begin{aligned}
 F_i(e) = & \left( S_c + \frac{\rho C_p}{\Delta} T^0 \right) \left[ L_{i1} \int_{\Omega_e} dx \cdot dy + L_{i2} \int_{\Omega_e} x \cdot dx \cdot dy + L_{i3} \int_{\Omega_e} y \cdot dx \cdot dy + \right. \\
 & \left. L_{i4} \int_{\Omega_e} xy \cdot dx \cdot dy \right] + L_{i1} \int_{\Gamma_e} q_n \cdot dS + L_{i2} \int_{\Gamma_e} q_n \cdot x \cdot dS + L_{i3} \int_{\Gamma_e} q_n \cdot y \cdot dS + L_{i4} \int_{\Gamma_e} q_n \cdot xy \cdot dS \quad (4.25)
 \end{aligned}$$

$$F_i^{(e)} = Cte_2 [L_{i1}I_{00} + L_{i2}I_{10} + L_{i3}I_{01} + L_{i4}I_{11}] + L_{i1} \oint_{\Gamma_e} q_n \cdot dS + L_{i2} \oint_{\Gamma_e} q_n \cdot x \cdot dS +$$

$$L_{i3} \oint_{\Gamma_e} q_n \cdot y \cdot dS + L_{i4} \oint_{\Gamma_e} q_n \cdot xy \cdot dS \quad (4.26)$$

La transformation de Green permet la transformation d'une intégrale double de surface  $I_{mn}$  en une intégrale simple curviligne le long de la frontière de l'élément considéré et son calcul numérique est donné par la méthode de Gauss-Legendre [21].

#### 4.2.4 Assemblage et stockage des matrices d'éléments finis

L'assemblage est une opération qui consiste à construire la matrice globale  $[K]$  et le vecteur global  $\{F\}$  du domaine complet à partir des matrices élémentaires  $[K^{(e)}]$  et des vecteurs élémentaires  $\{F^{(e)}\}$  des éléments finis. Pour représenter cet assemblage, on illustre la procédure par un simple exemple en considérant seulement le maillage de deux éléments finis quadrilatères (Figure 4.3). Soient  $K_{ij}^{(1)}$  et  $K_{ij}^{(2)}$  ( $i, j = 1, 2, 3, 4$ ) les coefficients des matrices de rigidité correspondant à ces éléments. A partir du maillage on obtient la correspondance entre les noeuds globaux et les noeuds locaux des éléments pour construire les tableaux de correspondance, ceci permet d'obtenir les coefficients de la matrice de rigidité globale  $[K]$ .

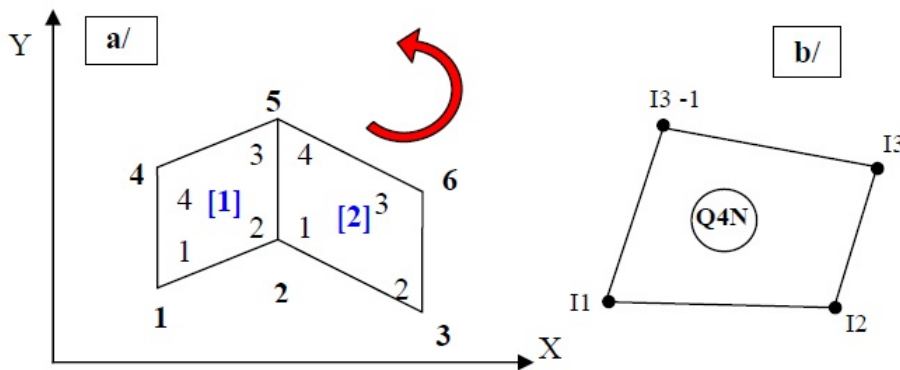


FIGURE 4.3 – Assemblage de deux éléments finis quadrilatères Q4N. b/ EF Q4N quelconque.

Coefficients pour l'élément (1) et l'élément (2) :

$$[K(1)] = \begin{bmatrix} K_{11}^{(1)} & K_{12}^{(1)} & K_{13}^{(1)} & K_{14}^{(1)} \\ K_{21}^{(1)} & K_{22}^{(1)} & K_{23}^{(1)} & K_{24}^{(1)} \\ K_{31}^{(1)} & K_{32}^{(1)} & K_{33}^{(1)} & K_{34}^{(1)} \\ K_{41}^{(1)} & K_{42}^{(1)} & K_{43}^{(1)} & K_{44}^{(1)} \end{bmatrix} \quad [K(2)] = \begin{bmatrix} K_{11}^{(2)} & K_{12}^{(2)} & K_{13}^{(2)} & K_{14}^{(2)} \\ K_{21}^{(2)} & K_{22}^{(2)} & K_{23}^{(2)} & K_{24}^{(2)} \\ K_{31}^{(2)} & K_{32}^{(2)} & K_{33}^{(2)} & K_{34}^{(2)} \\ K_{41}^{(2)} & K_{42}^{(2)} & K_{43}^{(2)} & K_{44}^{(2)} \end{bmatrix}$$

$k_{11}^{(1)}$	$k_{12}^{(1)}$	0	$k_{13}^{(1)}$	$k_{14}^{(1)}$	0
$k_{21}^{(1)}$	$k_{22}^{(1)} + k_{11}^{(2)}$	$k_{12}^{(2)}$	$k_{24}^{(1)}$	$k_{23}^{(1)} + k_{14}^{(2)}$	$k_{13}^{(2)}$
0	$k_{21}^{(2)}$	$k_{22}^{(2)}$	0	$k_{24}^{(2)}$	$k_{23}^{(2)}$
$k_{41}^{(1)}$	$k_{42}^{(1)}$	0	$k_{44}^{(1)}$	$k_{43}^{(1)}$	0
$k_{31}^{(1)}$	$k_{32}^{(1)} + k_{41}^{(2)}$	$k_{42}^{(2)}$	$k_{34}^{(1)}$	$k_{33}^{(1)} + k_{44}^{(2)}$	$k_{43}^{(2)}$
0	$k_{31}^{(2)}$	$k_{32}^{(2)}$	0	$k_{34}^{(2)}$	$k_{33}^{(2)}$

La matrice  $[K]$  assemblée sera donc :

La matrice  $[K]$  étant symétrique, dans le programme, seuls les coefficients non nuls sont stockés selon une méthode dite "stockage complexe aléatoire" . Deux vecteurs AD et AE permettent ce stockage, le premier sert au stockage des coefficients diagonaux et le second au stockage des coefficients situés au dessus de la diagonale.

#### 4.2.5 Génération du maillage

La génération du maillage est une partie importante de la modélisation par la méthode des éléments finis. Le développement d'une méthode de discrétisation efficace est l'objectif principal de la procédure qui va suivre. Il existe des techniques de génération de maillage selon le degré de complexité du domaine mais le maillage doit toujours vérifier les conditions suivantes :

- Une adaptation aux frontières et aux conditions aux limites.
- Une adaptation aux propriétés des différentes régions du domaine physique.
- Une bonne régularité.

Dans notre cas le maillage est défini de telle sorte que le domaine physique est partagé en deux zones, une zone à maillage fin courant le long du cordon et une autre avec un maillage grossier au-delà de cette zone.

La modélisation par éléments finis induit des résultats avec des champs d'évolution discontinus de la fonction recherchée. Les résultats évoluent en fonction du maillage adopté et convergent vers la solution exacte. Pour déterminer une densité optimale du maillage, celui-ci est affiné progressivement jusqu'à ce que les résultats obtenus se stabilisent ; le maillage obtenu est considéré comme optimal.

#### 4.2.6 Méthode de résolution numérique

Après remplissage et stockage de la matrice de rigidité  $[K]$  et du vecteur  $\{F\}$ , on calcule le vecteur solution  $\{T\}$ , pour cela, on doit résoudre le système d'équations (4.13) et (4.14) :

$$[K].\{T\} = \{F\}$$

ou bien

$$\sum_{j=1}^N K_{ij}.T_j = F_i \tag{4.27}$$

avec  $i=1,\dots,N$

Pour la résolution, on adopte la méthode itérative de Gauss Seidel Accéléré (avec facteur de surrelaxation  $\omega$ ). L'avantage principal des méthodes itératives est qu'elles sont aptes à résoudre des systèmes d'équations de taille assez élevée. Cette méthode consiste à modifier le schéma itératif de Gauss Seidel par un schéma qui consiste à accélérer encore le processus de convergence par le remplacement des termes de la solution avec les valeurs déjà calculées de l'itération actuelle, immédiatement dans le schéma itératif pour la détermination des valeurs restantes. La procédure itérative consiste essentiellement à passer de l'étape (r) à l'étape (r+1) par le schéma suivant (T(r) étant déjà calculé) :

$$\left[ \begin{array}{l} \text{Faire } i = 1 \quad N \\ \text{Som} = \sum_{j < i}^N K_{ij} T_j^{(r+1)} + \sum_{j > i}^N K_{ij} T_j^{(r)} \\ T_i^{(r+1)} = (1 - \omega) T_i^{(r)} + \frac{\omega}{K_{ii}} (F_i - \text{Som}) \end{array} \right.$$

Avec  $i, j$  indices de la matrice de rigidité  $[K]$  et du vecteur force  $\{F\}$  et  $r$  est l'indice d'itération, ( $r = 0$  : vecteur initial). Le paramètre de sur-relaxation  $\omega$ , dans notre cas, est choisi dans l'intervalle  $[1, 2]$ .

Pour la simulation et le calcul en 3D aussi bien qu'en 2D, le logiciel Comsol, basé sur cette méthode des éléments finis, a été utilisé.

### 4.3 Utilisation de Comsol

Le logiciel Comsol, anciennement appelé FEMLab, est avant tout un outil de résolution d'équations aux dérivées partielles par éléments finis. Sa particularité est de disposer d'une base de données d'équations permettant de modéliser différents phénomènes physiques, comme l'électrostatique, l'écoulement de fluides ou encore la déformation des matériaux. Développé initialement comme une toolbox de Matlab, il dispose aujourd'hui de son propre environnement graphique permettant à la fois le dessin des géométries et l'affichage de résultats en post-traitement.

Sa spécificité est également de permettre de coupler différentes EDP, de manière à décrire des phénomènes multiphysiques, particulièrement adapté au micromonde. Il est ainsi possible d'obtenir la déformation d'une membrane due à la pression dans un liquide par exemple. Ou encore l'élévation de température dans un conducteur due au passage d'un courant électrique.

Des fonctions avancées permettent d'entrer manuellement des EDP spécifiques. De plus, les données du logiciels sont accessibles depuis Matlab, ce qui permet la réalisation de scripts.

- **Présentation générale du logiciel**

Au démarrage du logiciel, le navigateur de modèle apparaît. C'est lui qui permettra de définir le ou les modèles physiques qui seront utilisés. C'est aussi ici que la dimension de l'espace est choisie (2D, 2D axisymétrique, 3D, ...). Pour chacun des modèles, il est précisé quelles sont les variables, et quel est le suffixe propre à ce modèle. En effet, Comsol crée automatiquement des variables pour chaque modèle. Ces variables sont



toujours suffixée par le nom du modèle auquel elles sont rattachées. Par exemple Ex est la composante en x du champ électrique dans le modèle « électrostatique ». Il y a lieu de faire attention à la casse lorsqu'on fait référence à ces variables.

Lorsque le ou les modèles ont été choisis, l'écran général de Comsol apparait. D'une manière générale, lors de la création d'un projet, il faut parcourir le menu en allant de gauche à droite. Nous allons donc d'abord construire la géométrie du problème. On définit ensuite le comportement des domaines en leur associant des propriétés.

Ensuite, on impose des conditions sur certaines frontières, et éventuellement sur certains points.

Cette opération est à refaire pour chaque modèle utilisé dans le projet.

Une fois la physique du problème posée, il faut effectuer le maillage de la géométrie.

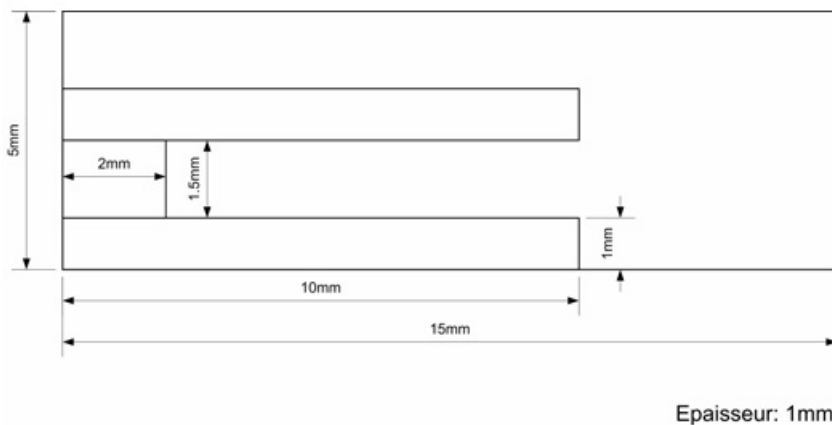
Il est possible de faire un raffinement local du maillage.

Il ne reste ensuite plus qu'à simuler le projet.

Toutes les inconnues sont alors déterminées. Il est possible de les afficher dans la fenêtre de post-processeur. L'utilisateur peut choisir quelles variables il désire représenter, et sous quelle forme.

### • Géométrie

La première chose à faire une fois le programme ouvert est de dessiner la géométrie de notre système :



### • Introduction des propriétés des domaines

Le but est ici de définir les paramètres physiques qui définissent le domaine : constante diélectrique, charges volumiques, etc. Les paramètres sont évidemment liés au modèle physique étudié. Il est également possible d'écarter un des domaines du modèle étudié. Une bibliothèque de matériaux est à disposition dans Comsol. Les deux lames sont en aluminium tandis que le bloc entre les deux sera en verre. Le dernier domaine est constitué d'air.

Remarquez que si aucune propriété concernant le matériau utilisé n'est pertinente pour le modèle étudié, les valeurs précédentes seront conservées !

On considèrera dans notre exemple qu'il n'y a pas de charge d'espace.

### • Introduction des conditions aux limites

Pour résoudre les EDP, il est nécessaire de définir un certain nombre de conditions aux limites cohérentes.

A chaque frontière de domaine est associé un segment orienté. Il est possible de donner des valeurs de condition aux limite pour chacun de ces segment. Les options seront différentes suivant qu'il s'agisse ou non d'une frontière intérieure au système.

Attention : Remarquez déjà que comme les frontières sont orientées, les normales aux frontières ne seront pas nécessairement des normales extérieures...

Les conditions doivent être choisies de manière à ce que la lame supérieure soit portée à un potentiel de 10V et la lame inférieure soit portée à la masse.

- **Maillage des domaines**

Le maillage des domaines est automatique. Il est possible de le raffiner globalement ou de manière localisée.

- **Résolution du problème**

Lorsque le problème est complètement défini, il ne reste plus qu'à le résoudre ! Il est possible d'accéder à des menus pour paramétrer la résolution. De même, lors de la résolution d'un problème multiphysique, il est possible de ne résoudre que pour une certaine partie des variables.

- **Postprocessing : analyse des résultats**

fenêtre de postprocessing, qui permet d'analyser les résultats. Il est possible de les visualiser sous forme de remplissage de couleur, de lignes de courant, de champ de flèches, etc...

## 4.4 Conclusion

Le développement mathématique et numérique du problème thermique du soudage TIG nécessite une modélisation adéquate de la source de chaleur. Plusieurs méthodes de résolution ont été mises en oeuvre. La résolution numérique en utilisant ces méthodes a permis la détermination des caractéristiques thermiques et la compréhension des phénomènes intervenant dans l'analyse thermique du procédé de soudage. La validation des résultats numériques obtenus par l'application du modèle développé de la source de chaleur nécessite un recalage paramétrique et une comparaison avec les résultats expérimentaux

Troisième partie  
Résultats et Discussion

# Chapitre 5

## Résultats et Discussion

### 5.1 Introduction

Ce chapitre sera consacré aux résultats de la modélisation numériques et à leurs interprétations. Les résultats obtenus nous permettront de déterminer les étendues des zones à risque, à savoir, la zone affectée thermiquement (ZAT).

Les simulations numériques sont faites avec les données du matériau (propriétés thermiques et physiques dépendant de la température) et les paramètres de soudage expérimentaux. Ces simulations permettent de suivre l'évolution de la température aux endroits désirés des tôles à souder et donc de déterminer le champ de température à chaque instant et les cycles thermiques. On déduit ainsi l'étendue des zones à risque (ZAT) selon les différentes méthodes menées.

TABLE 5.1 – composition chimique

acier		C	Cr	Ni	Mo	Ti	Si	Mn
Norme AISI	Norme EN10027							
Acier 304	X5CrNi18 10	0.055	18.33	9.67	-	-	0.74	1.35
Acier316	X5CrNiMo18 10	0.062	16.95	11.42	2.15	-	0.68	0.92
Acier321	X5CrNiTi18 09	0.078	18.32	9.17	-	0.54	0.80	0.98

TABLE 5.2 – Caractéristiques mécaniques

Acier Norme AISI	Re(GPa)	Rm(GPa)	A(% )	Dureté HV	Résilience K(J/m)
Acier 304	216	630	45	174	100
Acier 316	205	610	46	162	112
Acier 321	208	612	48	166	106

TABLE 5.3 – Caracteristiques physiques

Acier Norme AISI	$\rho$ (Kg/m <sup>3</sup> )	$P_{el}$ ( $\mu \Omega$ m)	$C_p$ (J /Kg.K)	$\lambda$ (w/m.K)	$\alpha$ (10 <sup>-6</sup> .C <sup>-1</sup> )
Acier 304	7900	0.73	500	15	18.5
Acier 316	7980	0.75	500	15	19.5
Acier 321	7920	0.77	500	15	17.5

Les tôles d'acier à souder étant minces, on effectue donc un calcul bidimensionnel. Le modèle du bain de fusion considéré est de forme elliptique et la distribution du flux de chaleur est de forme Gaussienne.

la pièce est de dimensions  $100 \times 40 \times 5 \text{ mm}^3$ . Les principaux paramètres sont :  $I = 150 \text{ A}$ ,  $U = 10 \text{ Volts}$ ,  $\eta = 0.8$  et la vitesse de soudage  $v = 5 \text{ mm/s}$ .

On opte pour un maillage distinct dans les différentes zones de la soudure. Un maillage très fin à la frontière de la ligne de soudage est réalisé où l'évolution très rapide de la température doit être captée.

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 304, 316 et 321.

## 5.2 variation de la température le long de cordon de soudure

### 5.2.1 pour l'acier inoxydable austénitique 304

Nous avons choisit trois point différents de cordon pour étudier l'évolution de la température en fonction de temps.

La source de chaleur aura une vitesse constante de  $5 \text{ mm/s}$ .

Les résultats de variation de température en fonction de temps sont présentes dans les figures (5.1), (5.2) et (5.3).

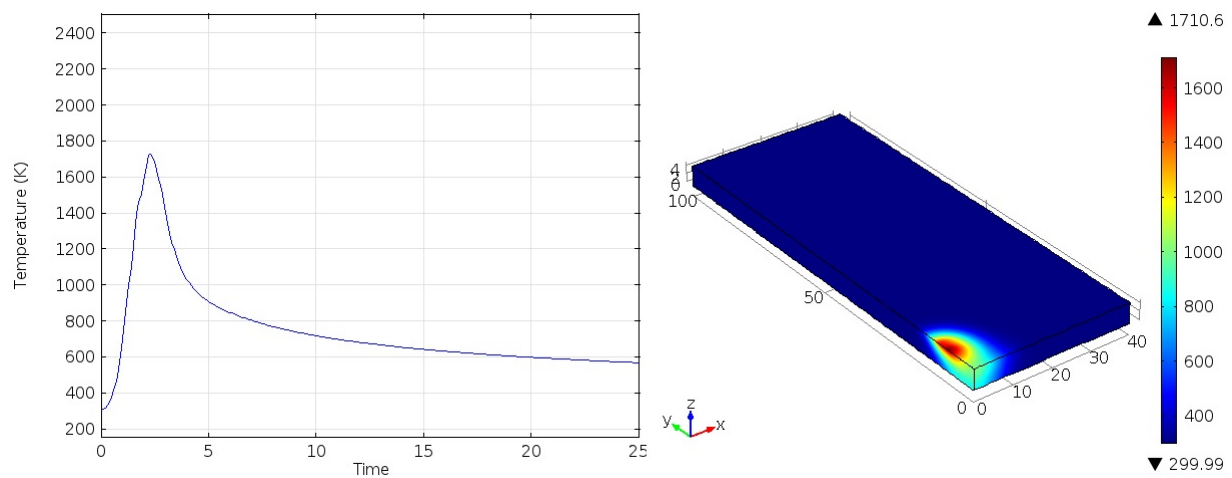


FIGURE 5.1 – Variation de température en fonction de temps au points(0,10,5) de l'acier 304

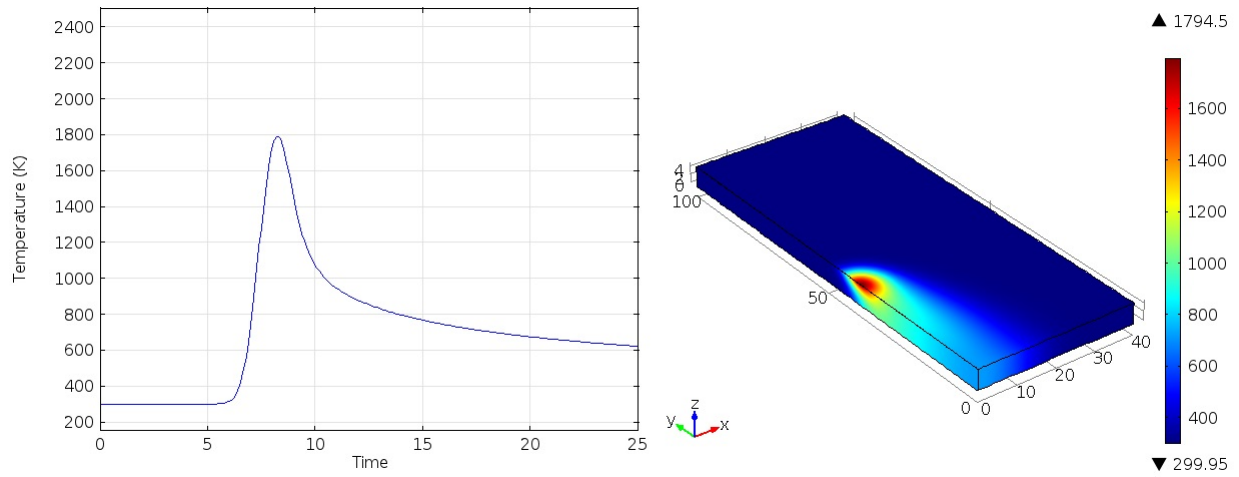


FIGURE 5.2 – Variation de température en fonction de temps au points(0,40,5) de l'acier 304

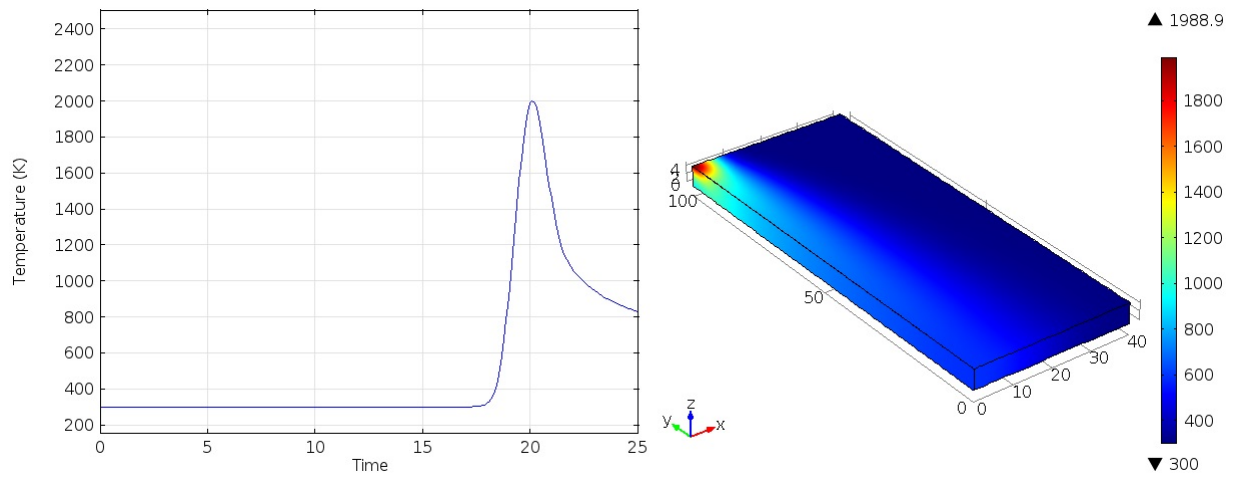


FIGURE 5.3 – Variation de température en fonction de temps au points(0,100,5) de l'acier 304

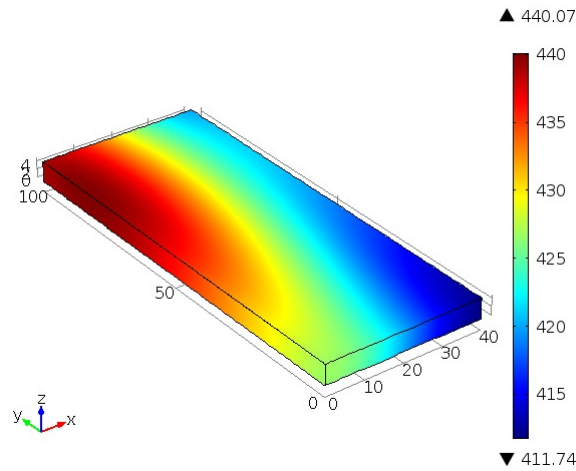


FIGURE 5.4 – Les isothermes de la pièce après soudage à  $t=120s$  de l'acier 304

D'après les résultats, nous constatons que :

Les profils de température ont les même forme d'allure, ces courbes passent par un maximum correspondant au passage de la torche par le point en question.

La température max atteint augmente avec la distance le long du cordon

- \* 1710 K pour  $y=10$  mm
- \* 1794 K pour  $y=40$  mm
- \* 1988 K pour  $y=100$  mm

La vitesse de chauffage augmente avec la distance  $y$  .

Les champs de température obtenus montrent qualitativement un bon accord avec l'expérience.

### 5.2.2 pour l'acier inoxydable austénitique 316

pour les mêmes paramètres de soudage et les mêmes endroits, on a tracer les graphes qui décrivent l'évolution de température en fonction de temps pour le soudage de l'acier 316.

ces graphes sont présenté dans les figures (5.5), (5.6), et (5.7).

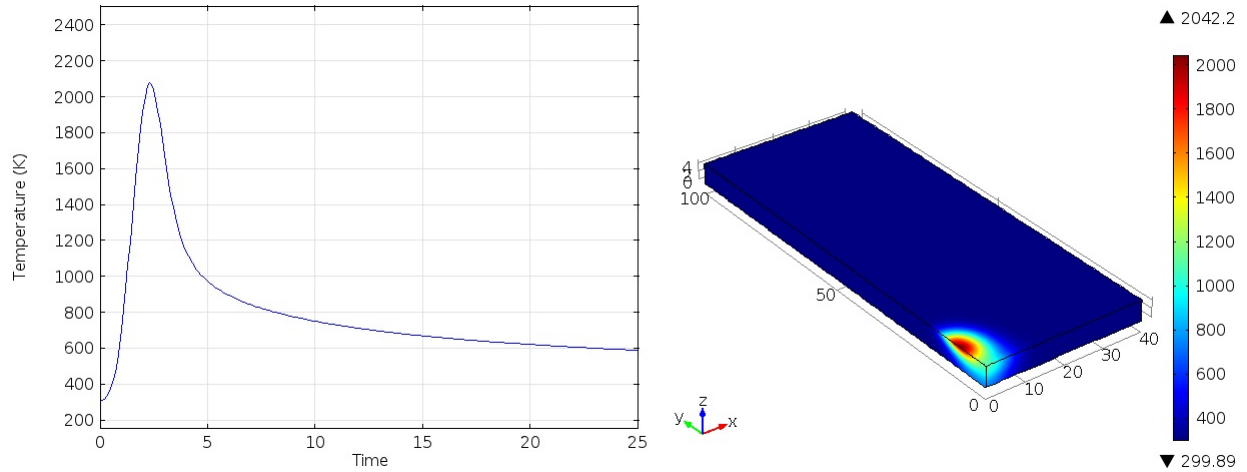


FIGURE 5.5 – Variation de température en fonction de temps au points(0,10,5) de l'acier 316

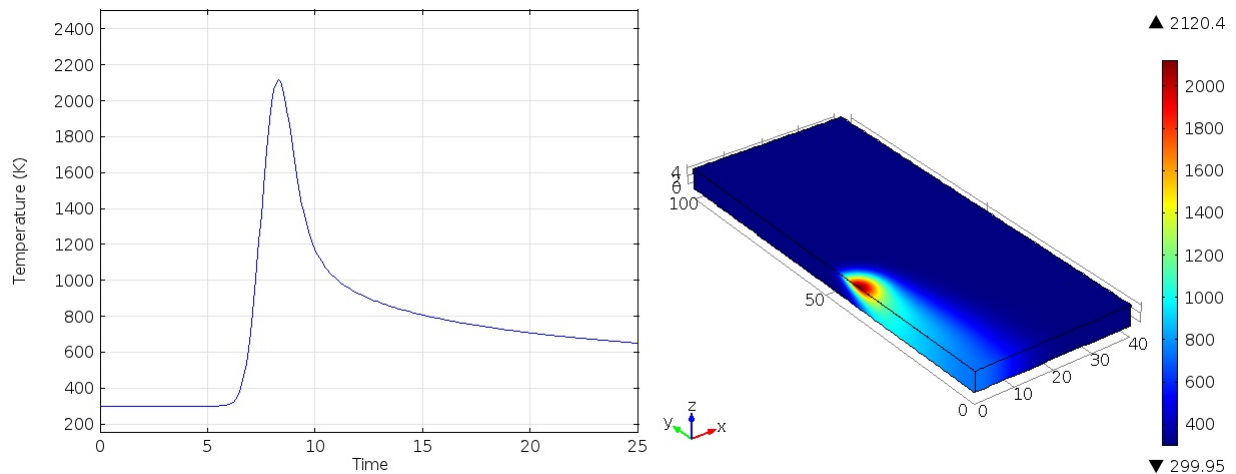


FIGURE 5.6 – Variation de température en fonction de temps au points(0,40,5)de l'acier 316



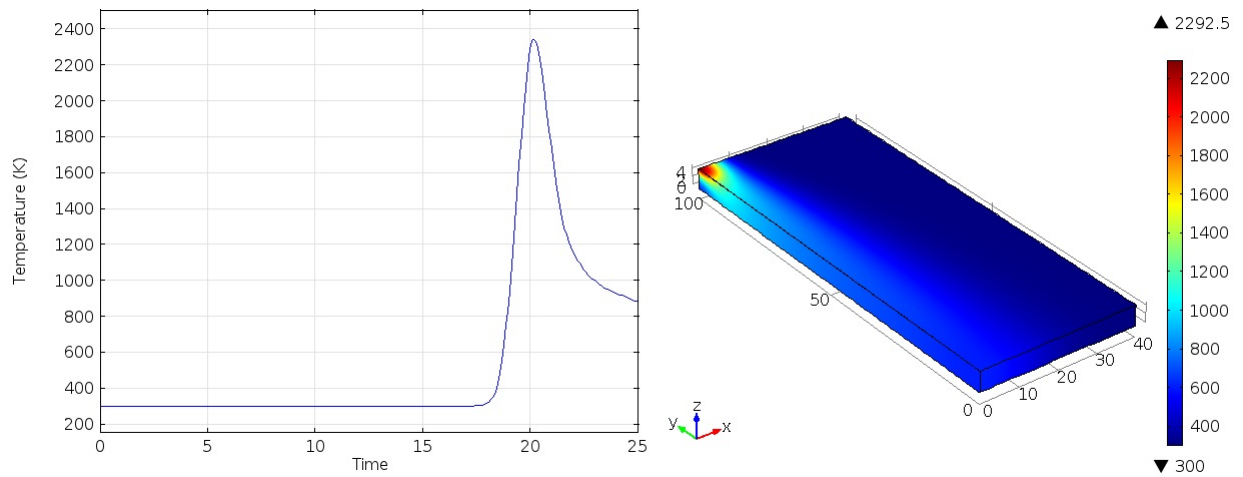


FIGURE 5.7 – Variation de température en fonction de temps au points(0,100,5)de l'acier 316

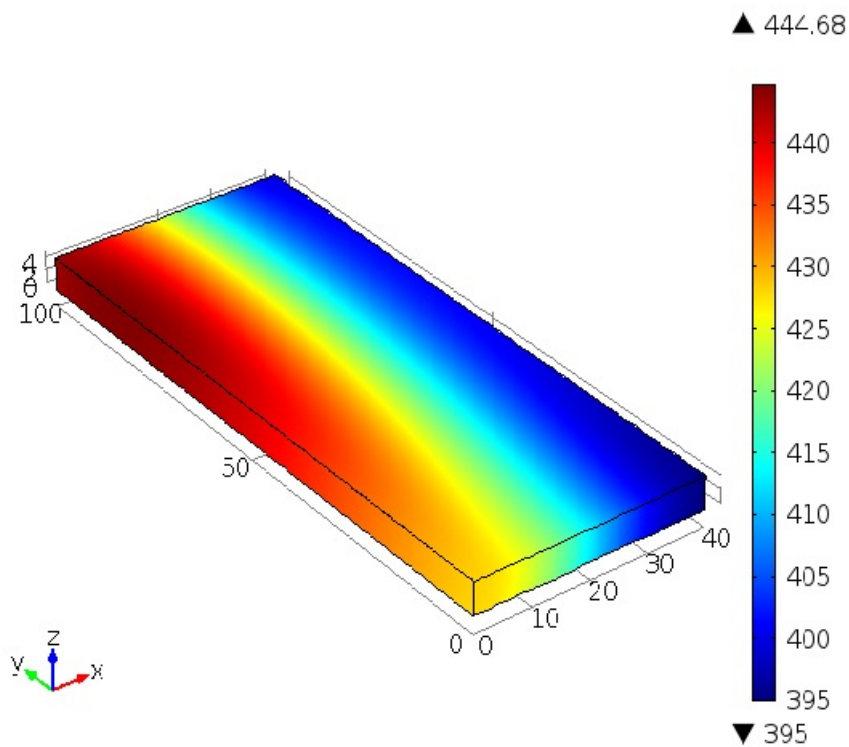


FIGURE 5.8 – Les isothermes de la pièce après soudage à  $t=120s$  de l'acier 316

De meme que 304 la température max atteint augmente avec la distance le long du cordon

- \* 2042 K pour  $y=10$  mm
- \* 2120 K pour  $y=40$  mm
- \* 2292 K pour  $y=100$  mm

### 5.2.3 pour l'acier inoxydable austénitique 321

pour les mêmes paramètres de soudage et les mêmes endroits, on a tracer les graphes qui décrivent l'évolution de température en fonction de temps pour le soudage de l'acier 321.

ces graphes sont présenté dans les figures (5.9), (5.10), et (5.11).

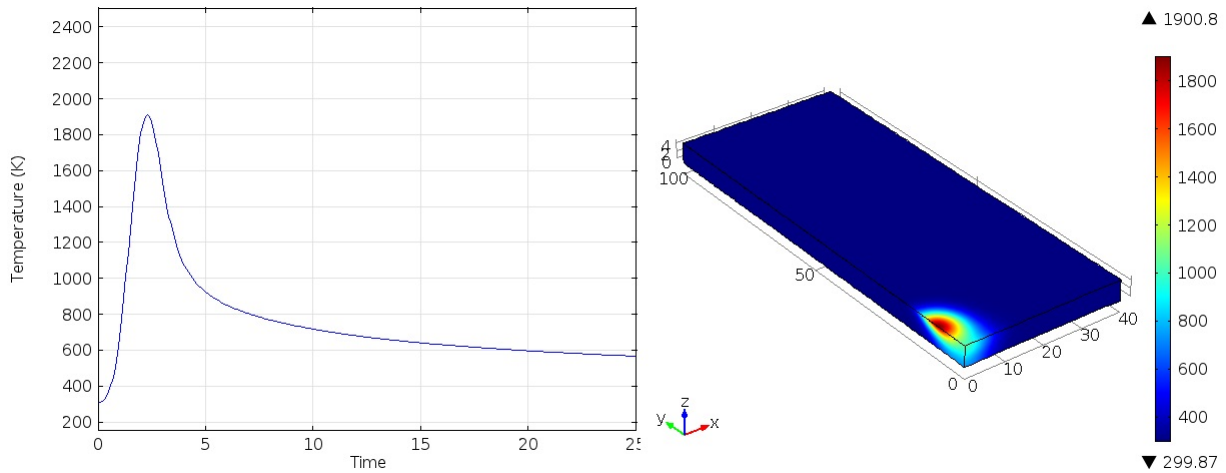


FIGURE 5.9 – Variation de température en fonction de temps au points(0,10,5)de l'acier 321

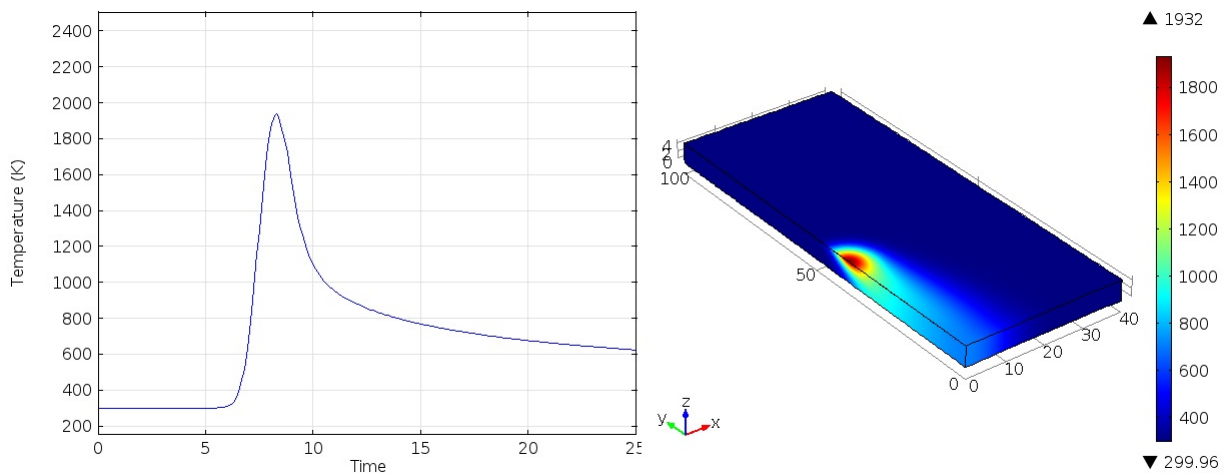


FIGURE 5.10 – Variation de température en fonction de temps au points(0,40,5)de l'acier 321

De meme que 304 la température max atteint augmente avec la distance le long du cordon

- \* 1900 K pour  $y=10$  mm
- \* 1932 K pour  $y=40$  mm
- \* 2219 K pour  $y=100$  mm

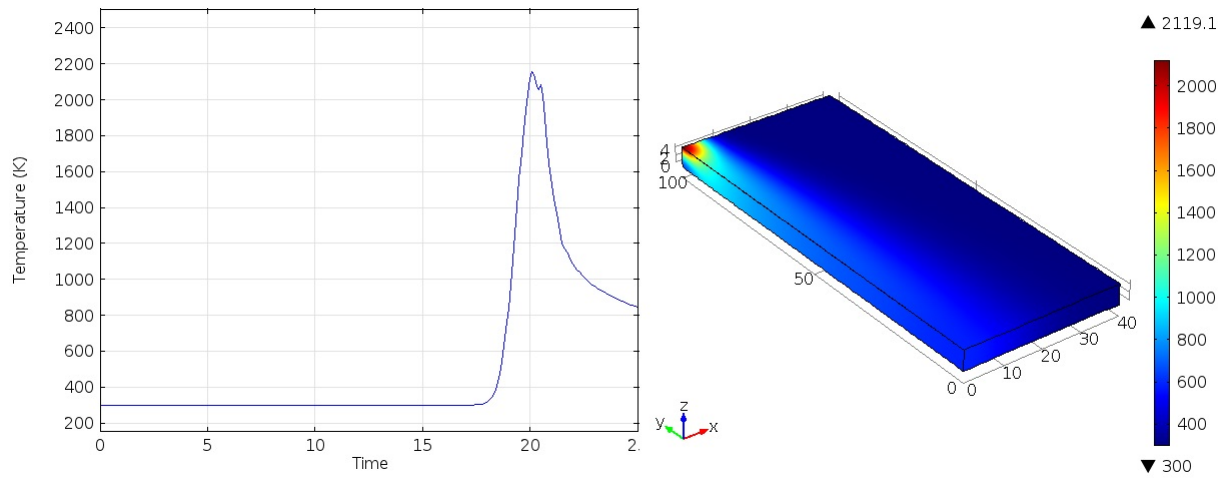


FIGURE 5.11 – Variation de température en fonction de temps au points(0,10,5)de l'acier 321

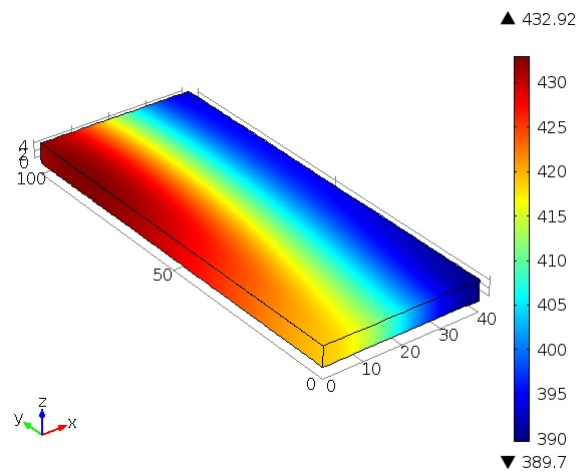


FIGURE 5.12 – Les isothermes de la pièce après soudage à  $t=120s$  de l'acier 321

### 5.3 Variation de la température dans le cordon

Pour cette étude nous avons choisit trois points du cordon situé à  $y=20\text{mm}$ ,  $y=50\text{mm}$  et  $y=80\text{mm}$ .

Pour chaque points nous avons étudié les variation de la température dans le cordon (Zat et ZF) pour l'acier, les résultats obtenus sont présentes dans les figures (5.13), (5.14) et (5.15).

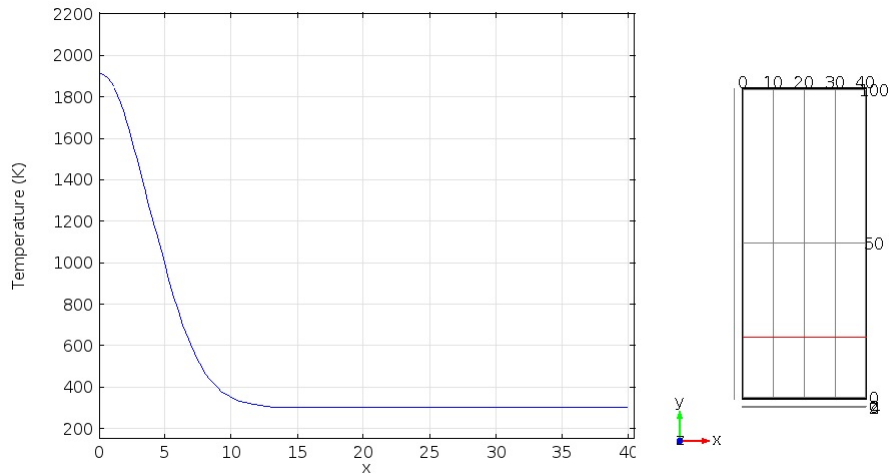


FIGURE 5.13 – la température en fonction de x pour  $y=20\text{mm}$  et  $z=5\text{mm}$

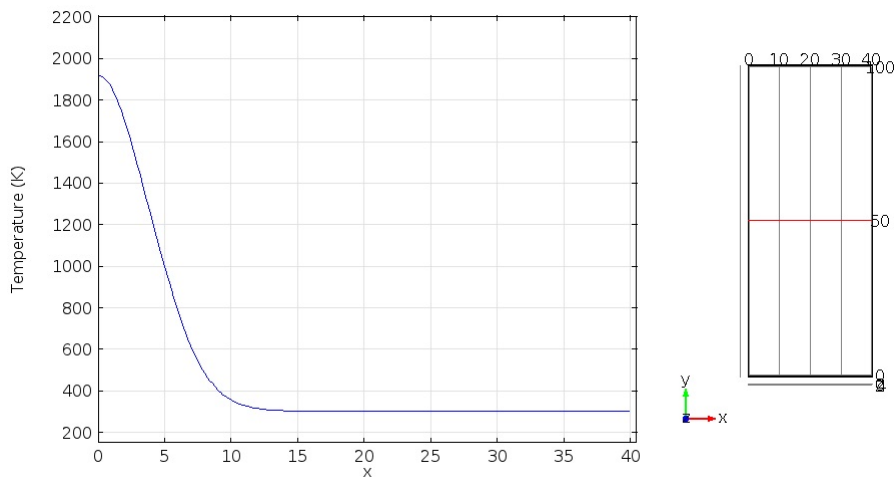


FIGURE 5.14 – la température en fonction de x pour  $y=50\text{mm}$  et  $z=5\text{mm}$

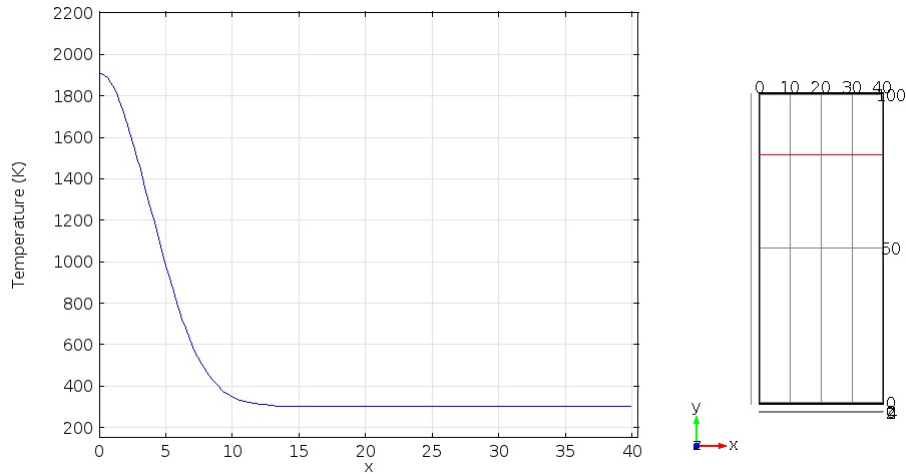


FIGURE 5.15 – la température en fonction de x pour  $y=80\text{mm}$  et  $z=5\text{mm}$

Les résultats montrent que les cinétique de chauffage et de refroidissement sont identiques pour les trois points.

## 5.4 Influence de la vitesse de soudage sur la ZAT

les figures suivants représentent une comparaison de la variation de champ de température avec la variation de la vitesse de soudage de l'acier 304.

nous avons fait varié la vitesse de déplacement de la source :  $v_1=2\text{mm/s}$ ,  $v_1=3.5\text{mm/s}$  et  $v_1=5\text{mm/s}$ .

les résultats sont présentés dans les figures (5.16), (5.17) et (5.18).

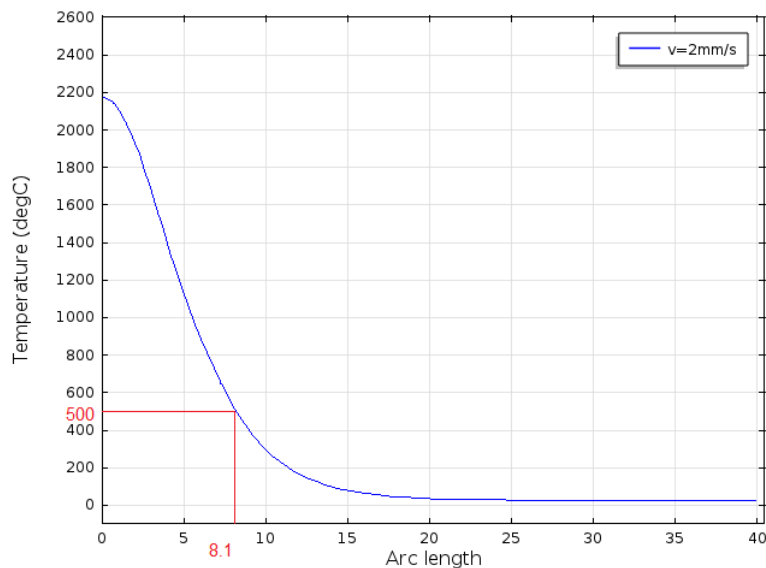


FIGURE 5.16 – pour  $v=2\text{mm/s}$

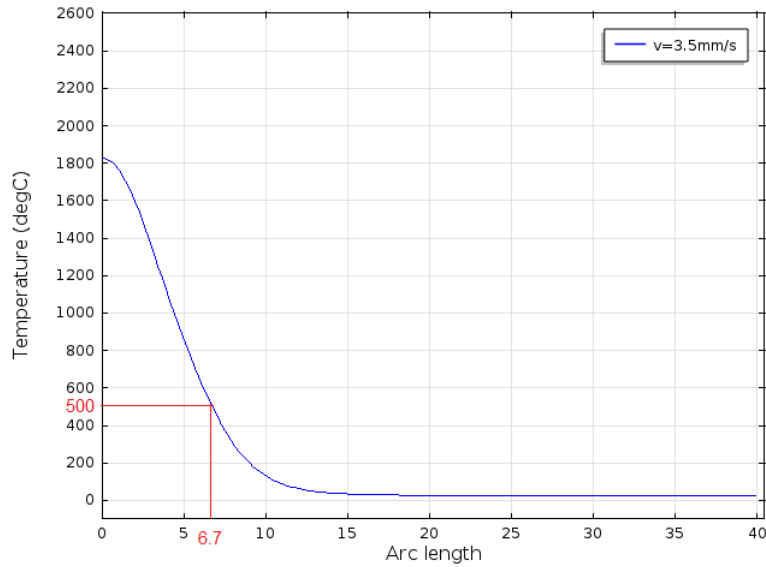


FIGURE 5.17 – pour  $v=3.5\text{mm/s}$

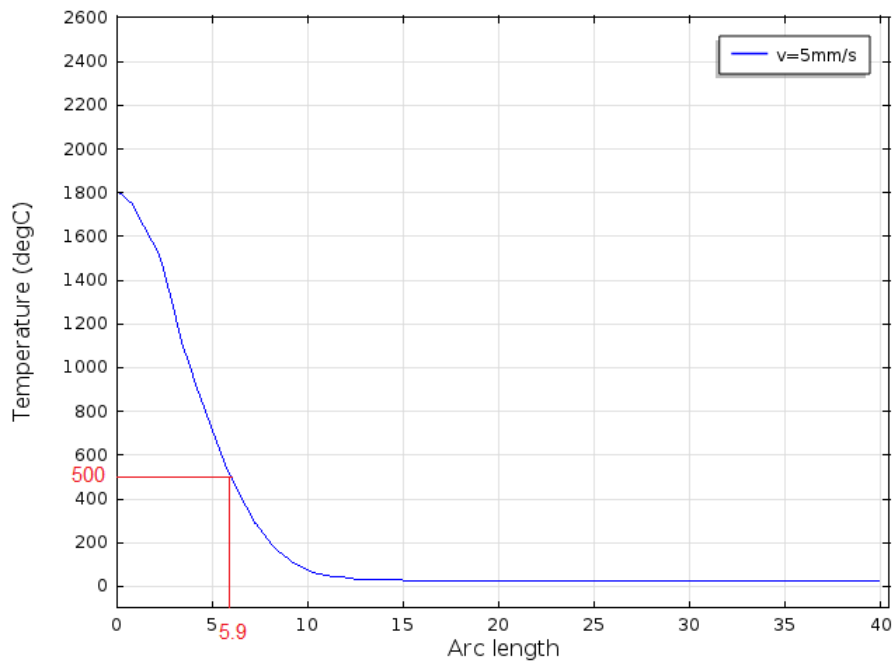


FIGURE 5.18 – pour  $v=5\text{mm/s}$

Nous considérons les limites thermiques de la ZAT de la manière suivante :

- température minimale :  $500^{\circ}\text{C}$
- température maximale :  $1400^{\circ}\text{C}$

D'après les figures obtenues nous constatons que la température maximale atteinte dans le cordon est plus élevée lorsque la vitesse de soudage est plus faible.

Ces figures montrent que la température augmente avec la diminution de la vitesse de soudage, cette augmentation est causée par l'augmentation de temps de l'exposition de la pièce à la torche de soudage.

Donc la diminution de la vitesse cause l'élargissement de la ZF ainsi la ZAT, ce qui augmente les risques de fragilisation à chaud et la rupture dans ces zones.

pour  $v=2\text{mm/s}$  la température atteindre une valeur de  $500^{\circ}\text{C}$  pour  $y=8.1\text{mm}$ , et pour la même température  $y=6.7\text{mm}$  pour  $v=3.5\text{mm/s}$  et  $y=5.9\text{mm}$  pour  $v=5\text{mm/s}$ .

# Chapitre 6

## Conclusion

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 éléments finis, on a développé un modèle sous Comsol . Ce modèle 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.

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

- 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.



# Bibliographie

- [1] P.J CUNAT. "*Aciers inoxydables : Critères de choix et structure*". Techniques de l'ingénieur, fasc. M 4540, (Mars 2000).
- [2] J.C LIPPOLD, D.J KOTECKI. "*Welding metallurgy and weldability of stainless steels*". JOHN WILEY & SONS. (2005).
- [3] G KRAUSS. "*STEELS : Processing, structure and performance*". Page 496. ASM International. (2005).
- [4] J.D VERHOEVEN. "*Steel metallurgy for the non-metallurgist*". pp. 134-135. ASM International. (2007).
- [5] A.F PADILHA, P.R RIOS. "*Decomposition of Austenite in Austenitic Stainless Steels*". pp. 325-337. ISIJ International, Vol. 42, N°4. (2002).
- [6] M. McGUIRE. "*Stainless Steels For Design Engineers*" ASM International. (2008).
- [7] THE IRON AND STEEL SOCIETY. "*Steel products manual : Stainless Steels*". (1999).
- [8] G. MURRY. "*Aciers : généralités*". Techniques de l'ingénieur, fasc M300, (Octobre 1993).
- [9] M. Colombie et coll. "*Matériaux métalliques*". Dunod. Paris. (2000).
- [10] Md.I Khan. "*Welding Science and Technology*". NEW AGE INTERNATIONAL PUBLISHERS. (2007).
- [11] P.J CUNAT. "*ACIERS INOXYDABLES : Mise en oeuvre*". Techniques de l'ingénieur, Fasc. M4542. (2000).
- [12] AVESTA WELDING. "*The Avesta Welding Manual : Practice and products for stainless steel welding*". Edita Västra Aros. Sweden. (2004).
- [13] Patankar. "*Numerical heat transfer and fluid flow*" S. V. (1980)., pp.197 pg.
- [14] Goldak, J., & Akhlaghi, M. "*Computer Simulation of Welding Processes : Chap II*". In Springer US (Ed.), Computational Welding Mechanics (pp. pp 16-69)(2005).
- [15] Rosenthal. "*Mathematical theory of heat distribution during welding and cutting*". Welding Journal, V.20 (N°5), pp 220 - 234. (1941).
- [16] Goldak, J., Chakravarti, A., & Bibby, M. "*A new finite element model for welding heat sources*". Metallurgical Transactions B, V.15B, pp. 299-305. (1984).
- [17] Goldak, J., Chakravarti, A., & Bibby, M. "*A Double Ellipsoid Finite Element Model for Welding Heat Sources*". IIW Doc, N°212-603-85. (1985).
- [18] Myers, P. S., Uyehara, O. A., & Borman, G. L. "*Fundamentals of Heat Flow in welding*". Welding Research Council Bulletin, N°123,. (1967).

- [19] Lindgren, L. E. "*Finite element modeling and simulation of welding, Part1 : Increasing complexity*" Journal of Thermal Stresses,, Vol.24(n.2), pp. 141-192. February 2001).
- [20] Seynhaeve J.M. "*Chap\_1\_ Rappel des bases du Transfert de chaleur -Illustrations*" in AUCE 2363\_Transfert de chaleur - Rappel, edited Université Catholique de Louvain, Belgique, pp. 61 pg. Aussi par : ([www.bepita.net/materiels/generalites/transfert\\_chaleur.pdf](http://www.bepita.net/materiels/generalites/transfert_chaleur.pdf)) (03/2011)