



**HAL**  
open science

# Étude thermomécanique du procédé de fabrication métallique arc-fil : approche numérique et expérimentale

Camille Cambon

## ► To cite this version:

Camille Cambon. Étude thermomécanique du procédé de fabrication métallique arc-fil : approche numérique et expérimentale. Génie mécanique [physics.class-ph]. Université Montpellier, 2021. Français. NNT : 2021MONT026 . tel-03396711

**HAL Id: tel-03396711**

**<https://theses.hal.science/tel-03396711v1>**

Submitted on 22 Oct 2021

**HAL** is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

# THÈSE POUR OBTENIR LE GRADE DE DOCTEUR DE L'UNIVERSITÉ DE MONTPELLIER

En Mécanique et Génie Civil

École doctorale Information, Structures et Systèmes (I2S)

Unité de recherche Laboratoire de Mécanique et Génie Civil

## Etude thermomécanique du procédé de fabrication additive métallique arc-fil : approches numérique et expérimentale

Présentée par **Camille CAMBON**

Le 28 mai 2021

Sous la direction de **Fabien SOULIE**  
**Issam BENDAOU** et **Sébastien ROUQUETTE**

Devant le jury composé de :

Pierre SALLAMAND, Président du jury, Professeur des universités

Issam BENDAOU, Membre du jury, Maître de conférences

Pascal PAILLARD, Membre du jury, Professeur des universités

Sébastien ROUQUETTE, Membre du jury, Maître de conférences

Éric LACOSTE, Rapporteur, Professeur des universités

Fabien SOULIÉ, Directeur de Thèse, Maître de conférences



UNIVERSITÉ  
DE MONTPELLIER



# Remerciements

Je remercie chaleureusement messieurs Pierre Sallamand, Eric Lacoste et Pascal Paillard d'avoir accepté de participer à mon jury de thèse et de l'ensemble de leurs commentaires et recommandations. Je voudrais également remercier monsieur Josselin Delmas pour l'intérêt qu'il a porté à mes travaux de thèse et pour sa présence le jour de la soutenance.

Par ailleurs, je tiens tout particulièrement à remercier Fabien Soulié, directeur de cette thèse, pour son soutien et ses conseils toujours bienveillants durant toutes les étapes de cette thèse.

Je tiens également à remercier Issam Bendaoud et Sébastien Rouquette, toujours présents, qui, par leur expérience, m'ont apporté un recul nécessaire pour comprendre la complexité du sujet.

J'adresse aussi un grand remerciement à Cyril Bordreuil pour son expertise technique et ses commentaires ouvrant toujours sur de nouvelles perspectives de travail.

Je remercie également toutes les personnes que j'ai côtoyées de près ou de loin au sein de l'équipe Assemblage Soudée et du département GMP de l'IUT de Nîmes pour leur accueil chaleureux. Un grand merci notamment à Christophe et Nicolas pour leurs conseils et les quelques repas organisés lors des vendredis de la gastronomie.

Un grand remerciement également à Kévin, Greg et Gilles pour toutes les découpes d'échantillons réalisées en un temps record et pour leur bonne humeur communicative.

J'adresse également mes remerciements à madame Sandra Cabeza Sánchez, co-responsable de l'instrument SALSA à l'*Institut Laue Langevin* de Grenoble, et monsieur Robert Charles Wimporly, responsable instrument, au *Helmholtz-Zentrum Berlin* de Berlin pour leurs contributions essentielles à l'estimation des contraintes résiduelles générées dans les échantillons.

Enfin, je remercie ma famille et mes amis, avec une grosse pensée pour mes grand-pères, pour leur soutien durant cette thèse mais également durant toutes mes années d'étude.

Mon dernier remerciement mais pas des moindres est adressé à Fabian qui m'a soutenu comme personne et surtout supporté dans les moments de joie comme dans les moments de doutes. Gracias!



# Sommaire

<b>Introduction</b>	<b>7</b>
<b>1 État de l'art</b>	<b>11</b>
1.1 Les différentes technologies de fabrication additive métallique . . . . .	11
1.1.1 Classement des technologies de fabrication additive métallique . . . . .	11
1.1.2 La technologie WAAM . . . . .	13
1.1.3 Phénomènes physiques mis en jeu lors du soudage et de l'opération WAAM	16
1.1.4 État de la structure soudée/obtenue en WAAM . . . . .	18
1.2 Modélisation thermomécanique du procédé WAAM . . . . .	23
1.2.1 Problème thermique . . . . .	23
1.2.2 Problème mécanique . . . . .	30
1.2.3 Gestion de l'ajout de matière . . . . .	35
1.3 Solutions pour la réduction des temps de calcul . . . . .	37
1.3.1 Optimisation de maillage . . . . .	37
1.3.2 Approche locale/globale . . . . .	38
1.3.3 Hyper-réduction de modèle . . . . .	38
1.3.4 Approches statiques . . . . .	39
1.4 Techniques expérimentales de mesure des contraintes résiduelles . . . . .	40
1.4.1 Méthodes destructives . . . . .	40
1.4.2 Méthodes non destructives . . . . .	42
1.5 Conclusion . . . . .	42
<b>2 Étude expérimentale du dépôt WAAM</b>	<b>45</b>
2.1 Montage expérimental . . . . .	45
2.1.1 Description du montage expérimental . . . . .	45
2.1.2 Conditions opératoires . . . . .	47
2.2 Dispositifs de mesure . . . . .	48
2.2.1 Mesures in-situ (pendant les essais) . . . . .	48
2.2.2 Mesures a posteriori . . . . .	52
2.3 Résultats expérimentaux associés au cas nominal (cas 1) . . . . .	55
2.3.1 Énergie déposée pour la mise en fusion du métal . . . . .	55
2.3.2 Dépôt de métal liquide et zone de fusion . . . . .	55
2.3.3 Profils de températures . . . . .	60
2.3.4 Évolution de la déformée . . . . .	65
2.3.5 Contraintes résiduelles . . . . .	66
2.4 Conclusion . . . . .	67
<b>3 Modélisation thermomécanique du procédé WAAM</b>	<b>69</b>
3.1 Principe de modélisation . . . . .	69
3.1.1 Objectifs de la modélisation . . . . .	69
3.1.2 Hypothèses de modélisation . . . . .	70

3.1.3	Procédure de simulation en couplage faible . . . . .	70
3.1.4	Apport de matière, caractéristiques de l'élément ajouté . . . . .	71
3.1.5	Résolution . . . . .	72
3.1.6	Propriétés thermophysiques et mécaniques de l'acier 316L . . . . .	73
3.2	Modélisation thermique . . . . .	76
3.2.1	Équation de bilan d'énergie . . . . .	76
3.2.2	Source et puits de chaleur . . . . .	77
3.3	Modélisation mécanique . . . . .	79
3.3.1	Mise en équation . . . . .	79
3.3.2	Discussion sur le modèle d'écrouissage et la restauration d'écrouissage . . . . .	82
3.4	Validation thermomécanique du modèle . . . . .	87
3.4.1	Validation thermique . . . . .	87
3.4.2	Validation mécanique . . . . .	92
3.5	Conclusion . . . . .	99
<b>4</b>	<b>Influence des paramètres procédé lors d'une opération de dépôt WAAM</b>	<b>101</b>
4.1	Contexte . . . . .	101
4.2	Analyse thermique . . . . .	103
4.2.1	Zones de fusion . . . . .	103
4.2.2	Températures . . . . .	105
4.3	Analyse mécanique . . . . .	114
4.3.1	Déformée de l'éprouvette / Déplacement . . . . .	115
4.3.2	Contraintes . . . . .	119
4.3.3	Plasticité et déformations incompatibles . . . . .	124
4.4	Conclusion . . . . .	126
<b>5</b>	<b>Déformations inhérentes appliquées au WAAM</b>	<b>129</b>
5.1	Principe de la méthode des déformations inhérentes . . . . .	129
5.2	Étude des déformations plastiques issues du modèle thermomécanique . . . . .	131
5.2.1	Limitation du modèle thermomécanique . . . . .	131
5.2.2	Calcul des déformations plastiques dans les cordons à partir de la déformation plastique cumulée $p$ [64, 135] . . . . .	132
5.3	Application de la méthode des déformations inhérentes au cas nominal . . . . .	137
5.3.1	Méthode des déformations inhérentes pour le dépôt d'une couche (cas du soudage) . . . . .	138
5.3.2	Modèles des déformations inhérentes pour le dépôt des cinq couches . . . . .	140
5.4	Conclusion . . . . .	142
	<b>Conclusion générale et perspectives</b>	<b>145</b>
	<b>Bibliographie</b>	<b>158</b>
	<b>Annexe A. Calcul de l'épaisseur équivalente</b>	<b>159</b>
	<b>Annexe B. Méthode de résolution Newton-Raphson</b>	<b>160</b>
	<b>Annexe C. Analyse thermique : profils de température</b>	<b>163</b>
C.1	Cas nominal . . . . .	163
C.2	Cas d'étude 2 . . . . .	165
C.3	Cas d'étude 3 . . . . .	167

# Introduction

Pour un large public, la fabrication additive est connue comme une technique d'impression 3D de pièces en plastique. Le marché des imprimantes 3D à dépôt de filament fondu est déjà bien développé. Ces dernières permettent de fabriquer simplement tout type de pièces en plastique depuis chez soi. Elles sont pourvues au minimum d'un extrudeur qui, grâce à un moteur pas à pas et à une roue crantée, permet de faire avancer ou reculer le filament de plastique (ABS, PLA, Nylon...). Ce filament est ensuite fondu par une résistance chauffante avant d'être extrudé via une buse dont le diamètre est compris généralement entre 0,2 mm et 0,5 mm. Cependant, la fabrication additive ne se limite pas qu'à l'impression de pièces en plastique pour le grand public. Elle fait également partie des technologies de fabrication innovantes du secteur industriel.

Dans un contexte industriel, la fabrication additive est un procédé qui vient s'ajouter aux techniques de fabrication par formage ou par enlèvement de matière traditionnellement utilisées. Elle permet de construire une pièce en trois dimensions par ajout de matière en couches successives. Son essor est associée au développement des outils numériques de Conception et Fabrication Assistée par Ordinateur (CAO/FAO) qui font partie intégrante du processus. La mise en œuvre de la fabrication additive suit les grandes étapes suivantes :

- Création d'un modèle CAO via un logiciel de conception qui permet de représenter une pièce en 3D avec des éléments volumiques ou surfaciques.
- Conversion du fichier CAO en un fichier au format STereo-Lithography (STL) devenu le format de référence pour la fabrication additive. Ce type de fichier décrit une représentation 3D uniquement par sa surface externe. Cette surface, nécessairement fermée, est discrétisée en facettes triangulaires définies de manière unique.
- Définition des paramètres de fabrication optimaux via un logiciel de FAO (épaisseur de couche à déposer, vitesse de déplacement de l'outil, trajectoires...).
- Transmission des paramètres de fabrication à la machine et fabrication de la pièce.
- Retrait de la pièce du plateau de la machine et phase de post traitement (retrait du ou des supports et éventuels parachèvements mécaniques ou thermiques).

Dans la suite, on considèrera uniquement la fabrication additive appliquée aux matériaux métalliques. En effet, les industriels considèrent la fabrication additive comme une alternative avantageuse pour la fabrication de pièces industrielles et qui, à terme, s'intégrerait aux chaînes de production. Initialement utilisée pour du prototypage ou de l'outillage rapide, l'objectif de ces prochaines années est d'étendre son application à la fabrication dite «rapide» qui, à partir du modèle numérique, permettrait de fabriquer des pièces totalement fonctionnelles, respectant les exigences en termes de tolérancement dimensionnel et présentant des états de surface satisfaisants. Par rapport à des procédés d'usinage de Commande Numérique par Calculateur (CNC), la fabrication additive peut être entièrement automatisée dans un environnement CAO/FAO, réduisant ainsi les temps de production et le nombre d'interventions humaines. La phase de mise en plan est notamment supprimée, ce qui, en plus du gain de temps, permet d'éliminer d'éventuelles sources d'erreur. La fabrication additive réduit également la quantité de résidus, ce qui est particulièrement appréciable lorsqu'il s'agit de fabriquer des pièces dans des matériaux haut de gamme comme les alliages de nickel et de titane souvent utilisés dans l'industrie aéronautique



ou aérospatiale. Par ailleurs, l'encombrement des ateliers et la gestion des approvisionnements sont optimisés puisqu'il s'agit de stocker du métal sous forme de poudre ou bien de bobines de fil et non plus sous forme de bruts. Enfin, elle rend possible la fabrication d'une structure complète présentant des géométries complexes parfois difficilement réalisables voire inaccessibles avec les procédés d'usinage CNC.

Cependant, malgré tous ses avantages, la fabrication additive n'a pas comme ambition première de remplacer l'ensemble des procédés d'usinage actuellement connus. En effet, la fabrication additive n'est pas adaptée à la fabrication de n'importe quelle pièce et peut s'avérer plus contraignante et plus coûteuse qu'un usinage classique dans la masse. Par exemple, la fabrication de certaines géométries nécessite la mise en place de supports qu'il faudra par la suite enlever. Cette étape d'élimination des supports est coûteuse en temps et représente un danger pour l'intégrité de la pièce. Dans ce cas, il est préférable d'avoir recours à un usinage classique même s'il demande une manipulation de la pièce en cours d'opération. Certaines études ayant cerné les avantages de la fabrication additive mais aussi ses limites, se sont concentrées sur l'élaboration de systèmes hybrides qui combinent fabrication additive et soustractive. De plus, les procédés de fusion de poudres ou de fils métalliques mis en jeu par la fabrication additive ont un impact sur la santé matière et les dimensions de la pièce fabriquée. Les gradients de température générés par le passage de la source de chaleur (laser, arc électrique, faisceau d'électrons) engendrent des états de contraintes et de déformations résiduels qui ont un impact sur les performances mécaniques de la pièce. Plusieurs solutions sont mises en place pour contrôler la création de ces états mécaniques résiduels. Ces solutions interviennent à différentes étapes de l'élaboration de la pièce :

- Durant la phase de conception : les déformations générées par le procédé sont prises en compte dans le design de la pièce ;
- En cours de procédé : les paramètres procédé sont choisis et, si nécessaire, modifiés en cours de procédé afin de contrôler la distribution et les niveaux de contraintes et de déformations dans la pièce ;
- En phase de post-traitement : la pièce fabriquée est détentionnée par des traitements thermiques.

Cette thèse s'intéresse tout particulièrement à la génération des contraintes et des déformations au regard du procédé de fabrication additive considéré, en l'occurrence le procédé arc-fil WAAM (Wire Arc Additive Manufacturing). L'objectif principal est de comprendre l'impact du procédé sur la génération des contraintes résiduelles et des déformations par la mise en place d'une modélisation thermomécanique du dépôt WAAM. Le modèle numérique prendra en compte les paramètres procédés réels afin de mettre en évidence leur influence sur les états mécaniques résiduels. Les résultats seront présentés et analysés pour une configuration de dépôt spécifique, pensée pour identifier les phénomènes physiques mis en jeu et pour optimiser les temps de calcul. En effet, l'optimisation des temps de calcul est un leitmotiv de la simulation numérique, d'autant plus important qu'il s'agit d'un thème fortement lié au secteur industriel. Par conséquent, dans cet objectif de réduction des temps de calcul, cette thèse abordera également une méthode de modélisation permettant de traiter rapidement le dépôt de plusieurs cordons, ouvrant sur des perspectives intéressantes pour des applications industrielles.

Le premier chapitre de cette thèse sera dédié à la présentation de l'état de l'art associé au sujet. Dans un premier temps, les différentes technologies de soudage utilisées par le procédé WAAM seront explicitées. Puis, la mise en équation du modèle thermomécanique appliqué au procédé WAAM sera détaillée. Les techniques usuellement appliquées pour réduire les temps de calcul en simulation numérique seront également présentées. Enfin, différentes méthodes expérimentales d'estimation des contraintes résiduelles (méthodes destructives et non destructives) seront décrites.

Le second chapitre sera consacré à la description de la configuration expérimentale. Trois jeux de paramètres procédé (associés à trois cas d'étude) seront définis en fonction de l'énergie linéique mise en jeu pour le dépôt. Les différentes mesures, réalisées in-situ pendant l'essai ou a posteriori, seront présentées. A partir des données expérimentales, le comportement thermomécanique sera analysé uniquement pour un cas d'étude, le cas nominal (le cas de référence à partir duquel seront définis les deux autres cas).

Le chapitre 3 présentera la modélisation thermomécanique et les équations associées dans le cas du dépôt WAAM. Le choix de la géométrie du domaine d'étude et des hypothèses de modélisation sera justifié au regard de la configuration expérimentale présentée au chapitre précédent. La validation de la modélisation portera sur le dépôt d'un unique cordon (cas du soudage). Les résultats issus de la simulation numérique d'un cordon seront comparés aux mesures expérimentales.

Le chapitre 4 sera élaboré pour mettre en évidence l'influence des paramètres procédé sur le comportement thermomécanique des éprouvettes. Pour cela, les résultats (thermiques et mécaniques) de chaque cas, issus de la campagne de test et de la simulation numérique, seront comparés entre eux. Les résultats thermiques (taille de bain de fusion et profils de températures) seront analysés afin de montrer l'influence de la quantité d'énergie apportée sur les champs thermiques relevés dans la pièce. En lien avec la thermique, les états mécaniques (déformée et contraintes résiduelles) des trois cas d'étude seront discutés et comparés entre eux.

Enfin, le dernier chapitre sera alloué à la présentation et à la mise en place de la méthode des déformations inhérentes pour un modèle 3D. Cette dernière permettra de réduire de façon très significative les temps de calcul par rapport à une modélisation thermomécanique en se basant sur des hypothèses simplificatrices fortes. Les résultats obtenus par le biais de cette méthode seront discutés et validés par comparaison avec ceux obtenus pour la simulation thermomécanique.



# Chapitre 1

## État de l'art

### 1.1 Les différentes technologies de fabrication additive métallique

Parmi les nombreuses technologies de Fabrication Additive (FA), plusieurs sont utilisées pour la construction de pièces métalliques. Certaines études se sont concentrées sur un recensement de l'ensemble de ces technologies en décrivant leur principe, leurs spécificités, leurs limites ou encore leurs domaines d'application respectifs [1, 2]. A la suite d'une présentation succincte de l'ensemble des technologies de FA métallique, le propos se focalisera sur la technologie de dépôt arc-fil qui, par ses caractéristiques techniques spécifiques, est actuellement l'option privilégiée pour la fabrication de pièces de grandes dimensions.

#### 1.1.1 Classement des technologies de fabrication additive métallique

Une classification des technologies de FA métallique est établie suivant la norme ASTM F2792 [3]. Ces dernières sont regroupées en quatre catégories en fonction du procédé employé pour assurer la densification ou la liaison des couches déposées (cf. Tableau 1.1) :

- Fusion sur lit de poudre (*Powder bed fusion*)
- Déposition directe par source d'énergie (*Directed energy deposition*)
- Méthode d'impression par liant (*Binder jetting*)
- Stratification de feuilles métalliques (sheet lamination)

Classification	Définition	Type de matériau	Liaison
Fusion sur lit de poudre	Processus dans lequel une énergie thermique fond, de manière sélective, certaines régions d'un lit de poudre	Poudre	Fusion par laser, faisceau d'électrons
Déposition directe par source d'énergie	Processus dans lequel une énergie thermique focalisée est utilisée pour fondre le matériau en même temps qu'il est déposé	Poudre, Fil	Fusion par laser, faisceau d'électrons, arc électrique
Méthode d'impression par liant	Processus dans lequel un agent liquide de liaison est déposé de manière sélective pour joindre la poudre métallique	Poudre	Dépôt d'un agent liquide

Stratification de feuilles métalliques	Processus dans lequel des feuilles de métal sont collées entre elles pour former un objet	Feuille de métal Stratifié de métal Métal plaqué	Soudage, Visserie, Consolidation ultrasonique
--	---	--	---

Tableau 1.1 – *Classification des procédés de FA métalliques selon l’ASTMF2792 [4]*

Les procédés de FA utilisant une source d’énergie pour la fusion du métal sont répertoriés dans le Tableau 1.2. Il existe trois types de sources d’énergie : le faisceau d’électron, le faisceau laser ou encore l’arc électrique. Les procédés basés sur le laser, et plus particulièrement le SLM sont actuellement les plus développés [5, 6, 7, 8]. Ces derniers permettent de fabriquer des pièces complètes avec des caractéristiques spécifiques (géométries complexes, faible rugosité, faible masse) qui satisfont les exigences de nombreux domaines d’application (médical, dentaire, architecture, design...). En revanche, la taille des pièces fabriquées par un procédé utilisant des poudres (SLS, SLM, DED et LENS) est limitée par la présence d’une chambre de confinement. Cette dernière, placée sous gaz inerte, permet d’isoler les poudres qui sont toxiques de part leur taille favorisant une inhalation profonde et/ou leur composition chimique, et sensibles à la contamination avec le milieu extérieur.

Les procédés par faisceau d’électrons [9, 10] sont réservés aux matériaux conducteurs, sans quoi il n’y a pas d’interaction entre le faisceau et la poudre. Le diamètre du faisceau d’électrons étant légèrement plus large que celui du faisceau laser, les pièces fabriquées avec un procédé à faisceau d’électrons sont moins complexes que celles fabriquées par un procédé à faisceau laser. En revanche, en raison de sa densité d’énergie et de sa méthode de balayage plus élevée, le procédé EBM présente un taux de dépôt supérieur à celui des procédés laser SLM ou SLS : le taux de dépôt d’un procédé SLM est estimé entre 0,06 kg/h et 0,120 kg/h alors que celui du procédé EBM se situe entre 0,24 kg/h et 0,36 kg/h [11]. Par ailleurs, les procédés à faisceaux d’électrons nécessitent une chambre sous vide afin de concentrer le faisceau d’électrons, ce qui contraint aussi la taille des pièces. Certaines chambres sous vide permettent d’accueillir des pièces de grandes dimensions mais, dans ce cas, le temps de mise sous vide devient un paramètre contraignant.

L’autre alternative possible au faisceau laser et au faisceau d’électron pour la fusion du métal est l’arc électrique [12]. Dans ce cas, le métal se présente uniquement sous forme de fil. Ce procédé est connu sous le nom de WAAM qui est l’abréviation de la dénomination anglaise *Wire Arc Additive Manufacturing* [13]. A l’inverse des autres procédés présentés précédemment, celui-ci s’affranchit des contraintes de taille pour la fabrication des pièces car il ne nécessite pas obligatoirement un inertage en chambre de confinement (sauf pour les matériaux hautement oxydables comme le titane). Par rapport à des procédés lit de poudre, il présente également des taux de dépôt nettement plus élevés (1-4 kg/h), ce qui diminue les temps de fabrication. Par ailleurs, son coût machine (robot polyarticulé équipé d’une torche de soudage) est nettement moins important que celui des autres installations dédiées à la FA métallique. Pour exemple, le coût d’investissement pour une installation SLM est 2,5 à 3 fois plus important que pour une installation WAAM. En revanche, les pièces fabriquées par fusion d’un fil métallique ne peuvent avoir la même complexité et finition que les pièces fabriquées par lit de poudre. Les domaines d’application du WAAM sont donc bien spécifiques et ne sont pas les mêmes que ceux des procédés lit de poudre. Il est notamment la solution privilégiée pour effectuer des pièces de grandes dimensions. Son développement, qui est relativement récent (contrairement aux procédés lit de poudre dont l’étude est plus aboutie [14]), intéresse particulièrement les secteurs de l’aéronautique et du spatial pour lesquels l’application d’un tel procédé permettrait de fabriquer des pièces de grandes envergures [15] en diminuant le ratio *Buy To Fly* (BTF) qui correspond au rapport entre la masse initiale de métal nécessaire pour fabriquer la pièce

(brut) et la masse de la pièce finie (usinée). Les perspectives de développement du WAAM sont donc particulièrement intéressantes sur le plan scientifique mais aussi sur le plan industriel. C'est pourquoi cette thèse se concentre sur le procédé WAAM. Une description détaillée de la technologie WAAM est présentée dans ce qui suit.

Technologie de Fusion	Laser			Faisceau d'électrons		Arc électrique		
	Désignation	SLS <sup>1</sup> , SLM <sup>2</sup>	DED <sup>3</sup> , LENS <sup>4</sup>	CMB <sup>5</sup>	EBM <sup>6</sup>	DED <sup>3</sup>	WAAM <sup>7</sup>	DED <sup>3</sup>
Principe	Lit de poudre et fusion sélective	Projection de poudre et fusion concentrée	Fusion concentrée du fil	Lit de poudre et fusion sélective	Fusion concentrée du fil	Fusion par arc électrique du fil	Fusion par arc électrique sur poudre projetée (plasma)	
Matériau	Poudre	Poudre	Fil	Poudre	Fil	Fil	Poudre	

Tableau 1.2 – Classification des procédés de FA métalliques en fonction de la source de chaleur utilisée pour la fusion du métal [4]

<sup>1</sup> Selective Laser Sintering, <sup>2</sup> Selective Laser Melting, <sup>3</sup> Directed Energy Deposition, <sup>4</sup> Laser Engineered Net Shaping, <sup>5</sup> Controlled Metal Buildup, <sup>6</sup> Electron Beam Melting, <sup>7</sup> Wire Arc Additive Manufacturing

### 1.1.2 La technologie WAAM

La technologie WAAM utilise du fil métallique comme matière première qui est fondue par le biais d'un arc électrique. Le métal fondu est déposé sous forme de cordons qui, par superposition successive, permettent de construire une pièce complète comme montré figure 1.1.

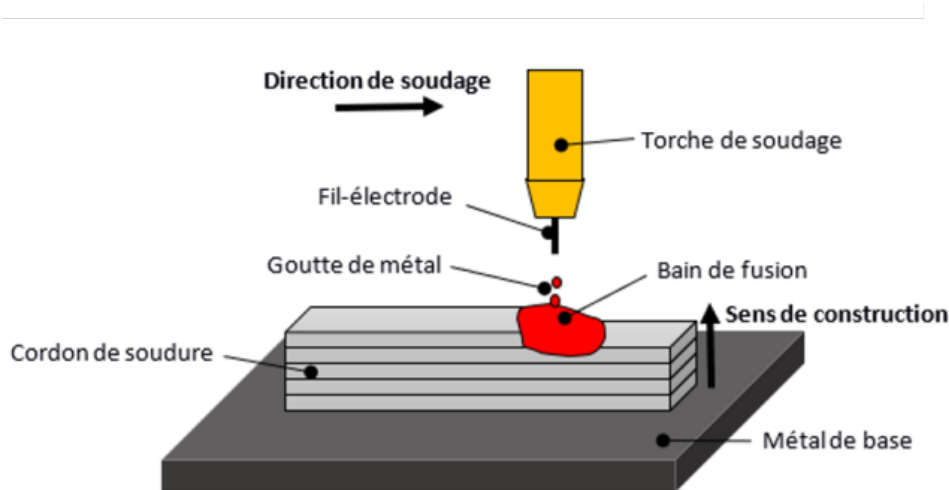


Figure 1.1 – Schéma du principe de déposition couche par couche utilisé en WAAM

L'arc électrique utilisé pour fondre le métal est délivré par une torche de soudage montée sur un robot industriel multiaxe. La figure 1.2 présente la plateforme expérimentale WAAM utilisée pour cette thèse. Ce type de technologie s'appuie sur des procédés traditionnels de soudage à l'arc [16] présentés ci-après.



Figure 1.2 – Installation robotisée WAAM située sur le site de l'IUT de Nîmes

#### 1.1.2.1 Le procédé de soudage TIG (Tungsten Inert Gaz) [17]

Avec ce procédé aussi appelé Gas Tungsten Arc Welding (GTAW), le métal est fondu par un arc électrique qui s'établit entre une électrode réfractaire (non-fusible) de tungstène et la pièce à souder, le tout sous atmosphère inerte. Le gaz inerte (généralement de l'Argon) permet d'éviter l'oxydation instantanée lors de la fusion du métal. En polarité directe, l'électrode est reliée à la borne négative du générateur (la cathode) et la pièce à souder à la borne positive (l'anode). Les électrons émis par la cathode se dirigent alors sur une zone concentrée de l'anode (la pièce à souder), provoquant la fusion de cette dernière. Le cordon de soudure peut être créé par la seule fusion du métal de base ou par addition de métal d'apport de même nature que la pièce à souder. Dans le cas du WAAM, c'est cette dernière configuration qui est utilisée. L'opération de soudage est effectuée en courant continu pour la majorité des aciers au carbone et aciers inoxydables et en courant alternatif pour les aluminium et magnésium revêtus d'oxydes réfractaires. Dans le dernier cas, la polarité négative est utilisée pour créer le bain de fusion tandis que la polarité positive a un rôle de décapage et de perforation de la couche d'oxyde qui se forme en surface [18].

#### 1.1.2.2 Le procédé de soudage plasma [19]

Le soudage à l'arc plasma est un procédé comparable au soudage TIG pour lequel l'arc électrique est contraint mécaniquement (constriction mécanique) ou pneumatiquement (constriction pneumatique) par l'intermédiaire d'une tuyère, augmentant ainsi la densité d'énergie. L'éventuel apport de fil se fait à l'extérieur de la torche. Deux types de gaz sont utilisés en soudage plasma : le gaz plasmagène (souvent de l'Argon) qui, combiné avec l'arc électrique, forme le plasma et le gaz annulaire (Argon pur ou mélangé à de l'Oxygène ou de l'Hélium) qui assure la protection du métal fondu.

### 1.1.2.3 Le procédé de soudage MIG (Metal Inert Gas) / MAG (Metal Active Gas)[20, 21]

Ce procédé, aussi génériquement appelé Gas Metal Arc Welding (GMAW), est un procédé de soudage à l'arc mettant en jeu une électrode fusible. Cette dernière se présente sous forme d'un fil métallique et sert de métal d'apport. Elle est continuellement alimentée grâce à un système de dévidoir afin de compenser la fusion de son extrémité lors de l'opération de soudage. Les deux acronymes MIG et MAG se différencient par la nature du gaz de protection utilisé pour protéger l'arc et le bain de fusion. Le procédé MIG emploie un gaz inerte, à savoir de l'Argon ou de l'Hélium ou encore un mélange des deux. Le procédé MAG a recours à un mélange gazeux à base d'Argon contenant un gaz actif tel que le dioxyde de carbone ( $\text{CO}_2$ ) et le dioxygène ( $\text{O}_2$ ). Le procédé de soudage MIG/MAG est généralement adopté en courant continu en polarité inverse (la pièce à souder est reliée à la borne négative) : le fil-électrode devient alors l'anode tandis que la pièce à souder devient la cathode. Les électrons s'accumulent donc au niveau de l'extrémité du fil-électrode, provoquant sa mise en fusion. Le métal fondu à l'extrémité du fil-électrode est ensuite transféré à travers l'arc électrique pour venir se déposer sur la pièce à souder. Dans un même temps, l'arc électrique, en transmettant une partie de son énergie à la pièce à souder, provoque une fusion localisée de cette dernière, ce qui permet une bonne pénétration du métal d'apport.

Le transfert du métal liquide depuis l'extrémité du fil-électrode jusqu'à la pièce à souder est régi par des phénomènes physiques qui dépendent des paramètres procédé (courant, tension, gaz de protection) choisis pour l'opération de soudage. Pour un même gaz et un même matériau, il existe différents régimes de transfert (cf. Figure 1.3) en fonction du niveau d'énergie considéré et du type de courant envisagé (courant continu ou pulsé). Certains modes de transfert sont dits « spontanés » ou « naturels » (régime court-circuit, globulaire, pulvérisation axiale et veine liquide tournante) tandis que d'autres sont des transferts contrôlés (pulsé, court-circuit forcé...) destinés à des applications particulières [22]. Ces derniers résultent souvent d'une amélioration des modes conventionnels via un contrôle précis des signaux électriques.

Le régime de transfert par court-circuit est intéressant pour la fabrication de pièces en WAAM car il met en jeu de faibles énergies (intensités inférieures à 200 A et tensions variant de 15 à 20 V). L'échauffement de la pièce et donc les niveaux résultants de contraintes et de déformations sont minimisés. Au moment du temps d'arc, c'est-à-dire lorsque l'arc électrique est établi, l'extrémité du fil-électrode est fondu et forme une goutte de métal dont le diamètre augmente jusqu'à entrer en contact avec le cordon de soudure. Ceci provoque alors un court-circuit accompagné d'une extinction d'arc et d'une chute de tension. Durant cette phase de court-circuit, l'intensité augmente rapidement et génère des forces électromagnétiques faisant apparaître un pincement entre la partie solide et la partie liquide du fil-électrode. La goutte se détache alors facilement et vient s'ajouter au cordon de soudure. Puis un nouvel amorçage de l'arc électrique marque le début d'un nouveau cycle. Le régime court-circuit naturel a cependant évolué vers un régime court-circuit forcé, utilisé par exemple dans des procédés tels que le RMD<sup>©</sup> (Regular Metal Deposition), le STT<sup>©</sup> (Surface Tension Transfer) ou encore le Cold Arc<sup>©</sup>. Cette évolution permet de combiner les avantages issus des modes par court-circuit et pulsé, à savoir une énergie basse pour moins de déformations et peu de projections métalliques. L'entreprise Fronius<sup>©</sup> a développé son propre mode de transfert par court-circuit contrôlé : le Cold Metal Transfer (CMT). Ce dernier semble aujourd'hui la solution la mieux adaptée pour une maîtrise fine de l'énergie délivrée. En effet, en plus de contrôler précisément la forme d'onde du courant de soudage, le CMT se distingue par un dévidage alternatif du fil d'apport. Le retrait du fil facilite alors le détachement de la goutte en court-circuit sans recourir à des intensités élevées. En raison de ces caractéristiques, c'est le procédé GMAW en transfert CMT qui est considéré dans cette thèse pour son application au WAAM.



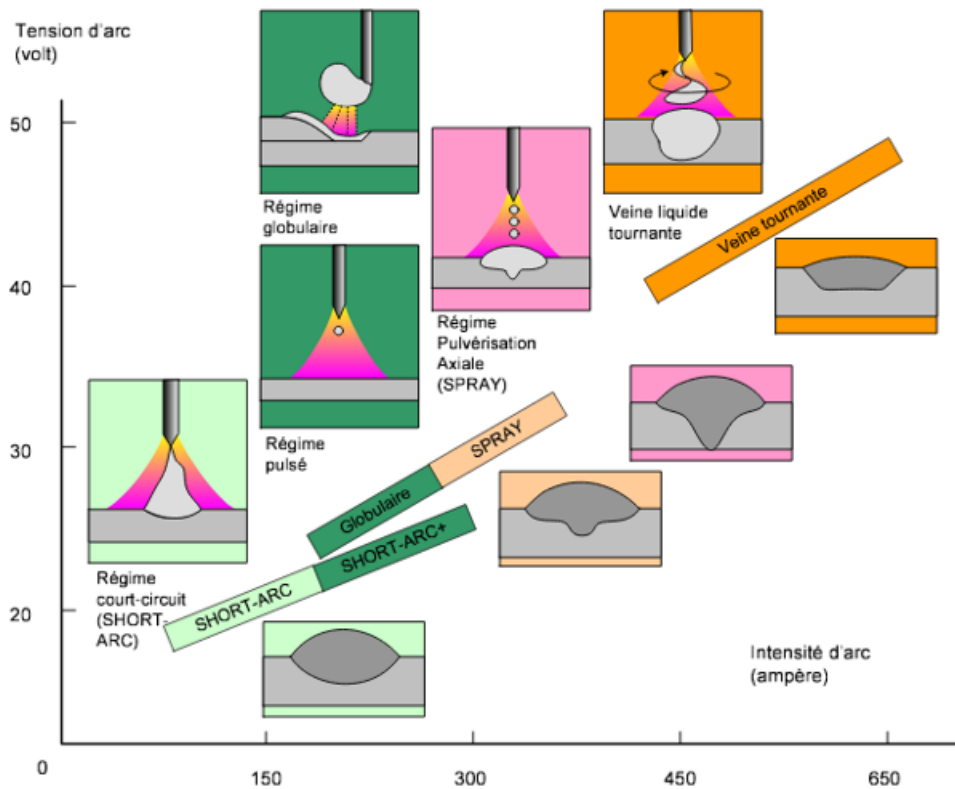


Figure 1.3 – Diagramme des modes de transferts [23]

Cependant, malgré les dernières évolutions technologiques effectuées sur les procédés de soudage à l'arc et notamment sur les modes de transfert, les pièces soudées et les pièces fabriquées en WAAM sont toujours soumises à de forts gradients thermiques générés lors du passage de l'arc électrique. Ces gradients thermiques ont un impact significatif sur l'intégrité des pièces fabriquées qui sera abordée dans ce qui suit.

### 1.1.3 Phénomènes physiques mis en jeu lors du soudage et de l'opération WAAM

Le soudage est un procédé particulièrement complexe puisqu'il fait intervenir de nombreux couplages entre différents domaines physiques : la thermique (chauffage et refroidissement du matériau), la mécanique des solides (contraintes résiduelles et déformations), la métallurgie (solidification et transformations de phase du matériau) ainsi que la mécanique des fluides et l'électromagnétisme pour le métal en fusion. L'étude de ces interactions est généralement réalisée suivant différents niveaux d'intérêt afin de limiter la complexité des modèles.

#### 1.1.3.1 A l'échelle du bain de fusion

Plusieurs études [24, 25, 26, 27, 28] se sont concentrées sur des simulations numériques à l'échelle du bain de fusion. Celui-ci se caractérise par des mouvements de convection se produisant sous l'effet de différentes forces (cf. Figure 1.4). Les mouvements de convection naturelle sont liés aux variations de la masse volumique soumises à la gravité (force de flottabilité). La masse volumique varie avec la température et en fonction des espèces chimiques présentes dans le bain de fusion. Les mouvements de convection dus à la force de flottabilité sont généralement secondaires. Les mouvements au sein du bain de fusion sont plutôt dirigés par les forces électromagnétiques de Lorentz notamment lorsque les intensités de soudage mises en jeu sont élevées. Les forces de

Lorentz sont engendrées par le champ magnétique produit lors du passage de l'arc électrique dans le bain de fusion. L'écoulement dans le bain de fusion est également fortement impacté par les forces de tension superficielle qui sont à l'origine des courants de Marangoni. Il existe un gradient de tension superficielle  $\gamma$  au niveau de la surface libre du bain de fusion. Celui-ci dépend du gradient de température dans le bain de fusion et du gradient de concentration en solutés. Le signe du gradient  $\frac{d\gamma}{dT}$  détermine le sens de convection : si  $\frac{d\gamma}{dT} < 0$ , le bain de fusion a tendance à s'étaler alors que si  $\frac{d\gamma}{dT} > 0$ , le bain a tendance à se creuser. Enfin, les mouvements dans le bain de fusion peuvent être influencés par le cisaillement aérodynamique. Ce phénomène provient du gaz de protection projeté par la torche de soudage. Il crée des courants centrifuges qui tendent à élargir le bain de fusion et à le rendre plus mouillant. Cependant, ce type de force est généralement négligeable pour de faibles intensités (inférieures à 200 A) [29].

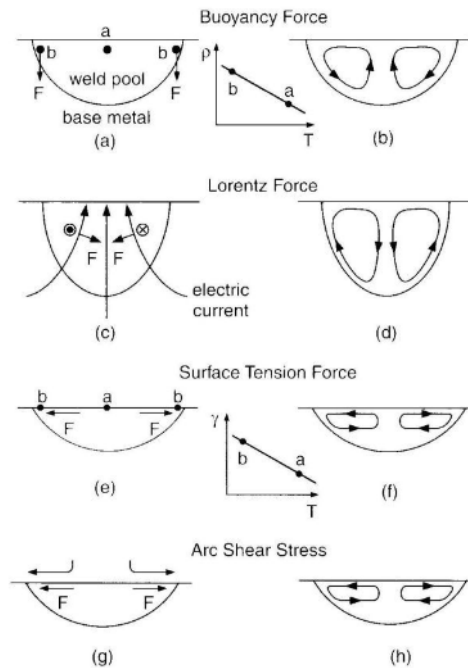
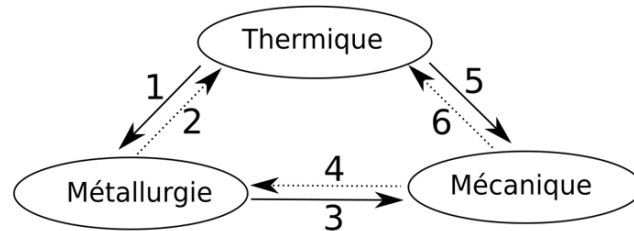


Figure 1.4 – *Mouvements dans le bain de fusion en fonction de la force considérée [30]*

### 1.1.3.2 A l'échelle de la pièce

Dans l'optique d'une analyse des états de contraintes et de déformations sur l'ensemble de la pièce, il n'est pas nécessaire d'estimer finement la convection dans le bain de fusion. Sa prise en compte dans les modélisations de type thermomécanique repose souvent sur un artefact numérique qui consiste à multiplier la conductivité en phase liquide par un facteur déterminé. La figure 1.5 montre les différents couplages, dominants et secondaires, qui peuvent entrer en jeu pour une analyse des états mécaniques générés en soudage ou en WAAM. Même si les phénomènes liés à la convection dans le bain de fusion ne sont pas pris en compte, les couplages en présence sont encore nombreux, ce qui conduit à des modèles lourds et coûteux en temps de calcul. Certains modèles, grâce à des méthodes de simulation adaptées, parviennent tout de même à simuler un couplage thermo-métallo-mécanique [31]. D'autres analyses prennent l'option de ne pas simuler l'influence de la métallurgie en considérant uniquement un couplage thermomécanique. Ces analyses sont envisageables si l'hypothèse de l'absence de transformation structurale est acceptable [32]. La validité de cette hypothèse dépend du matériau étudié et des conditions thermiques qui influent sur la métallurgie du métal. Pour une simulation purement thermomécanique à couplage faible, c'est-à-dire où seule la thermique influe sur la mécanique,

les contraintes d'origine thermique sont prises comme chargement du modèle mécanique et les propriétés mécaniques sont dépendantes de la température [33, 34, 35]. En faisant varier les propriétés mécaniques (module d'Young, limite élastique, coefficient d'écrouissage...) avec la température, on permet au modèle mécanique de prendre en compte le comportement du métal de la température ambiante jusqu'à sa mise en fusion.



1. Transformations métallurgiques
2. Chaleurs latentes
3. Propriétés mécaniques dépendantes de la microstructure
4. Contraintes mécaniques
5. Contraintes thermiques non uniformes + Propriétés mécaniques dépendantes de la température
6. Dissipation

Figure 1.5 – Couplages entre les différents domaines physiques mis en jeu dans une analyse thermo-metallo-mécanique du soudage.

### 1.1.4 État de la structure soudée/obtenue en WAAM

Les forts gradients thermiques liés au procédé de soudage ont des conséquences sur l'état métallurgique et mécanique de la pièce soudée ou obtenue par WAAM. Les constatations métallurgiques (transformations structurales) et mécaniques (répartition des contraintes résiduelles et des déformations) pour les structures soudées sont également applicables aux structures obtenues en WAAM. Cette équivalence est un avantage pour le développement du WAAM qui s'appuie donc sur une base de travaux dans le domaine du soudage déjà importante [36].

#### 1.1.4.1 Métallurgie

Les diagrammes de transformation en refroidissement continu (TRC ou CCT en anglais) permettent de prédire les métallurgies pour les aciers les plus couramment utilisés en soudage. Ils relient la température maximale atteinte, la vitesse de refroidissement imposée et la matrice obtenue (cf Figure 1.6). Les diagrammes TRC permettent donc d'anticiper les opérations de soudage en établissant des paramètres procédé qui s'appuient sur des cinétiques de transformation bien connues. L'état métallurgique final peut également être prédit avec des simulations numériques modélisant précisément le couplage thermo-métallurgique [37]. D'autre part, l'examen macrographique, après découpe et attaque métallographique, permet de déterminer les différentes zones caractéristiques d'une opération de soudage : le métal de base, la zone affectée thermiquement (ZAT) et la zone fondue. Ces zones se différencient par leur composition chimique et leur microstructure. Pour un matériau défini, il est important de connaître les caractéristiques métallurgiques de ces différentes zones car elles ont un impact significatif sur les performances mécaniques d'une pièce. Pour exemple, la martensite, issue de la transformation sans diffusion de l'austénite  $\gamma$  (refroidissement rapide), présente une dureté élevée et une fragilité problématique pour la tenue en fatigue de la pièce.

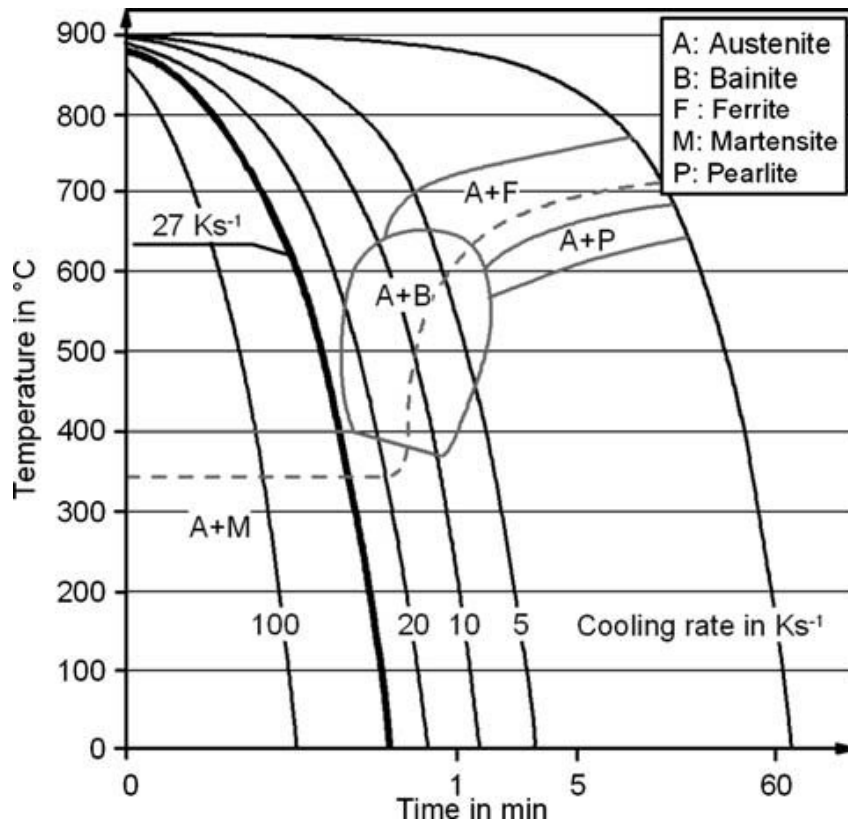


Figure 1.6 – Exemple de diagramme TRC (pour l'acier 22MnB5) [38]

### Métallurgie et composition de l'acier 316L

Dans le cadre de cette thèse, des cordons en acier 316L sont déposés sur une plaque du même acier. Il s'agit d'un acier inoxydable austénitique qui, de par ses propriétés thermiques, mécaniques et chimiques, présente une forte résistance aux sollicitations extérieures. Ce dernier est souvent utilisé pour la fabrication de pièces en WAAM [39]. L'acier 316L révèle une matrice austénitique (fer  $\gamma$ ) stable jusqu'à sa température de fusion, ce qui exclut l'apparition de transformations structurales à l'état solide dans la ZAT. Cette matrice est constituée d'un réseau d'atomes de fer cubique face centrée (CFC) dans laquelle se trouvent des éléments d'alliage tels que le Carbone ou l'Azote en solution solide d'insertion. Les limites de compositions admises pour l'acier 316L sont données dans le Tableau 1.3. Le Nickel (Ni), en forte proportion dans la composition du métal, est l'élément d'alliage qui permet de stabiliser la structure austénitique à température ambiante en raison de son caractère  $\gamma$ -gène. Le Carbone (C), l'Azote (N) ainsi que le Manganèse (Mn) sont également des éléments  $\gamma$ -gènes. La grande majorité des éléments  $\gamma$ -gènes présentent, comme l'austénite, une structure CFC. A l'inverse, le Chrome (Cr) tout comme le Silicium (Si) et le Molybdène (Mo) sont des éléments  $\alpha$ -gènes qui présentent une structure cristalline cubique centrée (CC).

Composition	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	N
Min	0	0	1,6	0	0	17	12	2,30	0,06
Max	0,03	0,5	2	0,035	0,025	18	12,5	2,70	0,08

Tableau 1.3 – Compositions chimiques limites pour l'acier 316L [32]

### Microstructure de l'acier 316L soudé ou déposé en WAAM

Malgré l'absence de transformation structurale à l'état solide, il est possible de voir apparaître des modifications dans la microstructure de l'acier 316L au cours de la solidification [40, 41].

Pour des températures proches de la température de fusion (soit environ 1450°C pour l'acier 316L), une phase ferritique  $\delta$  de structure CC et riche en éléments  $\alpha$ -gènes, peut apparaître et se maintenir dans la matrice austénitique après le refroidissement sous forme d'amas isolés. Sa présence dans la matrice austénitique est liée :

- à la composition chimique du métal (notamment la proportion Nickel-Chrome, le premier étant  $\gamma$ -gène et le second  $\alpha$ -gène),
- aux vitesses de solidification et de refroidissement (par exemple, plus le refroidissement est rapide, plus le risque de former de la ferrite  $\delta$  est important),
- aux éventuels traitements thermiques et/ou mécaniques.

La présence de ferrite  $\delta$  n'est pas forcément problématique. En revanche, celle-ci peut se transformer en une phase sigma, dure et fragile, lorsque la température est maintenue dans un intervalle [550°C-850°C] pendant un temps suffisamment long. Cette configuration peut être observée pour le soudage à l'arc multipasse (notamment sur de fortes épaisseurs) mais aussi pour le dépôt WAAM. Dans ce cas, il est possible d'éliminer la ferrite par un traitement thermique d'hypertrempe (chauffage rapide jusqu'à 1100°C puis refroidissement rapide).

Un autre phénomène peut avoir une influence sur les propriétés de l'acier de base : la sensibilisation de l'acier. Ce phénomène fait intervenir les atomes de Carbone et de Chrome présents dans la composition chimique de l'acier (cf. Tableau 1.3). En effet, lorsque le matériau est maintenu pendant un temps suffisamment long à une température comprise dans l'intervalle [600°C-750°C], des précipités de carbures de chrome se forment au niveau des joints de grain, des joints de macles ou des défauts. L'association des atomes de Carbone et de Chrome sous forme de précipités diminue la résistance à la corrosion de l'acier. Pour pallier ce problème dans le cas de l'acier 316L, la teneur en Carbone est maintenue basse et est compensée par une teneur en Azote significative. Les atomes d'Azote forment éventuellement des précipités de nitrure de chrome  $\text{Cr}_2\text{N}$  mais ces derniers sont nettement moins riches en Chrome que les précipités de carbures de chrome  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ . La présence d'Azote dans l'acier 316L est donc essentielle car elle permet à la fois de conserver la résistance à la corrosion et d'atteindre des limites d'élasticité élevées en évitant au maximum la formation de carbures de chrome. Pour éviter cette sensibilisation de l'acier, un traitement thermique d'hypertrempe peut également être appliqué.

Des phases intermétalliques liées à la présence de Molybdène peuvent également être créées (laves, phase  $\chi$ ...). Ces dernières apparaissent lors d'un temps de maintien considéré comme très long (de 1h à 1000 h) entre 600°C et 1050°C. Elles ont un fort impact sur la résistance à la corrosion ainsi que sur les performances mécaniques de l'acier. L'hypertrempe permet là aussi de revenir vers une structure austénitique stable et homogène.

Enfin, les changements dans la microstructure sont également visibles à l'échelle de la taille des grains austénitiques. En effet, les fortes températures mises en jeu par l'opération de soudage ou par le dépôt WAAM entraînent un grossissement des grains dans les zones affectées (ZAT, zone fondue) qui suit une loi de type Hall-Petch [42, 43, 44] :

$$(d - d_0) = (Kt^n) = \left[ K_0 \cdot t \cdot \exp \frac{-Q_G}{RT} \right]^n \quad (1.1)$$

Où  $K = K_0 \exp \frac{-Q_G}{RT}$  avec  $K$  la constante cinétique de croissance des grains.  $K_0$  correspond à une constante pré-exponentielle.  $R$ , la constante universelle des gaz parfaits, vaut 8.314 J.K<sup>-1</sup>.mol<sup>-1</sup>.  $Q_G$  représente l'énergie d'activation de grossissement de grain.

$d$  est la taille du grain à l'instant  $t$  et  $d_0$  la taille du grain initial.  $n$  est l'exposant cinétique.

Le grossissement des grains austénitiques peut engendrer une diminution de la limite d'élasticité car les joints de grain constituent des obstacles à la propagation des dislocations. Généralement, les paramètres procédé sont adaptés pour limiter au maximum ce phénomène qui, s'il n'est pas pris en compte, peut altérer les propriétés mécaniques associées au cordon métallique.

### 1.1.4.2 Contraintes résiduelles

En cours de procédé, la température de la zone située sous l'arc électrique augmente rapidement, créant une zone de fusion localisée. Une zone de compression est générée à l'avant de cette zone de fusion comme montré figure 1.7. Ce phénomène est lié à la dilatation thermique de la partie chauffée du matériau qui, dans un même temps, est contrainte par la partie encore solide du matériau située à l'avant de la source de chaleur. Les contraintes sont nulles dans le bain de fusion en raison de son comportement liquide. Après le passage de l'arc électrique, le matériau se refroidit rapidement et une zone de traction est générée à l'arrière de la source de chaleur. Ce phénomène est lié à la contraction thermique du matériau en cours de refroidissement qui, dans un même temps, est restreinte par des parties du matériau déjà solidifiées à l'arrière de la source de chaleur.

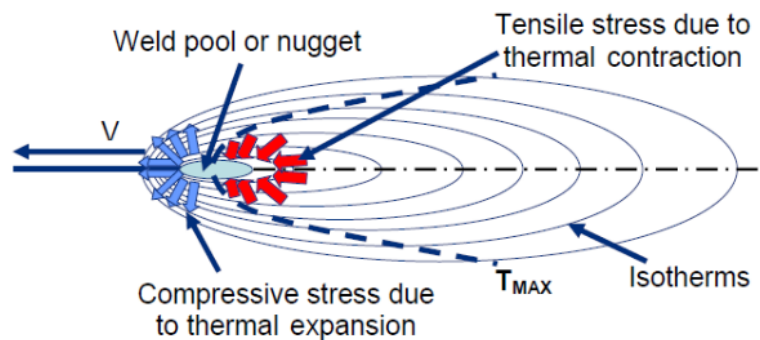


Figure 1.7 – Mécanisme de formation des contraintes thermiques aux alentours de la source de chaleur [45]

Après refroidissement du cordon de métal, les déformations plastiques générées sous l'effet des forts gradients thermiques subsistent. Ces dernières sont à l'origine des contraintes résiduelles. Les contraintes résiduelles sont souvent dommageables pour la pièce soudée ou fabriquée en WAAM. Elles peuvent notamment compromettre la stabilité dimensionnelle ainsi que la tenue en fatigue de certaines pièces. Un état de contraintes résiduelles de traction est particulièrement problématique car il réduit la tenue en fatigue d'une pièce mécanique en facilitant la propagation des fissures. Les contraintes résiduelles limitent donc la capacité de charge et la sécurité des pièces mécaniques en fonctionnement, et peuvent trouver une réponse efficace uniquement si elles sont connues aussi bien quantitativement que qualitativement. K. Masubuchi [46] et D. Radja [47] ont présenté des études exhaustives sur ce sujet.

Les contraintes résiduelles sont définies suivant 3 composantes : les contraintes longitudinales orientées dans la direction de soudage, les contraintes transverses orientées perpendiculairement à la direction de soudage et enfin les contraintes normales orientées suivant l'épaisseur du matériau. Les niveaux de contraintes résiduelles longitudinales sont souvent les plus élevés à cause de la forte contraction thermique du cordon de soudure lors de son refroidissement. La répartition des contraintes résiduelles longitudinales suit un profil classique présenté figure 1.8. La zone du cordon de soudure, c'est-à-dire la zone connaissant les plus fortes variations thermiques, est en traction tandis que les zones situées dans le substrat entrent en compression afin d'équilibrer les contraintes dans l'ensemble de la pièce.

K. Satoh [48, 49] a effectué une analyse des contraintes thermiques et des contraintes résiduelles produites dans la ZAT (Zone Affectée Thermiquement) pour quatre types de matériaux dont un acier austénitique (SS316L) et pour différents types de chargements thermiques (monocycle et multicycle avec des températures de pic fixes, croissantes ou décroissantes). Pour un acier austénitique, il conclut qu'un chargement multicycle (cas du soudage multipasse) est à l'origine d'une augmentation légère des contraintes résiduelles à la fin de chaque cycle lorsque la température de

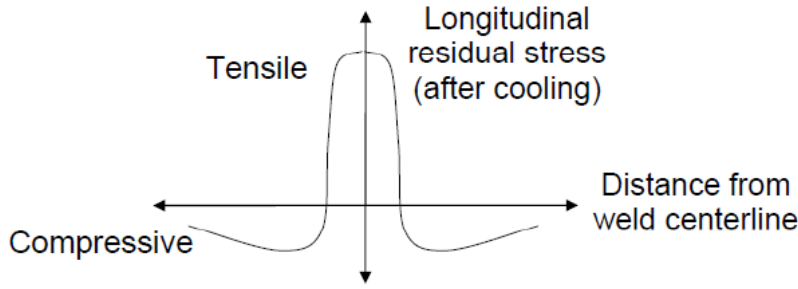


Figure 1.8 – Répartition des contraintes résiduelles longitudinales à proximité du cordon [45]

pic atteint 1000°C. Il établit également que pour un chargement multicycle présentant des températures de pic croissantes, les contraintes résiduelles sont quasiment égales à celles obtenues pour un chargement monocycle avec une température de pic égale à la température du dernier pic du chargement multicycle. Enfin, pour un chargement multicycle présentant des températures de pic décroissantes, les contraintes résiduelles semblent affectées par l'état métallurgique du matériau obtenu pendant le refroidissement.

### 1.1.4.3 Déformations résiduelles

Les technologies de soudage provoquent également des déformations résiduelles qui apparaissent en phase de refroidissement. Ces dernières correspondent à des déformations macroscopiques de la structure soudée ou fabriquée en WAAM. Le retrait thermique est un type de déformation nettement identifiable dans le plan de pièce. Il est provoqué par la différence de dilatation entre le métal chaud et le métal froid. Il est d'autant plus important que le coefficient de dilatation est élevé. Il existe trois types de retraits : le retrait longitudinal, le retrait transversal et le retrait dans l'épaisseur. Chacun de ces retraits génèrent d'autres déformations caractéristiques.

Le retrait longitudinal (cf. Figure 1.9.a) correspond à un raccourcissement de la zone soudée suivant une direction parallèle à celle du cordon de soudure. Dans ce cas, les contractions du métal d'apport déforment la pièce à souder dans sa longueur. Les déformations résiduelles résultant du retrait longitudinal se manifestent par des effets de cintrage (cf. Figure 1.9.c) et de flambage (cf. Figure 1.9.d).

Le retrait transversal (cf. Figure 1.9.b) correspond à un raccourcissement de la zone soudée suivant une direction perpendiculaire à celle du joint. Dans ce cas, les caractéristiques de la soudure (forme, nombre de passes...) détermineront l'ampleur des déformations résiduelles. Celles-ci se manifestent sous la forme de déformations angulaires (cf. Figure 1.9.e) ou d'effets de serrage (cf. Figure 1.9.f).

Le retrait dans l'épaisseur est souvent négligeable par rapport aux deux autres mais peut néanmoins être à l'origine de contraintes élevées dans le cordon de soudure.

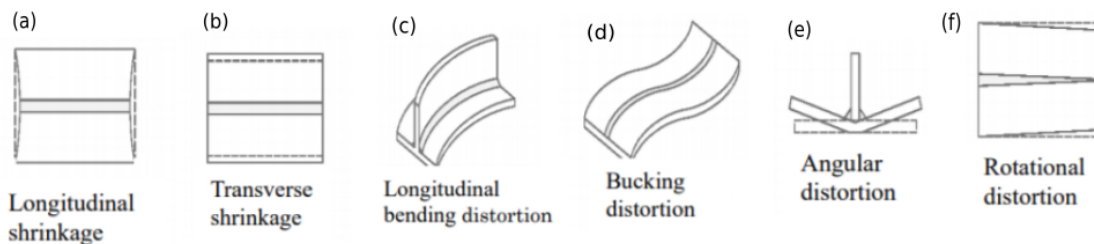


Figure 1.9 – Déformations caractéristiques des assemblages soudés [50]

(a) Retrait longitudinal (b) Retrait transversal (c) Cintrage (d) Flambage (e) Déformation angulaire (f) Serrage

## 1.2 Modélisation thermomécanique du procédé WAAM

En raison des caractéristiques métallurgiques du matériau simulé, en l'occurrence l'acier 316L (cf. section 1.1.4.1), une modélisation purement thermomécanique du WAAM est envisageable. Par souci de simplification, la modélisation thermomécanique considère que le couplage thermomécanique peut être réduit à un couplage faible qui prend en compte uniquement l'influence du chargement thermique sur le comportement mécanique de la pièce. Sous l'hypothèse d'un couplage faible, les analyses thermiques et mécaniques peuvent être dissociées : les champs thermiques générés lors du passage de l'arc électrique sont calculés puis utilisés comme données d'entrée pour le calcul mécanique.

### 1.2.1 Problème thermique

La modélisation du problème thermique complet devrait prendre en compte l'ensemble des phénomènes se produisant au niveau du bain de fusion et de son interaction avec l'arc électrique (cf. section 1.1.3.1). Cependant, pour des raisons d'économie de temps de calcul, il est préférable de ne pas modéliser l'ensemble des phénomènes relatifs à l'hydrodynamique du bain de fusion. En substitution, une source de chaleur équivalente (caractérisée par des paramètres dimensionnels et énergétiques) est définie et les propriétés thermo-physiques (notamment la conductivité) sont artificiellement modifiées au delà de la température de fusion du matériau considéré.

#### 1.2.1.1 Mise en équation : Équation de la chaleur

Le problème thermique est gouverné par l'équation de la chaleur qui s'exprime différemment en fonction de la description (lagrangienne ou eulérienne) envisagée.

##### Description lagrangienne

L'hypothèse lagrangienne (cf. Figure 1.10) permet de suivre le mouvement de la torche de soudage au cours du temps dans un référentiel (R) attaché à la pièce mécanique. Dans ce cas, dans le référentiel (R), considérant le volume  $\Omega$  occupé par la pièce mécanique ainsi que l'intervalle temporel  $[0, t^F]$  sur lequel l'évolution thermique est recherchée, l'équation de la chaleur s'écrit :

$$\dot{\beta}(T) - \text{div}(\lambda(T) \cdot \nabla T)(\underline{x}, t) = r(\underline{x}, t) \quad \underline{x} \in \Omega, t \in [0, t^F] \quad (1.2)$$

Où

$T(\underline{x}, t)$  désigne le champ de température ;

$\beta(T)$  l'enthalpie volumique du matériau qui, en l'absence de changement de phase, s'exprime comme suit :

$$\dot{\beta}(T) = \rho(T)C_p(T) \frac{\partial T}{\partial t}(\underline{x}, t)$$

$\lambda(T)$  la conductivité du matériau supposé isotrope ;

et  $r(\underline{x}, t)$  une éventuelle source de chaleur interne.

Pour résoudre l'équation 1.2, il faut spécifier sur le domaine  $\Omega$  de résolution, borné par  $\partial\Omega$  :

1. Une condition initiale telle que  $\forall \underline{x} \in \Omega, T(\underline{x}, 0) = T_0(\underline{x})$
2. Des conditions aux limites sur le bord du domaine  $\partial\Omega$  qui, selon la configuration, sont de type :

(a) Flux de chaleur imposé (condition de Neumann) :

$$-\lambda \nabla T \cdot \underline{n} = q^N \quad \text{sur} \quad S^{(q^N)} \in \partial\Omega \times [0, t^F] \quad (1.3)$$



(b) Température imposée (condition de Dirichlet) :

$$T = T^D \quad \text{sur} \quad S^{(T^D)} \in \partial\Omega \times [0, t^F] \quad (1.4)$$

(c) Relation linéaire entre le flux et la température (condition de Fourier-Robin) :

$$-\lambda \nabla T \cdot \underline{n} = \alpha T \quad \text{sur} \quad S^{(q^{FR})} \in \partial\Omega \times [0, t^F] \quad (1.5)$$

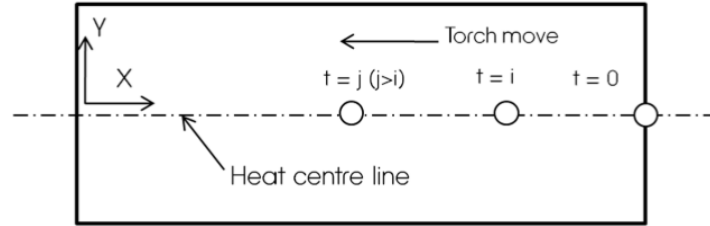


Figure 1.10 – Description lagrangienne [51]

### Description eulérienne

La description eulérienne (cf. Figure 1.11) considère la torche fixe dans le repère ( $R'$ ) tandis que la pièce de volume  $\Omega$  « se déplace » avec une vitesse constante égale à la vitesse de soudage  $\underline{V}_s$ . Dans ce cas, considérant le volume  $\Omega'$  tel que  $\Omega' \subset \Omega$ , l'équation de la chaleur s'écrit :

$$\rho(T) \dot{H}(T) + \rho(T) \underline{V}_s \nabla H(T) - \text{div}(\lambda(T) \cdot \nabla T)(\underline{x}', t) = r(\underline{x}') \quad (1.6)$$

$$\forall \underline{x}' \in \Omega', t \in [0, t^F]$$

Où  $H = \frac{\beta}{\rho}$ , l'enthalpie par unité de masse du matériau

Lorsque la longueur du cordon de soudure est suffisamment importante pour qu'un régime permanent ou quasi-stationnaire s'établisse, la description eulérienne peut être particulièrement adaptée. En effet, en régime quasi-stationnaire, les champs de température calculés dans ( $R'$ ) ne dépendent plus du temps mais seulement des variables d'espace  $\underline{x}'$ . Le problème thermique se limite donc à un problème stationnaire dont la résolution ne nécessite qu'un seul incrément de temps. Pour une description eulérienne et sous hypothèse d'un régime quasi-stationnaire, l'équation de la chaleur devient :

$$\underline{V}_s \cdot \nabla \beta(T) - \text{div}(\lambda(T) \cdot \nabla T)(\underline{x}') = r(\underline{x}') \quad \forall \underline{x}' \in \Omega' \quad (1.7)$$

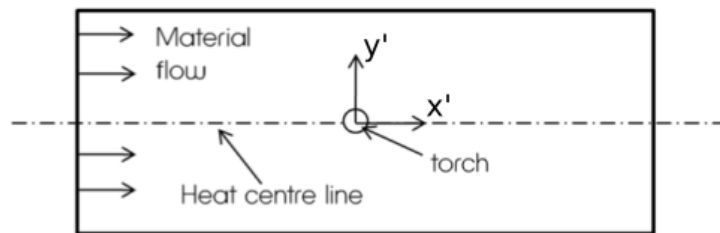


Figure 1.11 – Description eulérienne [51]

### 1.2.1.2 Méthode de résolution

#### Méthodes analytiques

Différents auteurs ont proposé des solutions analytiques pour résoudre l'équation différentielle de la chaleur appliquée au soudage. Les travaux de Rosenthal [52] ou encore ceux de Rykalin [53] font référence dans ce domaine.

Les modèles mathématiques développés pour déterminer les champs de température sont basés sur des hypothèses simplificatrices et ne s'appliquent par conséquent qu'à des cas bien spécifiques. L'une de ces hypothèses porte sur la géométrie de la pièce soudée qui peut être de type :

- Solide semi-infini : Les dimensions en Ox, Oy et Oz sont suffisamment grandes pour être supposées infinies. Le transfert thermique est supposé 3D ( $\frac{\partial T}{\partial x} \neq 0, \frac{\partial T}{\partial y} \neq 0, \frac{\partial T}{\partial z} \neq 0$ ).
- Couche mince : Les dimensions en Ox et Oy sont infiniment grandes tandis que la dimension en Oz, considérée comme finie, définit l'épaisseur  $\delta$  de la plaque de métal. Les températures suivant l'épaisseur de la plaque de métal varient. Le transfert thermique est supposé 3D ( $\frac{\partial T}{\partial x} \neq 0, \frac{\partial T}{\partial y} \neq 0, \frac{\partial T}{\partial z} \neq 0$ ).
- Tôle de métal mince : La température dans l'épaisseur de la tôle est invariante, la répartition des champs de température est la même des deux côtés de la tôle. Le transfert thermique est supposé 2D ( $\frac{\partial T}{\partial x} \neq 0, \frac{\partial T}{\partial y} \neq 0, \frac{\partial T}{\partial z} = 0$ ).
- Cylindre : Considéré comme un solide suffisamment allongé dans la direction Ox, la température est invariante dans chaque section transverse du cylindre. Le transfert thermique est supposé 1D suivant l'axe de révolution du cylindre (Ox) ( $\frac{\partial T}{\partial x} \neq 0, \frac{\partial T}{\partial y} = 0, \frac{\partial T}{\partial z} = 0$ ).

La source de chaleur est également soumise à des hypothèses simplificatrices. Quatre types de sources de chaleur, définies suivant la distribution de l'énergie dans l'espace, peuvent être envisagées :

- Source de chaleur ponctuelle : l'énergie est concentrée en un seul point.
- Source de chaleur linéaire : l'énergie est concentrée sur une seule ligne.
- Source de chaleur surfacique : l'énergie est concentrée sur une seule surface/plan.
- Source de chaleur volumique : l'énergie est concentrée dans un volume défini.

De plus, la source de chaleur est considérée comme mobile afin de représenter au mieux l'opération de soudage pendant laquelle l'arc électrique balaye la pièce à souder. L'hypothèse du régime quasi-stationnaire est préférée pour rendre compte du mouvement. Il est rare que les solutions analytiques considèrent un régime transitoire sauf dans certains cas [54] où un coefficient correctif spatio-temporel est implémenté dans les équations établies pour un régime quasi-stationnaire. Enfin, les solutions analytiques sont obtenues pour des propriétés thermo-physiques invariantes avec la température, un matériau isotrope et des phénomènes liés à la chaleur latente négligés. Considérant les hypothèses décrites précédemment et un référentiel (O,x,y,z) attaché à un point fixe de la pièce à souder, Rosenthal [52] écrit l'équation de la chaleur comme suit (description lagrangienne en régime quasi-stationnaire) :

$$\frac{\partial^2 T}{\partial \xi^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} = -2\lambda\nu \frac{\partial T}{\partial \xi} \quad (1.8)$$

Où  $\frac{1}{2\lambda}$  correspond à la diffusivité thermique du matériau telle que  $2\lambda = \frac{c\rho}{k}$  avec c la capacité thermique massique,  $\rho$  la densité volumique et k la conductivité du matériau ;  $\nu$  représente la vitesse de la source mobile se déplaçant à vitesse constante le long de l'axe x et  $\xi = x - \nu t$ . A partir de cette équation, plusieurs solutions sont étudiées. Dans le cas d'une tôle de métal mince ( $\frac{\partial T}{\partial x} \neq 0, \frac{\partial T}{\partial y} \neq 0, \frac{\partial T}{\partial z} = 0$ ) où la source de chaleur est linéaire et où les pertes de chaleur au niveau des surfaces sont prises en compte, la solution établie avec le modèle de Rosenthal est la suivante :

$$T - T_0 = \frac{q}{2\pi k\delta} e^{-\lambda\nu\xi} K_0 \left( \sqrt{\lambda\bar{\nu}^2 + \frac{H+H'}{\delta}r} \right) \quad (1.9)$$

Où  $\frac{q}{\delta}$  correspond à la quantité de chaleur reçue par unité d'épaisseur,  $H$  et  $H'$  les rapports de dissipation respectifs de la face supérieure et inférieure de la tôle avec  $H = \frac{h}{k}$  où  $h$  représente le coefficient d'échange de la surface et  $K_0 \left( \sqrt{\lambda\bar{\nu}^2 + \frac{H+H'}{\delta}r} \right)$  la fonction de Bessel. La méthode de résolution analytique de l'équation de la chaleur est particulièrement intéressante lorsqu'il s'agit de mettre en évidence l'influence des paramètres de la source de chaleur (distribution dans l'espace, vitesse, paramètres énergétiques) et de la géométrie de la plaque à souder sur le bain de fusion et la ZAT (Zone Affectée Thermiquement) ou sur les vitesses de chauffage et de refroidissement [55]. En revanche, cette méthode n'est pas satisfaisante lorsqu'une précision fine de la répartition des isothermes est demandée, d'autant plus que la plupart des modèles n'ont pas de solution (les températures tendent vers l'infini) pour des points situés proche du bain de fusion.

### Résolution de l'équation de la chaleur par la méthode des éléments finis

La Méthode par Eléments Finis, en comparaison avec une résolution analytique (cf. ci-dessus), permet de résoudre le problème thermique sur l'ensemble de la pièce à souder en prenant en compte le caractère non linéaire de l'étude (notamment la dépendance des propriétés thermophysiques avec la température). En revanche, une analyse en éléments finis complète requiert des temps et des moyens de calcul importants nécessitant une réflexion préalable sur les dimensions du problème à traiter.

### Modèles 3D

La modélisation 3D considère l'ensemble des transferts thermiques dans toutes les directions de la pièce. Ce type de modélisation est admise comme la plus réaliste car elle ne néglige aucune dimension. Cependant, elle s'appuie sur des temps de calcul conséquents, d'autant plus si l'analyse est menée dans un repère lagrangien en régime transitoire. Dans ce cas, la source de chaleur appliquée en source interne ou bien en condition limite, se déplace avec une certaine vitesse de soudage sur la plaque fixe. Les champs de température sont calculés pour un instant  $t$  et pour une position définie par ses coordonnées  $(x,y,z)$ . L'analyse nécessite donc une discrétisation spatio-temporelle avec la mise en place d'un maillage raffiné aux alentours de la source de chaleur où les gradients thermiques sont les plus forts. Or, en l'absence d'une stratégie de maillage adéquate (maillage adaptatif par exemple), il est nécessaire de mailler finement la totalité du cordon. Les calculs de température effectués sur chaque nœud du maillage tridimensionnel ainsi que les capacités mémoires requises pour la résolution du problème deviennent alors problématiques voire excessives dans un contexte industriel.

Pour pallier ces difficultés tout en conservant une analyse tridimensionnelle du problème, certains considèrent un état quasi-stationnaire dans un repère eulérien. Sous cette hypothèse, les discrétisations temporelle et spatiale ne sont plus prises en compte, ce qui a pour conséquence une réduction significative des temps de calcul par rapport à une analyse menée en régime transitoire. Dans le cas d'une analyse thermomécanique tridimensionnelle en couplage faible, il a été montré qu'une économie de l'ordre de 80% peut être réalisée sur les temps de calcul [34].

### Modèles 2D

Dans une logique d'optimisation des temps de calcul, des modèles bidimensionnels peuvent être envisagés. Il existe différentes modélisations bidimensionnelles qui prennent en compte une section transverse ou longitudinale par rapport à la direction de dépôt ou encore un plan moyen de la pièce.

La modélisation bidimensionnelle la plus utilisée est celle qui considère une section transverse à la direction de dépôt [56, 32, 57, 58]. Cette configuration suppose que l'apport de chaleur est effectué sur une longueur unité définie dans la direction de soudage (cette longueur unité peut correspondre à un périmètre dans le cas d'une modélisation axisymétrique d'une conduite cylindrique). La source de chaleur, répartie sur la section transverse souvent par le biais d'une gaussienne, est appliquée en fonction du temps afin de représenter son déplacement le long de la longueur unité. Cependant, cette modélisation est limitée car elle retranscrit assez laborieusement l'évolution réelle des températures.

Malgré certaines difficultés de calages thermiques, réduire une étude tridimensionnelle à une étude bidimensionnelle est une solution particulièrement intéressante pour la modélisation du soudage multipasse ou du procédé WAAM où le nombre de couches déposées augmente la taille du problème et donc les temps de calcul. Par ailleurs, plusieurs études [59, 45] ont montré que les niveaux de contraintes résiduelles obtenus avec une analyse thermomécanique bidimensionnelle sont en accord avec les résultats issus d'une analyse tridimensionnelle et de l'expérimentation.

### 1.2.1.3 Modélisation de la source de chaleur

L'apport de chaleur effectivement transmis par l'arc électrique est modélisé par le biais de sources équivalentes de type température ou flux imposés. Son intensité et sa répartition dans la pièce (répartition surfacique ou volumique) sont étroitement liées au procédé envisagé.

#### Apport de chaleur

L'apport de chaleur dans la pièce est un élément essentiel dans la distribution des champs de température. Pour les technologies de soudage à l'arc, cet apport de chaleur noté  $Q$  dépend de la quantité de chaleur émise par l'arc électrique :

$$Q = U.I \quad (W) \quad (1.10)$$

Où  $U$  et  $I$  correspondent respectivement à la tension et l'intensité de soudage.

Cependant, seulement une partie de cette puissance est transmise à la pièce, le reste correspondant à des pertes par dissipation. L'apport de chaleur effectif englobant l'ensemble de ces pertes est défini par :

$$Q_0 = \eta UI \quad (W) \quad (1.11)$$

Où  $\eta$  correspond au rendement du procédé.

Ces pertes, difficiles à quantifier car étroitement liées aux conditions opératoires, sont dues à de multiples phénomènes. Tout d'abord, sous l'action du flux de gaz protecteur, un phénomène de convection se met en place dans la colonne d'arc, entraînant une déperdition de chaleur dans l'atmosphère. La dissipation s'effectue également par rayonnement depuis l'arc électrique vers l'atmosphère environnante. Enfin, un transfert de chaleur par conduction se produit à travers l'électrode et constitue une perte significative notamment dans le cas du procédé GTAW où l'électrode est non-fusible. Pour le procédé GMAW (électrode fusible), la chaleur absorbée par l'électrode est transmise à la pièce, le rendement de ce procédé est donc plus important que celui du GTAW. Plus généralement, il est admis que le rendement d'un procédé avec électrode fusible est environ 10 à 20% plus élevé que le rendement d'un procédé avec électrode non fusible [60]. La plupart des études fixe le rendement du procédé GMAW entre 80 et 90% [61, 62]. Ce chiffre peut néanmoins varier en fonction du mode de transfert (globulaire, pulsé, court-circuit...) envisagé [30].

## Modèles de source de chaleur

L'apport de chaleur peut être modélisé de différentes manières. Le modèle envisagé est fonction du procédé considéré et de la précision désirée sur les formes de bain de fusion et les cycles thermiques.

### *Température imposée*

L'une des possibilités de modélisation consiste à imposer une température de bain de fusion sur une partie du maillage correspondant au volume de métal déposé. Cette méthode permet d'avoir un accord plutôt satisfaisant avec les données expérimentales. En revanche, elle nécessite une phase de calage difficile et itérative où il faut déterminer une température imposée qui permette d'obtenir une taille de bain de fusion et des valeurs de température en adéquation avec l'expérimentation. Ces problèmes de calages thermiques résident principalement dans la difficulté à estimer quantitativement les pertes liées au procédé.

### *Flux imposé*

L'autre possibilité de modélisation couramment implémentée consiste à imposer un flux surfacique et/ou volumique. Cette approche est généralement conseillée par rapport à la précédente car elle permet de relier l'énergie délivrée par le procédé à celle absorbée par la pièce.

Sous hypothèse d'un flux surfacique, on estime que l'apport de chaleur est majoritairement lié à la puissance délivrée par le procédé. La répartition surfacique de la chaleur est bien adaptée pour la simulation du procédé de soudage TIG sans métal d'apport car, dans ce cas, seule l'énergie délivrée en surface du métal de base contribue à sa mise en fusion et à la création du bain de fusion. Un flux surfacique est appliqué sur une section  $S$  en modélisation tridimensionnelle et sur une longueur  $L$  en modélisation bidimensionnelle telle que  $S=L \cdot \text{longueur unité (1 m)}$ . L'apport de chaleur, considéré comme une densité de flux surfacique (exprimée en  $\text{W.m}^{-2}$ ), entre alors dans les conditions aux limites du modèle et, dans un repère lié à la source, s'exprime sous la forme :

$$q(x, y) = Q_m \cdot f(x, y) \quad (1.12)$$

Où  $f(x, y)$  est la fonction de répartition surfacique et  $Q_m$  est le maximum de la densité de puissance exprimé en  $(\text{W.m}^{-2})$ .

Pour les différentes technologies de soudage à l'arc, l'apport de chaleur est maximal au niveau de la partie centrale de la zone d'action de l'arc et diminue progressivement en s'éloignant de cette dernière. Cette spécificité permet d'envisager une répartition de la densité de flux suivant la loi de répartition des probabilités de Gauss. Pour la répartition surfacique, la fonction gaussienne s'écrit sous la forme :

$$Q(x, y) = Q(r) = \frac{3Q_0}{\pi\sigma^2} \exp\left(-\frac{3 \cdot r^2}{\sigma^2}\right) \quad (1.13)$$

Avec  $r^2 = x^2 + y^2$  et  $\sigma$  correspondant à l'écart type de la gaussienne qui caractérise l'étalement spatial de la source.

Le flux surfacique  $q(x, y)$  exprimé dans l'équation 1.12 s'écrit :

$$q(x, y) = q(r) = Q_m \cdot \exp(-Kr^2) \quad \text{avec} \quad K = \frac{1}{2\sigma^2} \quad (1.14)$$

Par ailleurs, en utilisant l'équation 1.11 de la puissance effective émise par l'arc, on obtient :

$$Q_0 = \eta UI = \int_0^\infty q(r).dS = \int_0^\infty q(r).2\pi r.dr = \frac{\pi Q_m}{K} \quad (1.15)$$

On obtient donc :

$$Q_m = Q_0 \frac{K}{\pi} \quad (1.16)$$

L'équation 1.14 traduit une répartition gaussienne infinie. Or, il est fréquent de fixer un rayon limite définissant un flux thermique fini. Ce rayon, noté  $R_s$ , correspond au rayon limite de la tâche calorifique tel que  $q(R_s)$  soit égal à 5% du flux maximal situé au centre de la tâche calorifique. On a alors :

$$q(R_s) = Q_m \cdot \exp(-KR_s^2) = 0.05Q_m \Leftrightarrow K \simeq \frac{3r^2}{R_s^2} \quad (1.17)$$

Pour cette répartition, la densité de flux s'écrit donc :

$$q(x, y) = q(r) = \frac{3Q_0}{\pi R_s^2} \exp\left(-\frac{3.r^2}{R_s^2}\right) \quad (1.18)$$

L'hypothèse du flux volumique est bien adaptée lorsqu'on souhaite prendre en compte la contribution énergétique des phénomènes s'opérant dans le bain de fusion. Dans le cas de la simulation du procédé GMAW il est préférable d'utiliser une répartition volumique en raison du transfert de masse associé à la chute de la gouttelette de métal dans le bain de fusion. Un flux volumique est appliqué sur un volume V en modélisation tridimensionnelle et sur une section S en modélisation bidimensionnelle telle que  $V=S \cdot \text{longueur unité (1 m)}$ . L'apport de chaleur, considéré comme une densité volumique de flux (exprimée en  $W.m^{-3}$ ), est alors pris en compte dans l'équation de la chaleur en tant que source de chaleur interne. Dans un repère lié à la source, le flux de chaleur s'écrit :

$$q(x, y, z) = Q_m \cdot g(x, y, z) \quad (1.19)$$

$$\int_V q(x, y, z).dV = Q_0 \quad (1.20)$$

$g(x, y, z)$  est la fonction de répartition volumique et  $Q_m$  est le maximum de la densité de puissance atteint pour  $(x=0, y=0, z=0)$  exprimé en  $(W.m^{-3})$ .

Dans le cas du soudage à l'arc, l'expression de la densité volumique de flux tient généralement compte d'une répartition énergétique en double ellipsoïde décrite dans les travaux de J. Goldak et al. [63]. Cette répartition permet de retranscrire précisément la géométrie de la source de chaleur qui, du fait de son mouvement, présente une dissymétrie (cf. Figure 1.12). L'expression mathématique de la densité volumique de flux s'écrit alors :

$$q(x, y, z) = Q_0 \frac{6\sqrt{3}.f_\xi}{a_\xi.b.c.\pi^{3/2}} \cdot \exp\left(\frac{-3x^2}{a_\xi^2}\right) \cdot \exp\left(\frac{-3y^2}{b^2}\right) \cdot \exp\left(\frac{-3z^2}{c^2}\right) \quad (1.21)$$

Où  $\xi = f$  (*front*) pour  $x > 0$  et  $\xi = r$  (*rear*) pour  $x < 0$

De plus, pour assurer la continuité en  $x = 0$  :

$$f_f = \frac{2a_f}{a_f + a_r} \quad \text{et} \quad f_r = \frac{2a_r}{a_r + a_f} \quad (1.22)$$

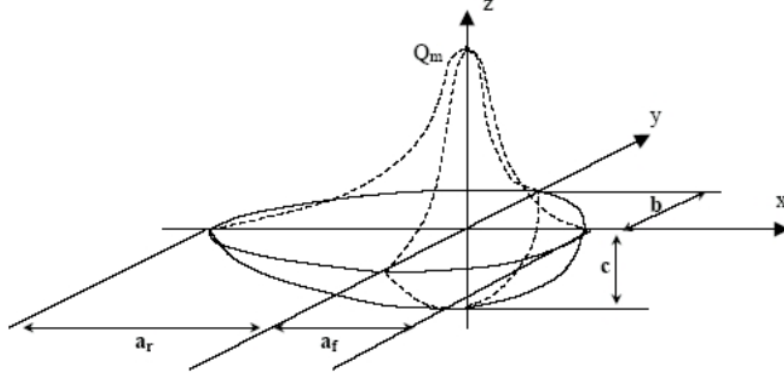


Figure 1.12 – Source de chaleur volumique Goldak [63]

La détermination des paramètres dimensionnels de la source de chaleur est délicate car ces derniers ne sont pas expérimentalement identifiables contrairement aux paramètres énergétiques (tension et intensité de soudage) qui sont extraits et moyennés à partir de l'expérimentation. Les valeurs des paramètres dimensionnels sont ajustées par un recalage itératif sur des données expérimentales (mesures de températures et des dimensions de la zone fondue). L'influence de chaque paramètre sur les résultats thermiques peut être évaluée précisément par la mise en place d'un plan d'expérience, facilitant ainsi les réglages à envisager.

## 1.2.2 Problème mécanique

Sous l'hypothèse d'un couplage faible où seul le couplage dominant de la thermique sur la mécanique est pris en compte, le problème mécanique peut être traité à la suite du problème thermique. En soudage ou en WAAM, les fortes variations de températures jusqu'à fusion du métal, nécessitent de mettre en place un problème de statique non linéaire avec prise en compte de la plasticité.

### 1.2.2.1 Mise en équation : Thermoélastoplasticité non linéaire

La théorie du problème mécanique se base sur l'écriture d'équations locales permettant d'exprimer les champs de déplacement  $\underline{u}$ , de déformation  $\underline{\underline{\varepsilon}}$  et de contrainte  $\underline{\underline{\sigma}}$ . Sous l'Hypothèse des Petites Perturbations (HPP), la relation suivante est valide :

$$\underline{\underline{\varepsilon}}(x, t) = \frac{1}{2}(\nabla \underline{u} + \nabla^T \underline{u})(x, t) \quad \forall \underline{x} \in \Omega, \forall t \in [0, t^F] \quad (1.23)$$

La déformation totale  $\underline{\underline{\varepsilon}}$  calculée à partir des déplacements  $\underline{u}$ , peut se décomposer en trois parties : la déformation élastique  $\underline{\underline{\varepsilon}}^e$ , la déformation plastique  $\underline{\underline{\varepsilon}}^p$  et la déformation induite par la dilatation thermique  $\underline{\underline{\varepsilon}}^{th}$ . En l'absence de transformation de phases métallurgiques (i.e. sans variation de volume),  $\underline{\underline{\varepsilon}}^{th} = \alpha(T - T_{ref})\underline{\underline{I}}$  avec  $\alpha$  le coefficient de dilatation thermique,  $T(x, t)$  le champ de température calculé,  $T_{ref}$  la température de référence à laquelle la dilatation thermique est nulle et  $\underline{\underline{I}}$  le tenseur d'identité d'ordre 2 pour les matériaux à dilatation isotrope. On peut alors déduire :

$$\underline{\underline{\varepsilon}}^e = \underline{\underline{\varepsilon}} - \underline{\underline{\varepsilon}}^p - \alpha(T - T_{ref})\underline{\underline{I}} \quad (1.24)$$

L'équilibre du domaine  $\Omega$  est soumis à des densités volumiques de forces  $\underline{f}_v$  (dans le cas de la force volumique de pesanteur  $\underline{f}_v = \rho g$ ), des déplacements  $\underline{u}^D$  imposés sur une partie  $S^{(u)}$  de la frontière  $\partial\Omega$  et une densité surfacique d'efforts  $\underline{F}^D$  sur la partie complémentaire  $S^{(F)}$  de  $\partial\Omega$ . L'équation d'équilibre s'écrit telle que :

$$\text{div}(\underline{\underline{\sigma}}) + \underline{f}_v = 0 \quad \text{dans} \quad \Omega \times [0, t^F] \quad (1.25)$$

Et, les conditions aux limites associées s'expriment comme suit :

$$\underline{u} = \underline{u}^D \quad \text{sur} \quad S^{(u)} \times [0, t^F] \quad (1.26)$$

$$\underline{\underline{\sigma}} \cdot \underline{n} = \underline{F}^D \quad \text{sur} \quad S^{(F)} \times [0, t^F] \quad (1.27)$$

La loi de Hooke, toujours valide dans le domaine élastique, permet d'écrire :

$$\underline{\underline{\sigma}} = \underline{\underline{A}} : \underline{\underline{\varepsilon}}^e \longleftrightarrow \underline{\underline{\varepsilon}}^e = \underline{\underline{S}} : \underline{\underline{\sigma}}, \quad \text{soit} \quad \underline{\underline{A}} : \underline{\underline{S}} = \underline{\underline{S}} : \underline{\underline{A}} = \underline{\underline{I}} \quad (1.28)$$

Avec  $\underline{\underline{A}}$ ,  $\underline{\underline{S}}$  respectivement le tenseur de Hooke et de souplesse du matériau en ordre 4. L'activation des mécanismes de plasticité est déterminée par un critère de plasticité portant sur une fonction de charge  $f(\sigma, p, T)$  pour laquelle la notion de déformation plastique cumulée  $p(t)$  est introduite. Cette fonction est définie de façon conventionnelle comme étant inférieure ou égale à 0, de sorte que :

- $f(\sigma, p, T) < 0$  : élasticité
- $f(\sigma, p, T) = 0$  : plasticité possible

Elle décrit le domaine dans l'espace des contraintes à six dimensions (ou dans l'espace des contraintes principales à trois dimensions) à l'intérieur duquel toute variation de contrainte n'engendre que des variations de déformation élastique. Les états de contrainte tels que  $f(\sigma, p, T) = 0$  caractérisent la surface de charge. Si le point représentatif de l'état de contrainte  $\sigma$  atteint et reste sur la surface de charge ( $f(\sigma, p, T) > 0$  impossible), il y a écoulement plastique. La loi d'écoulement plastique qui prend en compte les conditions de complémentarité de Kühn-Tucker, est définie par :

$$\frac{d\varepsilon^p}{dt} = \dot{p} \frac{\partial f}{\partial \sigma}(\sigma, p, T); \quad \dot{p} \geq 0; \quad f(\sigma, p, T) \leq 0; \quad \dot{p} f(\sigma, p, T) = 0 \quad (1.29)$$

Les différentes relations présentées ci-dessus appartiennent à trois catégories d'équations :

- Equations de compatibilité cinématique : Equations (1.23), (1.24), (1.26)
- Equations d'équilibre : Equations (1.25), (1.27)
- Equations de comportement : Equations (1.28), (1.29)



### 1.2.2.2 Notion d'écroissage en élastoplasticité

#### Pour une sollicitation monotone sous chargement uniaxial

Une loi d'écroissage s'intéresse à l'évolution de la limite d'élasticité avec la déformation plastique. Une courbe d'écroissage contrainte vraie ( $\sigma^v = \frac{F}{S}$ ) - déformation vraie ( $\varepsilon^v = \ln(1 + \varepsilon)$ ) comme présentée en figure 1.13 caractérise complètement le comportement mécanique pour une sollicitation monotone sous chargement uniaxial.

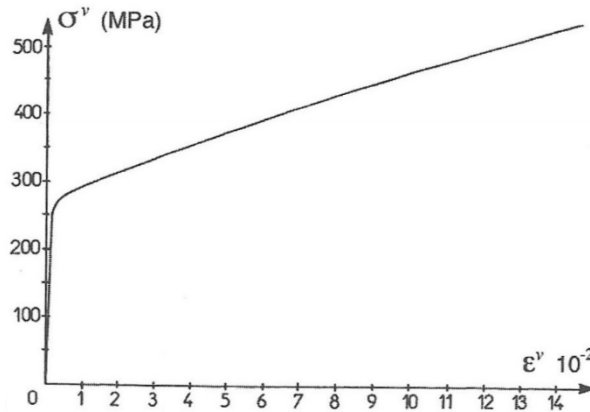


Figure 1.13 – Courbe d'écroissage contrainte vraie-déformation vraie de l'acier 316L (20°C) [64]

Sous hypothèse d'une sollicitation monotone, on peut écrire la loi d'écroissage telle que :

$$\varepsilon^p = g(\sigma) \quad \text{ou} \quad \sigma = g^{-1}(\varepsilon^p) \quad (1.30)$$

La relation de Ramberg-Osgood permet de décrire la courbe d'écroissage monotone [64] telle que :

$$\varepsilon^p = g(\sigma) \left\langle \frac{\sigma - \sigma_y}{K_y} \right\rangle^{M_y} \quad \text{ou} \quad \sigma = g^{-1}(\varepsilon^p) = \sigma_y + K_y \varepsilon^p \frac{1}{M_y} \quad (1.31)$$

Les crochets  $\langle \cdot \rangle$  désignent la partie positive définie par  $\langle x \rangle = x$  si  $x > 0$  et  $\langle x \rangle = 0$  si  $x < 0$ ,  $\sigma_y$  est la limite d'élasticité initiale,  $K_y$  est le coefficient de résistance plastique et  $M_y$  est l'exposant d'écroissage. Les paramètres  $K_y$  et  $M_y$  sont obtenus en traçant la droite de régression linéaire  $\ln(\sigma - \sigma_y) = f(\ln(\varepsilon^p))$  issue de l'équation (1.31) telle que :

$$\ln(\sigma - \sigma_y) = \ln(K_y) + \frac{1}{M_y} \ln(\varepsilon^p) \quad (1.32)$$

Dans le domaine de la mise en forme (avec des déformations importantes), il est assez fréquent de négliger la déformation élastique devant la déformation plastique en considérant une limite élastique nulle avec  $\varepsilon \approx \varepsilon^p = \left(\frac{\sigma}{K}\right)^M$ . En inversant cette expression on obtient la loi d'Hollomon qui suit :

$$\sigma = K \varepsilon^{\frac{1}{M}} \quad (1.33)$$

*Remarque : En comparaison avec un modèle prenant en compte la limite élastique, le modèle d'Hollomon se caractérise par un abaissement du niveau de contrainte pour un même niveau de déformation (cf. Figure 1.13). Il est donc nécessaire de choisir une loi d'écroissage adaptée aux phénomènes rencontrés et d'en connaître les spécificités.*

### Pour une sollicitation cyclique sous chargement uniaxial

Les aspects cycliques mettent en évidence une évolution du domaine d'élasticité et donc des spécificités dans l'expression de l'écrouissage.

L'une des premières manifestations d'un chargement cyclique est une diminution de la limite d'élasticité en compression après une sollicitation préalable en traction : c'est l'effet Bauschinger. Cet effet Bauschinger est retranscrit par l'intermédiaire d'un écrouissage cinématique qui suppose une translation sans déformation du domaine d'élasticité initial supposé connu (cf. Figure 1.14). La translation est définie à partir de la courbe d'écrouissage monotone.

Un autre type d'écrouissage peut aussi être considéré, à savoir l'écrouissage isotrope. Ce modèle d'écrouissage suppose une dilatation homothétique du domaine d'élasticité par rapport au domaine initial supposé connu (cf. Figure 1.15). Quand les déformations plastiques sont générées au cours du cycle, le matériau durcit : c'est le durcissement cyclique. Dans ce cas, la contrainte qu'il faut dépasser pour générer de nouvelles déformations plastiques augmente avec le nombre de cycles. L'effet inverse, à savoir l'adoucissement cyclique, peut parfois se produire.

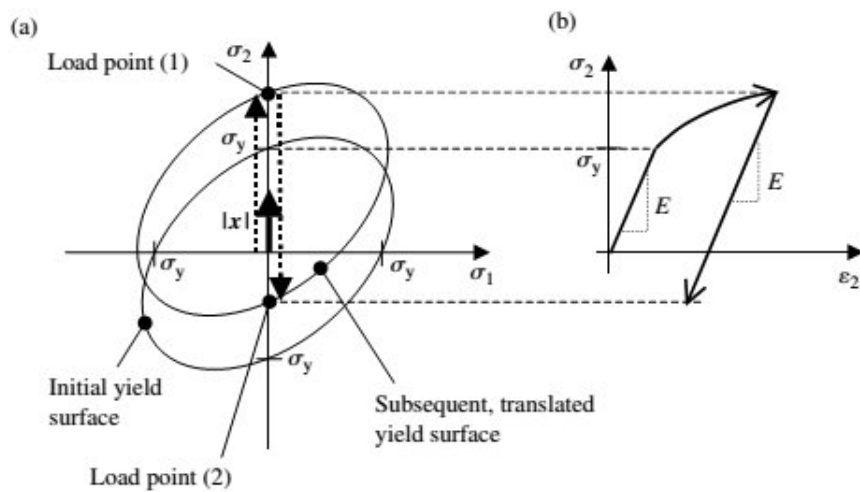


Figure 1.14 – *Ecrouissage cinématique* [65]

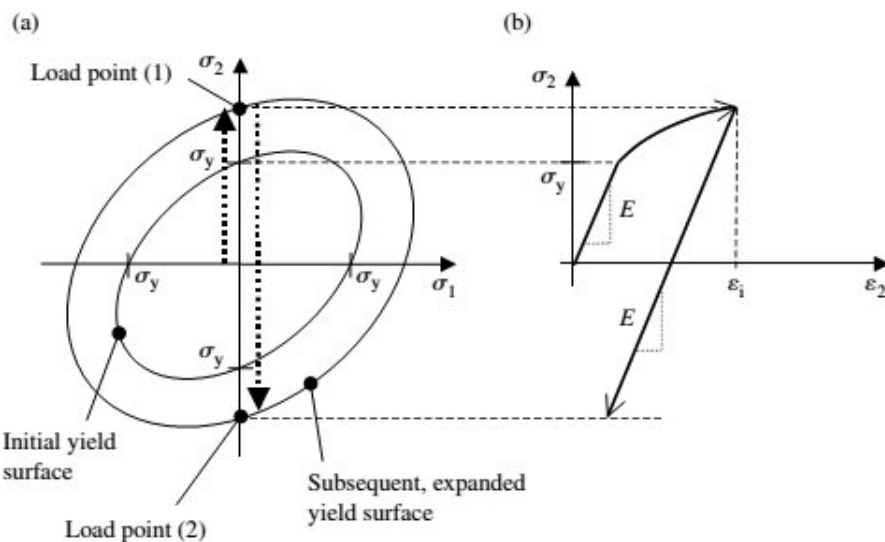


Figure 1.15 – *Ecrouissage isotrope* [65]

En pratique, les essais cycliques montrent qu'il y a une contribution des deux modèles d'écrouissage. La figure 1.16 présente cette double contribution. L'évolution du point  $X$  situé au milieu

du segment  $[AA_y]$  correspondant au domaine d'élasticité après déformation plastique caractérise l'écroutissage cinématique. La taille de ce segment vaut  $2(R + \sigma_y)$  où  $R$  est l'écroutissage isotrope. A noter qu'en chargement monotone  $\sigma = \sigma_y + R + X$ .

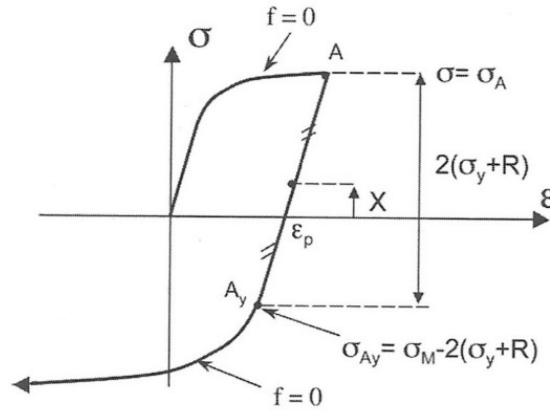


Figure 1.16 – Schématisation de la courbe de traction suivie d'une compression en plasticité uniaxiale [25]

La participation de ces deux modèles d'écroutissage apparait dans l'expression de la fonction de charge telle que :

$$f(\sigma, X, R) = |\sigma - X| - R - \sigma_y \quad (1.34)$$

Pour le domaine élastique initial, les écroutissages sont nuls, ce qui se traduit par  $f = |\sigma| - \sigma_y < 0$ . La loi d'écoulement plastique devient :

$$\begin{aligned} \dot{\varepsilon}^p &= 0 & \text{si } f < 0 \\ \dot{\varepsilon}^p &> 0 & \text{si } f = 0 \text{ et } \text{sgn}(\sigma - X) > 0 \\ \dot{\varepsilon}^p &< 0 & \text{si } f = 0 \text{ et } \text{sgn}(\sigma - X) < 0 \end{aligned} \quad (1.35)$$

Pour représenter l'état d'écroutissage de la matière à un instant donné, on utilise une variable interne notée  $p$  qui représente la déformation plastique cumulée telle que :

$$p = \int_0^t |\dot{\varepsilon}^p| dt \quad (1.36)$$

Car en charge  $|\dot{\varepsilon}^p| = \dot{\varepsilon}^p$  et en décharge  $|\dot{\varepsilon}^p| = -\dot{\varepsilon}^p$ .

Les lois d'écroutissage définies pour  $X$  et  $R$  prennent en compte l'histoire de  $\varepsilon^p$  par le biais de la déformation plastique cumulée  $p$ . L'écroutissage isotrope ne dépend que de la déformation plastique cumulée, soit  $R = R(p)$ , et les lois associées s'écrivent comme suit :

- Linéaire :  $R = K_I p$
- Puissance :  $R = K_y p^{\frac{1}{M}}$
- Exponentielle :  $R = R_\infty (1 - e^{-bp})$

Quant à l'écroutissage cinématique, il utilise les lois ci-dessous :

- De Prager :  $X = C \varepsilon^p$
- D'Armstrong-Frederick :  $\dot{X} = C \dot{\varepsilon}^p + \gamma X \dot{p}$

## Écrouissage en soudage multipasse ou dépôt WAAM

La simulation du comportement mécanique d'un matériau dans le cas du soudage multipasse ou du dépôt WAAM met en jeu un chargement cyclique [66]. Comme expliqué dans le paragraphe précédent, ce type de chargement provoque une évolution du domaine d'élasticité au cours des différents cycles. Ce phénomène est dirigé par la loi d'écrouissage considérée. Pour le soudage multipasse ou le dépôt WAAM, il est d'usage d'utiliser des lois d'écrouissage mixte (écrouissage isotrope combiné à un écrouissage cinématique) de type :

- Mixte avec écrouissage isotrope et écrouissage cinématique linéaire de type Prager [67] ou non linéaire de type Armstrong-Frederick [68] ;
- Lemaitre-Chaboche [67, 69, 70](prise en compte possible de la viscoplasticité).

Chacune de ces lois retranscrit le phénomène de restauration d'écrouissage. En effet, l'augmentation de l'écrouissage sous l'effet de la plasticité est compensée par deux types de mécanismes qui contribuent à la restauration d'écrouissage observée :

- la mise en fusion de certaines zones pour lesquelles l'histoire thermomécanique est réinitialisée avec pour conséquence la suppression de l'état d'écrouissage avant fusion ;
- la diffusion et la recristallisation dans la matrice solide qui entraînent l'annihilation des dislocations. La mise en place de ces mécanismes se traduit par une diminution de la limite d'élasticité effective au cours du temps pour une température fixée et conduit à une disparition partielle voire totale de l'écrouissage.

Le phénomène de restauration d'écrouissage commence à partir d'une température d'activation d'écrouissage. Cette température varie en fonction du matériau considéré. Pour l'acier 316L, le début de restauration d'écrouissage est considéré à 400°C [71] pour certaines études alors que pour d'autres [32] les essais de type écrouissage - relaxation indiquent un seuil d'activation de 600°C.

### 1.2.3 Gestion de l'ajout de matière

Lors de la fabrication d'une structure par procédé WAAM, du métal fondu est progressivement déposé. Les modèles de simulation du procédé WAAM prennent en compte cet apport de matière par le biais de différentes méthodes. Ces dernières sont déclinées dans ce qui suit.

#### 1.2.3.1 Méthodes d'activation d'éléments

La littérature montre que la méthode d'activation d'éléments est couramment utilisée dans le cas du soudage multipasse [72, 73, 74]. Cette méthode consiste à décrire la formation du cordon de soudure en activant les mailles au fur et à mesure qu'elles sont atteintes par la source de chaleur en mouvement. La gestion des éléments inactifs correspond à une approche « Quiet Element » ou une approche « Element Birth » (aussi appelée « Inactive Element »).

- Pour l'approche « Quiet Element », tous les éléments sont pris en compte dans le modèle numérique. Ils sont activés par une affectation des propriétés du matériau alors que les éléments inactifs se définissent par une dégradation sévère des propriétés thermomécaniques (rigidité et conductivité notamment). Cette logique d'activation peut cependant introduire des erreurs non négligeables liées à l'accumulation de déformations et de gradients de températures fictifs dans les éléments désactivés.
- Pour l'approche « Element Birth » (ou « Inactive Element ») [75], les éléments inactifs ne sont pas pris en compte dans le modèle quoique bien présents dans le maillage. En effet, l'activation des éléments avec cette approche est basée sur un assemblage progressif des éléments du maillage.

La méthode d'activation de maille, quelle que soit l'approche considérée, s'applique dans le cas d'une description lagrangienne (cf. section 1.2.1.1) puisque le maillage évolue progressivement

avec l'avancement de la torche.

Cette dernière présente certains avantages qui simplifient la modélisation. En effet, en description lagrangienne, le domaine d'étude  $\Omega$  est strictement délimité par les frontières du maillage. L'interface du modèle correspond donc à des éléments de maillage (nœuds, segments, surfaces) sur lesquels il est facile d'appliquer des conditions aux limites. De plus, aucune loi de mélange n'a besoin d'être éditée à l'interface car seul le domaine  $\Omega$  est considéré. Les propriétés du matériau sont donc bien définies en tout point du maillage. A noter que cette affirmation est sujette à discussion lorsqu'on considère une approche « Quiet Element ». En effet, sa logique d'activation peut nécessiter la mise en place d'une pseudo loi de mélange afin d'éviter une divergence du calcul liée aux trop brusques variations des propriétés thermomécaniques d'un élément activé à un élément encore inactif.

Cependant, l'ajout de matière en description lagrangienne présente aussi des inconvénients notamment dans la gestion du contact matière/matière. Effectivement, si l'on considère l'élément de matière ajouté à l'instant  $t$  et celui ajouté à l'instant  $t_{n+1}$ , on suppose que l'interface de ces deux éléments fusionnent au cours du transport lagrangien. Or, lors de cette opération, il peut y avoir un auto-contact de la surface libre du domaine (cf. Figure 1.17.a) provoquant une interpénétration des nœuds du maillage. L'élimination des nœuds problématiques s'avère être une opération délicate, plus particulièrement pour un modèle tridimensionnel. De plus, la description lagrangienne ne considérant qu'un seul et unique domaine  $\Omega$ , il n'est pas possible de modéliser l'interaction du gaz avec la matière. Enfin, l'une des dernières restrictions de ce type de modèle, est la connaissance préalable de la géométrie des cordons à déposer.

### 1.2.3.2 Méthodes de capture d'interfaces

Les méthodes de capture d'interfaces sont mises en place sous condition d'une description eulérienne (cf. section 1.2.1.1), ce qui signifie que le maillage est fixe. Elles permettent de considérer plusieurs domaines qui, dans le problème considéré, correspondent au domaine occupé par le métal  $\Omega_m$  et au domaine occupé par le gaz  $\Omega_g$  tels que  $\Omega = \Omega_g \cap \Omega_m$ . Ces méthodes sont généralement utilisées en se basant sur une approche « Volume Of Fluid » (VOF) [76] ou sur une approche « Level Set » (LS) [77]. Ces deux approches identifient l'interface gaz/métal par une fonction :

- Une fonction de présence pour l'approche VOF ;
- Une fonction distance signée pour l'approche LS.

Ces méthodes de capture d'interface (VOF ou LS) s'affranchissent des défauts évoqués pour les méthodes d'activation d'éléments. En effet, elles génèrent une frontière commune gaz/métal lors d'un contact matière/matière, ce qui élimine les problèmes de remaillage interfaciaux (cf. Figure 1.17.b). Elles peuvent également prendre en compte le milieu gazeux et son interaction avec le métal. Néanmoins, elles demandent un raffinement conséquent du maillage proche de l'interface d'autant plus lorsque celle-ci est complexe. Les temps de calcul deviennent alors plus importants que pour une approche lagrangienne. La prise en compte de l'interface gaz/métal pose également des problèmes d'instabilités dans la résolution numérique à cause des variations trop brutales des propriétés physiques de chacun des domaines. Cette variation est diminuée par la mise en place d'une loi de mélange au niveau de l'interface mais cette dernière n'est pas représentative des propriétés physiques réelles, ce qui peut entraîner une retranscription inexacte des phénomènes physiques. Enfin, définir une interface qui ne s'appuie pas sur des éléments de maillage mais sur une fonction, rend difficile l'affectation des CL au modèle.

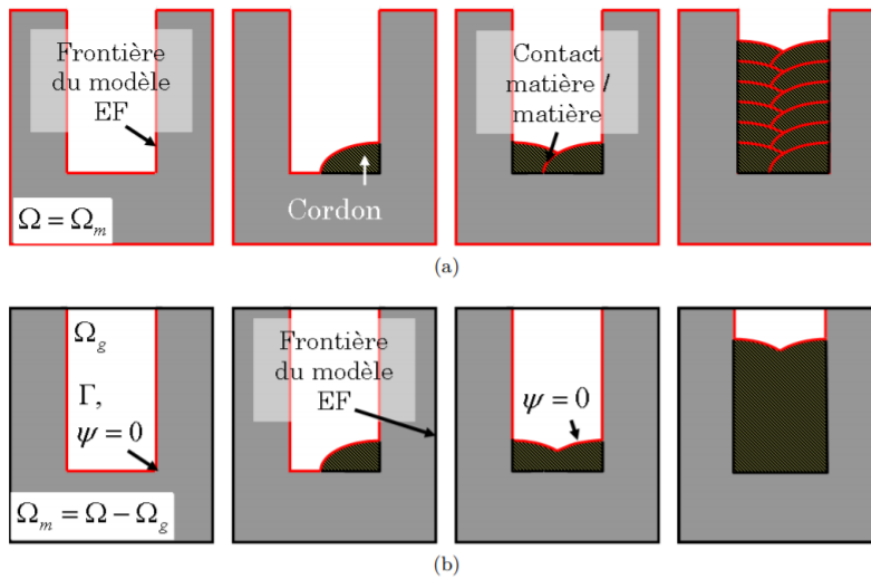


Figure 1.17 – Remplissage d'un chanfrein étroit par soudage hybride arc / laser multi-passes (a) en description lagrangienne (b) en description eulérienne [77]

### 1.3 Solutions pour la réduction des temps de calcul

Réduire les temps de calcul tout en conservant un degré de précision acceptable dans la retranscription des phénomènes physiques est l'un des enjeux majeurs des simulations actuelles. Même si les capacités de calcul actuelles ne cessent de croître grâce à des clusters de plus en plus performants ou encore la parallélisation des calculs, les simulations du soudage ou des procédés de fabrication additive se destinent essentiellement à répondre à des problématiques industrielles. Elles doivent donc produire des résultats le plus rapidement possible avec des moyens de calcul raisonnables. Réduire les temps de calcul est d'autant plus essentiel pour les axes de développement actuels qui s'intéressent à la mise en place d'un procédé WAAM assisté par la méthode des éléments finis en temps réel. Ceci permettrait d'adapter les stratégies de dépôt et les paramètres procédé en cours de fabrication afin d'obtenir une pièce finale présentant des contraintes résiduelles et des déformations maîtrisées. La réduction des temps de calcul peut être réalisée grâce à différentes méthodes qui agissent sur le maillage ou sur la mise en donnée du modèle.

#### 1.3.1 Optimisation de maillage

L'un des paramètres qui influe considérablement sur le temps de calcul est la taille des éléments de maillage, plus ces éléments sont petits plus le calcul est long. Des techniques d'optimisation de maillage sont alors mises en place. La première technique d'optimisation généralement envisagée consiste à calibrer le maillage en fonction de la criticité du chargement expérimenté par la zone. Le cordon est donc maillé finement tandis que les zones les plus éloignées sont maillées plus grossièrement. Cette technique de maillage a été notamment développée pour un modèle 3D par McDill [78] dès 1987 et a montré une économie en temps de calcul et en mémoire significative. Une autre méthode d'optimisation repose sur un remaillage adaptatif développé par Lindgren et al. [79]. La logique du remaillage adaptatif se base sur les travaux de McDill puisqu'il s'agit là aussi de raffiner le maillage proche de la zone de dépôt. La différence de cette méthode réside dans la définition de la zone de dépôt restreinte à la région située sous la source de chaleur et non pas au cordon dans sa totalité. Le maillage s'adapte donc au fur et à mesure de l'avancement de la source de chaleur pour rester fin dans la zone définie, permettant ainsi de bien retranscrire les phénomènes thermomécaniques non linéaires proche de la source de

chaleur. Runnemalm et al. [80] améliorent cette méthode de remaillage adaptatif en introduisant un indicateur d'erreur permettant de prédire les zones à raffiner et donc de mieux contrôler le raffinement/déaffinement du maillage. Ces travaux ont également mis en évidence une différence dans le raffinement du maillage suivant l'indicateur d'erreur considéré (cf. Figure 1.18). En effet, l'indicateur d'erreur basé sur le flux thermique produit un maillage nettement moins dense que lorsque l'indicateur est piloté par la contrainte effective (cf. Figure 1.18). A la suite de cette observation, il est proposé d'utiliser une procédure combinée qui produise un maillage adaptatif optimisé nécessaire pour les modélisations tridimensionnelles complexes. S'en suivent alors des travaux menés par Hyun et Lindgren [81]. Ces derniers proposent de combiner un lissage du maillage permettant d'améliorer sa qualité en repositionnant les nœuds et un remaillage adaptatif modifiant la topologie du maillage. La qualité du maillage est quantifiée par son taux de distorsion et le remaillage adaptatif utilise un indicateur d'erreur générique. D'autres études plus récentes ont également été réalisées en utilisant des indicateurs d'erreur différents qui permettent notamment l'adaptation d'un maillage anisotrope [82].

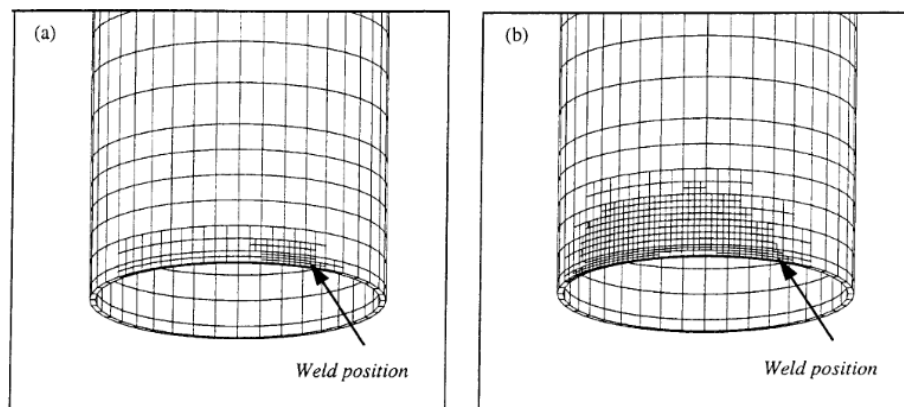


Figure 1.18 – Remaillage d'un tube en utilisant uniquement (a) le flux de chaleur (b) la contrainte effective [80]

### 1.3.2 Approche locale/globale

L'approche locale/globale repose sur deux niveaux de modélisation : un modèle d'intérêt local dont les résultats sont extraits pour être introduits dans un modèle global correspondant à l'ensemble de la structure [83, 84]. Dans la simulation du soudage, les déformations plastiques sont attendues proches du cordon de soudure. Il est donc possible de construire un modèle local qui englobe le cordon de soudure et ses alentours pour calculer les déformations plastiques. Ces dernières sont ensuite implémentées comme données d'entrée dans le modèle global. Celui-ci correspond à l'ensemble de la structure et se caractérise par un maillage beaucoup moins fin que celui du modèle local. Les déformations résiduelles de l'ensemble de la structure sont obtenues par un simple calcul élastique. Pour ce type de modélisation, une attention toute particulière doit néanmoins être portée à la taille du modèle local par rapport au modèle global ainsi qu'à la définition des conditions aux limites.

### 1.3.3 Hyper-réduction de modèle

L'hyper-réduction de modèle est assez peu courante mais représente une option intéressante notamment si l'on considère le développement très important de la Data Science sur ces dernières années. Des travaux récents [85] montrent que l'hyper-réduction peut tout à fait être adaptée à la simulation numérique du soudage. Les méthodes de réduction reposent sur des études

paramétriques à partir desquelles sont construites les bases réduites. Deux types de méthodes de réduction peuvent être envisagées :

- La méthode dite *a posteriori* où les bases réduites sont construites à partir des résultats obtenus lors d'une étude paramétrique numérique préalable. Cette dernière consiste à effectuer une série de calculs en éléments finis et d'en extraire les résultats en considérant différents paramètres issus d'un plan d'expérience. On peut parler d'une phase d'apprentissage automatique (ou *machine learning*).
- La méthode dite *a priori* où les bases réduites sont construites en simultané de la simulation et doivent donc s'adapter.

Le choix d'une hyper-réduction *a posteriori* [85] se décompose en une phase *offline* qui permet de générer le modèle réduit et une phase *online* où le modèle hyper-réduit est utilisé dans la résolution du système. La dernière étape de ce type d'hyper-réduction consiste à reconstruire les résultats en dehors du domaine d'intégration réduit en utilisant la technique Gappy-POD utilisée pour la reconstruction de données. Chacun des champs du modèle complet est finalement exprimé dans une base complète.

Cette méthode permet de diminuer grandement les temps de calcul et a montré son applicabilité dans un contexte industriel [85]. En revanche, une croissance non négligeable du pourcentage d'erreur a été constatée avec l'augmentation du nombre de cordons à traiter.

### 1.3.4 Approches statiques

Pour réduire les temps de calcul, des stratégies de modélisation sont développées en approche statique parmi lesquelles on peut citer la résolution en repère eulérien, la méthode des « Déformations Inhérentes » ou encore la méthode dite de « macro-dépôt ».

#### 1.3.4.1 Résolution en repère eulérien

La résolution en repère eulérien est utilisée sous hypothèse d'un régime quasi-stationnaire [86]. Les caractéristiques d'une description eulérienne sont explicitées dans la section 1.2.1.1 de cet état de l'art. Ce type de résolution, couramment utilisé en simulation numérique du soudage, permet une économie en temps de calcul très importante. Zhan et Michaleris [87] ont montré qu'une résolution en repère eulérien est deux ordres de grandeur plus rapide qu'une résolution en régime transitoire dans un repère lagrangien. En effet, en faisant l'hypothèse d'un régime quasi-stationnaire et d'une description eulérienne, le modèle peut être résolu en un seul incrément de temps (problème statique). De plus, le maillage étant fixe, celui-ci est raffiné uniquement à l'emplacement de la source de chaleur, réduisant encore les temps de calcul. En revanche, si la solution en régime quasi-stationnaire du problème thermique paraît assez triviale, il n'en est rien pour le problème mécanique. En effet, avec ce type de résolution, la géométrie de la pièce n'est pas rattachée à des éléments de maillage mais se déplace à travers un maillage fixé dans l'espace. Il est donc nécessaire de mettre en place une méthode supplémentaire pour évaluer les déformations ou toute autre donnée qui évoluent avec le flux. Plusieurs études se sont penchées sur ce problème en proposant des techniques pour intégrer les déformations plastiques à partir d'un flux eulérien [88].

#### 1.3.4.2 Méthode des « Déformations Inhérentes »

Le principe de cette méthode est assez proche de la méthode locale-globale détaillée plus haut puisqu'il s'agit là aussi d'implémenter un état de déformation plastique qui sert de chargement initial pour un calcul élastique [89, 90, 91, 92]. Les déformations inhérentes correspondent à toutes les déformations inélastiques générées au cours du dépôt de la matière. Elles se localisent dans le cordon de dépôt et son voisinage. Ces dernières sont extraites d'un modèle Eléments Finis thermo-élasto-plastique (2D ou 3D) ou de mesures expérimentales [93]. Le procédé de soudage



à l'arc et les procédés de fabrication additives affiliés génèrent différents types de déformations résiduelles présentées en 1.1.4.2. En principe, le comportement mécanique d'une pièce soudée montre un retrait longitudinal et transversal ainsi qu'un effet de cintrage et des déformations angulaires. Ces quatre types de déformations sont prises en compte dans le calcul en déformations inhérentes [94]. Certaines études, en fonction de la configuration de fabrication choisie, négligent la contribution d'une ou plusieurs déformations. En revanche, quelle que soit l'option choisie pour déterminer les déformations inhérentes (modèle en éléments finis ou expérimentation), il est nécessaire d'extraire les composantes du tenseur des déformations en accord avec les déformations supposées prépondérantes pour les implémenter dans le modèle 3D construit pour le calcul élastique en déformations inhérentes [95].

La méthode des « Déformations Inhérentes » permet de réduire grandement les temps de calcul. Une étude a montré [96] que le temps de calcul pour la simulation d'une soudure bout à bout de 60 mm s'effectue en moins d'une minute pour la méthode des « Déformations Inhérentes » alors qu'elle prend 12 heures avec un modèle en éléments finis thermo-élasto-plastique complet. Par ailleurs, des travaux [97] ont permis d'éditer des bases de données de déformations inhérentes pour différents matériaux, permettant ainsi des prédictions plus rapides et une éventuelle extension de la méthode à des applications en ingénierie.

### 1.3.4.3 Méthode de « macro-dépôt »

La méthode « macro-dépôt » se décompose en deux étapes dont la finalité est de prédire les déformations et d'évaluer l'intégrité structurelle de pièces complexes de grandes dimensions [59]. Dans un premier temps, un modèle 2D élastoplastique est mis en place pour prédire un état de contrainte résiduel. Le recours à une simulation bidimensionnelle du procédé assure une prédiction acceptable de l'état mécanique résiduel tout en utilisant des temps de calcul limités. L'état de contrainte résiduel est ensuite utilisé comme chargement de référence pour une analyse structurelle 3D qui simule la réponse d'une pièce de grandes dimensions (l'hypothèse des grandes déformations est possible) en incluant les phénomènes de flambage par exemple. Une étude [98] a démontré que, par rapport à un modèle 3D classique faisant l'hypothèse des grandes déformations, la méthode « macro-dépôt » permet d'économiser 99% de temps de calcul. En revanche, si cette méthode prédit de manière satisfaisante les niveaux de flambage, elle ne permet pas de quantifier correctement les déformations angulaires.

## 1.4 Techniques expérimentales de mesure des contraintes résiduelles

Afin de valider l'état mécanique résiduel calculé avec la simulation numérique, il est indispensable de pouvoir mesurer un champ mécanique expérimental. Pour accéder aux contraintes résiduelles expérimentales plusieurs méthodes peuvent être employées. Ces dernières mesurent en réalité les déformations à partir desquelles sont ensuite calculées les contraintes. Elles peuvent être classées suivant deux catégories : les méthodes destructives et non destructives.

### 1.4.1 Méthodes destructives

Parmi les méthodes destructives de mesure des contraintes résiduelles, on trouve principalement la méthode du contour et la méthode du trou incrémental.

#### 1.4.1.1 La méthode du contour

La méthode du contour est basée sur le principe de superposition de Bueckner appliqué aux contraintes résiduelles. La figure 1.19 illustre le déroulement de la méthode.

A l'étape A, la pièce mécanique usinée présente une distribution de contraintes résiduelles caractéristique. Cette même pièce est ensuite coupée en deux suivant le plan où l'on souhaite mesurer

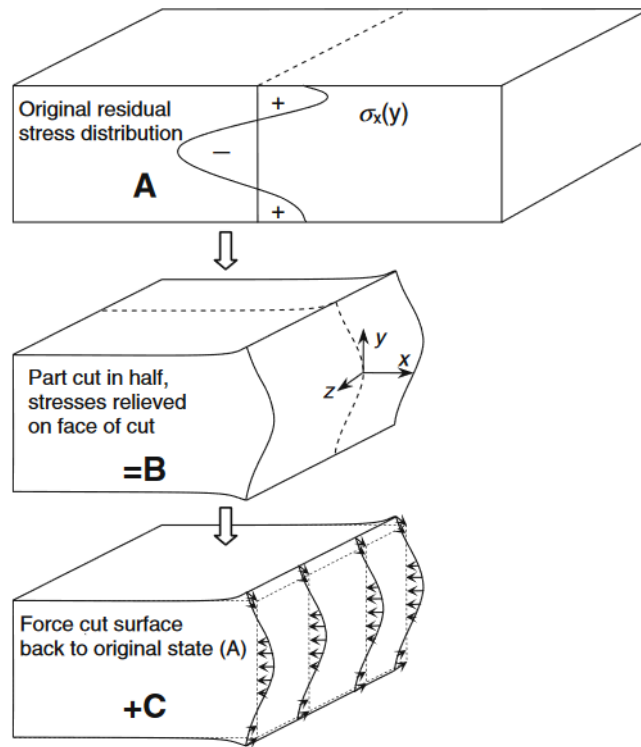


Figure 1.19 – Principe de superposition de Bueckner appliqué aux contraintes résiduelles pour une pièce découpée [99]

les contraintes. Cette opération provoque une relaxation partielle des contraintes et, par conséquent, une déformation de la pièce. Le contour considéré est pris au niveau de la surface déformée obtenue à l'étape B. L'objectif est de mesurer des micro-déformations (par le biais d'une machine de mesure tridimensionnelle par exemple) par rapport au plan de coupe. L'étape C est une étape analytique qui vise à remonter aux contraintes résiduelles par un calcul élastique. En effet, en supposant l'élasticité, la superposition de l'état de contrainte relâché (étape B) et des variations de contraintes mises en jeu pour remettre à plat la face de coupe (étape C) permet de rééquilibrer les contraintes et de remonter aux contraintes résiduelles originales dans toute la pièce.

#### 1.4.1.2 La méthode du trou incrémental

La méthode du trou incrémental est une méthode semi-destructive souvent utilisée dans le secteur industriel de l'énergie pour évaluer les contraintes résiduelles générées dans les soudures de tuyauterie [100, 101]. Cette méthode consiste à percer progressivement au centre d'une rosette de jauges collées préalablement sur la pièce. La rosette de jauge est généralement constituée de 3 jauges orientées à  $0^\circ$ ,  $90^\circ$  et  $135^\circ$  autour du trou de perçage. A chaque incrément de perçage les déformations à la surface sont enregistrées par les jauges. Si la déformation mesurée est négative, l'état mécanique résiduel est en traction. A l'inverse, si la déformation mesurée est positive, l'état mécanique résiduel est en compression. A partir des déformations mesurées en surface pour chaque incrément de perçage, il est possible de calculer (sous hypothèse d'un comportement purement élastique et isotrope) les contraintes résiduelles en fonction de la profondeur et de remonter au tenseur des contraintes avant perçage.

### 1.4.2 Méthodes non destructives

Les méthodes non destructives utilisent la Diffraction des Rayons X (DRX) ou neutronique. Dans le cas de la DRX, les contraintes résiduelles sont évaluées en surface du fait du faible pouvoir pénétrant des rayons X. Cette technique de diffraction est largement répandue dans l'industrie. Elle se base sur la mesure de la déformation du réseau cristallin quantifiée à l'aide de la loi de Bragg. Cette dernière permet de déterminer la distance interréticulaire  $d$  (distance entre deux plans cristallographiques) par la relation :

$$2d \sin \theta = n\lambda \quad (1.37)$$

$n$  correspond à l'ordre de réflexion,  $\lambda$  désigne la longueur d'onde RX et  $\theta$  est l'angle de diffraction. La distance interréticulaire est mesurée pour une pièce non contrainte ( $d_0$ ) et une pièce contrainte ( $d$ ). La déformation du réseau cristallin  $\varepsilon$  est ensuite calculée comme suit :

$$\varepsilon = \frac{d - d_0}{d_0} \quad (1.38)$$

A partir de la déformation, il est possible de calculer la contrainte associée en utilisant la méthode  $\sin^2\Psi$  ou  $\cos\alpha$ . [102]

La méthode de diffraction neutronique repose sur les mêmes concepts que la DRX abordée précédemment puisqu'il s'agit aussi de mesurer une déformation du réseau cristallin pour remonter à la contrainte résiduelle. En revanche, la mesure est réalisée dans le volume et non plus uniquement en surface. Cet élément supplémentaire représente un véritable avantage lorsque l'on souhaite mesurer des contraintes résiduelles dans la profondeur d'une pièce. Cette méthode est celle qui sera utilisée pour confronter le modèle numérique. Les détails de la méthode et des calculs mis en place seront décrits dans un autre chapitre.

## 1.5 Conclusion

Tout d'abord, cet état de l'art a permis de présenter le procédé de fabrication additive WAAM étudié dans cette thèse. Celui-ci présente de nombreuses spécificités intéressantes pour une application industrielle dont notamment un taux de dépôt élevé, un coût d'investissement modéré et la possibilité de fabriquer des pièces de grandes dimensions. Dans le cadre de cette thèse, le dépôt WAAM est effectué avec la technologie de soudage GMAW en mode CMT. Ce dernier fait partie des modes de transfert par court-circuit contrôlé. Il se différencie par un dévidage alternatif du fil d'apport, ce qui évite de mettre en jeu des intensités élevées lors du détachement de la goutte. En effet, la maîtrise de l'énergie délivrée lors du dépôt est essentielle car elle est à l'origine de forts gradients thermiques qui génèrent des contraintes d'origine thermique en cours de procédé et des états résiduels de contraintes et de déformations au terme du dépôt, après retour à température ambiante. Or, les contraintes et les déformations résiduelles, si elles ne sont pas maîtrisées, sont dommageables pour la géométrie et les performances mécaniques de la pièce finale .

L'objectif de la thèse est de rendre compte de ce couplage thermomécanique et des conséquences sur la pièce fabriquée par une approche numérique couplée à une approche expérimentale. Le matériau étudié est l'acier 316L. Ses propriétés thermo-physiques sont déjà bien renseignées dans la littérature car il s'agit d'un matériau couramment utilisé notamment dans l'industrie nucléaire. Ses propriétés métallurgiques particulières (pas de transformation structurale à l'état solide) permettent d'envisager un couplage purement thermomécanique même si la taille et l'orientation des grains dans la ZAT et la zone fondue peuvent avoir une certaine influence sur les niveaux de contraintes dans ces zones.

La plupart des modèles numériques présentés dans la littérature pour la fabrication additive préfèrent utiliser des méthodes de réduction des temps de calcul afin de pouvoir simuler un grand nombre de dépôts. Or, les hypothèses fortes associées à ces méthodes ne permettent pas de retranscrire complètement la physique du procédé. Pour cette thèse, le modèle est construit en prenant en compte les paramètres procédé réels et l'ajout de matière en fusion. Une configuration de dépôt particulière est choisie afin d'optimiser les temps de calcul par une réduction de la dimension du problème. Avec cette approche, il est possible de comprendre et d'analyser l'influence du procédé sur la génération des états mécaniques résiduels.

Les résultats obtenus à partir de la simulation thermomécanique du procédé WAAM et validés par l'expérience, sont ensuite utilisés pour le développement d'un modèle de déformations inhérentes. Ce dernier permettra, à partir des champs de déformations plastiques calculés en fonction des paramètres procédé, d'évaluer les contraintes résiduelles et les déformations d'une pièce fabriquée avec un jeu de paramètres procédé déterminé, en utilisant des temps de calcul nettement réduits.



## Chapitre 2

# Étude expérimentale du dépôt WAAM

Cette étude expérimentale a plusieurs objectifs :

- Comprendre et quantifier les effets des dépôts WAAM au niveau thermique et au niveau mécanique,
- Appréhender l'influence des paramètres procédés,
- Fournir une base de comparaison pour l'analyse des résultats issus de la simulation thermomécanique.

### 2.1 Montage expérimental

Cette section présente le montage expérimental et la campagne d'essais mis en place pour l'étude des effets du dépôt métallique WAAM avec le procédé GMAW-CMT.

#### 2.1.1 Description du montage expérimental

Le principe des essais consiste à déposer des cordons de métal sur l'épaisseur d'une plaque maintenue verticalement, selon la direction longitudinale telle que représentée sur la figure 2.1. Cette configuration peut être assimilée à une configuration 2D traitée en contrainte plane où l'épaisseur est négligeable devant les deux autres dimensions. Cette configuration particulière a été choisie afin de minimiser le nombre de dimensions (et donc les temps de calcul) du modèle thermomécanique construit pour prédire les contraintes et les déformations résiduelles dans des conditions similaires à l'étude expérimentale. Le choix de la longueur de l'échantillon et du cordon métallique résulte d'un compromis entre un cordon suffisamment long pour atteindre un régime quasi stationnaire et un cordon relativement court pour éviter des temps de simulation trop importants. Sur la base de ces considérations, la pièce choisie est une plaque en forme de  $T$  dont la zone utile de dépôt (substrat) est une zone rectangulaire de 124 mm de long, 50 mm de hauteur et 6 mm d'épaisseur. La pièce est maintenue encastrée par le biais d'un étau qui enserme la partie massive de l'échantillon apparaissant grisée sur la figure 2.1. L'autre extrémité de la plaque est laissée libre pour éviter la prise en compte de phénomènes liés à l'hyperstatisme. Le matériau étudié pour la plaque et le dépôt métallique est l'acier 316L. Cinq couches sont déposées en alternance de sorte que le point de départ de la couche suivante corresponde au point d'arrivée de la précédente. L'encombrement spatial de la torche ne permettant pas de construire un cordon sur toute la longueur du substrat, un décalage de 12 mm est défini en début et fin de cordon par rapport aux extrémités de la plaque. La longueur du cordon déposé est donc de 100 mm avec une hauteur moyenne de 2 mm.

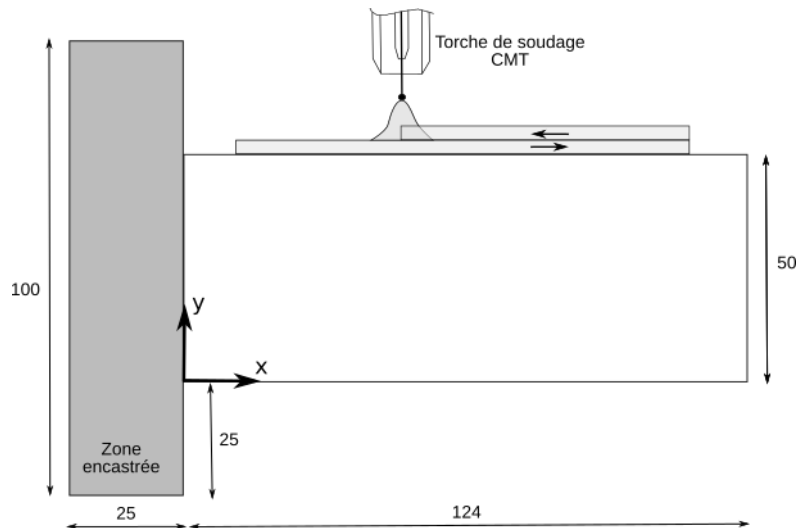


Figure 2.1 – Configuration du montage expérimental (dimensions en mm).

Le dépôt métallique est réalisé sur la plateforme de fabrication additive WAAM Pro3D installée dans les locaux de l'IUT de Nîmes (cf. Figure 2.2). Le procédé de soudage à l'arc considéré est le GMAW avec un mode de transfert CMT (Cold Metal Transfer) développé par Fronius<sup>®</sup>. Pour sa mise en mouvement, la torche de soudage GMAW-CMT est montée sur un bras robotisé six axes Kuka (Kuka KR 16) qui contrôle les trajectoires et les vitesses de soudage. Les commandes envoyées vers le robot (trajectoire et vitesse de soudage) sont gérées via une interface Python/C++. Le robot fonctionne en mode automatique en utilisant en temps réel les commandes entrées directement par l'utilisateur dans un script Python. Cet interfaçage est très utile car il permet d'envisager un contrôle précis du robot d'autant plus nécessaire lorsque la pièce présente des géométries particulières. La torche GMAW-CMT est quant à elle gérée via sa propre unité de contrôle à distance appelée RCU. L'opérateur doit y créer une tâche à laquelle il faut faire appel pour lancer l'opération de dépôt. Cette tâche contient toutes les informations en lien avec le procédé de soudage (mode de transfert, courbes de synergie, nature du gaz, diamètre du fil d'apport...).



Figure 2.2 – Plateforme Pro3D WAAM (IUT de Nîmes).

### 2.1.2 Conditions opératoires

Tous les essais expérimentaux ont été menés avec un gaz de protection composé de 98% d'Argon et 2% de CO<sub>2</sub> avec un débit fixé à 14 L/min. Le diamètre du fil d'apport SS316L est de 1,2 mm. La distance pièce-buse (stick out) est réglée à 15 mm. Pour faciliter les réglages, on utilise les fonctions synergiques pré-enregistrées dans la RCU pour un fil d'apport SS316L de diamètre 1,2 mm. Ces fonctions permettent d'identifier des jeux de paramètres adaptés pour obtenir un transfert de métal stable en mode CMT. Les synergies utilisées pour les expérimentations ont été choisies après des essais préliminaires de sorte que le cordon ait un aspect continu avec une largeur équivalente à la largeur de l'éprouvette. Le temps de refroidissement établi entre chaque cordon est de 35 secondes. Le temps de phase d'amorçage nécessaire pour stabiliser l'arc électrique et le bain de fusion est de 0.5 seconde (maintien en position de l'arc durant 0.5 seconde). Pour mettre en évidence l'influence des paramètres liés au procédé sur le comportement thermo-mécanique de la pièce fabriquée, trois jeux de paramètres ont été envisagés en faisant varier la vitesse d'apport de matière (ou vitesse fil)  $V_f$  et la vitesse d'avance de la torche  $V_s$ . La variation de ces paramètres entraîne une variation de l'énergie linéique  $E_l$  qui s'écrit :

$$E_l = \frac{UI}{V_s} \quad (2.1)$$

Dans l'expression de l'énergie linéique, la vitesse d'avance  $V_s$  intervient directement : à intensité  $I$  et tension  $U$  constantes, l'énergie linéique augmente lorsque la vitesse d'avance diminue, ce qui, pour une vitesse fil fixée, se traduit par une augmentation de la quantité de matière déposée par unité de longueur et donc par un élargissement du cordon. Quant à la vitesse fil  $V_f$ , elle influe sur la valeur de l'intensité et de la tension mises en jeu. En effet, elle fait partie des paramètres utilisés dans les fonctions synergiques puisqu'elle détermine la durée des phases de court-circuit et d'arc froid. Une modification notable de la vitesse fil entraîne donc un changement de loi de synergie caractérisée par de nouveaux paramètres énergétiques (tension et intensité).

Trois cas d'étude sont présentés à travers trois jeux de paramètres dans le Tableau 2.1.

- Le premier cas d'étude utilise des paramètres dits « nominaux » qui permettent d'obtenir un cordon de matière présentant un aspect et des dimensions satisfaisantes.
- Dans le second cas d'étude, la vitesse fil est augmentée par rapport au cas nominal alors que la vitesse d'avance nominale est conservée. L'augmentation de la vitesse fil est fixée de sorte que l'énergie linéique soit 30% supérieure à l'énergie linéique nominale.
- Enfin, le troisième cas d'étude se caractérise par une énergie linéique qui est proche du cas nominal mais avec des jeux de paramètres procédé (vitesse fil et vitesse d'avance) différents.

Dans chacun des 3 cas décrits ci-dessus, la vitesse fil programmée pour la première couche est plus importante que pour les couches suivantes. En effet, lors du dépôt de la première couche, le substrat est à température ambiante et, de fait, génère un pompage thermique fort. L'énergie nécessaire pour l'amorçage de l'arc et la construction du premier cordon doit donc être supérieure à l'énergie nécessaire pour le dépôt des autres cordons afin d'obtenir un mouillage satisfaisant et une largeur de cordon équivalente à celle de la plaque. La stratégie de dépôt prioritairement étudiée pour ces trois cas d'étude est l'aller-retour, c'est-à-dire que le point final du cordon déposé correspond au point de départ du cordon suivant auquel une incrémentation verticale est ajoutée pour l'élévation du mur. Une autre stratégie de dépôt qualifiée de stratégie "aller-aller" pouvait également être envisagée. Cette dernière consiste à déposer des cordons métalliques dont les points de départ présentent la même abscisse longitudinale. Cependant, après plusieurs essais et comme montré dans la littérature, ce type de stratégie produit des géométries de mur peu satisfaisantes avec des défauts marqués en début et fin de cordon [4].



Parameters	Cas 1		Cas 2		Cas 3	
	Dépôt 1 #D1	Dépôt n #Dn	Dépôt 1 #D1	Dépôt n #Dn	Dépôt 1 #D1	Dépôt n #Dn
$U$ (V)	13	13	13,4	13,3	13,2	13,3
$I$ (A)	107	86	123	110	124	112
$V_s$ (m/s)	0,007	0,007	0,007	0,007	0,0086	0,0086
$E_t$ (J/mm)	159,0	127,8	188,4	167,2	152,3	138,6
$V_f$ (m/min)	3,2	2,5	4,2	3,3	4,2	3,3

Tableau 2.1 – Paramètres procédés associés à chaque cas d’étude (Cas 1 (cas nominal), Cas 2, Cas 3) pour le premier dépôt #D1 et les dépôts suivants #Dn.

## 2.2 Dispositifs de mesure

Pour analyser les phénomènes physiques mis en jeu lors du dépôt WAAM, plusieurs grandeurs physiques sont mesurées. Certaines mesures sont réalisées in-situ, en cours de dépôt et pendant les périodes de refroidissement, et d’autres à la fin des essais (mesures a posteriori).

### 2.2.1 Mesures in-situ (pendant les essais)

Les mesures in-situ sont réalisées avec différents dispositifs d’acquisition qui sont installés, synchronisés et intégrés dans l’environnement du robot ou sur le robot lui-même.

#### 2.2.1.1 Paramètres procédé : Tension et Intensité

L’intensité et la tension de soudage sont des données importantes à mesurer afin de quantifier l’énergie déposée et utilisée pour fondre le métal d’apport. Elles font partie des données d’entrée pour le modèle numérique. La fréquence d’échantillonnage utilisée est de 30 kHz pendant 60 secondes. Ce temps d’enregistrement correspond environ au temps nécessaire pour le dépôt des deux premiers cordons. En effet, les paramètres énergétiques étant différents entre le premier et les autres cordons, il est nécessaire d’enregistrer la tension et l’intensité au moins sur ces deux cordons.

#### Mesure de la tension de soudage

La tension de soudage est mesurée au plus près de l’arc électrique. Les perturbations électromagnétiques liées au procédé et pouvant altérer la qualité du signal sont éliminées par des blindages en cuivre. Les deux potentiels de mesure sont pris à la masse (située à la jonction entre le câble de masse du poste de soudage et la table de soudage) et au niveau du tube-contact de la buse comme montré figure 2.3. La tension mesurée entre ces deux potentiels est divisée par le biais d’un pont diviseur de tension. Ce dernier permet d’adapter la valeur de tension à la plage de mesure acceptée par la carte d’acquisition, à savoir une carte *National Instrument 9215* dont la gamme d’entrée est limitée à  $\pm 10$  V. Compte-tenu de cette caractéristique technique, un facteur de 1/10 est établi tel que  $U_{mesurée} \sim 1/10U_{arc}$  avec  $R_1=99,23 \Omega$  et  $R_2=9,97 \Omega$ .

#### Mesure de l’intensité de soudage

Pour mesurer l’intensité de soudage un autre type de montage est réalisé (cf. Figure 2.4). Il comprend notamment un *LEM Current transducer LF 510-S* qui est un capteur à effet Hall à boucle fermée. Ce dernier est traversé par le câble de puissance du poste de soudage. L’intensité de soudage qui parcourt le câble de puissance génère l’induction magnétique nécessaire à l’apparition de la tension de Hall. Placée en série avec le LEM, une résistance de mesure permet de récolter une tension à l’image du courant à mesurer. Pour ce montage, la résistance de mesure est établie à  $R_m=118.5 \Omega$ .

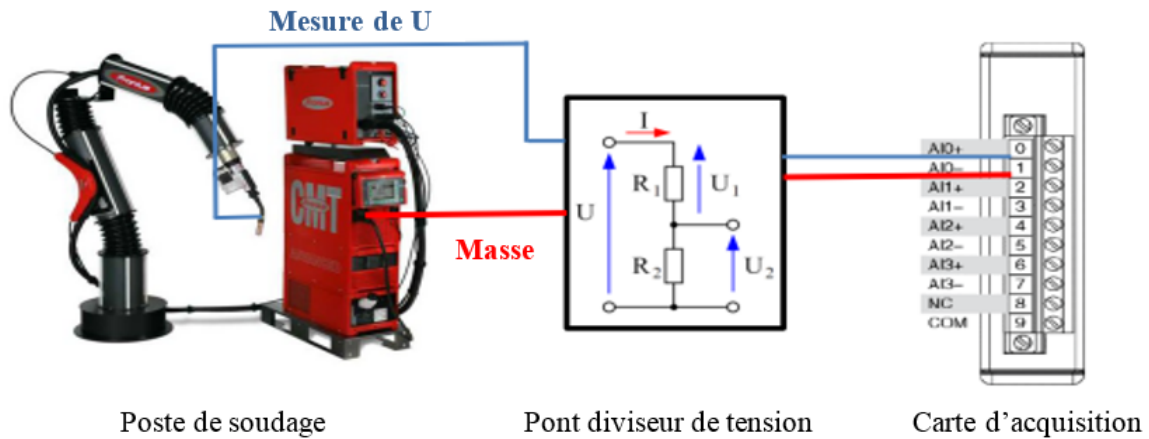


Figure 2.3 – Montage électrique utilisé pour l'acquisition de la tension de soudage.

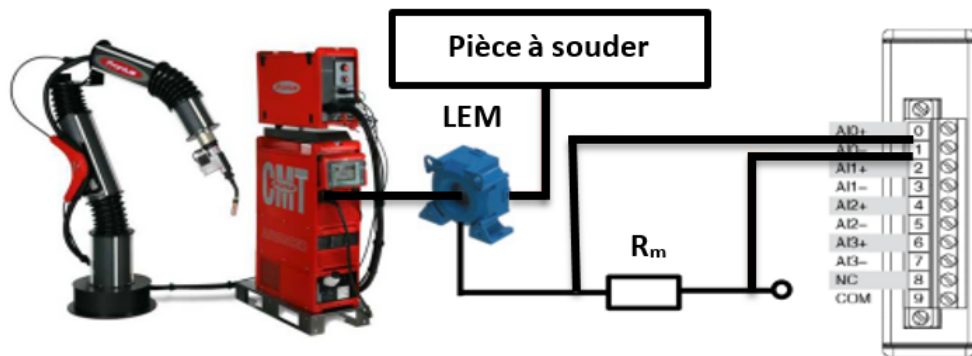


Figure 2.4 – Montage électrique utilisé pour l'acquisition de l'intensité de soudage.

### 2.2.1.2 Mesures de températures par thermocouples (TC)

Pour chaque dépôt de matière, un enregistrement de la température est effectué via cinq thermocouples à gaine de type K de 0,5 mm de diamètre. La fréquence d'échantillonnage est de 20 Hz pendant 2500 secondes. Ce temps d'enregistrement permet d'accéder à la quasi-totalité de la phase de refroidissement avec un retour à une température d'environ 40°C. Les positions des thermocouples sont reportées sur la figure 2.5. L'identification de ces positions permettra d'effectuer a posteriori une comparaison des valeurs expérimentales et numériques. Les thermocouples sont plutôt placés près de la zone de dépôt qui correspond à une zone de forts gradients thermiques. TC1 est situé proche de l'encastrement afin d'estimer une des conditions aux limites thermiques, à savoir les pertes liées aux mors en contact avec l'éprouvette. TC2, positionné au centre de l'éprouvette à 3 mm en dessous du premier dépôt, permet d'accéder à la température la plus élevée mesurée sur l'éprouvette. La position de TC2 est la plus exigeante car le pic de température enregistré lors de la construction du premier cordon est compris entre 800 et 900°C selon le cas d'étude considéré. La température maximale d'utilisation en continu d'un thermocouple de type K est d'environ 1100°C. Bien que cette limite soit au-delà de 800°C, l'oxydation engendre une dérive du capteur qui sort progressivement de sa classe de tolérance. Ce risque de dérive du thermocouple est néanmoins limité dans le cas de ce montage expérimental car le seuil de 800°C n'est atteint que durant quelques secondes lors du dépôt du premier cordon. Par ailleurs, TC2 est fréquemment vérifié et changé toutes les cinq à six expérimentations. TC3, situé à 2 mm en dessous de TC2, apporte une information importante sur le gradient thermique

vertical proche de la zone de dépôt. TC4, placé à 20 mm de TC2 et TC3, permet de documenter le comportement thermique en fin et début de cordon au niveau du bord libre. Enfin TC5 est placé en symétrie de TC3 sur l'autre face de l'éprouvette afin de vérifier l'hypothèse de symétrie, fournissant par la même occasion une possibilité de redondance de la mesure. La mise en position des thermocouples est assurée par la création d'un perçage à fond plat de diamètre 1 mm et d'une profondeur d'environ 1 mm. Leur maintien en position dans les perçages repose à la fois sur une pression mécanique du bout du thermocouple dans le fond du perçage et sur l'utilisation d'une colle métallique. Cette colle métallique favorise le contact entre le thermocouple et la pièce. En effet, il a été constaté qu'en l'absence d'une fixation efficace du thermocouple, ce dernier a tendance à se déplacer dans le perçage notamment pendant la phase d'amorçage d'arc, ce qui provoque l'apparition de pics parasites dans l'enregistrement de la température. La colle permet donc de pallier ce problème.

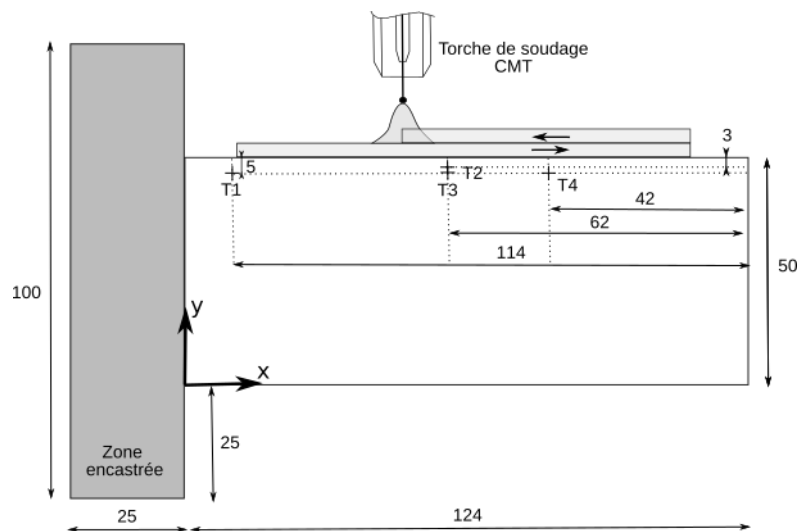


Figure 2.5 – Configuration du montage avec l'emplacement des cinq thermocouples TC1, TC2, TC3 et TC4 sur l'échantillon (TC5 symétrique de TC3 sur l'autre face).

### 2.2.1.3 Géométrie du bain de fusion

Une caméra rapide est utilisée pour relever des informations sur la forme et les dimensions du bain de fusion. Celle-ci est intégrée sur le bras du robot afin de suivre le bain de fusion durant toute la durée de fabrication du mur (cf. Figure 2.6). Elle est orientée perpendiculairement à l'éprouvette et décentrée de quelques millimètres par rapport à la torche de soudage afin de visualiser le profil longitudinal du bain de fusion qui s'étend à l'arrière du volume de métal en cours de dépôt. La visualisation est réalisée sans éclairage additionnel. La caméra utilisée est une AVT MAKO-G032B POE avec capteur CCD. Elle se caractérise par une résolution de 658 (H) x 492 (V) pixels et une fréquence d'image de 102 images/s en pleine résolution. L'acquisition des images est réalisée en mode trigger afin d'acquérir l'image uniquement en court-circuit, lorsque l'arc est éteint. Un filtre passe-bande centré à 800 nm avec une tolérance sur la longueur de  $\pm 5$  nm est installé devant l'objectif de la caméra. Les images sont transmises par Ethernet et sauvegardées lorsque le nombre d'images demandé est atteint.

### 2.2.1.4 Mesure du déplacement du bord libre du substrat

La flèche à l'extrémité du substrat est enregistrée au cours du dépôt et du refroidissement grâce à un profilomètre identifié sur la figure 2.6. Il s'agit d'un capteur de profil à ligne laser *Micro-Epsilon ScanControl LLT 26xx-25*. Le contrôle du capteur et la transmission de données de profil utilisent une interface Ethernet. La plage de mesure à respecter suivant l'axe Z (en hauteur) est

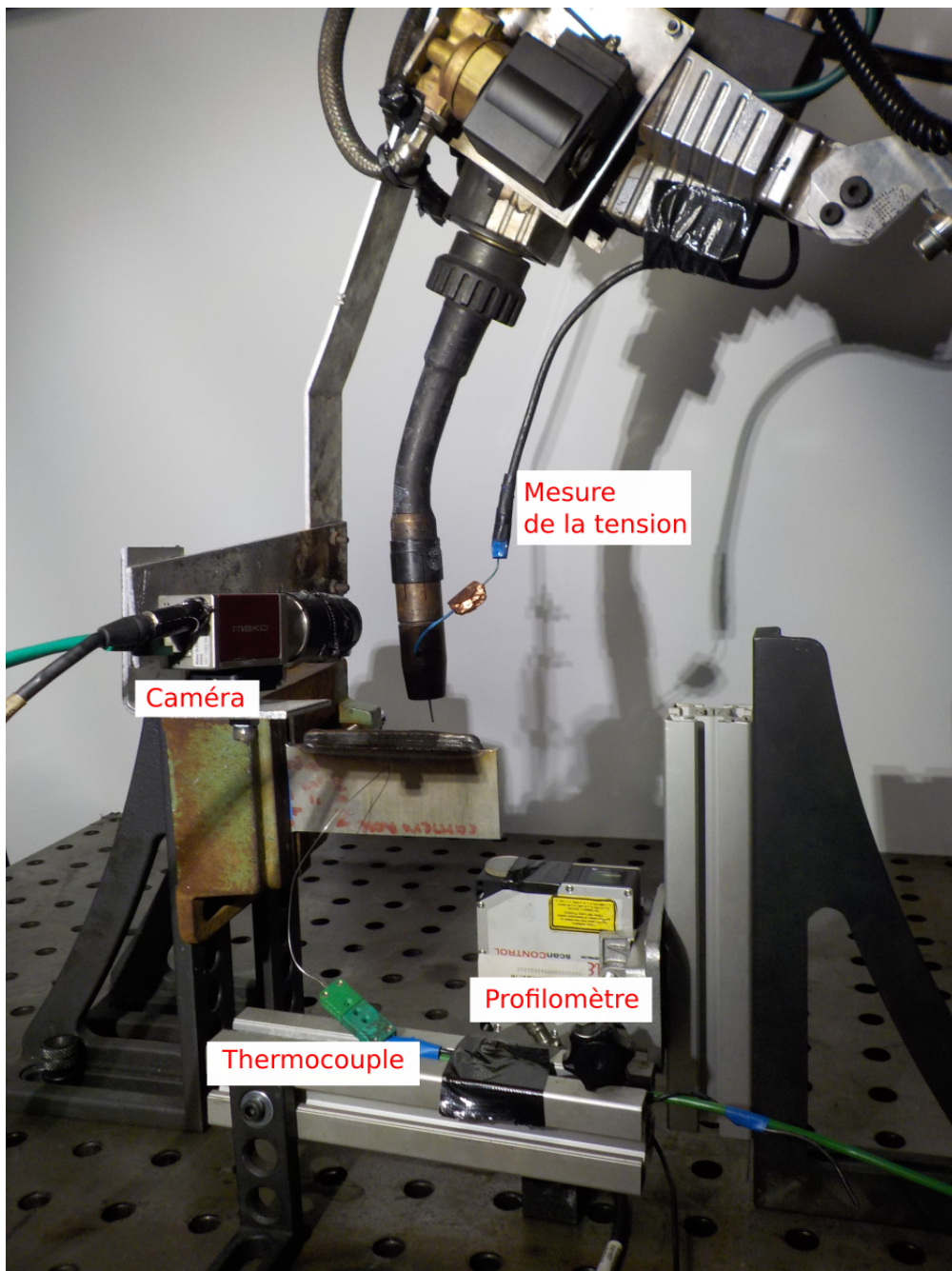


Figure 2.6 – Vue d'ensemble de l'instrumentation mise en place au niveau du bras robotisé et de l'éprouvette pour les mesures effectuées en cours de procédé.

compris entre 53,5 mm et 78,5 mm pour ce type de profilomètre. Cette caractéristique est importante car elle conditionne la mise en place de l'éprouvette. En effet, le profilomètre étant placé en dessous de l'éprouvette (cf. Figure 2.6), il faut que celle-ci soit maintenue à une distance notée  $d$  sur la figure 2.7 comprise dans la plage de mesure du profilomètre. Par triangulation, le laser détecte l'arrête notée  $e$  sur la figure 2.7. Le profil détecté est donc une ligne. Le même profil est enregistré toutes les 5 secondes pendant 800 secondes afin d'estimer le déplacement vertical au niveau du bord libre de l'éprouvette en cours de procédé. L'évolution du déplacement vertical en fonction du temps est obtenu en prenant la moyenne des points sur un profil pour chaque instant considéré.

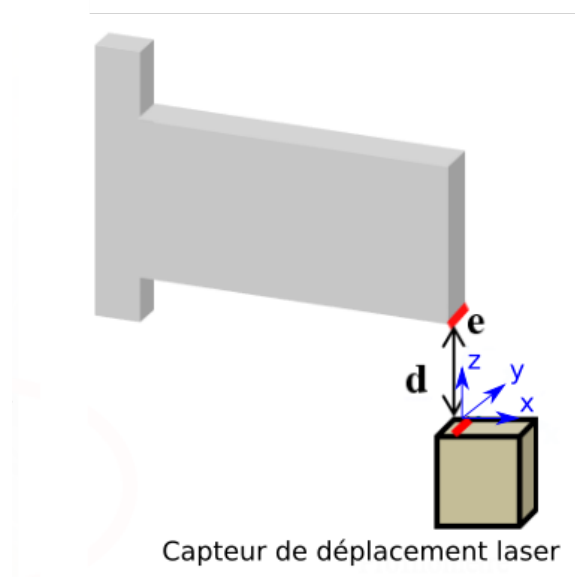


Figure 2.7 – Schéma de principe du capteur de déplacement laser.

## 2.2.2 Mesures a posteriori

Ces mesures sont réalisées après le refroidissement complet jusqu'à température ambiante et le démontage de l'échantillon.

### 2.2.2.1 Morphologie des dépôts par analyse des macrographies

Pour estimer la pénétration du bain de fusion, des macrographies sont réalisées dans l'épaisseur de l'éprouvette. Pour cela, il faut effectuer des coupes transversales de l'éprouvette qui sont ensuite placées dans un moule dans lequel elles subissent tous les traitements (polissage et attaque chimique) pour la macrographie. Les macrographies permettent, d'une part, de contrôler la qualité du dépôt (absence de porosité par exemple) et, d'autre part, de localiser la zone de fusion pour les différentes couches déposées. Pour l'attaque chimique de l'acier 316L, le réactif utilisé est du *Marble* ( $HCl + CuSO_4 + H_2O$ ) dilué à 50% avec un temps d'attaque de 150 secondes. Les coupes analysées sont localisées au milieu du dépôt ainsi que dans la première et deuxième moitié du dépôt (selon l'axe longitudinal des cordons).

### 2.2.2.2 Structure métallurgique par analyse EBSD

L'analyse EBSD convient particulièrement pour la caractérisation des propriétés cristallographiques d'un matériau. Elle permet de relier la cristallographie à la microstructure de l'échantillon étudié. Cette technique est intéressante car, dans le cadre de cette étude expérimentale, elle peut révéler la microstructure précise du métal de base, de la zone affectée thermiquement

et de la zone fondue. L'intérêt majeur pour les échantillons étudiés est de mettre en évidence l'orientation et la taille des grains dans les dépôts. Cette information permettra d'expliquer les éventuelles difficultés rencontrées lors de la mesure des déformations par diffraction de neutrons. En effet, un matériau polycristallin texturé est plus complexe à traiter en diffraction de neutrons car le faisceau peut diffracter suivant des plans différents de ceux utilisés pour l'analyse d'un matériau polycristallin quasi isotrope.

### 2.2.2.3 Contraintes résiduelles par diffractométrie de neutrons

La méthode de diffractométrie de neutrons permet d'estimer les contraintes résiduelles par une mesure des déformations résiduelles dans un volume élémentaire de l'échantillon. La première campagne de mesures par diffraction de neutrons a été effectuée au *Helmholtz-Zentrum Berlin für Materialien und Energie* (HZB). Ce dernier utilise un réacteur nucléaire comme source de neutrons (source de neutrons continue). Les mesures pour l'analyse des déformations et des contraintes résiduelles sont réalisées avec le diffractomètre E3 sur le réacteur de recherche BER II [103]. Le diffractomètre E3 est équipé d'un monochromateur en silicium parfait qui délivre un faisceau d'électron avec une longueur d'onde de  $1,47135 \text{ \AA} \pm 0,00040 \text{ \AA}$ . Il est construit sur le principe du montage à deux cercles dit «  $\theta-2\theta$  ». Dans cette configuration, l'échantillon et le détecteur sont mobiles de sorte que le plan de l'échantillon fait un angle  $\theta$  avec le faisceau incident, et le détecteur fait un angle  $2\theta$  avec le même faisceau. Pour arriver jusqu'à l'échantillon, le faisceau de neutrons monochromatiques traverse successivement un filtre qui supprime la contamination des ordres supérieurs de diffraction, un moniteur qui mesure le flux incident, et un collimateur qui réduit la divergence du faisceau [103]. Les neutrons diffractés par l'échantillon atteignent un détecteur PSD capable de détecter les neutrons sur une surface de  $300 \text{ mm} \times 300 \text{ mm}$  par ionisation de gaz  $^3\text{He}$ .

Dans le cas de l'analyse thermomécanique considérée, les contraintes résiduelles estimées sont des macrocontraintes (contraintes de 1er ordre). Ces dernières sont homogènes dans un domaine étendu du matériau, à savoir sur un grand nombre de grains ou sur quelques millimètres maximum. Les contraintes résiduelles macroscopiques sont estimées à partir des déformations avec une mise en équation mécanique qui relie les contraintes aux déformations. La méthode de caractérisation des contraintes macroscopiques par diffraction (radiocristallographie) est basée sur l'estimation précise de la déformation réticulaire  $\varepsilon$  à partir de la distance interatomique  $a$  qui agit comme une jauge telle que [104] :

$$\varepsilon = \int d\varepsilon = \int_{a_0}^a \frac{da}{a} = \ln \frac{a}{a_0} \quad (2.2)$$

Sous hypothèse d'une déformation suffisamment petite, et pour une famille de plans  $hkl$ , l'équation (2.2) est approximée par [104] :

$$\varepsilon_{hkl} = \frac{d_{hkl} - d_{hkl}^0}{d_{hkl}^0} \quad (2.3)$$

Avec  $\varepsilon_{hkl}$  qui correspond à la déformation dans la direction normale aux plans  $hkl$  et  $d_{hkl}^0$  qui représente une distance inter-réticulaire (c.à.d. entre deux plans cristallographiques) de référence caractérisant un état sans contrainte.

La loi de Bragg permet de relier la distance inter-réticulaire et les angles de diffraction pour une famille de plans  $hkl$  par la relation suivante :

$$2d_{hkl} \sin \theta_{hkl} = n\lambda \quad (2.4)$$

Avec  $n$  l'ordre de diffraction (nombre entier),  $\lambda$  la longueur d'onde du rayonnement utilisé et  $\theta_{hkl}$  l'angle de diffraction du plan  $hkl$ .

Dans le cadre de cette campagne, les contraintes sont estimées sur un échantillon présentant 5 dépôts construits avec les paramètres nominaux (cas 1). Différents points de mesure sont envisagés afin de pouvoir extraire un profil de contraintes résiduelles caractéristique. Ces points sont pris sur un axe transverse médian de la plaque noté  $(T)$  (cf. Figure 2.8). Dans le substrat, les mesures sont prises tous les 10 mm à partir de  $z=5$  mm jusqu'à 30 mm, puis, tous les 5 mm jusqu'en haut du substrat. Une mesure est également effectuée au milieu de chaque cordon. Le détail de l'emplacement de ces points de mesure est présenté figure 2.8. D'autre part, l'expérimentateur détermine la distance inter-réticulaire de référence  $d^0_{hkl}$  sur une éprouvette vierge. Cette mesure est effectuée sur trois points dans la plaque sans dépôt situés sur  $(T)$  à  $y=20, 30, 40$  mm.

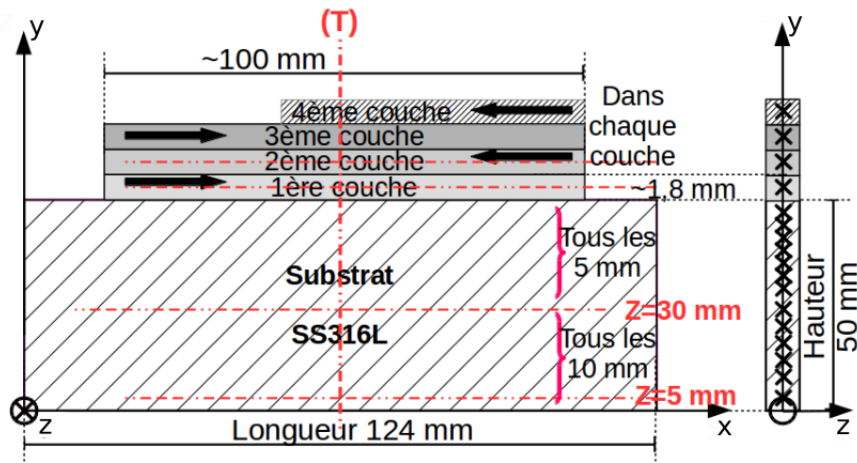


Figure 2.8 – Emplacement des points de mesure (repérés par des croix) pour l'estimation des macrocontraintes par diffraction de neutrons.

Les mesures sont effectuées en utilisant le plan  $hkl$   $\{311\}$ . L'angle de référence considéré  $2\theta$  vaut en moyenne  $85,584^\circ \pm 0,005^\circ$  dans le substrat de l'échantillon avec dépôt et  $85,5869^\circ \pm 0,0026^\circ$  dans l'échantillon sans dépôt, ce qui montre une très bonne concordance des mesures. Le détecteur est orienté à  $86^\circ$ . Le volume de mesure (*gauge volume*) est de  $2 \times 2 \times 2 \text{ mm}^3$  dans les directions longitudinale et transversale (fente optique de  $2 \times 2 \text{ mm}^2$  et collimateur radial avec résolution latérale de 2 mm) et de  $2 \times 10 \times 2 \text{ mm}^3$  dans la direction normale (fente optique de  $2 \times 10 \text{ mm}^2$  et collimateur radial avec résolution latérale de 2 mm).

Les déformations pour chaque point considéré sont calculées à partir de la loi de Bragg comme suit :

$$\varepsilon_{311} = \frac{\sin \theta_{311}^0}{\sin \theta_{311}} - 1 \quad (2.5)$$

Sous hypothèse des contraintes planes (épaisseur de la plaque négligeable devant les autres dimensions), on pose  $\sigma_{normal} = 0$  et la valeur de l'angle de référence  $\theta_{311}^0$  est calculée à partir des angles  $\Theta$  mesurés dans les trois directions. [105].

Les valeurs de contraintes sont déduites des déformations calculées précédemment en utilisant la loi de Hooke :

$$\sigma_{ii} = \frac{E}{1 + \nu} \varepsilon_{ii} + \frac{\nu E}{(1 + \nu)(1 - 2\nu)} \sum \varepsilon_{ii} \quad (2.6)$$

Où  $E$  est le module d'Young et  $\nu$  est le coefficient de Poisson.

## 2.3 Résultats expérimentaux associés au cas nominal (cas 1)

Dans cette section, seuls les résultats expérimentaux associés au cas 1 sont présentés et discutés afin d’apprécier les tendances générales observées pour un jeu de paramètres nominaux. Les résultats pour le cas 2 et 3 seront présentés dans le Chapitre 4 afin de mettre en évidence l’influence des paramètres procédé sur le comportement thermomécanique de la pièce.

### 2.3.1 Énergie déposée pour la mise en fusion du métal

Dans le cadre de cette étude expérimentale, les cycles CMT sont relevés grâce aux montages électriques décrits précédemment. La figure 2.9a présente l’ensemble des signaux électriques reçus durant le dépôt des cinq cordons de matière. On détecte une succession de cinq périodes d’activité électrique qui correspondent aux temps de dépôt de matière. Les périodes caractérisées par une intensité et une tension nulles correspondent aux temps de refroidissement imposés entre chaque cordon. La figure 2.9b présente le détail du signal électrique considéré, ce qui permet de visualiser la forme d’onde de tension et d’intensité caractéristique du cycle CMT. L’évaluation précise de l’énergie déposée consiste en effet à déterminer l’intensité et la tension moyennes de soudage mesurées sur plusieurs cycles CMT. Un cycle CMT peut être défini comme la période requise pour déposer une gouttelette de métal fondue dans le bain de fusion. Le cycle est divisé en trois phases comme suit (cf. Figure 2.9b) :

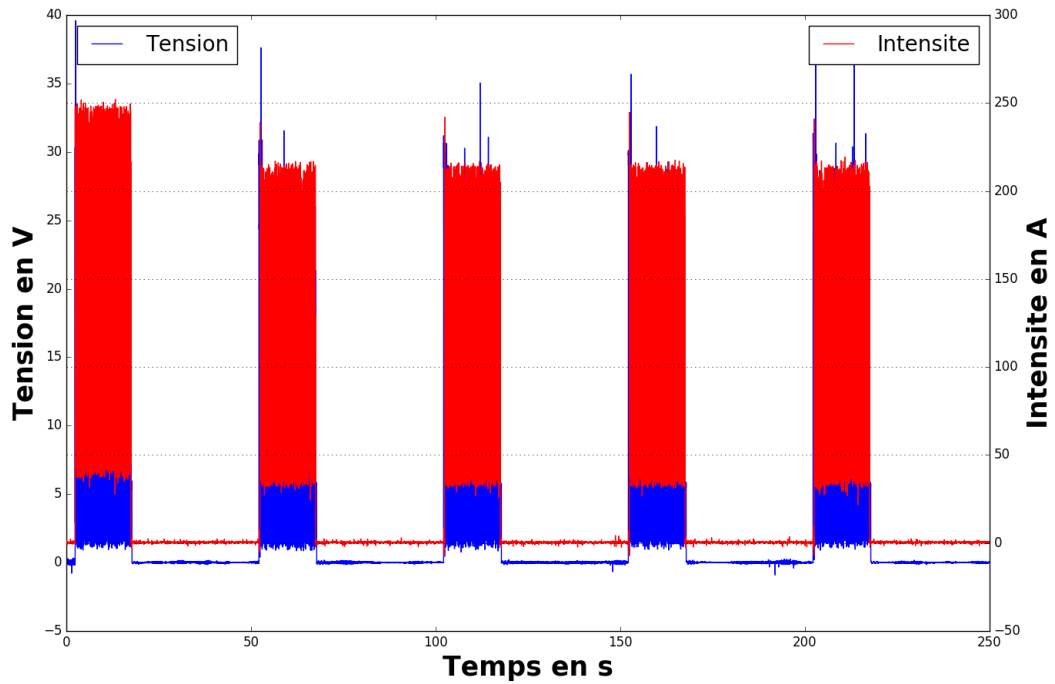
1. La phase de courant de crête (peak) correspond à une forte impulsion de courant provoquant l’allumage de l’arc, la chauffe et la fusion du fil-électrode, et le dépôt de la gouttelette.
2. La phase de courant de fond (background) correspond à un courant plus faible et se poursuit jusqu’à ce qu’un court-circuit se produise. Le courant est diminué pour empêcher le transfert globulaire de la gouttelette formée sur la pointe du fil-électrode.
3. La phase de court-circuit se caractérise par une tension nulle. Dans un même temps, un signal de retour est envoyé au dévidoir de fil qui impulse une force de traction arrière pour le retrait du fil. Cette phase participe à la rupture du pont liquide et au transfert de matière dans le bain de fusion.

Les intensités et tensions moyennes de soudages sont évaluées sur l’ensemble des cycles CMT associés à la construction des deux premiers cordons car la synergie utilisée pour le premier cordon est différente de celle utilisée pour les cordons suivants (cf. section 2.1.2). Pour le cas nominal, on mesure  $U=13$  V et  $I=107$  A pour le premier dépôt et  $U=13$  V et  $I=86$  A pour les cordons suivants (cf. Tableau 2.1).

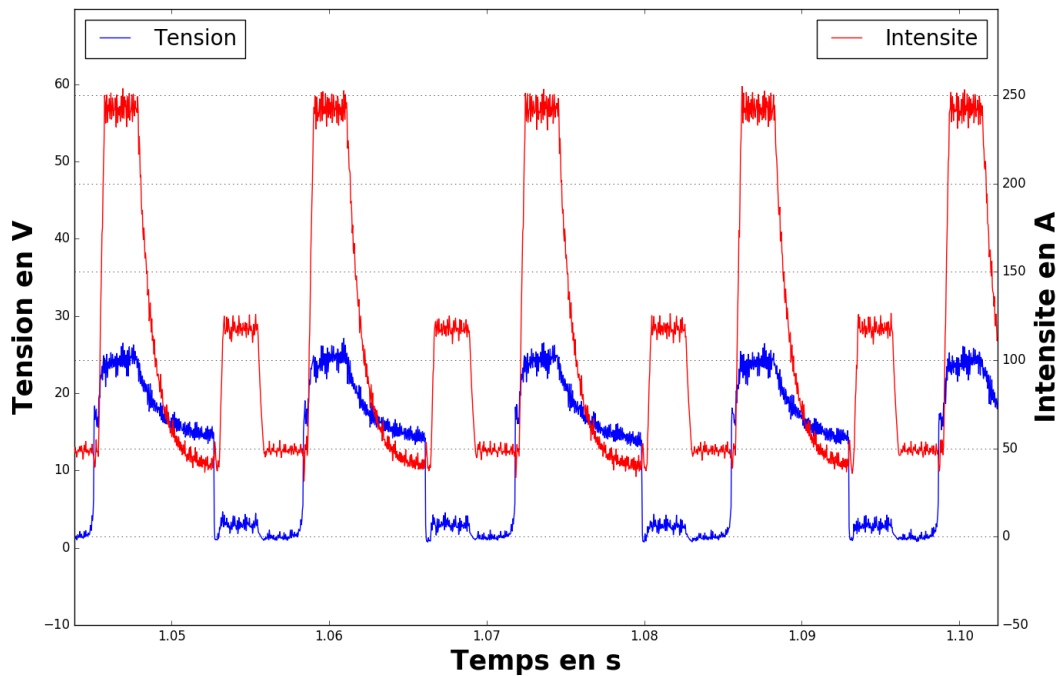
### 2.3.2 Dépôt de métal liquide et zone de fusion

La caméra rapide embarquée permet de visualiser et de suivre l’opération du dépôt de métal liquide. Elle permet d’accéder à des informations importantes sur le comportement et l’évolution du bain de fusion au-fur-et-à-mesure de la construction des cordons et de leurs empilements. La figure 2.10 montre différentes étapes du dépôt pour le premier et deuxième cordon du cas nominal. La première colonne d’images montre l’initiation du bain de fusion au début du premier cordon sur l’épaisseur du substrat initialement à température ambiante. Les images de la seconde colonne présente le dépôt au cours de la construction du premier cordon avec un mouvement de la torche de la droite vers la gauche. On constate une augmentation progressive de la longueur du bain de fusion sur les premiers instants puis une stabilisation à partir d’une certaine longueur de cordon qui correspond à un profil caractéristique du régime quasi-stationnaire. La troisième et dernière colonne montre l’initiation et le dépôt de la deuxième couche. Considérant la stratégie de dépôt en alternée, la torche de soudage se déplace de la gauche vers la droite pour la construction du deuxième cordon.





(a) Signaux électriques enregistrés durant l'empilement des 5 cordons (Freq. Echantillonnage : 100 Hz).



(b) Formes d'onde de tension et d'intensité caractéristiques du cycle CMT (Freq. Echantillonnage : 30 kHz).

Figure 2.9 – Évolution du signal électrique (tension et intensité) enregistrée au cours du dépôt WAAM en mode de transfert CMT.

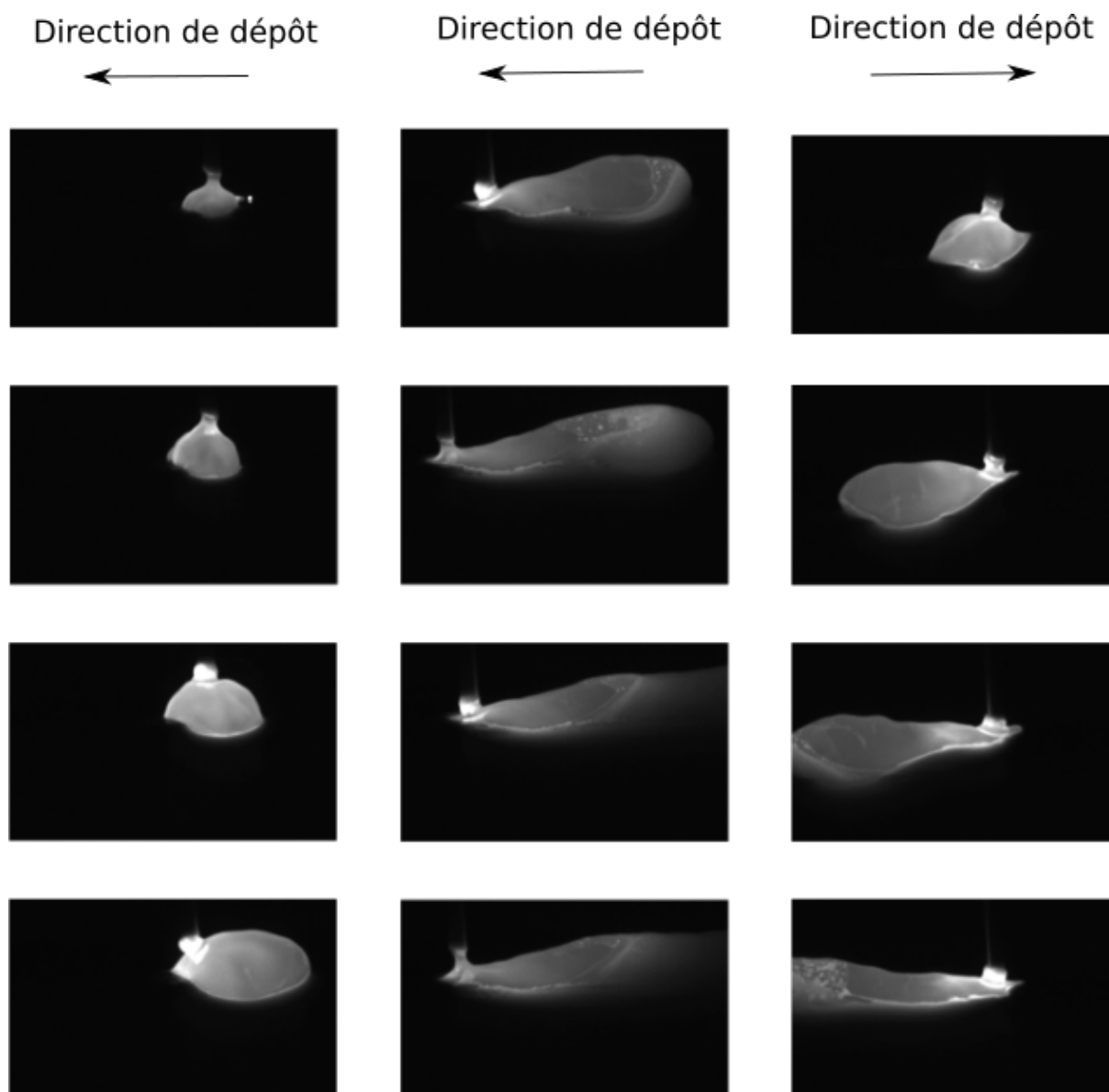


Figure 2.10 – Images obtenues avec la caméra embarquée lors du dépôt de métal liquide : amorçage du bain de fusion pour la première couche (1ère colonne), pendant la première couche (2ème colonne) et pour la deuxième couche (3ème colonne). L’acquisition a été réalisée pour un dépôt avec les paramètres nominaux (à titre d’échelle, on se réfère au diamètre de fil qui vaut 1,2 mm).

A partir des images acquises par caméra rapide, il est possible de déterminer la géométrie et la longueur du bain de fusion. Ces données expérimentales, en plus d’apporter des précisions sur les phénomènes thermophysiques réels mis en jeu, sont aussi utilisées pour une comparaison avec la position du solidus ( $T_s=1450^\circ\text{C}$  pour l’acier 316L) dans la simulation thermique. Pour des raisons d’encombrement spatial et au vu de l’angle de champ de la caméra, les longueurs de bain de fusion sont mesurables sur les cordons impairs. A chaque court-circuit une image du bain de fusion est enregistrée telle que celle présentée en figure 2.11, ce qui permet d’avoir une quantité importante d’images à traiter. La longueur du bain de fusion retenue pour chaque cordon impair est une longueur moyenne estimée à partir d’une série d’images prises sur un même cordon en régime quasi-stationnaire. Sur la base d’images comme celles présentées sur la figure 2.11, on mesure une longueur moyenne du bain de fusion de  $15,0 \pm 0,3$  mm pour la première couche,  $18,5 \pm 0,5$  mm pour la troisième couche et  $19,5 \pm 0,6$  mm pour la cinquième couche.

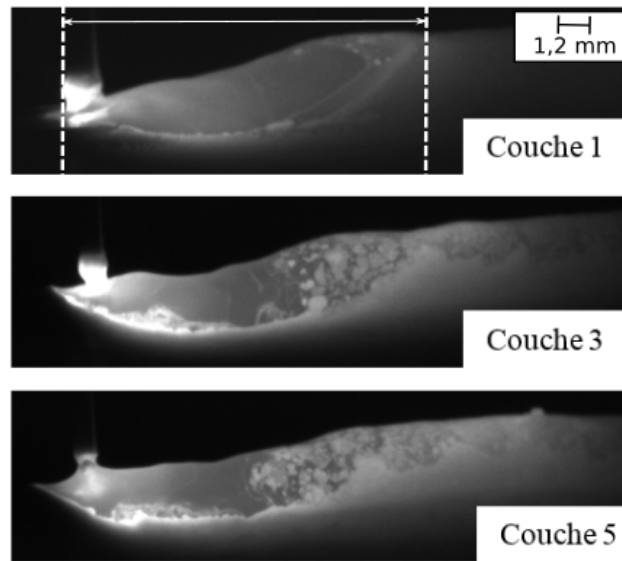


Figure 2.11 – Photos des bains de fusion enregistrées pour chaque cordon impair pour le cas 1, à titre d'échelle le diamètre du fil est égal à 1,2 mm.

La dispersion est liée à la fois à la dispersion due à la mesure elle-même (présence d'oxydes en surface du bain rendant difficile l'identification du contour, quantification du nombre de pixels...) et au procédé qui, malgré sa stabilité, peut présenter une certaine variabilité intrinsèque. Une incertitude globale estimée à  $\pm 1$  mm semble tout à fait réaliste. Les mesures montrent que la longueur du bain de fusion augmente avec le nombre de couches. En effet, même si l'énergie linéaire est plus importante pour la première couche que pour les autres (cf. Tableau 2.1), le bain de fusion est moins étendu pour la première couche en raison de l'effet de pompage thermique du substrat initialement à température ambiante. Pour les couches suivantes, le dépôt est réalisé sur des couches dont les températures initiales sont plus élevées, conduisant à un bain de fusion de plus en plus étendu.



Figure 2.12 – Section transversale de l'éprouvette (substrat + 5 dépôts) extraite au milieu de l'éprouvette (section b sur la figure 2.13).

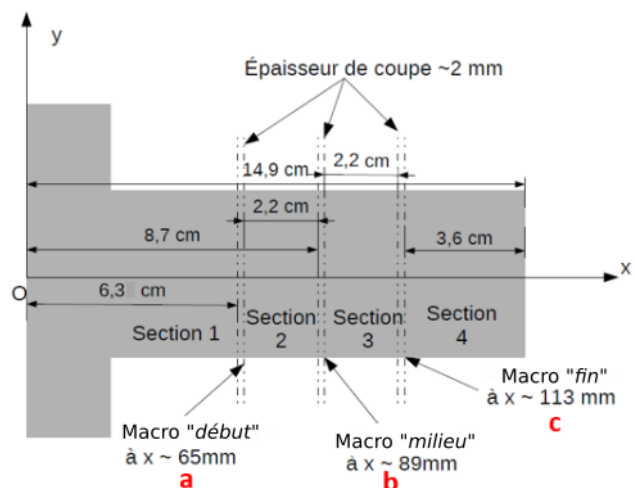


Figure 2.13 – Emplacement des macrographies sur l'éprouvette.

Les macrographies qui correspondent à des mesures post-procédé permettent de mettre en évidence les spécificités de la zone fondue. Celles-ci sont réalisées sur des coupes transversales de

l'échantillon (cf. Figure 2.12) localisées à 28 mm, 52 mm et 76 mm à partir du début du cordon (cf. Figure 2.13).

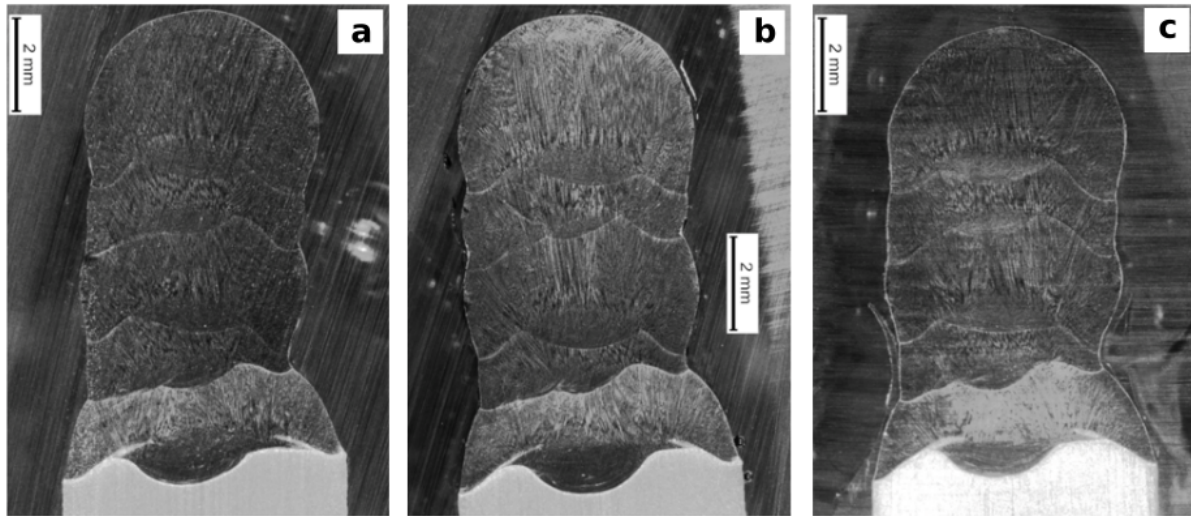


Figure 2.14 – Macrographies montrant le dépôt des 5 cordons de matière sur une éprouvette réalisée dans les conditions opératoires du cas 1 et localisées : a. Dans la première moitié du dépôt – b. Au milieu du dépôt – c. Dans la seconde moitié du dépôt.

La figure 2.14 présente les macrographies révélées pour chacune des coupes considérées. Sur les trois macrographies, il est possible d'identifier les cinq dépôts délimités par leurs lignes solidus. Aucun défaut, tel que des porosités, n'est détecté. On constate également qu'il y a bien une (re)fusion de la couche déposée précédente pour chaque nouvelle couche (pas de collage). Ces éléments témoignent d'une assez bonne qualité de réalisation. La hauteur des cinq dépôts vaut environ 10 mm, ce qui correspond à une hauteur d'environ 2 mm pour chaque dépôt. Les zones de fusion mises en évidence sont assez similaires pour ces trois macrographies, ce qui montre que le régime est quasi-stationnaire pour ces trois positions. Les mesures de la zone de fusion donnent notamment accès à la pénétration du bain de fusion de la première couche dans le métal de base qui est estimée à environ 0,85 mm. La ligne de fusion considérée pour cette mesure de pénétration présente un profil spécifique en forme de "vague". Cette forme est probablement due aux mouvements fluides du métal liquide liés à l'hydrodynamique du bain de fusion, en relation avec la géométrie du substrat (effet de bord).

En plus des différentes mesures issues des macrographies, la zone de fusion est caractérisée par une analyse EBSD. D'après la figure 2.15, la microstructure de la zone de fusion est clairement différente de celle du métal de base. En effet, alors que le métal de base se caractérise par une microstructure austénitique équiaxe à grains fins, la microstructure du métal d'apport présente principalement une morphologie dendritique colonnaire avec une croissance épitaxiale sur les différentes couches. Au centre du premier dépôt, la microstructure diffère de celle des autres dépôts. Elle présente une morphologie dendritique équiaxe qui pourrait correspondre à une zone de transition équiaxe. Cette dernière peut être observée en raison de l'évolution de la vitesse de refroidissement gouvernée par le produit  $G \times v$  où  $G$  est le gradient de température exprimé en  $\text{K} \cdot \text{mm}^{-1}$  et  $v$  la vitesse de croissance exprimée en  $\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$  [106, 107]. La figure 2.16 montre l'influence de  $G$  et  $v$  sur la morphologie de la microstructure. De plus, la composition chimique révélée également par l'analyse EBSD montre la présence d'éléments de structure cristallographique Cubique Centrée (CC) en faible quantité dans le métal d'apport, ce qui démontrerait la création de petits amas de ferrite  $\delta$  pendant la phase de refroidissement.

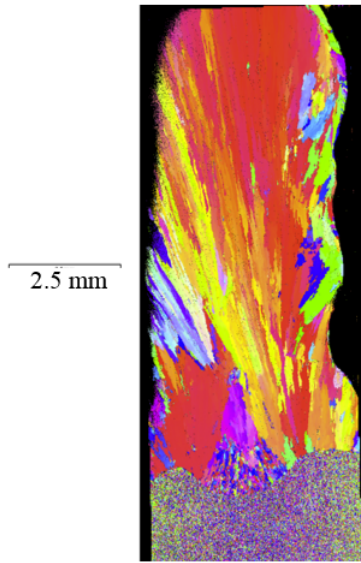


Figure 2.15 – Analyse EBSD de la section transversale située au milieu du dépôt obtenu avec les paramètres procédé nominaux.

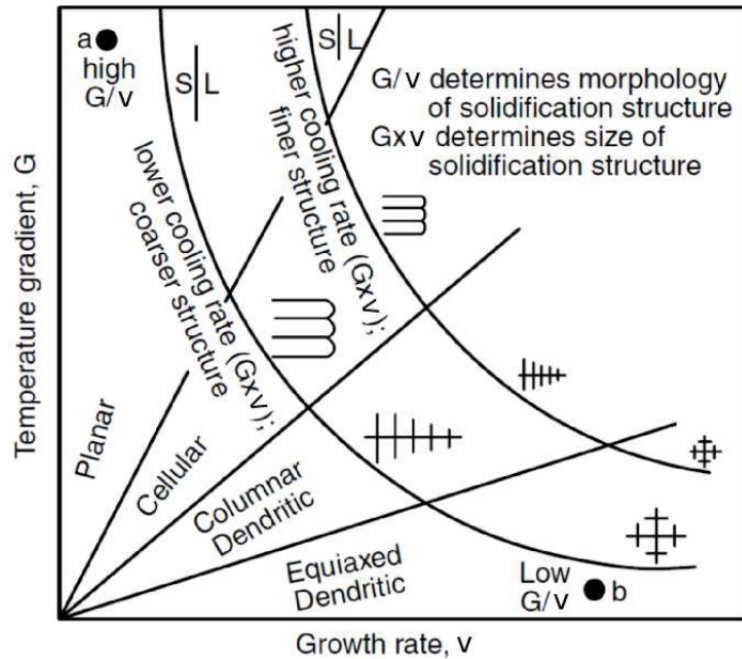


Figure 2.16 – Diagramme montrant le type de morphologie microstructurale obtenue en fonction du gradient de température  $G$  et de la vitesse de croissance  $v$  [106].

### 2.3.3 Profils de températures

Les températures sont mesurées ponctuellement sur l'éprouvette par le biais d'un jeu de cinq thermocouples dont les caractéristiques ont été exposées précédemment. Le dépôt des cinq cordons engendre cinq cycles thermiques semblables à ceux observés en soudage [55]. La figure 2.17 présente les profils de température enregistrés par les cinq thermocouples lors du dépôt des cinq cordons sur un échantillon dans les conditions opératoires du cas nominal. Après 2500 secondes d'enregistrement, chacun des profils converge vers la température ambiante avec un coefficient d'échange convectif compris entre  $15 \text{ W.m}^2.\text{K}^{-1}$  et  $10 \text{ W.m}^2.\text{K}^{-1}$ . Ce dernier correspond à la pente de refroidissement lorsque la température dans l'éprouvette est uniforme, c'est-à-dire sur les derniers instants de refroidissement du dernier cordon. La Figure 2.18 montre le détail de l'enchaînement des cinq cycles thermiques. Comme TC2 et TC3 (et TC5 en symétrie) sont placés à mi-distance du début et de la fin du cordon, les temps de refroidissement enregistrés pour chaque cycle sont identiques : l'enchaînement des cycles thermiques est régulier. A l'inverse, pour TC1 et TC4, les temps de refroidissement sont différents entre deux cycles : on assiste à une alternance de cycles longs et de cycles courts, liés à la position des thermocouples par rapport à la zone de dépôt. En effet, TC1 est localisé en avant du point de départ des cordons impairs (2 mm avant le début des cordons impairs) et au-delà de la fin des cordons pairs compte-tenu de la stratégie de dépôt aller-retour. Dans cette configuration, TC1 détecte le pic de température dès les quelques premières secondes de dépôt des cordons impairs. S'en suit une phase de refroidissement qui s'étale sur une période importante comprenant la durée de construction du cordon impair, le temps de refroidissement imposé entre chaque cordon (soit 35 secondes) et la durée de construction du cordon pair jusqu'à ce que la torche arrive à nouveau proche de TC1. Pour les cycles pairs, le temps de refroidissement enregistré par TC1 est réduit par rapport aux cycles impairs puisqu'il comprend quasiment uniquement le temps de refroidissement imposé

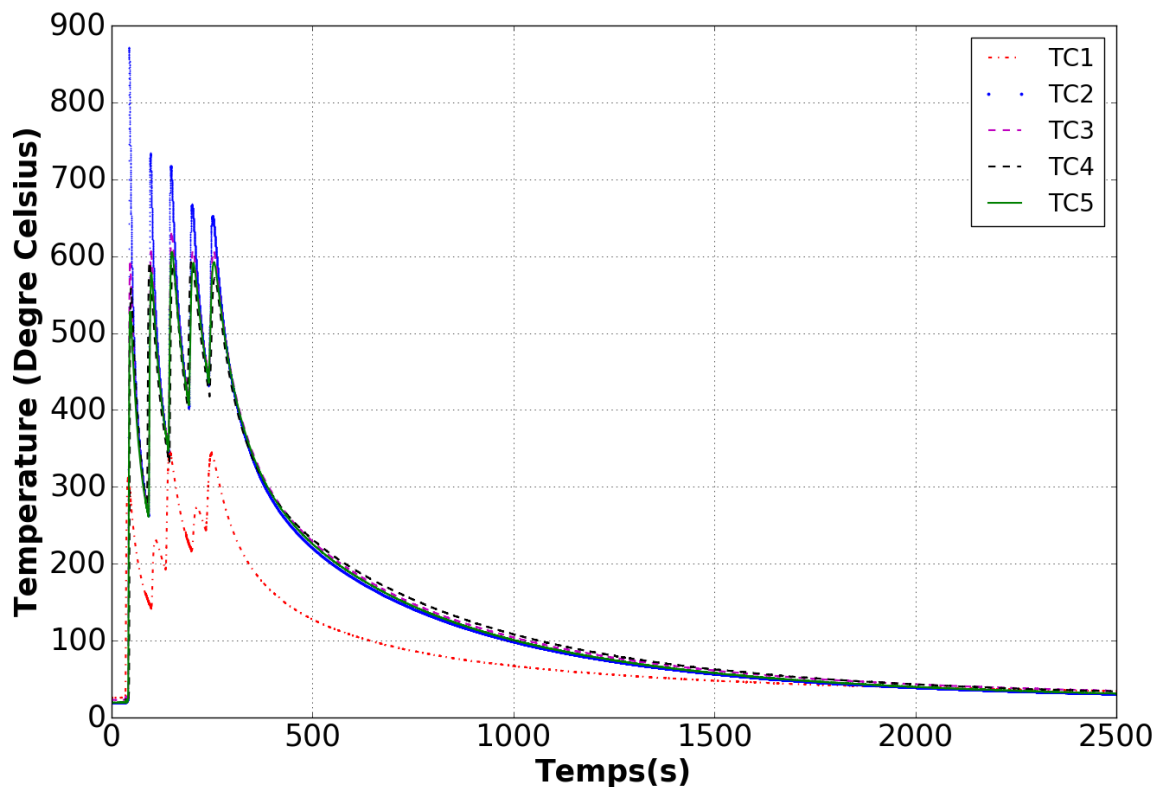


Figure 2.17 – Relevés de températures par TC1, TC2, TC3, TC4 et TC5 pour un cas nominal pendant 2500 secondes.

entre chaque cordon. A l'inverse, TC4 étant localisé 20 mm avant la fin des cordons impairs, les temps de refroidissement enregistrés par ce thermocouple sont plus importants pour les cycles pairs que pour les cycles impairs.

TC2 est le thermocouple le plus proche du dépôt de matière. Il permet donc de mesurer la température maximale atteinte lors du dépôt du premier cordon. D'après la figure 2.18, la température mesurée au premier pic pour la cas nominal est d'environ 880°C. L'intensité des pics décroît ensuite au fur et à mesure que le mur se construit. En effet, TC2 étant localisé au même endroit sur le substrat pendant tout le temps de fabrication, la distance entre TC2 et la source de chaleur augmente avec le nombre de couche, ce qui entraîne une diminution de la température enregistrée au niveau de TC2. L'influence de la distance de mesure sur la diminution d'intensité des pics de température est cependant atténuée par un autre phénomène. Au cours de l'empilement des cordons de matière, le substrat devient de plus en plus chaud, ce qui contribue à l'augmentation de la taille des bains de fusion avec le nombre de couches déposées. Cette augmentation de chaleur progressive dans l'ensemble du substrat est bien retranscrite par tous les thermocouples car les températures de fin de refroidissement augmentent avec le nombre de cycles. Pour tous les thermocouples excepté TC1, on constate que l'intensité des pics de température se stabilise à partir du 4ème cordon autour de 650°C pour TC2 et 600°C pour TC3, TC4 et TC5. Ce phénomène pourrait être limité pour les pièces de plus grandes dimensions. Dans ce cas, la pièce serait suffisamment massive pour assurer un pompage thermique permettant d'atteindre un régime quasi-stationnaire dès les premiers dépôts. Quant à TC1, celui-ci se différencie par un comportement bien particulier du fait de sa position spécifique utile pour estimer les pertes liées aux conditions aux limites (liaison). En effet, en fonction de la parité du cordon, TC1 détecte :

- Le flux de chaleur produit en phase d'amorçage des cordons impairs durant laquelle l'arc

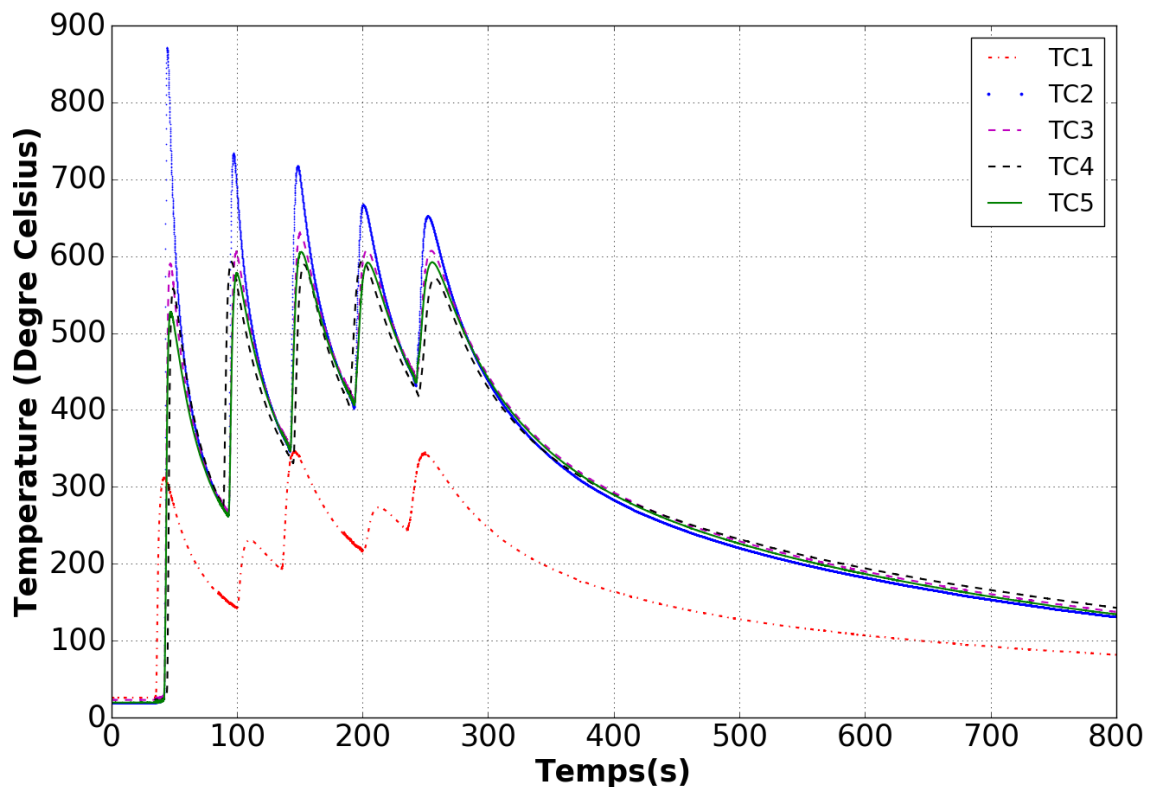


Figure 2.18 – Relevés de températures par TC1, TC2, TC3, TC4 et TC5 pour le cas nominal pendant 800 secondes.

est allumé et immobile pendant 0.5 secondes (aller).

- Le flux de chaleur produit par le bain de fusion en régime établi pour les cordons pairs (retour)

De ce fait, la quantité de chaleur reçue par TC1 est plus importante lors des cycles impairs que lors des cycles pairs. Les pics impairs correspondent donc à des températures plus élevées que celles des pics pairs. La figure 2.18 montre également que les profils enregistrés par TC3 et TC5, placés en symétrie l'un par rapport à l'autre, sont plutôt similaires, ce qui prouve une certaine qualité des mesures et permet de s'assurer de la symétrie du système. Les pics de températures pour ces deux thermocouples sont atteints au même moment. Les différences peu significatives observées sur l'intensité de ces pics peuvent être dues à plusieurs facteurs liés au montage expérimental tels qu'un mauvais contact du thermocouple avec la plaque ou encore un écart de profondeur de perçage pour la mise en position des thermocouples.

Par ailleurs, afin d'étudier la répétabilité des mesures réalisées par les cinq thermocouples, plusieurs essais ont été effectués. La figure 2.19 présente la température moyenne enregistrée pour différents essais où les dépôts ont été construits avec les paramètres procédé nominaux. Pour certains thermocouples, des mesures ont été éliminées en raison de dysfonctionnements (au niveau de la mesure ou bien de l'acquisition) apparus durant la mesure. Compte-tenu de ces aléas liés à l'expérience, la moyenne obtenue pour chaque thermocouple est donc calculée sur au moins trois essais et au plus six essais. La figure 2.20 présente la moyenne et l'écart-type calculés sur les températures relevées par TC3 et TC5 qui, pour rappel, sont placés en symétrie de part et d'autre du substrat. La dispersion des mesures est maximale au niveau des pics de température. Sur la figure 2.21, on constate que l'écart-type varie entre  $\pm 30^\circ$  pour le premier pic et  $\pm 10^\circ$  pour le dernier pic, ce qui conforte la qualité des mesures réalisées.

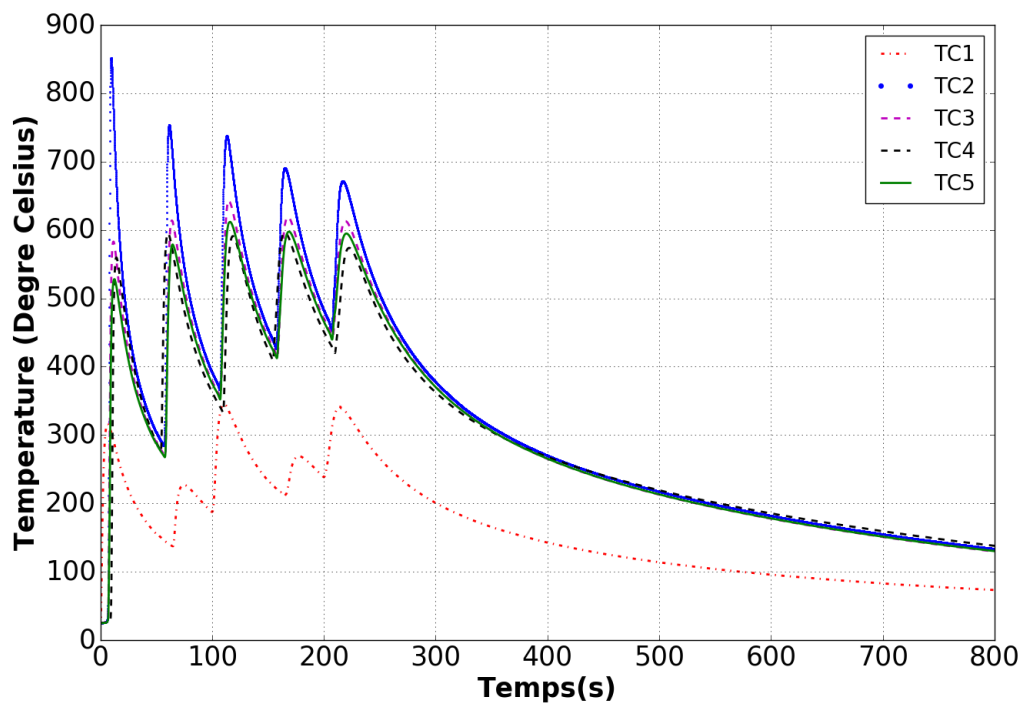


Figure 2.19 – Moyennes des températures relevées par TC1, TC2, TC3, TC4 et TC5 pour le cas nominal pendant 800 secondes.

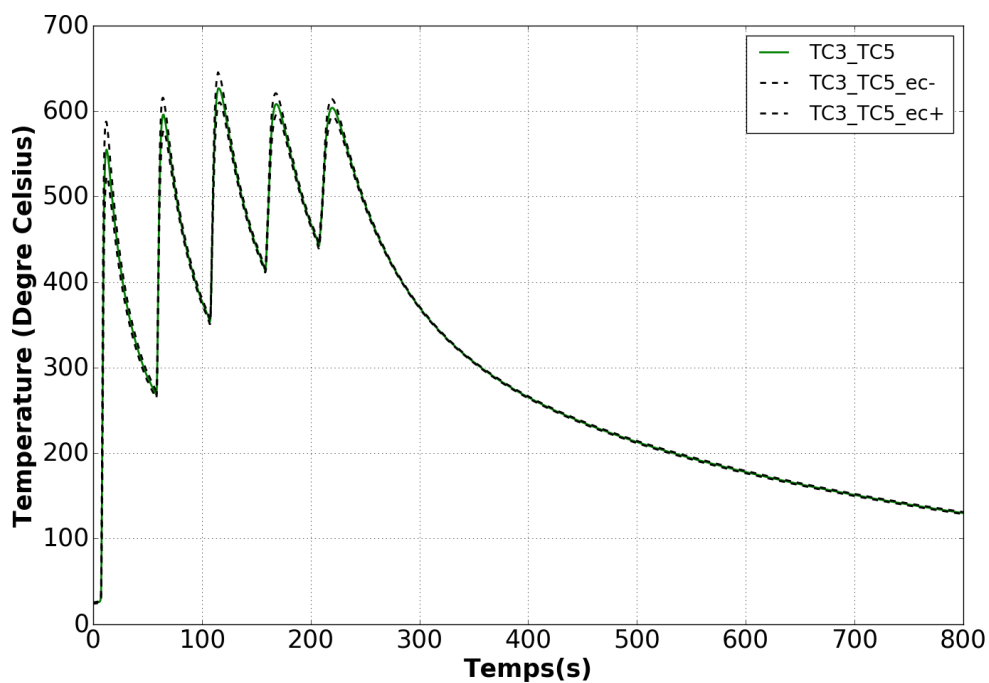


Figure 2.20 – Moyennes des températures relevées par TC3 et TC5 en symétrie pour le cas nominal pendant 800 secondes.  $ec-$  et  $ec+$  désignent respectivement la borne inférieure et la borne supérieure de la dispersion des mesures (calculées telles que  $ec+ = \bar{T} + \sigma$  et  $ec- = \bar{T} - \sigma$  avec  $\bar{T}$  la température moyenne et  $\sigma$  l'écart-type).



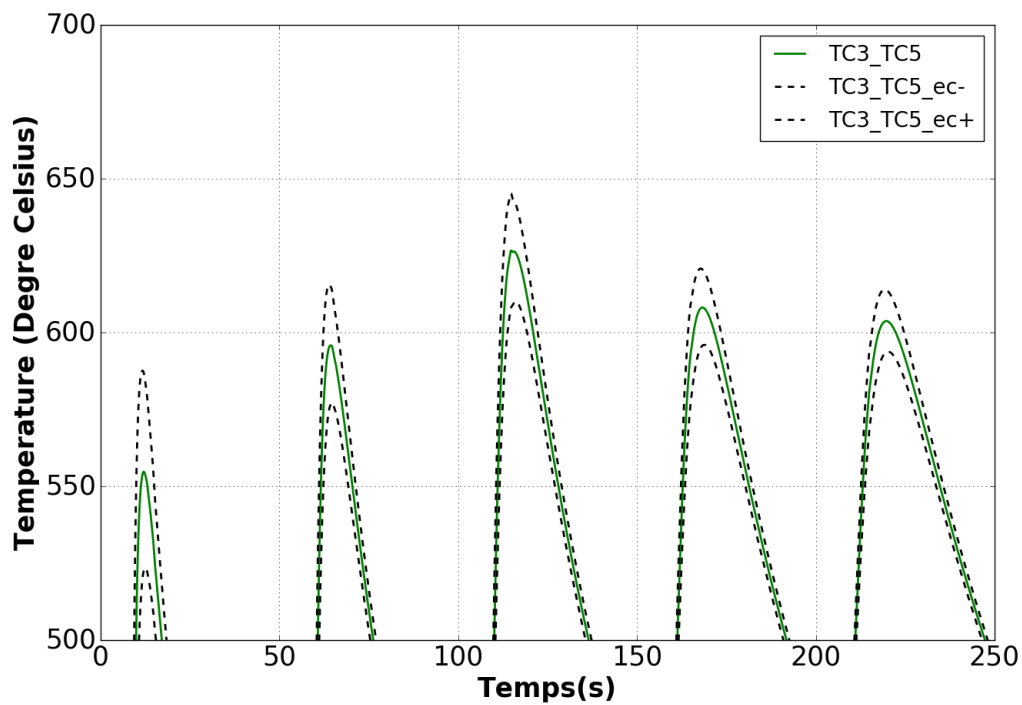


Figure 2.21 – *Détail des pics de températures moyennes enregistrées par TC3 et TC5 pour le cas nominal pendant 800 secondes. ec- et ec+ désignent respectivement la borne inférieure et la borne supérieure de la dispersion des mesures (calculées telles que  $ec+ = \bar{T} + \sigma$  et  $ec- = \bar{T} - \sigma$  avec  $\bar{T}$  la température moyenne et  $\sigma$  l'écart-type).*

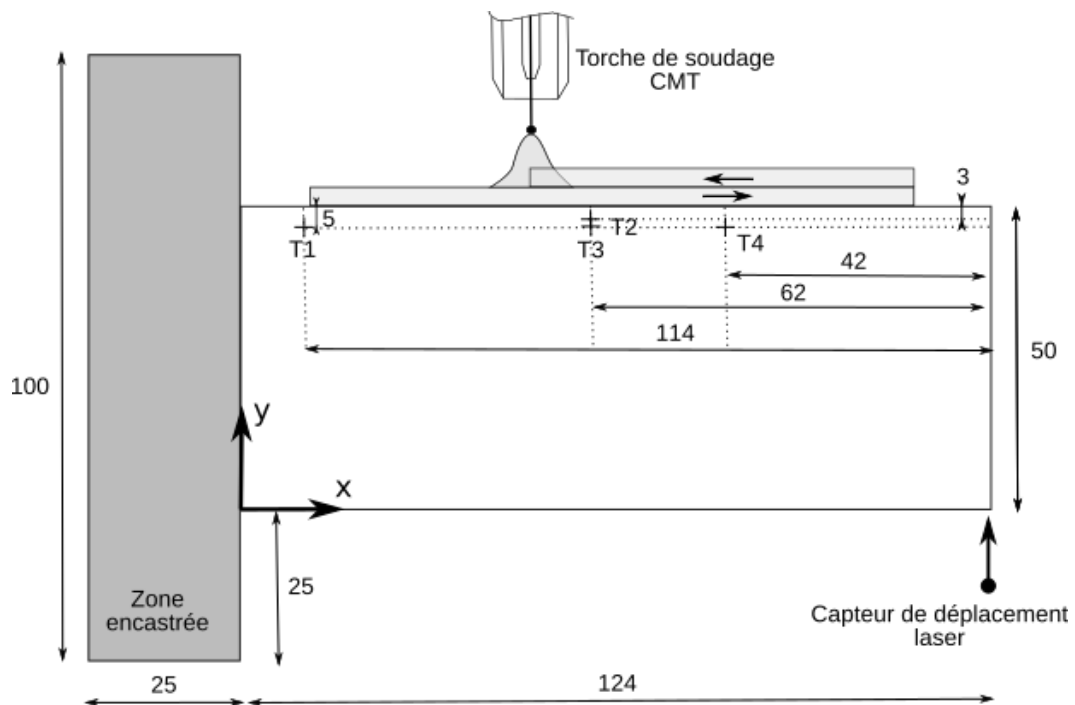


Figure 2.22 – *Configuration du dispositif expérimental avec l'emplacement de la mesure pour le déplacement vertical.*

### 2.3.4 Évolution de la déformée

La déformée de l'échantillon est évaluée via la mesure du déplacement vertical du bord libre du substrat. Cette mesure est effectuée avec un capteur de déplacement laser ou profilomètre présenté précédemment dans la section 2.2.1.4. Pour rappel, celui-ci est placé de sorte qu'il détecte la position de la zone située en bas à droite de l'échantillon comme indiqué par la flèche sur la figure 2.22. L'échantillon étant maintenu en position et bridé par un étai (zone rectangulaire grisée sur la figure 2.22, la liaison peut être assimilée à un encastrement. Le substrat rectangulaire sur lequel s'effectue le dépôt (zone rectangulaire en blanc sur la figure 2.22) est alors libre de se déformer. Les données fournies par le capteur de déplacement montrent qu'il n'y a pas de déplacement latéral (dans le plan  $Oyz$ ) de l'éprouvette. Les essais correspondent donc bien à une configuration de déformations planes. Les déplacements mesurés correspondent à la variation de la flèche de l'échantillon à son extrémité (bord libre). Ces variations de flèche traduisent une déformation globale à l'échelle de l'échantillon. La figure 2.23 montre l'évolution des déplacements moyens (et les écart-types associés) enregistrés pour six essais différents au cours du dépôt des cinq couches avec les paramètres procédé définis pour le cas nominal.

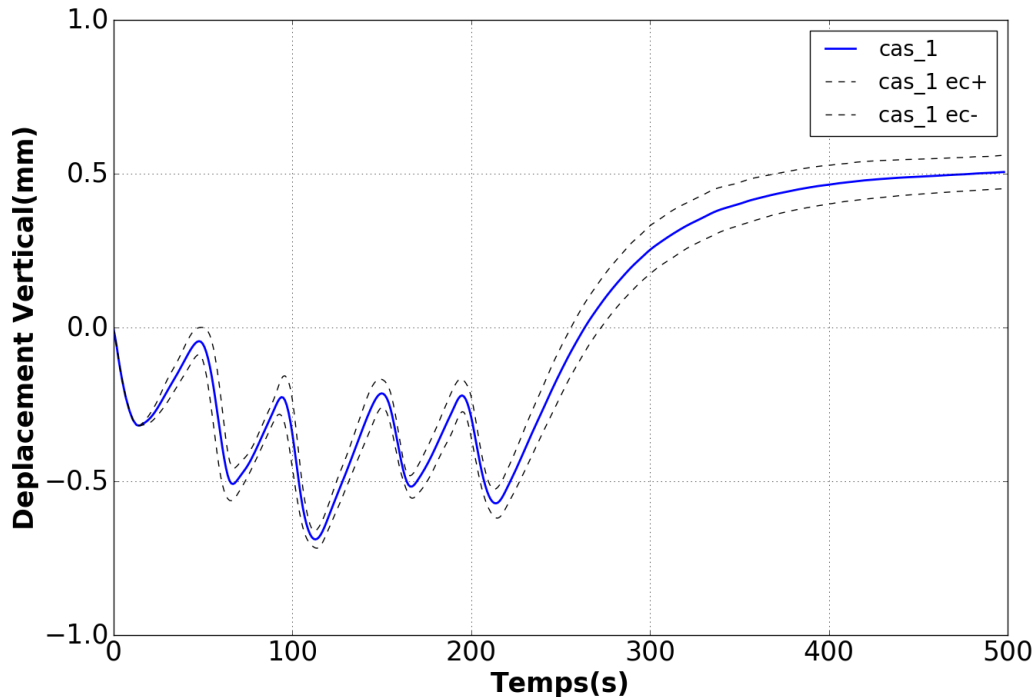


Figure 2.23 – Évolution de la déformée globale moyenne de l'échantillon pour le cas nominal.  $ec-$  et  $ec+$  désignent respectivement la borne inférieure et la borne supérieure de la dispersion des mesures (calculées telles que  $ec+ = \bar{u} + \sigma$  et  $ec- = \bar{u} - \sigma$  avec  $\bar{u}$  le déplacement moyen et  $\sigma$  l'écart-type).

La valeur 0 correspond à un déplacement nul (position de référence), les valeurs positives (ou phases croissantes de la courbe) correspondent à un déplacement vertical vers le haut tandis que les valeurs négatives (ou phases décroissantes de la courbe) correspondent à un déplacement vertical vers le bas. Pour chaque couche, la phase de dépôt, qui se caractérise par un apport de chaleur et de matière, est suivie d'une phase de refroidissement d'environ 35 secondes. L'apport de chaleur engendre une dilatation longitudinale de la partie supérieure de l'éprouvette qui entraîne un déplacement vers le bas de l'extrémité libre. La phase de refroidissement correspond

à une phase de contraction longitudinale de cette zone qui entraîne un déplacement vertical vers le haut de l'extrémité libre. A chaque couche déposée correspond donc un cycle de déplacement vers le bas puis vers le haut, ce que l'on peut voir sur la figure 2.23 qui met en évidence cinq cycles correspondant aux cinq couches déposées. La déformation de l'éprouvette et les déplacements observés sont dus à cette alternance de cycles de dilatation et de contraction longitudinales de la zone supérieure de l'éprouvette, en combinaison avec des changements de rigidité en section dus aux cycles thermiques auxquels est soumise la structure. L'amplitude du dernier cycle de déplacement est le plus important car c'est un cycle qui traduit le retour à l'équilibre thermique de l'éprouvette, jusqu'à la température ambiante après une longue phase de refroidissement. Le déplacement de l'extrémité libre se stabilise à une valeur proche de 0,5 mm vers le haut, ce qui correspond à une sorte de déformation globale de l'éprouvette avec un effet de cintrage au niveau du bord libre. Ce type de déformation est lié, d'une part, à la contraction longitudinale de la partie supérieure de l'éprouvette à l'issue du refroidissement et, d'autre part, aux conditions d'encastrement d'un côté et de bord libre de l'autre.

### 2.3.5 Contraintes résiduelles

La campagne de mesures réalisée au *Helmholtz-Zentrum Berlin für Materialien und Energie* a été menée par Dr. Robert Wimpory dans le cadre du réseau *NET (Neutron Techniques Standardization for Structural Integrity) Task Group 10 (Additive Manufacturing)*. Comme montré sur la figure 2.24, l'éprouvette est analysée dans plusieurs configurations afin d'estimer les contraintes suivant les différentes directions du repère *Oxyz* défini lors de la mise en place du protocole de mesure (cf. section 2.2.2.3).

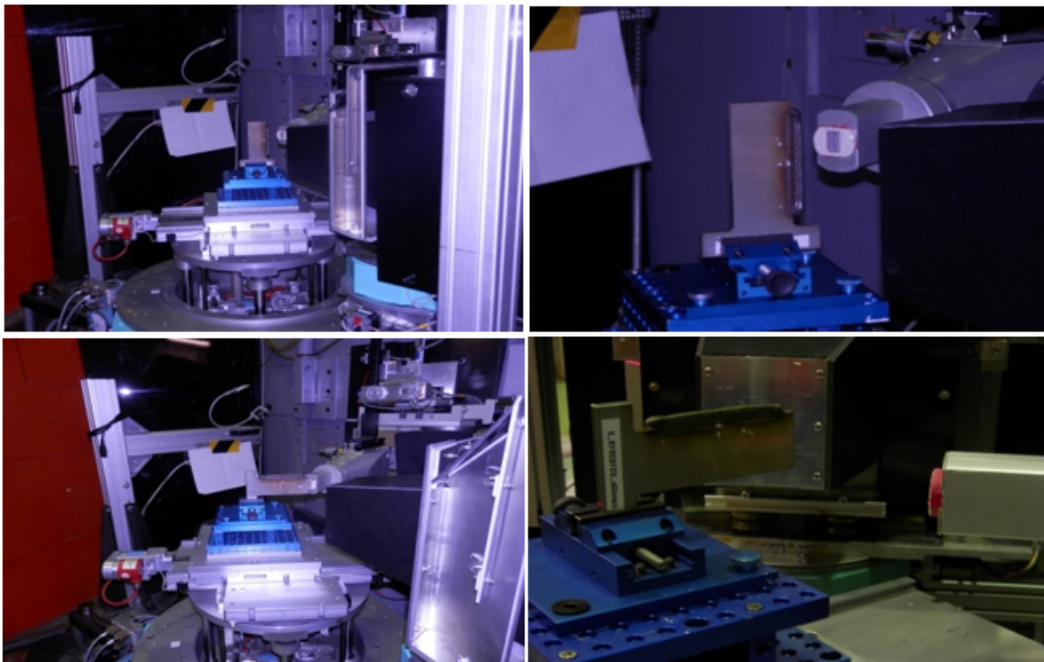


Figure 2.24 – Instrumentation utilisée pour la mesure des déformations par diffraction de neutrons au Helmholtz-Zentrum Berlin für Materialien und Energie.

Pour rappel, l'angle de référence  $\theta_0$  est déterminé en faisant l'hypothèse des contraintes planes [105] et les différentes mesures de  $\theta$  suivant chacune des directions sont effectuées en considérant le plan  $hkl$  {311}. A partir des angles de diffraction, il est possible de calculer les déformations associées en utilisant la loi de Bragg. Les déformations sont ensuite utilisées pour remonter aux contraintes résiduelles via l'équation (2.6). Le profil de contraintes longitudinales résiduelles

obtenu le long de la ligne ( $T$ ) (cf. Figure 2.13) est présenté sur la figure 2.25. Un premier profil est tracé en considérant les contraintes normales nulles (hypothèse des contraintes planes). Un autre profil est également présenté pour lequel les contraintes transversales (dans la direction ( $Oy$ )) et normales sont nulles. On constate que ces deux profils sont assez similaires, ce qui démontre que l'échantillon présente quasiment une distribution uniaxiale des contraintes résiduelles [32]. Les barres d'erreur mettant en évidence l'incertitude de mesure sur la contrainte longitudinale sont également représentées. Pour les deux profils, on constate que le bas de l'éprouvette (entre 0 mm et 15 mm environ) ainsi que les cordons et la zone située juste en dessous (entre 45 mm et 60 mm environ) correspondent à une zone en traction. A l'inverse, le centre de l'éprouvette (entre 15 et 42 mm environ) est en compression de sorte à équilibrer la structure. L'état mécanique mis en évidence dans les dépôts est en accord avec les résultats des études réalisées en soudage simple ou multipasse où les cordons de soudage sont toujours en traction [108, 109].

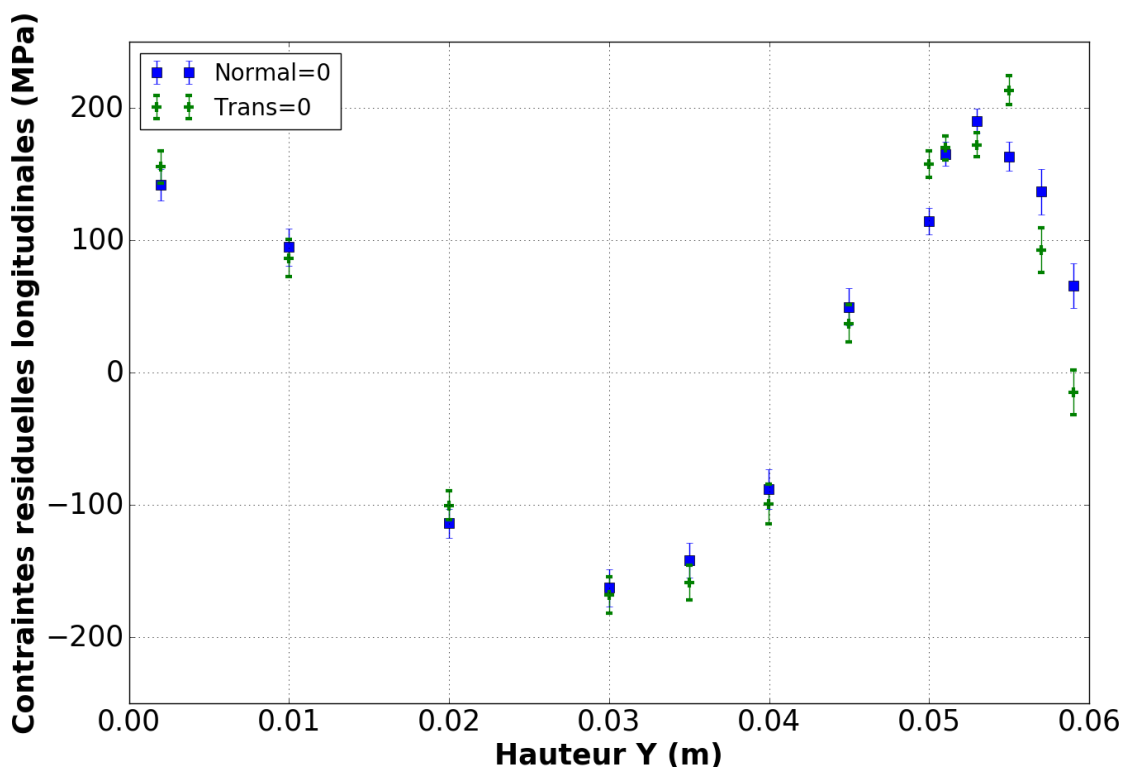


Figure 2.25 – Contraintes résiduelles longitudinales le long de l'axe ( $T$ ) mesurées par diffraction de neutrons au Helmholtz-Zentrum Berlin für Materialien und Energie.

## 2.4 Conclusion

La campagne expérimentale mise en place a permis de récolter des données utiles pour comprendre le comportement thermomécanique d'une pièce fabriquée en WAAM, et en particulier dans la configuration expérimentale étudiée. Cette configuration, de par ses dimensions spécifiques (épaisseur négligeable devant les autres dimensions) permet d'envisager une étude bidimensionnelle traitée sous hypothèse des contraintes planes.

Sur les premières couches, les mesures ont été réalisées in situ pendant le procédé de dépôt et a posteriori. Des températures ont été mesurées via différents thermocouples placés sur le substrat. Les relevés de températures ont permis de quantifier les gradients thermiques dans certaines zones de la pièce et de s'assurer de la symétrie du problème. Les longueurs des bains

de fusion ont été estimées à partir d'images acquises en temps réel via une caméra rapide. Les mesures ont montré un agrandissement du bain de fusion avec le nombre de couches déposées lié à l'augmentation de la température globale de l'échantillon. La pénétration du bain de fusion a également été estimée a posteriori grâce à une analyse macrographique faisant apparaître les morphologies des cordons déposés. De plus, des informations sur la métallurgie du dépôt ont été extraites des analyses EBSD réalisées sur des coupes transversales d'échantillons avec dépôts. Ces analyses ont montré une métallurgie du dépôt très différente de celle du substrat avec des grains présentant une croissance épitaxiale orientée dans le sens de la construction. Par ailleurs, l'évolution de la déformée au niveau du bord libre du substrat a été mise en évidence grâce à l'implémentation d'un capteur de déplacement laser. Les enregistrements ont montré une alternance du déplacement vertical vers le haut puis vers le bas liée aux phénomènes de dilatation et de contraction du matériau qui se produisent respectivement pendant les phases de dépôt et pendant les phases de refroidissement. La déformée finale obtenue après retour à température ambiante met en évidence une déformation de l'éprouvette classiquement observée sur les structures soudées. Enfin, des niveaux de contraintes résiduelles ont été estimées suivant un axe de mesure par la diffractométrie de neutrons réalisée au *Helmholtz-Zentrum Berlin für Materialien und Energie*. L'étude des profils de contraintes obtenus à partir des différents points de mesure a montré une répartition quasi uniaxiale des contraintes résiduelles suivant la direction longitudinale. L'ensemble de ces mesures a été présentée dans ce chapitre pour le cas nominal. Des mesures expérimentales de champs thermiques et mécaniques ont également été réalisés pour les cas 2 et 3 mais seront présentées dans le Chapitre 4 afin de mettre en évidence des similitudes et des différences entre chaque cas en lien avec les paramètres procédés considérés. Cette base de données expérimentales permettra également de confronter et de discuter la validité du modèle numérique mis en place dans le chapitre suivant pour prédire les états de déformations et de contraintes associés au dépôt WAAM.

## Chapitre 3

# Modélisation thermomécanique du procédé WAAM

Ce chapitre aborde la construction du modèle numérique mis en place pour la simulation du dépôt WAAM. Il présente une description détaillée de la modélisation ainsi qu'une première validation thermique et mécanique (avec une comparaison de plusieurs résultats numériques et expérimentaux) sur un unique dépôt.

### 3.1 Principe de modélisation

Cette section définit les grands objectifs de cette modélisation thermomécanique et expose les différentes hypothèses et méthodes utilisées pour y répondre.

#### 3.1.1 Objectifs de la modélisation

Le premier objectif est d'analyser et de comprendre le comportement des structures fabriquées en WAAM avec la mise en place d'une modélisation thermomécanique. En effet, la modélisation constitue une approche complémentaire à l'expérience car elle permet d'avoir accès à des informations difficilement accessibles expérimentalement telles que, par exemple, les champs thermiques ou mécaniques à chaque instant en tout point de la structure. En particulier, le modèle implémenté est utilisé pour étudier le comportement thermomécanique des éprouvettes réalisées dans les conditions opératoires spécifiées au chapitre précédent. Il s'agit donc de simuler par la méthode des éléments finis la construction des différents cordons de matière déposés par le procédé WAAM en considérant la configuration et les paramètres procédés fixés dans la phase expérimentale. Pour cela, on utilise le solveur *CodeAster* utilisant la méthode des éléments finis, couplé à la plateforme de calcul *SalomeMeca*, qui sont en accès libre. Avec *CodeAster*, il est possible d'implémenter de nombreuses lois de comportement et de comprendre précisément leurs spécificités et leurs impacts sur les résultats. Les propriétés thermiques et mécaniques utilisées pour la modélisation du substrat et du dépôt sont celles de l'acier 316L. Du fait de la géométrie de l'éprouvette, à savoir une épaisseur négligeable devant les autres dimensions, la modélisation est bidimensionnelle. En s'appuyant sur cette première description générale, la modélisation est capable de répondre à trois objectifs :

- Comprendre et prédire la génération des déformations et des contraintes en cours et en fin de procédé ;
- Utiliser des temps de calcul acceptables tout en conservant la physique du procédé ;
- Utiliser des paramètres d'entrée qui correspondent aux paramètres procédés réels.

### 3.1.2 Hypothèses de modélisation

Les hypothèses de modélisation sont essentielles car elles déterminent les phénomènes physiques à prendre en compte dans la modélisation thermomécanique du procédé WAAM.

La première hypothèse forte considérée est l'assimilation de la configuration à un modèle bidimensionnel. Dans l'analyse thermique, cette hypothèse suggère l'absence de gradient thermique dans l'épaisseur de la plaque. Dans l'analyse mécanique, elle implique un calcul des contraintes et des déformations sous l'hypothèse des contraintes planes.

D'autre part, l'analyse thermomécanique est menée en régime transitoire en considérant une description lagrangienne du problème. Dans ce cas, la vitesse de la source de chaleur n'intervient pas dans l'équation de la chaleur (cf. Chapitre 1, section 1.2.1.1). La torche de soudage, centrée sur l'apport de matière, se déplace dans le référentiel attaché à la pièce. Même si le modèle lagrangien est plus coûteux en temps de calcul qu'un modèle eulérien [110], il retranscrit plus fidèlement les transferts thermiques à l'origine des contraintes et des déformations. Dans cette modélisation, l'optimisation des temps de calcul est principalement effectuée en diminuant la dimension du problème.

De plus, la modélisation des phénomènes liés à l'arc et au bain de fusion n'est pas prise en compte. Pour représenter les phénomènes de convection dans le bain de fusion, la conductivité du métal en phase liquide est artificiellement augmentée par un facteur multiplicatif. Ce dernier varie en fonction du cas d'étude et du dépôt considéré car la convection dans le bain de fusion augmente avec la quantité d'énergie mise en jeu, ce qui génère un bain de fusion plus important [111]. L'implémentation de ce facteur permet de restreindre le modèle à un modèle conductif, c'est-à-dire que les transferts de chaleur dans le volume de la pièce sont effectués uniquement par conduction, sans prendre en compte les mouvements hydrodynamiques du bain de fusion.

Par ailleurs, le couplage thermomécanique envisagé est un couplage faible qui prend en compte uniquement l'influence prépondérante de la thermique sur la mécanique.

Le modèle mécanique est quant à lui résolu sous l'hypothèse des petites perturbations (mot-clef *CodeAster* : PETIT), c'est à dire que les déplacements entre la configuration de référence et la configuration actuelle sont très petits et le gradient des déplacements est également petit. Cette hypothèse est corroborée par les relevés de déplacements expérimentaux (cf. Chapitre 2) qui montrent que le déplacement de la plaque, orienté vers le haut à la fin du refroidissement des cinq couches, n'excède pas 1 mm pour une hauteur de 50 mm, dans la zone de plus grand déplacement.

### 3.1.3 Procédure de simulation en couplage faible

La considération d'un couplage faible dans la modélisation thermomécanique permet de dissocier les analyses thermique et mécanique. Le couplage s'effectue alors par une projection des résultats thermiques sur un modèle mécanique. Par ailleurs, en plus des projections liées au couplage thermomécanique, d'autres projections en lien avec l'ajout de matière sont mises en place. En effet, pour cette modélisation, il a été choisi de prendre en compte l'ajout de matière pour chaque incrément considéré. Cependant, à l'inverse des méthodes d'activation de mailles habituellement utilisées et présentées dans l'état de l'art (cf. Chapitre 1), le maillage initial ne contient pas l'ensemble des éléments à ajouter. Ceci permet de supprimer les temps de calcul sur les noeuds inactifs et d'éviter l'établissement d'une loi de mélange qui n'a pas véritablement de fondement physique ainsi que l'apparition de gradients thermiques et de déformations fictifs dans les mailles inactives. La méthode ici employée consiste à créer un nouveau modèle associé à son propre maillage pour chaque élément de matière ajouté. Il y a donc autant de modèles et de maillages que d'éléments ajoutés. La génération des maillages est automatisée et plutôt rapide d'autant plus qu'il s'agit d'une analyse thermomécanique bidimensionnelle. La continuité des champs thermiques et mécaniques entre chaque modèle est assurée par différentes projections. Le détail de la procédure de simulation implémentée est représentée sur la figure 3.1. Tout d'abord, le

problème thermique est résolu à l'instant  $t_n$ . Le chargement thermique est ensuite projeté sur le modèle mécanique afin de réaliser le couplage thermomécanique à l'instant  $t_n$ . A l'instant  $t_{n+1}$  un élément de matière est ajouté. La résolution du problème thermique puis du problème mécanique à l'instant  $t_{n+1}$  est initialisée avec les états thermiques et mécaniques issus de l'instant  $t_n$ . Ces derniers sont archivés à la fin du calcul à l'instant  $t_n$  puis projetés (projection de type thermique-thermique ou mécanique-mécanique) sur le modèle utilisé pour le calcul à l'instant  $t_{n+1}$ . Ce processus est répété autant de fois qu'il est nécessaire pour construire la totalité de la pièce.

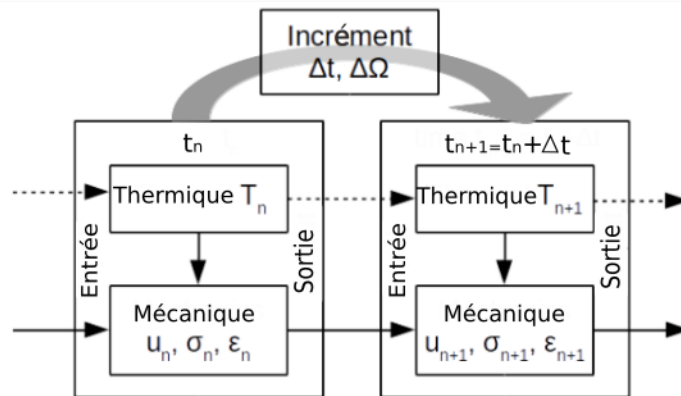


Figure 3.1 – Principe de la simulation thermomécanique.

### 3.1.4 Apport de matière, caractéristiques de l'élément ajouté

Afin de décrire au mieux le procédé, l'ajout de matière est pris en compte dans la modélisation. L'élément de matière est ajouté dans la modélisation avec une température initiale de 1750°C. Cette température correspond à la température moyenne d'une goutte de métal d'acier 316L mesurée pour un mode de transfert CMT avec une vitesse fil de 2,5 m.min<sup>-1</sup> [112]. Par ailleurs, la quantité de matière ajoutée est dimensionnée en fonction des paramètres procédés réellement utilisés au cours du dépôt. Avec cette gestion de l'ajout de matière, le modèle est donc capable de prédire les phénomènes thermomécaniques pendant la fabrication de la pièce pour des paramètres procédés déterminés. Le volume de matière ajoutée à chaque instant est modélisé par un cube dont les dimensions caractéristiques sont présentées en figure 3.2. Les dimensions de ce cube élémentaire de matière sont calculées en faisant un bilan de masse sur la quantité de matière réellement fondue et la quantité de matière déposée dans la modélisation numérique.

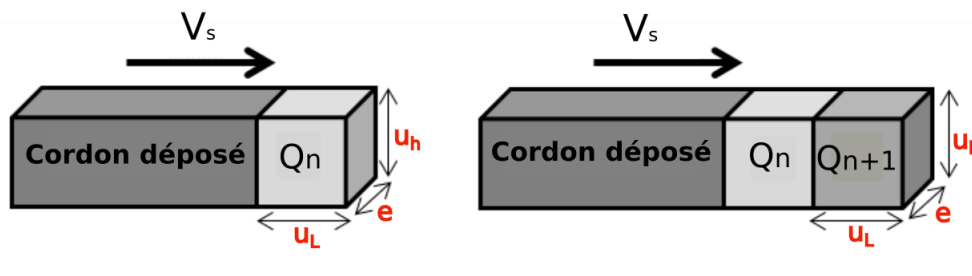


Figure 3.2 – Géométrie associée à l'ajout de matière à l'instant  $t_n$  et l'instant  $t_{n+1}$  :  $u_L$ ,  $u_h$  et  $e$  correspondent aux dimensions de l'élément de matière ajouté, de volume  $Q$  avec une vitesse de de soudage (ou vitesse d'avance)  $V_s$ .

La durée de dépôt d'un cordon de matière  $t_{exp}$  vaut :



$$t_{exp} = \frac{L_{cord}}{V_s} \quad (3.1)$$

avec  $L_{cord}$  la longueur totale du cordon (en m) et  $V_s$  la vitesse d'avance (en  $m.s^{-1}$ )

Le volume total de fil fondu pour le dépôt d'un cordon s'écrit tel que :

$$Q_f = \pi r_f^2 V_f t_{exp} \quad (3.2)$$

Où  $r_f$  est le rayon du fil métallique et  $V_f$  la vitesse fil.

Pour un incrément de temps, on définit le volume de l'élément modélisé comme suit :

$$Q_m = \frac{e u_L u_h t_{exp}}{t_{inc}} \quad (3.3)$$

Où  $t_{inc}$  est la durée d'un incrément de temps et  $u_L$ ,  $u_h$  et  $e$  sont les dimensions de l'élément ajouté (cf. Figure 3.2) pendant la durée d'un incrément  $t_{inc}$ .

La relation entre la longueur de cordon  $L_{cord}$  et le nombre d'incrément  $n_{inc}$  est telle que :

$$L_{cord} = u_L n_{inc} = u_L \frac{t_{exp}}{t_{inc}} \quad (3.4)$$

La combinaison de (3.1) et (3.4) permet d'écrire :

$$u_L = V_s t_{inc} \quad (3.5)$$

En égalisant (3.2) et (3.3) et en utilisant (3.5), on obtient :

$$u_h = \frac{\pi r_f^2 V_f}{V_s e} \quad (3.6)$$

Le calcul de la hauteur du cordon numérique  $u_h$  dépend donc des paramètres procédés réels (diamètre de fil et vitesse d'avance) et de la dimension  $e$ . Cette dernière est assimilée à une épaisseur équivalente estimée à partir des macrographies (cf. Annexe A pour le calcul de l'épaisseur équivalente). Afin de vérifier la relation établie pour le calcul de  $u_h$ , la hauteur de cordon réelle a été mesurée et les mesures témoignent d'une cohérence satisfaisante entre les hauteurs numérique et expérimentale.

### 3.1.5 Résolution

Les résolutions des analyses thermiques et mécaniques sont non linéaires (mot-clés *CodeAster* : THER\_NONLINE et STAT\_NON\_LINE), c'est-à-dire que les propriétés thermophysiques et mécaniques de l'acier 316L dépendent de la température. La résolution se base sur la méthode de Newton-Raphson qui est détaillée en annexe B pour le problème mécanique.

Les maillages utilisés pour la résolution du problème thermique et mécanique sont respectivement constitués de mailles triangulaires linéaires et de mailles triangulaires quadratiques. Pour le maillage supportant l'analyse thermique, la matière déposée et la zone sous-jacente sont maillées finement en raison de la présence de forts gradients thermiques (cf. Figure 3.3). Les tailles de mailles pour chacune des zones définies dans les modèles thermiques et mécaniques sont répertoriées dans le Tableau 3.1. L'incrément de temps considéré, identique pour l'analyse thermique et

mécanique, est fixé à 0,1 s ( $t_{inc} = 0,1$  s). Dans l'analyse thermique, cet incrément est divisé en cinq pas de temps. Dans l'analyse mécanique un seul pas de temps est suffisant pour permettre l'équilibrage des forces dans la structure et la convergence du calcul. La convergence du calcul est déterminée par le résidu global. Les valeurs du résidu global pour le problème thermique et mécanique sont renseignées dans le Tableau 3.1 ainsi que les temps de calcul nécessaires pour la simulation du dépôt des cinq cordons dans la configuration expérimentale explicitée au Chapitre 2. Les temps de calcul sont obtenus en considérant une machine dont les caractéristiques sont les suivantes : un processeur Intel®Core™i7-7820HQ CPU @ 2.90 GHz×8 (8 CPU) et une mémoire de 15,5 Gio.

		Modélisation thermique	Modélisation mécanique
Taille de mailles (mm)	Élément de matière	0,2	0,3
	Zone sous-jacente	0,2	0,7
	Cordon	0,4	0,7
	Substrat	2,0	2,0
Résidu global		$1.10^{-6}$	$5.10^{-5}$
Temps de calcul (h)		5	60

Tableau 3.1 – *Tableau récapitulatif des paramètres liés à la convergence des modèles thermiques et mécaniques pour le dépôt des cinq couches avec prise en compte de l'ajout de matière.*

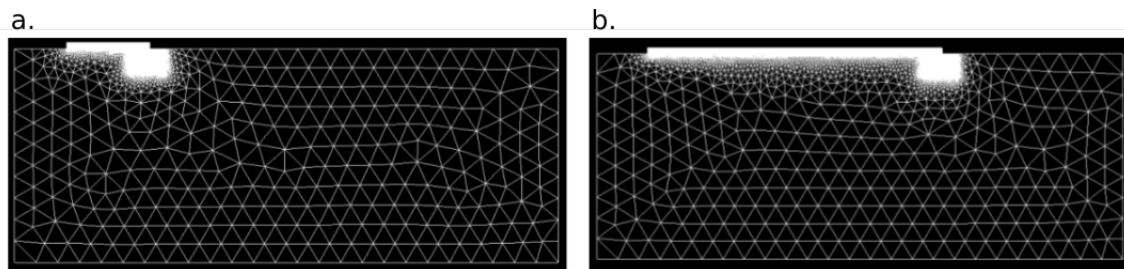


Figure 3.3 – *Maillage thermique pour un instant  $t_1$  (Figure 3.7.a) et un instant  $t_2 \gg t_1$  (Figure 3.7.b).*

### 3.1.6 Propriétés thermophysiques et mécaniques de l'acier 316L

Les propriétés thermophysiques et mécaniques de l'acier 316L sont implémentées en fonction de la température. Le Tableau 3.2 et le Tableau 3.3 répertorient respectivement l'ensemble des propriétés thermophysiques et mécaniques de l'acier 316L utilisées dans le calcul en fonction de la température.

L'intervalle de fusion considéré pour l'acier 316L peut différer quelque peu en fonction de la littérature [56, 114, 115]. Pour la modélisation, celui-ci est fixé entre 1450°C et 1500°C [32]. Il est associé à une chaleur latente de fusion qui vaut  $1,8.10^9$  J.m<sup>-3</sup>, soit  $2,5.10^5$  J.kg<sup>-1</sup> pour une densité de 7,2 [32]. Avec le code de calcul *CodeAster*, il est possible d'utiliser une formulation en capacité (de la forme  $\rho C_p$ ) ou en enthalpie (de la forme  $\beta = \int \rho C_p$ ) pour résoudre l'équation de la chaleur.

On préférera utiliser une formulation enthalpique car elle assure une prise en compte de la chaleur latente de fusion qui correspond à l'énergie nécessaire pour atteindre la température de fusion du métal. En effet, les alliages comme l'acier 316L ont un intervalle de fusion qui s'étend de la température de solidification  $T_s$  à la température de fusion  $T_l$ . Pendant cet intervalle, l'alliage connaît une forte augmentation de l'énergie absorbée liée à la chaleur latente de fusion. La prise en compte de la chaleur latente de fusion pour la formulation en capacité ou en enthalpie est représentée en figure 3.4. On constate que la formulation en capacité peut omettre la chaleur latente de fusion si le pas de calcul est trop grand ou si l'intervalle de fusion est restreint (comme

	20°C	100°C	200°C	300°C	400°C	500°C
<b>Conductivité</b> ( $\lambda_{th}$ ) ( $W.m^{-1}.K^{-1}$ )	14	15,2	16,6	17,9	19	20,6
<b>Masse volumique</b> ( $\rho$ ) ( $kg.m^{-3}$ )	8000	7970	7940	7890	7850	7800
<b>Capacité thermique massique</b> ( $C_p$ ) ( $J.kg^{-1}.K^{-1}$ )	450	490	525	545	560	570
	600°C	700°C	800°C	900°C	1000°C	1200°C
<b>Conductivité</b> ( $\lambda_{th}$ ) ( $W.m^{-1}.K^{-1}$ )	21,8	23,1	24,3	26	27,3	29,9
<b>Masse volumique</b> ( $\rho$ ) ( $kg.m^{-3}$ )	7750	7700	7660	7610	7570	7450
<b>Capacité thermique massique</b> ( $C_p$ ) ( $J.kg^{-1}.K^{-1}$ )	580	595	625	650	660	677

Tableau 3.2 – Paramètres thermophysiques pour l'acier 316L [32].

Température (°C)	Module d'Young ( $E$ ) (MPa)	Coef. de di- latation ( $\alpha$ ) ( $.10^{-6}$ )	Limite d'élas- ticité ( $\sigma_y$ ) (MPa)	Module tan- gent ( $E_T$ ) (MPa)	Coef. de Pra- ger ( $C$ ) ( $.10^{+7}$ )
<b>20</b>	195600	14,56	287	2400	120
<b>100</b>	191200	15,39	237	2400	120
<b>200</b>	185700	16,21	198	2400	120
<b>300</b>	179600	16,86	-	2400	120
<b>400</b>	172600	17,37	157	2400	120
<b>500</b>	164500	17,78	-	2400	120
<b>600</b>	155000	18,12	145	2400	120
<b>700</b>	144100	18,43	136	2400	120
<b>800</b>	131400	18,72	127	2350	117,5
<b>900</b>	116800	18,99	115	1500	75
<b>1000</b>	100000	19,27	79	800	40
<b>1100</b>	80000	19,53	38	725	36,25
<b>1200</b>	57000	19,79	24	150	7,5
<b>1300</b>	30000	20,02	18	10	0,5
<b>1400</b>	2000	20,02	2	10	0,5
<b>1500</b>	1000	20,02	2	10	0,5
<b>1600</b>	1000	20,02	2	10	0,5

Tableau 3.3 – Propriétés mécaniques de l'acier 316L utilisées pour la modélisation avec écrouis-  
sage mixte de Prager [113, 32].

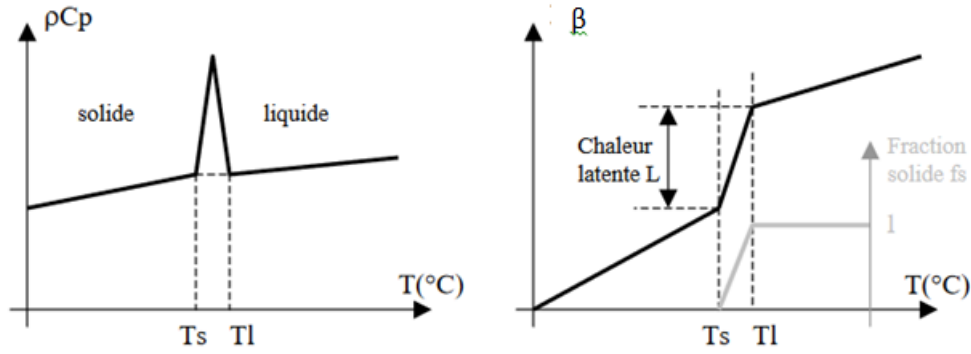


Figure 3.4 – Prise en compte de la chaleur latente de fusion pour une formulation en capacité thermique  $\rho C_p$  ou en enthalpie  $\beta$  [116].

c'est le cas pour les corps purs où  $T_s$  et  $T_l$  sont quasiment confondues). En revanche, en manipulant l'intégrale de  $\rho C_p$ , notée  $\beta$ , l'énergie mise en jeu à l'état liquide est correctement estimée car elle prend bien en compte la chaleur latente de fusion.

Au delà de la température de fusion fixée à  $1500^\circ\text{C}$ , l'enthalpie  $\beta$  évolue linéairement avec la même pente qu'avant  $1450^\circ\text{C}$ . Pour ce qui est de la conductivité thermique  $\lambda_{th}$  en phase liquide, elle est multipliée par un facteur qui peut varier entre 1 et 100 [32]. L'implémentation de ce facteur est un artefact numérique permettant de retranscrire la convection dans le bain de fusion dont l'influence sur les géométries de bain de fusion est significative [117]. A vitesse d'avance constante, la variation de ce facteur entraîne donc une variation de la longueur du bain de fusion telle qu'un facteur faible est associé à un bain de fusion allongé et, à l'inverse, un facteur élevé est associé à un bain de fusion court. Or, étant donné que les phénomènes convectifs sont dépendants des énergies de dépôt mises en jeu, il est cohérent de définir des facteurs différents en fonction du cas d'étude considéré afin d'obtenir des longueurs de bain de fusion numériques en adéquation avec les mesures expérimentales. Le tableau 3.4 répertorie les facteurs multiplicatifs de la conductivité en phase liquide pour chacun des cas d'étude, en distinguant le premier cordon ( $\#D1$ ) des autres cordons ( $\#Dn$ ) en lien avec l'énergie de dépôt mise en jeu. A noter que la modélisation thermique du cas 1 et du cas 3 qui se caractérisent pourtant par des énergies linéiques proches, s'appuie sur des facteurs multiplicatifs de la conductivité en phase liquide différents, notamment pour les dépôts  $\#Dn$ . En effet, même s'ils se caractérisent par des énergies linéiques équivalentes, le cas 1 et le cas 3 mettent en jeu des paramètres procédé ( $U, I$  et  $V_s$ ) distincts qui impactent de manière différente la mise en place de la convection dans le bain de fusion. Enfin, pour les propriétés mécaniques répertoriés dans le tableau 3.3, on considère une extrapolation constante des valeurs à partir de la température de fusion.

Parameters	Cas 1		Cas 2		Cas 3	
	Dépôt 1 $\#D1$	Dépôt n $\#Dn$	Dépôt 1 $\#D1$	Dépôt n $\#Dn$	Dépôt 1 $\#D1$	Dépôt n $\#Dn$
$U$ (V)	13	13	13,4	13,3	13,2	13,3
$I$ (A)	107	86	123	110	124	112
$V_s$ (m/s)	0,007	0,007	0,007	0,007	0,0086	0,0086
$E_l$ (J/mm)	159,0	127,8	188,4	167,2	152,3	138,6
$F_{\lambda_{th}}$	$\times 3$	$\times 2$	$\times 2$	$\times 10$	$\times 2$	$\times 8$

Tableau 3.4 – Paramètres procédés associés à chaque cas d'étude (Cas 1 (cas nominal), Cas 2, Cas 3) pour le premier dépôt  $\#D1$  et les dépôts suivants  $\#Dn$ .

## 3.2 Modélisation thermique

La modélisation thermique est basée sur le bilan énergétique associé au procédé. Les flux entrant et sortant du système sont caractéristiques des études déjà mises en place pour des opérations de soudage classiques [118] ou même, plus récemment, dans le cadre de la fabrication additive [119].

### 3.2.1 Équation de bilan d'énergie

Le bilan énergétique mis en jeu dans la modélisation s'écrit en établissant l'équation de la chaleur dans un repère lagrangien comme suit :

$$\dot{\beta}(T) - \text{div}(\lambda_{th}(T) \cdot \nabla T)(\underline{x}, t) = r(\underline{x}, t) \quad \underline{x} \in \Omega, t \in [0, t^F] \quad (3.7)$$

Le terme  $\beta$  correspond à l'enthalpie volumique du matériau qui varie en fonction de la température telle que  $\beta(T) = \int_{T_0}^T \rho C_p(u) du$ ,  $\lambda_{th}$  est la conductivité du matériau qui dépend également de la température et  $T$  est la température en tout point de l'espace  $\underline{x}$ . Le terme  $r$  correspond à une éventuelle source de chaleur interne répartie dans l'espace  $\underline{x}$ .

Tout d'abord, la résolution de l'équation 3.7 nécessite la définition d'une condition initiale telle que :

$$\forall \underline{x} \in \Omega, \quad T(\underline{x}, 0) = T_0(\underline{x}) = 25^\circ\text{C} \quad (3.8)$$

A chaque nouvel incrément de calcul, une température initiale de  $1750^\circ\text{C}$  équivalente à la température moyenne d'une goutte de métal d'acier 316L [112], est également imposée sur l'élément de matière ajouté telle que :

$$\forall \underline{x} \in \Delta\Omega, \quad T(\underline{x}, t_{0,inc}) = T_g = 1750^\circ\text{C} \quad (3.9)$$

Où  $t_{0,inc}$  est l'instant initial de l'incrément de calcul considéré et  $T_g$  est la température d'une goutte de métal d'acier 316L.

Deux types de conditions sont imposées sur les bords du domaine  $\Omega$  présenté en figure 3.5. Le contact entre l'éprouvette et les mors qui assurent son encastrement est modélisé via une condition de Neumann de flux imposé telle que :

$$-\lambda_{th} \nabla T \cdot \underline{n} = Q_{mors} \quad \text{sur} \quad \partial\Omega_1 \in \partial\Omega \times [0, t^F] \quad (3.10)$$

Où  $\lambda$  est la conductivité du matériau et  $Q_{mors}$  le flux imposé sur  $\partial\Omega_1$ . L'intensité de ce flux est évaluée grâce à l'exploitation des profils de température enregistrés par des thermocouples situés proche de la zone d'encastrement.

Sur les autres frontières du domaine  $\Omega$  une condition de Fourier-Robin est appliquée afin de prendre en compte les échanges convecto-radiatifs avec le milieu extérieur. Cette dernière s'écrit telle que :

$$-\lambda_{th} \nabla T \cdot \underline{n} = h(T - T_0) + \varepsilon \sigma (T^4 - T_0^4) \quad \text{sur} \quad \partial\Omega_2 \in \partial\Omega \times [0, t^F] \quad (3.11)$$

Où  $\lambda_{th}$  est la conductivité du matériau qui dépend de la température (cf. Chapitre 3, section 3.1.6),  $h$  est le coefficient d'échange convectif,  $\varepsilon$  est l'émissivité du métal,  $\sigma$  correspond à la

constante de Stefan-Boltzman ( $\sigma = 5,7 \times 10^{-8} \text{ W.m}^{-2}.\text{K}^{-4}$ ) et  $T_0 = 25^\circ\text{C}$  représente la température ambiante.

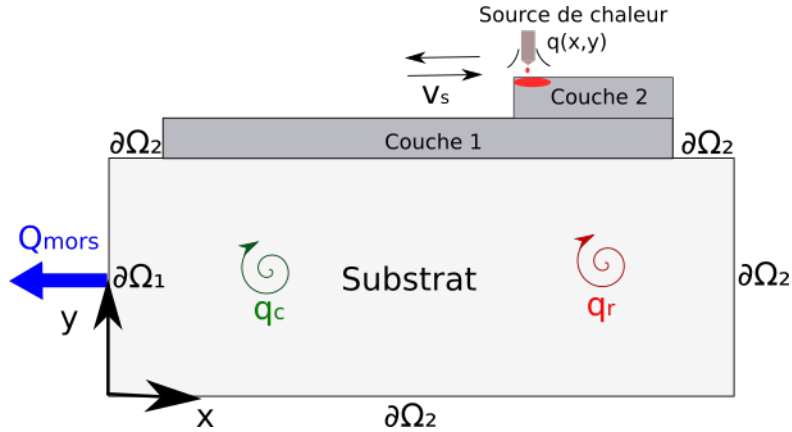


Figure 3.5 – Représentation des différents flux thermiques appliqués dans la modélisation.

### 3.2.2 Source et puits de chaleur

L'apport de chaleur lié à la technologie de soudage GMAW utilisée pour le dépôt WAAM, est modélisé par une source de chaleur de type flux à répartition volumique. En effet, dans le cas de la technologie de soudage GMAW, l'électrode-fil est fusible, ce qui entraîne un transfert de masse associé à la chute de la gouttelette de métal dans le bain de fusion. En considérant une source volumique, on s'assure de prendre en compte la contribution énergétique du volume de métal déposé. Par ailleurs, les pertes par convection et par radiation, déjà considérées dans les conditions aux limites du modèle sur les bords du domaine notés  $\partial\Omega_2$  (cf. Figure 3.5), sont également prises en compte sur la surface du substrat située dans le plan  $xy$ . En effet, du fait de ses dimensions, les pertes au niveau de cette surface sont non négligeables et même prépondérantes par rapport aux pertes appliquées sur les bords du domaine. Or, dans une simulation bidimensionnelle, seuls les flux de type sources ou puits peuvent être affectés sur des surfaces. Les pertes convectives et radiatives appliquées sur la surface du substrat sont donc considérés comme des termes puits dans la modélisation. Sur la figure 3.5, les termes puits liés aux pertes convectives et radiatives sont respectivement notés  $q_c$  et  $q_r$ . Cette section permet d'explicitier la mise en équation de la source de chaleur volumique et des termes puits associés aux pertes, en montrant notamment les adaptations et les équivalences mises en place pour appliquer des flux volumiques à une modélisation bidimensionnelle.

#### 3.2.2.1 Modélisation de la source de chaleur

La source de chaleur implémentée est une source à répartition volumique qui entre en compte dans l'équation de la chaleur en tant que source interne (terme  $r$  dans l'équation 3.7), c'est-à-dire qu'elle s'apparente à une densité volumique de flux de chaleur appliquée au sein du matériau. La distribution de la source de chaleur se base sur un modèle mathématique fréquemment utilisé, à savoir une gaussienne 3D à répartition finie sur une ellipsoïde de rayons  $a$ ,  $b$  et  $c$  (cf. Figure 3.6) dont l'expression est la suivante [120] :

$$q(x, y, z) = Q_0 \frac{6\sqrt{3}}{a.b.c.\pi^{3/2}} \exp\left(\frac{-3(x)^2}{c^2}\right) \cdot \exp\left(\frac{-3(y)^2}{a^2}\right) \cdot \exp\left(\frac{-3(z)^2}{b^2}\right) \quad (3.12)$$

Où  $Q_0$  représente la puissance effective émise par l'arc telle que  $Q_0 = \eta UI$  avec  $U$  et  $I$  qui correspondent respectivement à la tension et l'intensité de soudage et  $\eta$  le rendement du procédé.

Dans le plan  $xy$  considéré pour la modélisation bidimensionnelle et en tenant compte d'un régime transitoire en description lagrangienne (on suit le mouvement de la torche au cours du temps), l'équation 3.12 devient :

$$q(x, y, t) = Q_0 \frac{6\sqrt{3}}{a.b.c.\pi^{3/2}} \exp\left(\frac{-3(x(t) - x_0(t))^2}{c^2}\right) \cdot \exp\left(\frac{-3(y(t) - y_0(t))^2}{a^2}\right) \quad (3.13)$$

Où les positions  $x_0(t)$  et  $y_0(t)$  définissent les coordonnées du point d'application de la source pour un instant de calcul  $t$  tel que pour  $x(t) = x_0(t)$  et  $y(t) = y_0(t)$  le flux de chaleur est maximal. Dans la modélisation, le point d'application de la source est pris au centre de l'élément de matière ajouté à chaque incrément de calcul.

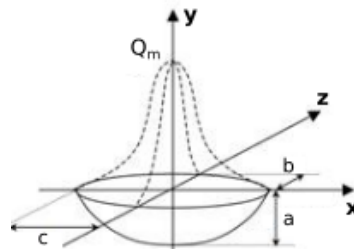


Figure 3.6 – *Modèle mathématique de la source de chaleur - Gaussienne 3D à répartition finie sur une ellipsoïde de rayons a,b,c.*

Les paramètres  $a$ ,  $b$ ,  $c$  et le rendement de la source de chaleur ne sont pas expérimentalement mesurables. Les seules données expérimentales sur lesquelles il est possible de se baser sont les tailles de bain de fusion et les enregistrements de températures via des thermocouples placés à des endroits précis sur le substrat. Fort de ce constat, un plan d'expériences à deux niveaux est mis en place afin d'observer l'influence de  $a$ ,  $b$ ,  $c$  et du rendement sur les tailles de bain de fusion ainsi que sur les températures de pic et les pentes de refroidissement. L'exploitation des résultats issus du plan d'expériences permet d'orienter et de faciliter le calage de la source de chaleur. Les paramètres et le rendement retenus (cf. Tableau 3.5) sont ceux qui permettent d'obtenir des dimensions de bain de fusion et des champs thermiques présentant la meilleure adéquation possible avec les relevés expérimentaux.

Cas	Dépôt 1 #D1				Dépôt n #Dn			
	$a$ (m)	$b$ (m)	$c$ (m)	$\eta$	$a$ (m)	$b$ (m)	$c$ (m)	$\eta$
Cas n°1	0,0025	0,0078	0,005		0,0018	0,0072	0,005	
Cas n°2	0,0025	0,0078	0,005	0,8	0,0025	0,0085	0,005	0,8
Cas n°3	0,0025	0,009	0,005		0,003	0,01	0,005	

Tableau 3.5 – *Paramètres de distribution de la source de chaleur pour chaque cas d'étude et pour les dépôts du premier cordon (#D1) et des cordons suivants (#Dn).*

Pour un même cas d'étude, les paramètres de source du premier cordon (#D1) sont légèrement différents de ceux des cordons suivants (#Dn). En effet, le dépôt du premier cordon utilise une synergie différente des autres cordons (cf. Chapitre 2), ce qui se traduit par des répartitions légèrement différentes. Cette différence de synergie explique également la modification de certains paramètres de source en fonction du cas d'étude. En revanche, le rendement est fixe pour tous les dépôts et tous les cas d'étude car il dépend principalement du procédé de soudage employé, à savoir le GMAW avec un mode de transfert CMT.

### 3.2.2.2 Modélisation des pertes

Les pertes modélisées correspondent à la chaleur dissipée au niveau de la surface du substrat par échange avec l'air (pertes par convection) ou par rayonnement (pertes radiatives). Ces pertes sont évaluées grâce à l'exploitation des enregistrements thermiques réalisés en phase expérimentale. En effet, le coefficient d'échange  $h$  considéré dans la modélisation correspond à la valeur approchée de la pente de refroidissement lorsque la température est quasi uniforme sur toute l'éprouvette (c'est-à-dire à la fin du refroidissement du dernier cordon). L'influence du rayonnement, plutôt visible à haute température, s'exerce au niveau des pics de température enregistrés : plus les pertes radiatives sont importantes, moins le pic de température est important. Le coefficient d'échange  $h$  pris dans la simulation varie en fonction de la température [121] entre  $10 \text{ W.m}^{-2}.\text{K}^{-1}$  et  $15 \text{ W.m}^{-2}.\text{K}^{-1}$ . La valeur de l'émissivité est fixée à 0,4 pour des températures comprises entre  $20^\circ\text{C}$  et  $300^\circ\text{C}$  et 0,75 pour des températures plus élevées [122].

L'implémentation de ces pertes en tant que termes puits passe par la détermination des flux volumiques convectifs et radiatifs en fonction de la température considérée. Ces derniers sont introduits dans le code de calcul sous forme d'une fonction dépendante de la température. Les équations permettant de calculer ces deux types de flux sont les suivantes :

$$q_c(x, y, t) = -\frac{2h(T)}{e}(T - T_0) \quad (3.14)$$

Où  $q_c$  est le flux lié aux pertes par convection exprimé en  $\text{W.m}^{-3}$ ,  $T_0$  est la température ambiante et  $e$  représente l'épaisseur de la plaque.

$$q_r(x, y, t) = -\frac{2\sigma\varepsilon(T)}{e}(T^4 - T_0^4) \quad (3.15)$$

Où  $q_r$  est le flux lié aux pertes par radiations exprimé en  $\text{W.m}^{-3}$ ,  $\sigma$  est la constante de Boltzmann telle que  $\sigma = 5,7 \times 10^{-8} \text{ W.m}^{-2}.\text{K}^{-4}$ ,  $T_0$  est la température ambiante et  $e$  correspond à l'épaisseur de la plaque.

## 3.3 Modélisation mécanique

Cette section présente la mise en équation du problème mécanique établie en fonction des hypothèses de modélisation spécifiées précédemment. Plusieurs modèles d'écrouissage sont également étudiés et discutés afin de converger vers un modèle facile à calibrer et capable de prédire des niveaux de contraintes satisfaisants.

### 3.3.1 Mise en équation

La mise en équation du problème mécanique est conditionnée par les différentes hypothèses de modélisation. Tout d'abord, l'hypothèse des contraintes planes (mot-clé *CodeAster* = C\_PLAN) conduit à considérer que  $\sigma_{zz} = \sigma_{zx} = \sigma_{zy} = 0$ , soit encore  $\varepsilon_{zx} = \varepsilon_{zy} = 0$  et  $\varepsilon_{zz} \neq 0$ .

Dans le cas des contraintes planes, le tenseur des déformations est de la forme :

$$\underline{\underline{\varepsilon}} = \begin{bmatrix} \varepsilon_{xx} & \varepsilon_{xy} & 0 \\ \varepsilon_{xy} & \varepsilon_{yy} & 0 \\ 0 & 0 & \varepsilon_{zz} \end{bmatrix} \quad (3.16)$$

Et le tenseur des contraintes s'écrit :



$$\underline{\underline{\sigma}} = \begin{bmatrix} \sigma_{xx} & \sigma_{xy} & 0 \\ \sigma_{xy} & \sigma_{yy} & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \quad (3.17)$$

La loi de comportement élastique reliant les contraintes aux déformations s'exprime comme suit (notation de Voigt) :

$$\begin{bmatrix} \sigma_{xx} \\ \sigma_{yy} \\ \sigma_{xy} \end{bmatrix} = \frac{E}{1-\nu^2} \begin{bmatrix} 1 & \nu & 0 \\ \nu & 1 & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1-\nu}{2} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_{xx} \\ \varepsilon_{yy} \\ \gamma_{xy} \end{bmatrix} = C \underline{\underline{\varepsilon}}^e \quad (3.18)$$

Où  $\gamma_{xy} = 2\varepsilon_{xy}$ ,  $C$  est le tenseur de Hooke (ou tenseur des constantes élastiques) et  $\underline{\underline{\varepsilon}}^e$  est le tenseur des déformations élastiques.

Par ailleurs, l'hypothèse des petites perturbations permet de négliger le terme quadratique dans l'expression de Green-Lagrange et on obtient la relation déformation-déplacement suivante :

$$\underline{\underline{\varepsilon}} = \begin{bmatrix} \varepsilon_{xx} & \varepsilon_{xy} & 0 \\ \varepsilon_{xy} & \varepsilon_{yy} & 0 \\ 0 & 0 & \varepsilon_{zz} \end{bmatrix} = \frac{\nabla \underline{u} + \nabla^T \underline{u}}{2} = \begin{bmatrix} \frac{\partial u}{\partial x} & \frac{1}{2}(\frac{\partial u}{\partial y} + \frac{\partial v}{\partial x}) & 0 \\ \frac{1}{2}(\frac{\partial u}{\partial y} + \frac{\partial v}{\partial x}) & \frac{\partial v}{\partial y} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{\partial w}{\partial z} \end{bmatrix} \quad (3.19)$$

D'autre part, la prise en compte d'une loi de comportement (thermo) élasto-plastique permet de décomposer la déformation totale en une partie élastique et une partie inélastique telle que :

$$\underline{\underline{\varepsilon}} = \underline{\underline{\varepsilon}}^e + \underline{\underline{\varepsilon}}^p + \underline{\underline{\varepsilon}}^{th} \quad (3.20)$$

Où  $\underline{\underline{\varepsilon}}$  est la déformation plastique totale,  $\underline{\underline{\varepsilon}}^e$  la déformation élastique,  $\underline{\underline{\varepsilon}}^p$  la déformation plastique et  $\underline{\underline{\varepsilon}}^{th}$  la déformation liée à la dilatation thermique du matériau.

La résolution du problème global basée sur les équations d'équilibre doit également prendre en compte les conditions aux limites. La fixation de l'éprouvette par le biais des mors est retranscrit via une liaison encastrement sur la frontière du domaine  $\partial\Omega_1$  (cf. Figure 3.7) telle que :

$$\underline{u} = \underline{0} \quad \text{sur} \quad \partial\Omega_1 \quad (3.21)$$

Les autres bords de l'éprouvette qui constituent la frontière  $\partial\Omega_2$  du domaine (cf. Figure 3.7) sont considérés libres, et la condition aux limites associée est telle que :

$$\underline{\underline{\sigma}} \cdot \underline{n} = \underline{0} \quad \text{sur} \quad \partial\Omega_2 \quad (3.22)$$

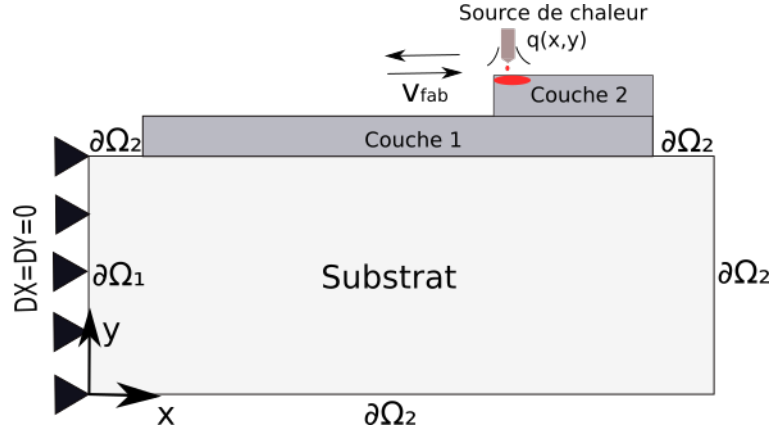


Figure 3.7 – Représentation des conditions aux limites mécaniques appliquées dans la modélisation.

Afin de caractériser le comportement en plasticité du matériau, il est nécessaire de définir un modèle d'écrouissage. Or, le comportement de l'acier 316L soumis à un chargement thermique cyclique est déjà bien connu et documenté car il s'agit d'un acier couramment utilisé notamment dans l'industrie nucléaire [123]. Ce type de sollicitation cyclique modifie progressivement les caractéristiques mécaniques initiales de l'acier 316L. Afin de prendre en compte ce phénomène, il est habituel d'implémenter un modèle d'écrouissage mixte qui prenne en compte la part isotrope de l'écrouissage  $R$  et la part cinématique  $X$ . La modélisation suppose donc un comportement élasto-plastique à écrouissage mixte combinant les effets d'un écrouissage isotrope linéaire et d'un écrouissage cinématique linéaire. Ce type de comportement est appelé par *CodeAster* avec le mot-clé `VMIS_ECMLLINE`.

Les mécanismes de plasticité associés à la loi de comportement utilisée sont gouvernés par une loi d'écoulement plastique caractérisée par une fonction de charge (ou critère de plasticité)  $F$  telle que :

$$F(\sigma, R, X) = (\tilde{\sigma} - X)_{eq} - R \quad (3.23)$$

En considérant la notation  $A_{eq} = \sqrt{\frac{3}{2}} \tilde{A} \cdot \tilde{A}$

$$\dot{\varepsilon}^p = \dot{\lambda} \frac{\partial F}{\partial \sigma} = \frac{3}{2} \dot{\lambda} \frac{\tilde{\sigma} - X}{(\tilde{\sigma} - X)_{eq}} \quad (3.24)$$

$$\dot{p} = \dot{\lambda} = \sqrt{\frac{2}{3}} \dot{\varepsilon}^p \cdot \dot{\varepsilon}^p \quad (3.25)$$

Dans les équations précédentes, la partie isotrope  $R$  de l'écrouissage est linéaire et dépend de la déformation plastique cumulée  $p$  tel que  $R = R(p)$  avec  $R$  qui est une caractéristique du matériau. La partie cinématique de l'écrouissage  $X$  est également linéaire et s'écrit  $X = C\varepsilon^p$  avec  $C$  le coefficient de Prager caractéristique du matériau et  $\varepsilon^p$  la déformation plastique.  $\tilde{\sigma}$  est le tenseur déviatorique des contraintes tel que  $\tilde{\sigma} = \sigma - \sigma_H$  avec  $\sigma_H$  le tenseur hydrostatique. Le multiplicateur plastique  $\dot{\lambda}$ , équivalent à la variation de la déformation plastique cumulée entre deux instants  $\dot{p}$ , est déterminé par la condition de cohérence suivante :

$$\begin{cases} \text{si } F < 0 & \text{ou } \dot{F} < 0 & \dot{\lambda} = 0 \\ \text{si } F = 0 & \text{ou } \dot{F} = 0 & \dot{\lambda} \geq 0 \end{cases} \quad (3.26)$$

### 3.3.2 Discussion sur le modèle d'écrouissage et la restauration d'écrouissage

Dans cette section, on analyse l'influence du modèle d'écrouissage et de la restauration d'écrouissage sur les niveaux de contraintes résiduelles. On justifie ainsi les choix effectués pour la modélisation mécanique par rapport à d'autres options proposées dans la littérature. En effet, outre le modèle d'écrouissage mixte linéaire considéré dans la modélisation, la littérature mentionne également d'autres types de modèles pour simuler le comportement mécanique cyclique de l'acier 316L [124, 125]. Le code de calcul *CodeAster* permet notamment d'utiliser le modèle de comportement élasto-visco-plastique de J-L. Chaboche à écrouissage mixte non linéaire avec prise en compte possible de la viscosité [126]. Ce modèle se caractérise par une (CN1\_CHAB) ou deux (CN2\_CHAB) variables cinématiques, tient compte de la variation des coefficients avec la température et possède un effet d'écrouissage sur les variables tensorielles de rappel. Sa résolution sous hypothèse des contraintes planes utilise une méthode de condensation statique (DE BORST). Le degré de complexité du modèle de J-L. Chaboche (prise en compte de la viscosité, nombre de variables cinématiques...) est lié à la précision souhaitée et aux phénomènes à mettre en évidence.

L. Depradeux et R. Coquard [67] ont étudié l'influence de la viscoplasticité et de l'écrouissage sur le comportement mécanique dans le cas de la superposition de trois cordons en 316L dans la rainure d'une pièce du même matériau. Cette étude montre que la viscosité influe faiblement sur les résultats de contraintes résiduelles car les effets visqueux ont une forte influence uniquement à haute température. En revanche, la restauration d'écrouissage influe fortement sur les niveaux de contraintes notamment pour un modèle d'écrouissage purement isotrope qui a tendance à surestimer les contraintes résiduelles alors qu'elle a une influence moindre pour des modèles d'écrouissages cinématiques ou mixtes. En effet, d'après la figure 3.8, on constate que l'application d'un chargement cyclique sous hypothèse d'un écrouissage purement isotrope (sans considération du phénomène de restauration d'écrouissage) génère une contrainte axiale plus importante que pour les écrouissages cinématiques et mixtes.

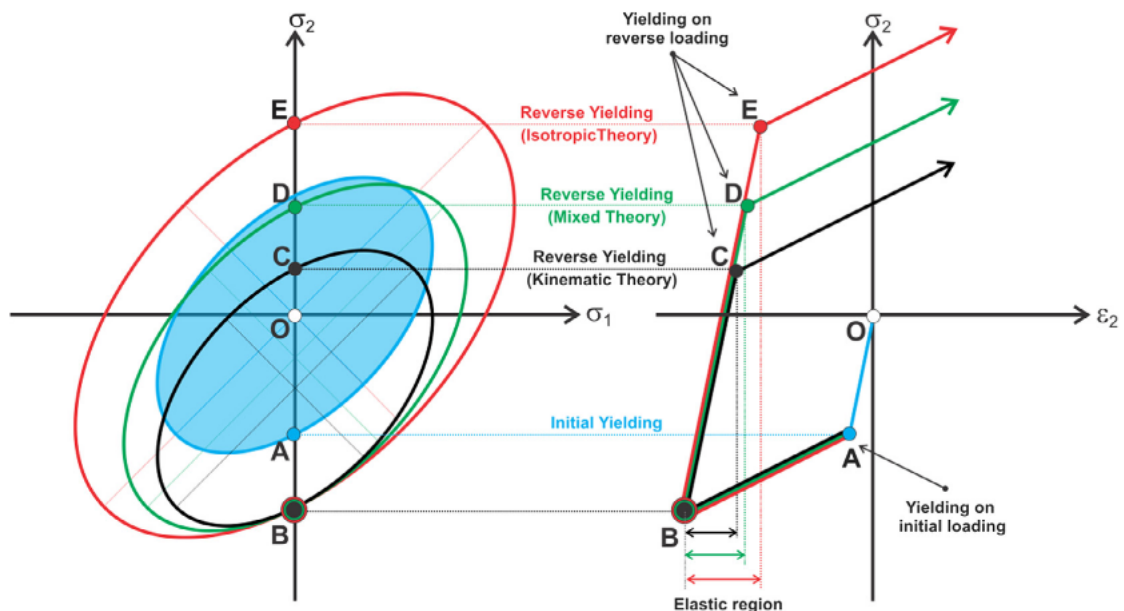


Figure 3.8 – Influence du modèle d'écrouissage pour un comportement cyclique [127].

Dans le cas de l'écrouissage isotrope, la diminution des niveaux de contraintes est donc assurée par la considération d'une restauration d'écrouissage alors que, dans le cas de l'écrouissage ciné-

matique ou mixte, les niveaux de contraintes sont déjà abaissés par la prise en compte de l'effet Baushinger dans l'expression même des écrouissages (cf. Chapitre 1 section 1.2.2.2).

Enfin, l'étude montre que le modèle de Prager (écrouissage mixte linéaire) et le modèle de Chaboche (écrouissage mixte non linéaire) donnent des résultats similaires en termes de contraintes résiduelles. Le modèle de Prager, plus facile à paramétrer que le modèle de Chaboche, serait donc suffisant pour prédire les contraintes résiduelles générées.

Afin de valider les observations décrites précédemment pour la configuration de dépôt considérée, cinq simulations sont réalisées dont trois prennent en compte une restauration d'écrouissage entre 400°C et 1000°C [128] en se basant respectivement sur un modèle d'écrouissage purement isotrope, un modèle de Prager et un modèle élastoplastique de Chaboche (à une seule variable cinématique). Les deux autres simulations ne prennent pas en compte le phénomène de restauration d'écrouissage et utilisent respectivement un modèle d'écrouissage purement isotrope et un modèle de Prager. Les propriétés mécaniques utilisées pour le modèle de Prager et le modèle de Chaboche sont mentionnées, pour le premier, dans le tableau 3.3 et, pour le second, dans le tableau 3.6.

Température (°C)	$R_0$ (MPa)	$R_\infty$ (MPa)	b	$C_\infty$ (MPa)	$\gamma_0$
20	138	1154	2,74	96000	727
275	136	966	2,74	60000	727
550	92	818	2,74	45000	727
750	80	800	2,74	30000	727
900	78	712	2,74	188000	727
1000	67	139	2,74	95000	727

Tableau 3.6 – Paramètres de l'acier 316L utilisés avec le modèle d'écrouissage de J.-L. Chaboche ([113], cf. cas-test EDF R&D hsnv140f). Au delà de 1000°C, les valeurs des paramètres matériau  $R_0$ ,  $R_\infty$  et  $C_\infty$  sont extrapolées linéairement.

Les contraintes résiduelles générées par ces cinq modèles sont évaluées suivant un axe de coupe (T) (cf. Figure 3.9) après le dépôt de cinq cordons de 100 mm dans la configuration de dépôt choisie pour la modélisation. La comparaison des profils de contraintes résiduelles extraits pour ces cinq simulations permet, d'une part, de montrer l'influence de la restauration d'écrouissage en fonction des différents modèles d'écrouissage considérés et, d'autre part, de mettre en évidence l'influence du modèle d'écrouissage en activant la restauration d'écrouissage pour chacun des modèles étudiés.

**Étude de l'influence de la restauration d'écrouissage** La restauration d'écrouissage correspond à une disparition, partielle ou totale, de l'état d'écrouissage du matériau en lien avec les phénomènes thermo-métallurgiques apparaissant au cours du dépôt. En effet, lorsque le métal est écroui par déformation plastique, sa microstructure est modifiée et ses propriétés mécaniques sont dégradées. La microstructure du métal écroui montre des dislocations et des défauts ponctuels dans la matrice du métal. La création de ces défauts cristallins consomme de l'énergie qui, pour la majeure partie, reste emmagasinée dans le métal écroui. Cette énergie gouverne la force motrice nécessaire pour l'activation de la restauration d'écrouissage. Si elle est activée, la restauration d'écrouissage permet de restaurer l'équilibre de la microstructure par annihilation des défauts cristallins et sans germination de nouveaux grains. Or, la libération de l'énergie stockée dans le métal écroui est fonction de la température, ce qui conditionne la mise en place de la restauration d'écrouissage. Par conséquent, on définit la restauration d'écrouissage en fonction d'une température d'activation ( $T_a$ ) et d'une température de restauration totale ( $T_{tot}$ ) de

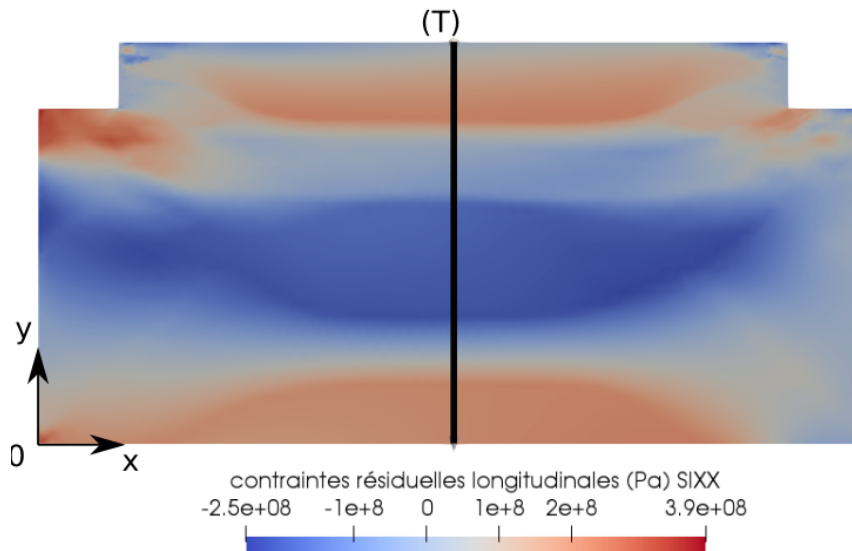


Figure 3.9 – Position de l'axe de coupe ( $T$ ) suivant lequel sont évaluées les contraintes résiduelles longitudinales.

sorte que, pour des températures comprises entre  $T_a$  et  $T_{tot}$ , la restauration d'écroissage est partielle (annihilation partielle des défauts cristallins) et, pour des températures supérieures à  $T_{tot}$ , la restauration d'écroissage est totale (annihilation complète des défauts cristallins). Les conséquences mécaniques de la restauration d'écroissage concernent la déformation plastique cumulée  $p$ . Plus précisément, pour des températures comprises entre  $T_a$  et  $T_{tot}$ , la valeur de la déformation plastique cumulée  $p$  est partiellement annihilée et, pour des températures supérieures à  $T_{tot}$ , la déformation plastique cumulée  $p$  est totalement annihilée.

Pour les modèles étudiés prenant en compte la restauration d'écroissage, on définit, pour l'acier 316L,  $T_a=400^\circ\text{C}$  et  $T_{tot}=1000^\circ\text{C}$  [128] avec, entre  $400^\circ\text{C}$  et  $1000^\circ\text{C}$ , une dégradation linéaire de la déformation plastique cumulée  $p$ . La figure 3.10 présente l'isotherme à  $400^\circ\text{C}$  et  $1000^\circ\text{C}$  pour le début du refroidissement de la cinquième couche. Les profils de contraintes étudiés pourront être analysés au regard des ces isothermes.

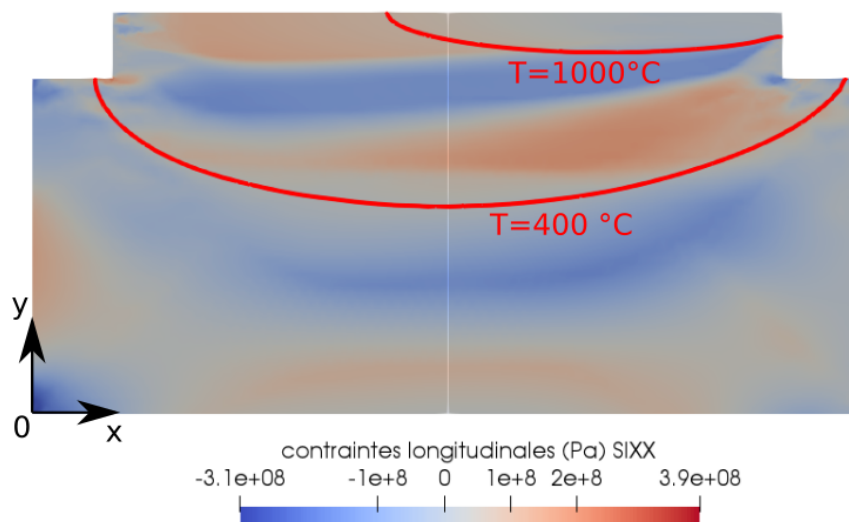


Figure 3.10 – Isothermes caractéristiques du début de la restauration d'écroissage ( $T=400^\circ\text{C}$ ) et de la restauration totale ( $1000^\circ\text{C}$ ) fixées pour la modélisation au début du refroidissement de la cinquième couche (cas nominal).

La figure 3.11 met en évidence l'influence de la restauration d'écroissage sur les niveaux de contraintes pour un modèle d'écroissage isotrope et mixte de Prager. Les résultats obtenus sont

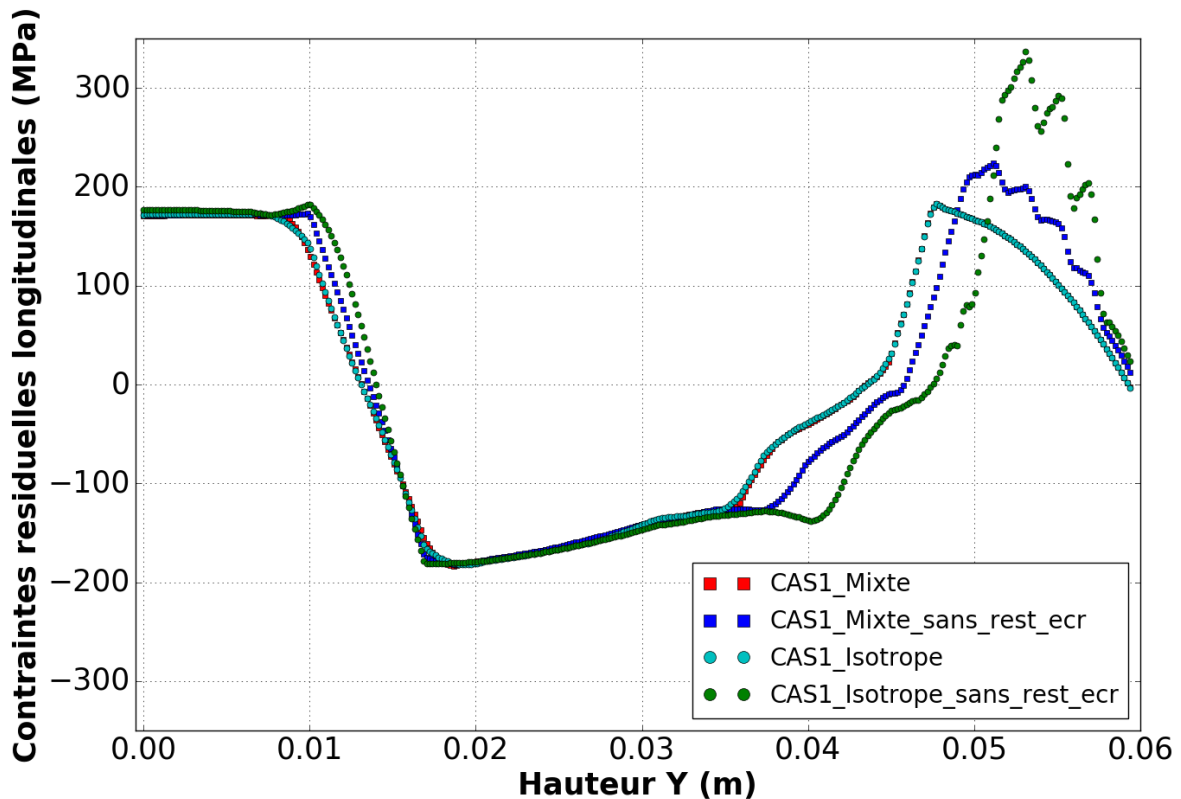


Figure 3.11 – Contraintes résiduelles longitudinales évaluées le long de l'axe de coupe ( $T$ ) après le refroidissement de la cinquième couche du cas d'étude nominal pour un modèle d'écroissage purement isotrope et mixte de Prager, avec et sans restauration d'écroissage.

en accord avec ceux de L. Depradeux et R. Coquard. En effet, on constate que la restauration d'écroissage diminue les niveaux de contraintes pour les deux modèles d'écroissage dans la zone soumise à la restauration, c'est-à-dire dans la zone de dépôt et ses alentours (entre 35 mm et 60 mm). Cette diminution est d'autant plus marquée pour le modèle d'écroissage isotrope. Les niveaux de contraintes relevés au bas du substrat (entre 8 mm et 18 mm) pour un même modèle diffèrent légèrement en fonction de l'activation ou de la désactivation du phénomène de restauration d'écroissage. Cette différence n'est pas directement attribuable à la restauration d'écroissage mais plutôt à un rééquilibrage différent de la structure en lien avec la modification des niveaux de contraintes générés dans la zone de dépôt et ses alentours.

**Influence du modèle d'écroissage** La figure 3.12 présente le profil des contraintes résiduelles longitudinales suivant ( $T$ ) pour trois modèles (purement isotrope, mixte de Prager et Chaboche à une seule variable cinématique), chacun d'entre eux prenant en compte une restauration d'écroissage décrite par une fonction linéaire appliquée entre  $T_a=400^\circ\text{C}$  et  $T_{tot}=1000^\circ\text{C}$ .

On constate que les niveaux de contraintes relevés pour ces trois modèles sont assez proches. L'allure du profil obtenu pour le modèle de Chaboche est légèrement différent car les données d'entrée associées sont spécifiques au modèle, ce qui est en accord avec la remarque de L. Depradeux et R. Coquard quant à la difficulté de paramétrer le modèle de Chaboche. En revanche, par rapport à l'étude de L. Depradeux et R. Coquard, on constate que le modèle

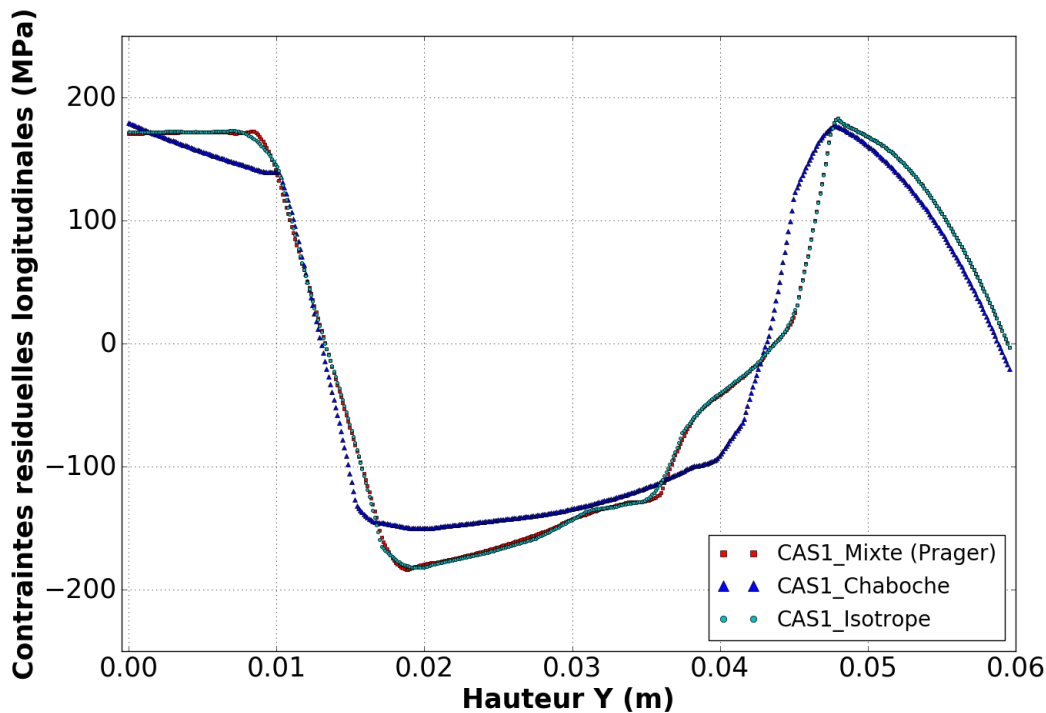


Figure 3.12 – Contraintes résiduelles longitudinales évaluées le long de l’axe de coupe ( $T$ ) après le refroidissement de la cinquième couche du cas d’étude nominal pour un modèle d’écrouissage purement isotrope, de Prager et de Chaboche avec considération de la restauration d’écrouissage activée à partir de  $400^{\circ}\text{C}$  et totale à partir de  $1000^{\circ}\text{C}$ .

d’écrouissage isotrope pourrait également être adapté à une estimation satisfaisante des niveaux de contraintes résiduelles. Cette observation est à mettre en relation avec la position des isothermes à  $400^{\circ}\text{C}$  et  $1000^{\circ}\text{C}$  caractérisant la restauration d’écrouissage (cf. Figure 3.10) appliquée au modèle d’écrouissage isotrope. En effet, d’après la figure 3.10, on constate qu’au début du refroidissement de la cinquième couche, l’ensemble des cordons ainsi qu’une zone conséquente du substrat (jusqu’à 20 mm en dessous du premier cordon environ) est soumise au minimum à une restauration d’écrouissage partielle. Dans cette zone, la déformation plastique cumulée  $p$  est partiellement annihilée, limitant le développement des déformations plastiques dans les cordons à l’origine des contraintes résiduelles. La prise en compte de la restauration d’écrouissage est donc à l’origine de l’abaissement des contraintes résiduelles pour le modèle isotrope de sorte que le profil de contraintes résiduelles longitudinales évalué suivant ( $T$ ) pour le modèle isotrope et mixte de Prager sont quasi équivalents à la fin du refroidissement. En revanche, la validité de ce comportement est conditionnée par la localisation des isothermes de restauration d’écrouissage partielle et totale sur la pièce. D’autres études considèrent par exemple une restauration d’écrouissage pour l’acier 316L à partir de  $600^{\circ}\text{C}$  [113]. En augmentant la température d’activation de restauration d’écrouissage, il est possible que la restauration d’écrouissage ne s’applique plus que sur une partie restreinte du dépôt, engendrant le développement des déformations plastiques dans les cordons non concernés par la restauration d’écrouissage. Ceci aurait pour conséquence une surestimation des contraintes résiduelles pour le modèle d’écrouissage purement isotrope. Par conséquent, pour éviter une éventuelle surestimation des contraintes résiduelles, quelles que soient les températures considérées pour la restauration d’écrouissage, pour n’importe quel type de matériau, on préfère utiliser un modèle d’écrouissage mixte. Enfin, par rapport au modèle d’écrouissage mixte non linéaire de J.-L. Chaboche, on privilégie le modèle mixte linéaire de Prager dont le paramétrage est moins complexe.

### 3.4 Validation thermomécanique du modèle

La validation du modèle est réalisée par la confrontation des résultats numériques et expérimentaux, pour le dépôt d'un cordon de 100 mm de longueur construit dans les conditions expérimentales décrites au Chapitre 2, avec les paramètres procédés du cas nominal pour le dépôt #D1. La validation est menée en deux temps, une comparaison thermique puis mécanique.

#### 3.4.1 Validation thermique

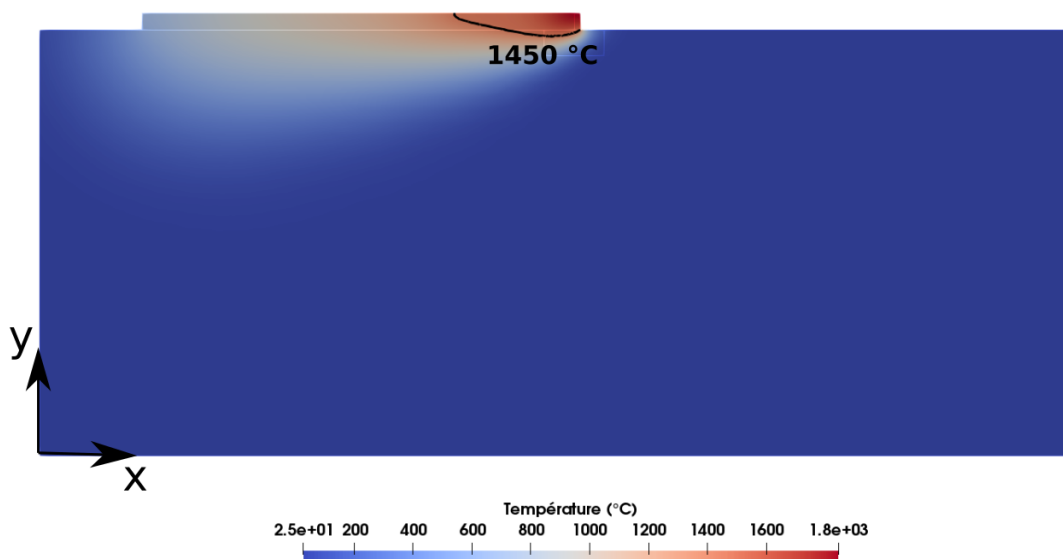
La validation thermique repose sur une confrontation des résultats numériques et expérimentaux pour les dimensions de la zone de fusion et les relevés de températures, pendant la phase de régime établi.

##### 3.4.1.1 Dimensions de la zone de fusion

Dans la modélisation, la zone de fusion est délimitée par l'isotherme du solidus fixé à 1450°C pour l'acier 316L (cf. Figure 3.13). La pénétration et la longueur du bain de fusion sont mesurées avec les dispositifs et suivants les protocoles décrits au Chapitre 2. Le Tableau 3.7 compare la longueur et la pénétration du bain de fusion numérique et expérimental. On constate que les valeurs de pénétration et de longueur numériques sont comprises dans la plage bornée par l'écart-type expérimental. On peut donc estimer que la modélisation thermique mise en place décrit de manière satisfaisante les dimensions de la zone de fusion.

	Pénétration (mm)	Longueur (mm)
Expérimental	0,8 ±0,1	15 ±0,3
Numérique	0,76	14,8

Tableau 3.7 – Mesures de la longueur et de la pénétration du bain de fusion numérique et expérimental pour le dépôt d'un cordon de 100 mm de longueur dans les conditions opératoires du cas nominal.





### 3.4.1.2 Températures

Afin de s'assurer de la pertinence de la modélisation thermique, il faut également comparer les profils de température numériques et expérimentaux. Les profils de température expérimentaux sont relevés au niveau de cinq thermocouples localisés précisément sur le substrat comme montré sur la figure 3.14. Les positions des thermocouples TC1 et TC5 sont choisies afin d'estimer précisément le gradient thermique proche de l'encastrement en évitant les effets de bords. Les positions des thermocouples TC2, TC3 et TC4 sont les mêmes que celles définies au Chapitre 2. Les profils de températures numériques sont extraits suivant des sondes présentant les mêmes coordonnées que ces cinq thermocouples.

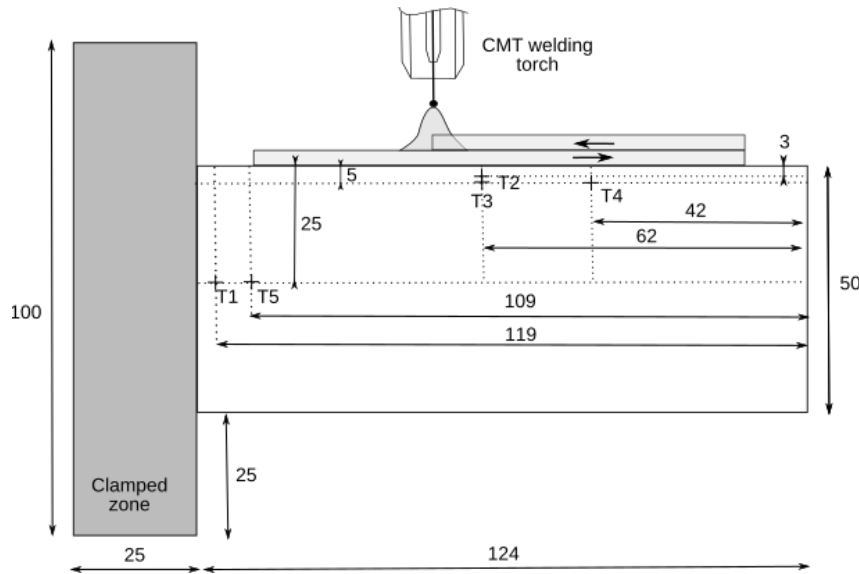


Figure 3.14 – Position des thermocouples utilisés pour la validation thermique du modèle numérique.

Les figures 3.15 et 3.16 montrent les profils de température enregistrés par TC1 et TC5. Ces derniers, placés à 10 mm l'un de l'autre au plus près de l'encastrement (cf. Figure 3.14), permettent de calculer un gradient thermique lié à la dissipation de la chaleur au niveau des mors assurant l'encastrement. Le gradient thermique expérimental calculé au pic vaut environ  $2,5^{\circ}\text{C}\cdot\text{mm}^{-1}$ . Numériquement, ce même gradient vaut environ  $4,0^{\circ}\text{C}\cdot\text{mm}^{-1}$ . La condition de flux imposée sur le bord encastrement ne permet donc pas de retranscrire exactement la dissipation de la chaleur au niveau des mors. La valeur du coefficient d'échange appliqué sur le bord encastrement est surestimé, ce qui diminue la température de pic relevée au niveau de TC1 placé le plus près de l'encastrement. Cependant, cette approximation reste acceptable. La température de pic pour TC1 vaut environ  $77^{\circ}\text{C}$  sur le profil expérimental et  $67^{\circ}\text{C}$  sur le profil numérique, soit une différence de  $10^{\circ}\text{C}$  qui est conservée jusqu'à la fin du refroidissement. Les vitesses de refroidissement expérimentales et numériques de TC1 sont similaires. Par ailleurs, on constate que la condition de flux imposée sur le bord encastrement a peu, voire pas, d'influence sur le profil de température associé à TC5 pourtant situé à 10 mm de TC1. En effet, à l'inverse de ce que montre le profil de TC1, celui de TC5 présente un pic numérique plus important que le pic expérimental. Le pompage thermique par les mors est donc influent uniquement sur une distance comprise entre 10 mm et 20 mm à partir du bord des mors. Ceci signifie que les températures relevées au niveau de TC2, TC3 et TC4 seront peu affectées par une erreur sur l'intensité du flux imposé  $Q_{mors}$ .

La figure 3.17 montre le profil de température numérique et expérimental extrait pour TC2, le thermocouple placé au plus près du dépôt. On constate que la température maximale numérique est surestimée par rapport à l'expérimental : au pic, on relève une température numérique de  $910^{\circ}\text{C}$  tandis que la température expérimentale vaut  $820^{\circ}\text{C}$ , soit une différence inférieure à  $100^{\circ}\text{C}$ .

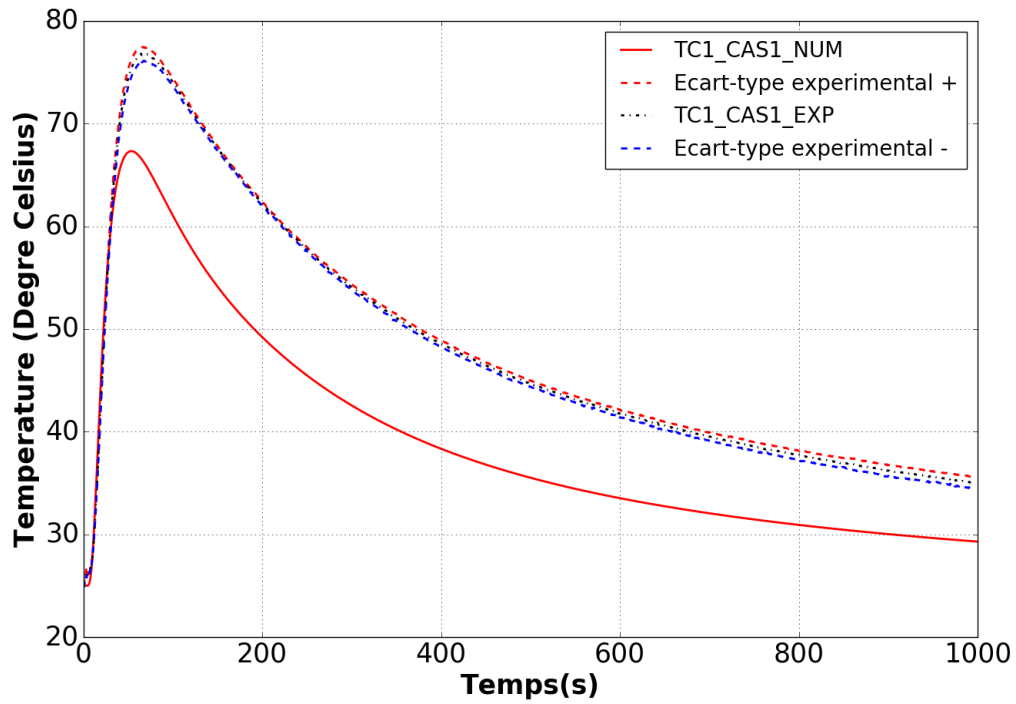


Figure 3.15 – Comparaison numérique/expérimental pour 1 cordon au niveau de TC1.

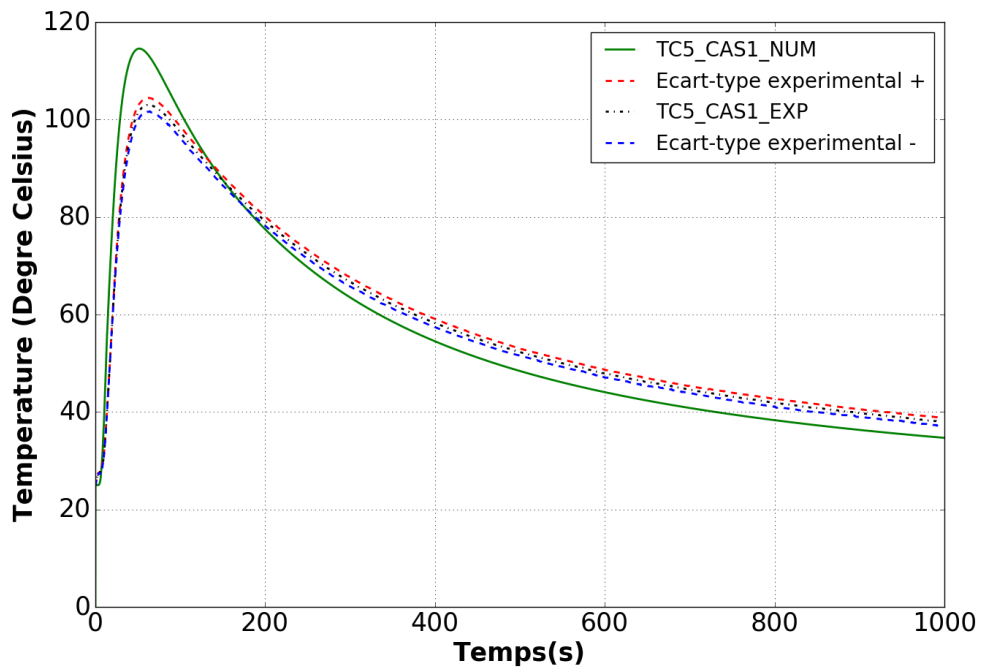


Figure 3.16 – Comparaison numérique/expérimental pour 1 cordon au niveau de TC5.

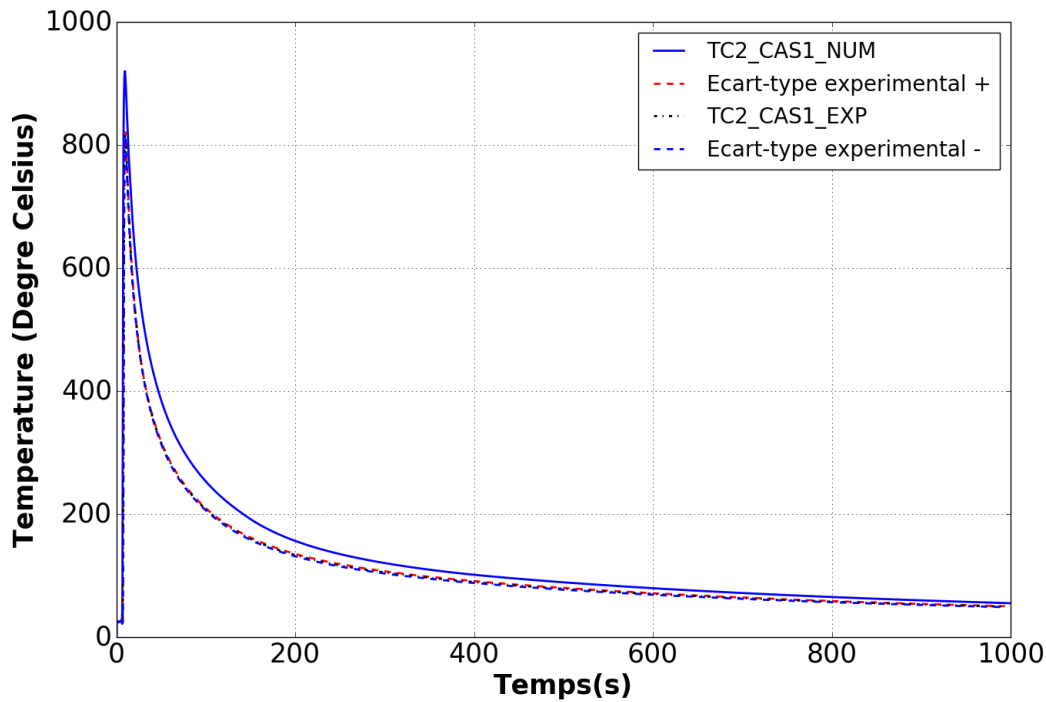


Figure 3.17 – Validation thermique : Comparaison numérique/expérimentale pour 1 cordon au niveau de TC2.

En revanche, les vitesses de refroidissement numérique et expérimentale sont plutôt en bonne adéquation, ce qui est un élément important car les déformations plastiques se développent au cours de la phase de refroidissement (entre 400°C et 200°C).

Les figures 3.18 et 3.19 présentent les profils de température expérimentaux et numériques associés respectivement à TC3 et TC4. Ceux-ci sont assez similaires car TC3 et TC4 sont placés sur la même hauteur dans le substrat (5 mm en dessous du dépôt). Expérimentalement, la température maximale enregistrée vaut 615°C au niveau de TC3 et 580°C au niveau de TC4 alors que, numériquement, on relève une température d'environ 715°C au niveau de TC3 et TC4. Pour ces deux thermocouples, les températures maximales numériques et expérimentales diffèrent assez significativement. Cette tendance à la surestimation au niveau des pics de température par rapport aux données expérimentales peut être liée à une limitation de la modélisation bidimensionnelle qui ne prend pas en compte le phénomène de diffusion dans l'épaisseur de la plaque. En effet, comme mentionné dans le Chapitre 2, les thermocouples sont placés dans un perçage à fond plat d'une profondeur de 1 mm sur une plaque de 6 mm d'épaisseur. En considérant que le dépôt est exactement centré sur l'épaisseur de la plaque (comme confirmé par la macrographie présentée en figure ??), les thermocouples enregistrent les températures sur un plan décalé au maximum de 2 mm par rapport au plan médian de la plaque sur lequel les températures doivent être plus importantes. Les températures extraites de la modélisation bidimensionnelle correspondraient donc plus à des températures relevées sur le plan médian de la plaque. Par ailleurs, l'utilisation d'une colle métallique pour la fixation des thermocouples dans les perçages peut créer une résistance thermique qui abaisse les pics de températures de quelques degrés. Néanmoins, malgré des températures numériques maximales surestimées, on constate, comme pour les autres thermocouples, une assez bonne adéquation des vitesses de refroidissement pour TC3 et TC4, ce qui démontre une bonne estimation du coefficient d'échange appliqué sur l'ensemble de l'échantillon (substrat + dépôt). Après comparaison des résultats numériques et expérimentaux présentés ci-dessus sur les dimensions de la zone fondue et des températures, on peut conclure

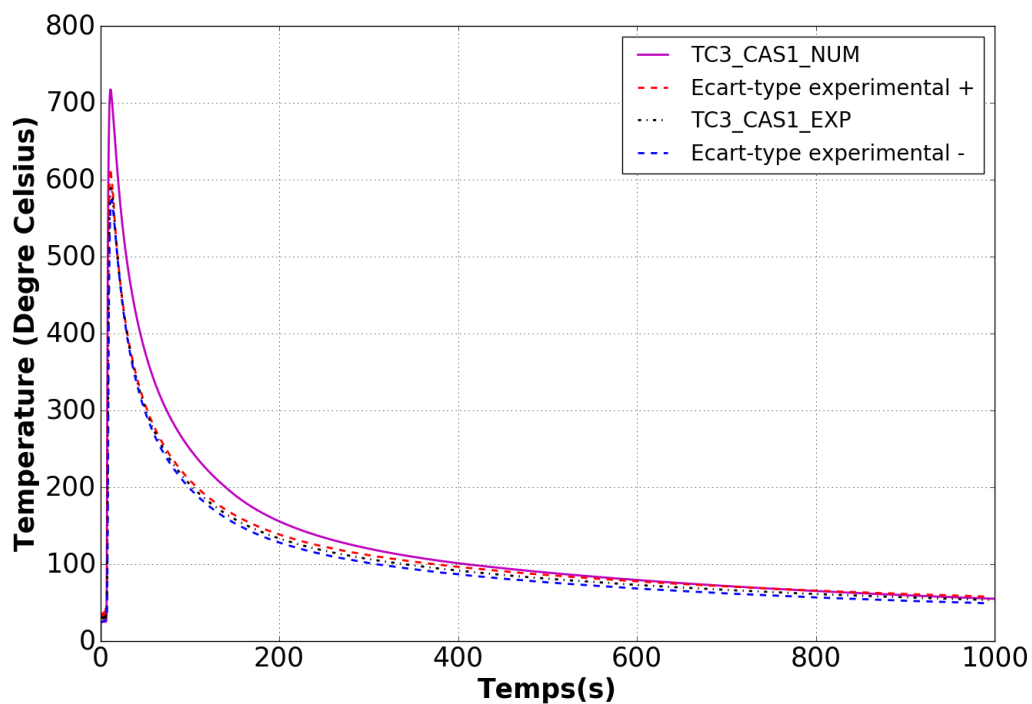


Figure 3.18 – Comparaison numérique/expérimental pour 1 cordon au niveau de TC3.

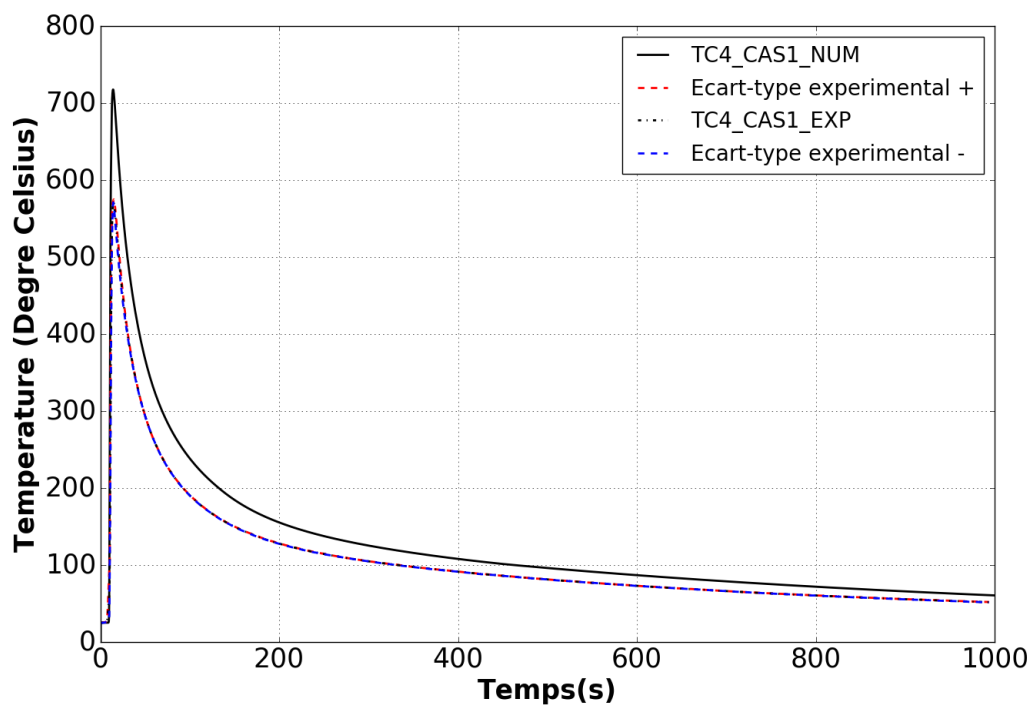


Figure 3.19 – Comparaison numérique/expérimental pour 1 cordon au niveau de TC4.

que la modélisation thermique bidimensionnelle représente plutôt correctement la thermique associée au procédé de dépôt, notamment les phases de refroidissement. Malgré une surestimation de la température maximale, la précision de la modélisation thermique est satisfaisante pour la prédiction des contraintes et des déformations résiduelles.

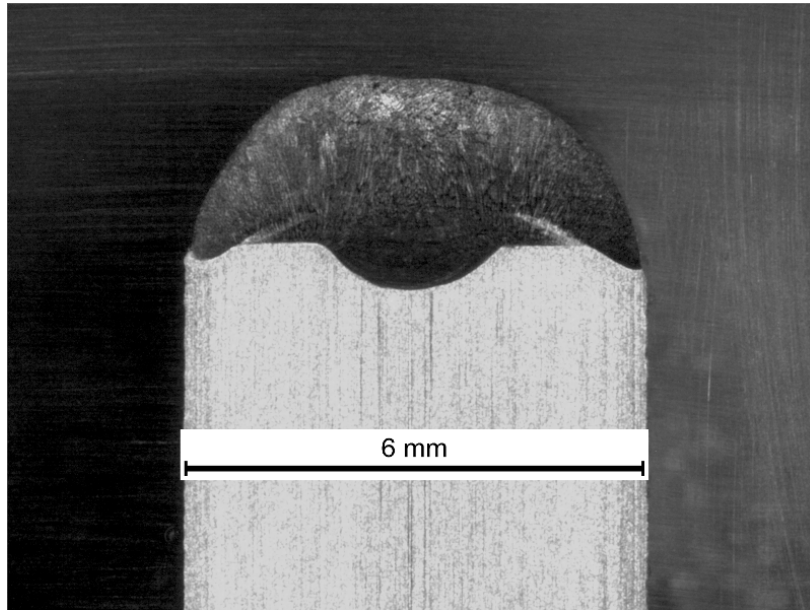


Figure 3.20 – Macrographie réalisée sur la section transversale d'une éprouvette présentant un cordon unique déposé en considérant les paramètres procédé du cas nominal.

### 3.4.2 Validation mécanique

La validation mécanique comprend une comparaison des résultats numériques et expérimentaux obtenus pour l'évolution de la déformée de la plaque au cours du dépôt ainsi que pour les profils de contraintes résiduelles évaluées suivant différents axes.

#### 3.4.2.1 Évolution de la déformée

Expérimentalement, l'évolution de la déformée est obtenue avec un capteur de déplacement laser dont les caractéristiques sont explicitées dans le Chapitre 2. Pour rappel, ce dernier est placé au niveau du bord libre de la plaque afin de pouvoir enregistrer un déplacement vertical en cours de dépôt et évaluer la déformation globale de l'éprouvette à la fin du refroidissement. Numériquement, le point sonde noté P sur la figure 3.21 est pris au coin de la plaque.

La figure 3.22 compare l'évolution du déplacement vertical enregistrée par le capteur de déplacement laser et l'évolution du déplacement vertical du point P.

On constate que les évolutions numérique et expérimentale du déplacement vertical suivent la même tendance avec un déplacement de la plaque vers le bas qui s'amorce dès les premières secondes de dépôt jusqu'au début du refroidissement. Durant la phase de refroidissement, le sens du déplacement vertical numérique et expérimental change ; on observe un déplacement progressif de la plaque vers le haut qui se maintient jusqu'à la fin du refroidissement. Après retour à température ambiante, le déplacement vertical de l'extrémité libre est mesuré à 0,5 mm alors que, numériquement, il est estimé 0,85 mm. Cette déformation globale de l'échantillon, classiquement observée en soudage [50], est principalement liée au retrait longitudinal provoqué par la rétractation du métal au refroidissement. Cette variation de la longueur dans la direction longitudinale, sous hypothèse d'un matériau isotrope, s'écrit telle que :

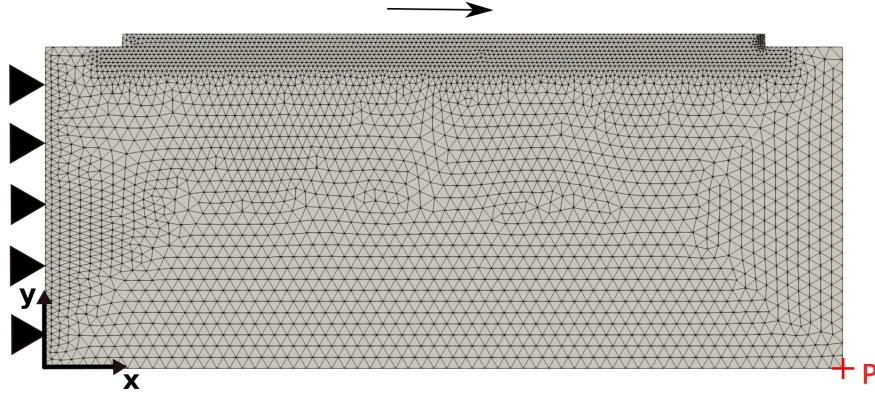


Figure 3.21 – Localisation du point sonde  $P$  permettant d'évaluer la déformation globale de l'échantillon au cours du dépôt.

$$\Delta L(T, t) = \alpha(T, t)L_0\Delta T(t) \quad (3.27)$$

Avec,  $\Delta L$  la variation de longueur (en m),  $\alpha$  le coefficient de dilatation linéaire (en  $\text{mm}\cdot\text{mm}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$  ou en  $\text{m}\cdot\text{m}^{-1}\cdot^\circ\text{C}^{-1}$ ) intrinsèque au matériau considéré,  $L_0$  la longueur de référence (en m) et  $\Delta T$  la variation de température (en K ou en  $^\circ\text{C}$ ).

L'équation 3.27 montre une dépendance linéaire du retrait longitudinal avec le coefficient de dilatation  $\alpha$  et la variation de température pour un intervalle de temps donné. La légère différence constatée entre la déformée numérique et expérimentale à la fin du refroidissement est certainement liée à une approximation du retrait longitudinal  $\Delta L$  au niveau du dépôt dans la modélisation. En effet, comme montré dans la section précédente, les vitesses de refroidissement numériques, même si elles sont satisfaisantes, ne sont pas exactement identiques à celles enregistrées expérimentalement. La variation de température  $\Delta T$  entre deux instants considérés au refroidissement est donc différente sur le profil numérique et expérimental. Par conséquent, au vu de l'équation 3.27, il existe une différence dans l'estimation du retrait longitudinal  $\Delta L$  qui se répercute sur la déformée de l'échantillon.

De plus, si, pour la plage de températures rencontrées dans les essais, l'acier 316L présente des propriétés mécaniques (notamment un module d'Young) quelque peu différentes de celles choisies dans la littérature pour la modélisation, il est possible que l'évolution de la rigidité de la structure réelle et de la structure modélisée soit quelque peu différente, ce qui peut contribuer à ces écarts dans les valeurs de déplacement.

Enfin, l'écart entre la déformée prédite par la simulation thermomécanique et mesurée expérimentalement par le capteur laser est également à analyser au regard des déformations plastiques générées dans les cordons. En effet, si la simulation basée sur un comportement élastoplastique à écrouissage mixte de Prager, calcule des champs de déformations plastiques trop importants dans les cordons, on risque de surestimer la déformée.

### 3.4.2.2 Profils de contraintes résiduelles

Les profils de contraintes résiduelles expérimentaux sont obtenus avec la technique de diffraction neutronique. Pour la validation du modèle thermomécanique, les mesures sont réalisées sur un échantillon présentant un unique dépôt de 100 mm construit avec les paramètres procédés du cas nominal. La campagne de mesures a été effectuée à l'Institut Laue-Langevin (ILL) de Grenoble qui utilise une source de neutrons continue délivrée par un Réacteur à Haut Flux (RHF)

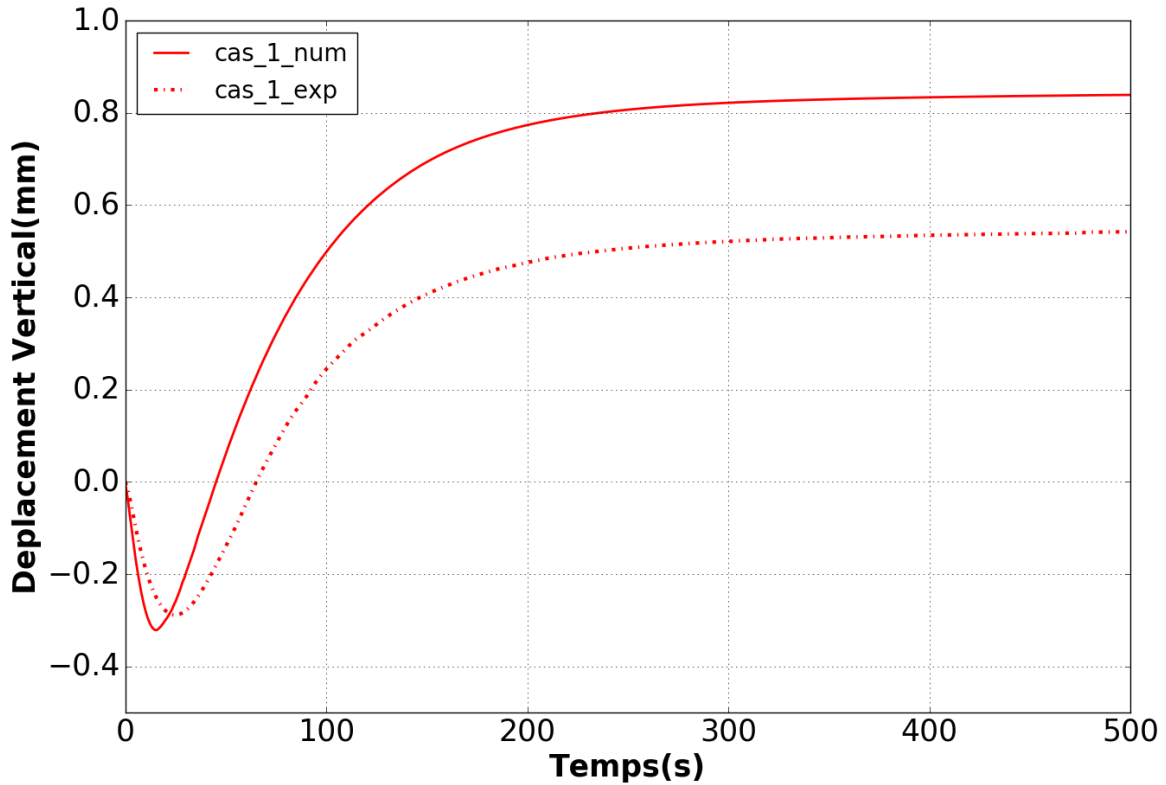


Figure 3.22 – Comparaison numérique/expérimental du déplacement vertical du bord libre de l'échantillon pour 1 cordon (sonde P).

de 58 MW. L'instrument utilisé pour déterminer les champs de déformations dans un volume élémentaire de l'échantillon est le diffractomètre SALSA (cf. Figure 3.23) dont les caractéristiques sont les suivantes :

- un guide neutrons à super miroir et haut flux (*super mirror neutron guide*) ;
- un monochromateur à double focalisation ;
- un détecteur 2D (*Position Sensitive Detector*, PSD) permettant une acquisition rapide ;
- un robot porte-échantillon, qui permet l'inclinaison et la translation simultanée avec une précision de 10  $\mu\text{m}$  et une capacité maximale en poids de 1000 kg ;
- une gamme de longueur d'ondes variable en continu et située entre 0,13 nm et 0,34 nm ;
- une optique de faisceau interchangeable pour des configurations expérimentales différentes.

Comme pour l'installation du *Helmholtz-Zentrum Berlin für Materialien und Energie* (HZB), le monochromateur utilisé est en silicium parfait. La longueur d'onde considérée pour cette campagne de mesure est sélectionnée à 1,65 Å. Le plan  $hkl$  est identique à celui utilisé pour les mesures effectuées au HZB (cf. Chapitre 2), à savoir le plan  $\{311\}$ . L'angle de référence  $2\theta$  vaut  $98,5^\circ$  entre la faisceau de neutrons et le détecteur, placé suivant l'angle de Bragg  $2\theta$ . Le volume de mesure (*gauge volume*) est de  $2 \times 2 \times 0,6 \text{ mm}^3$  dans les trois directions. L'échantillon est placé sur le porte-échantillon suivant deux orientations comme montré sur la figure 3.24 afin de mesurer des déformations suivant les trois directions du repère Oxyz.

Les profils de contraintes résiduelles numériques et expérimentaux sont comparés suivant plusieurs axes présentés en figure 3.25. Les comparaisons sont effectuées pour les contraintes résiduelles uniquement dans le substrat car les mesures des déformations dans le cordon ne sont pas concluantes. Dans cette zone, les pics de diffraction obtenus sont trop larges en raison de

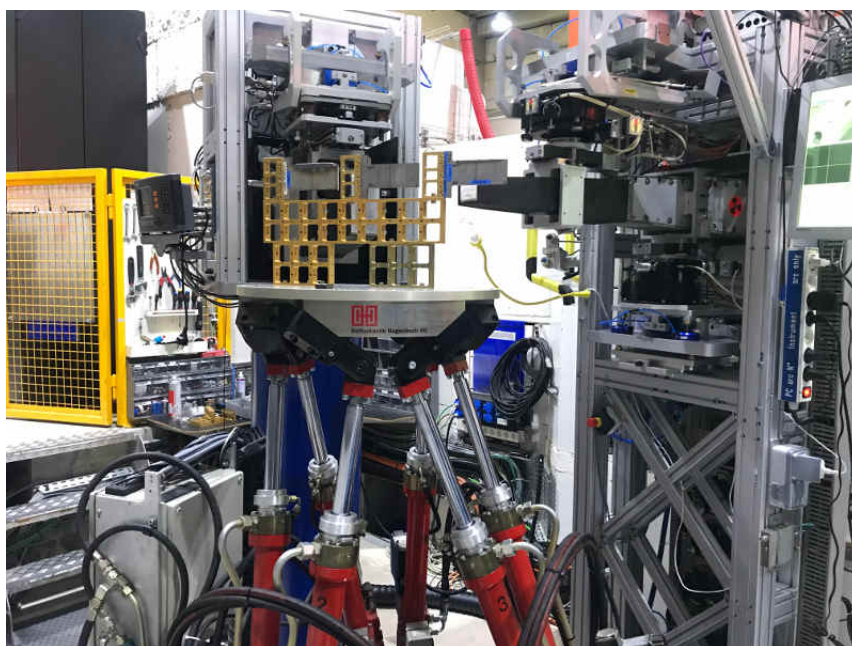


Figure 3.23 – *Dispositif expérimental utilisé pour la mesure des déformations par diffraction neutronique à l'ILL (diffractomètre SALSA) avec le montage présentant cinq échantillons.*

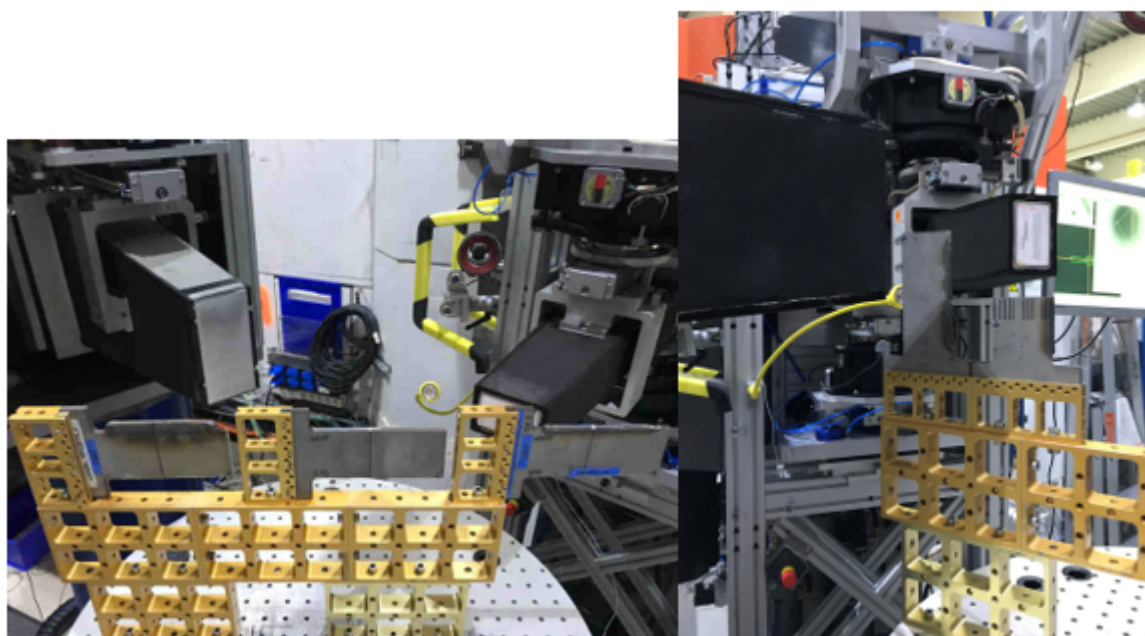


Figure 3.24 – *Positionnements de l'échantillon dans l'environnement de l'instrument SALSA pour la campagne de mesures des déformations par diffraction neutrons à l'ILL.*



la microstructure du métal caractéristique de la zone fondue (cf. analyses EBSD au Chapitre 2). En revanche, on peut raisonnablement supposer que la modélisation du comportement mécanique de l'échantillon est validée si les contraintes résiduelles numériques et expérimentales dans le substrat sont en adéquation. En effet, le comportement du substrat est conditionné par les déformations plastiques créées dans la zone de dépôt. Si les contraintes résiduelles dans le substrat sont validées, cela implique que la modélisation du dépôt est également plutôt bien retranscrite.

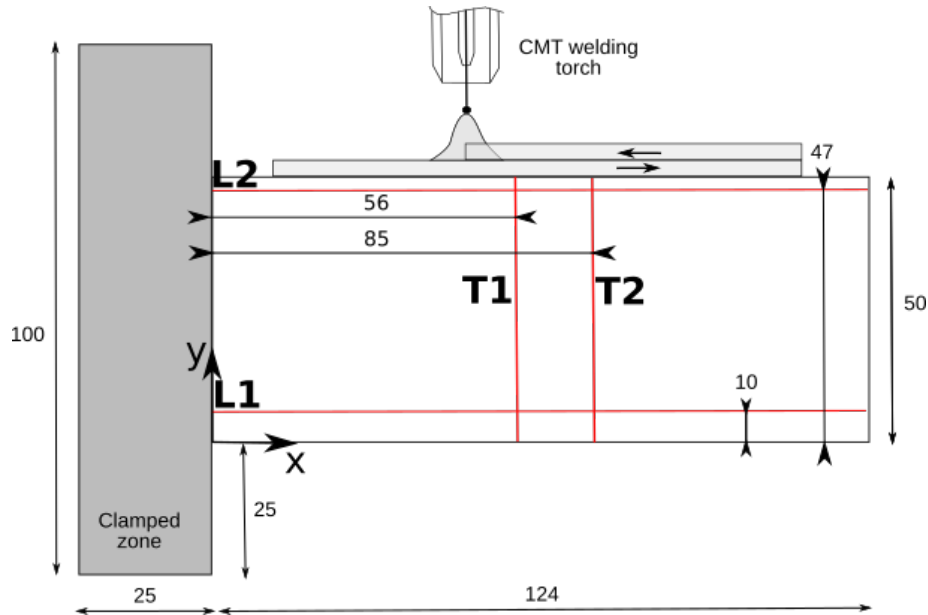


Figure 3.25 – Positionnement des différents axes d'analyse des contraintes résiduelles.

Les figures 3.26 et 3.27 montrent les niveaux et les répartitions des contraintes résiduelles longitudinales et transversales issus de la modélisation numérique et de l'expérience, le long de deux axes transversaux, respectivement  $T1$  et  $T2$ . Les contraintes expérimentales estimées dans un volume de mesure (*gauge volume*) sont représentées avec une barre d'erreur qui dépend de l'incertitude calculée sur l'angle diffracté.

Tout d'abord, on constate que les profils des contraintes longitudinales et transversales extraits de la modélisation suivant  $T1$  et  $T2$  sont plutôt en bon accord avec les résultats expérimentaux. D'après l'analyse des profils suivant  $T1$  et  $T2$ , on remarque que les contraintes transversales sont quasi nulles sur toute la hauteur de l'éprouvette. Sous l'hypothèse des contraintes planes, on retrouve donc une distribution quasi uniaxiale des contraintes résiduelles déjà mise en évidence par les mesures réalisées au *Helmholtz-Zentrum Berlin für Materialien und Energie* (cf. Chapitre 2). D'autre part, les profils de contraintes longitudinales évalués suivant  $T1$  ou  $T2$  montrent que les zones de transition traction/compression sont clairement validées par l'expérience. De plus, on constate que la zone située 10 mm en dessous du dépôt est en traction. Dans cette région, la contrainte résiduelle longitudinale atteint un maximum en traction alors que les contraintes transversales sont quasi nulles. Suivant  $T1$ , ce maximum vaut expérimentalement 260 MPa contre, numériquement, 232 MPa. Suivant  $T2$ , on mesure ce maximum à 242 MPa tandis que numériquement on l'estime à 233 MPa. Les distributions et les niveaux de contraintes résiduelles longitudinales suivant  $T1$  et  $T2$  sont donc assez similaires en lien avec le chargement thermique pour lequel le régime est quasi-stationnaire au centre de l'éprouvette. Enfin, l'expérience vient corroborer les résultats numériques qui montrent une diminution des contraintes en traction sur les derniers millimètres en haut de l'échantillon et, par extrapolation, dans le cordon.

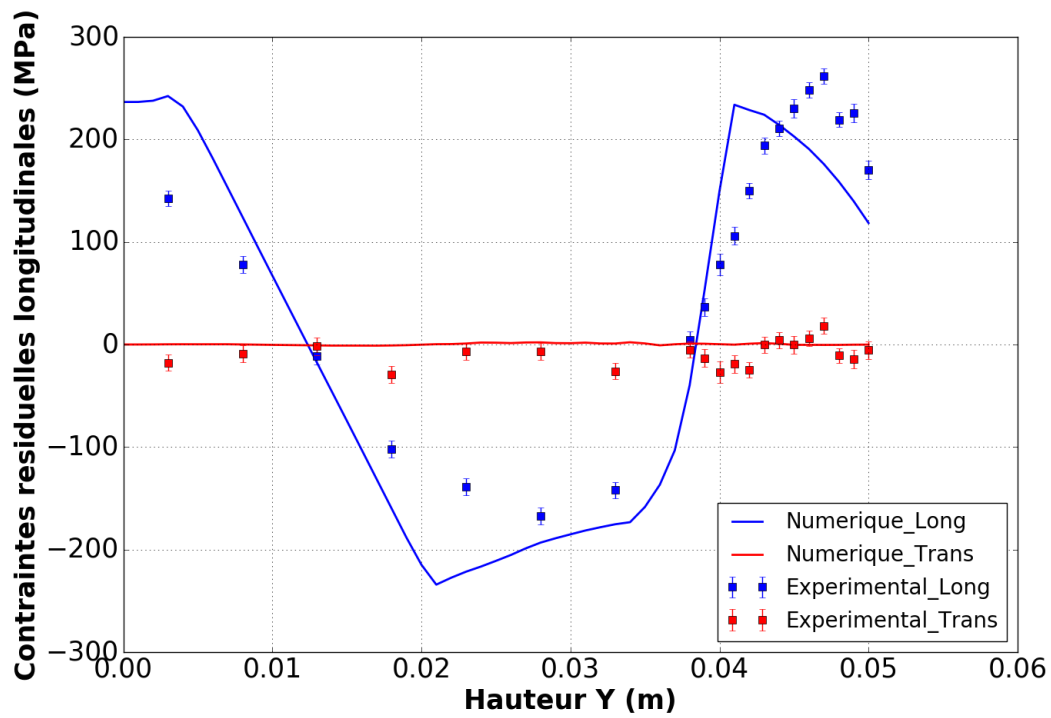


Figure 3.26 – Contraintes résiduelles numériques et expérimentales évaluées suivant l'axe transversal T1 ( $x = 56 \text{ mm}$ ).

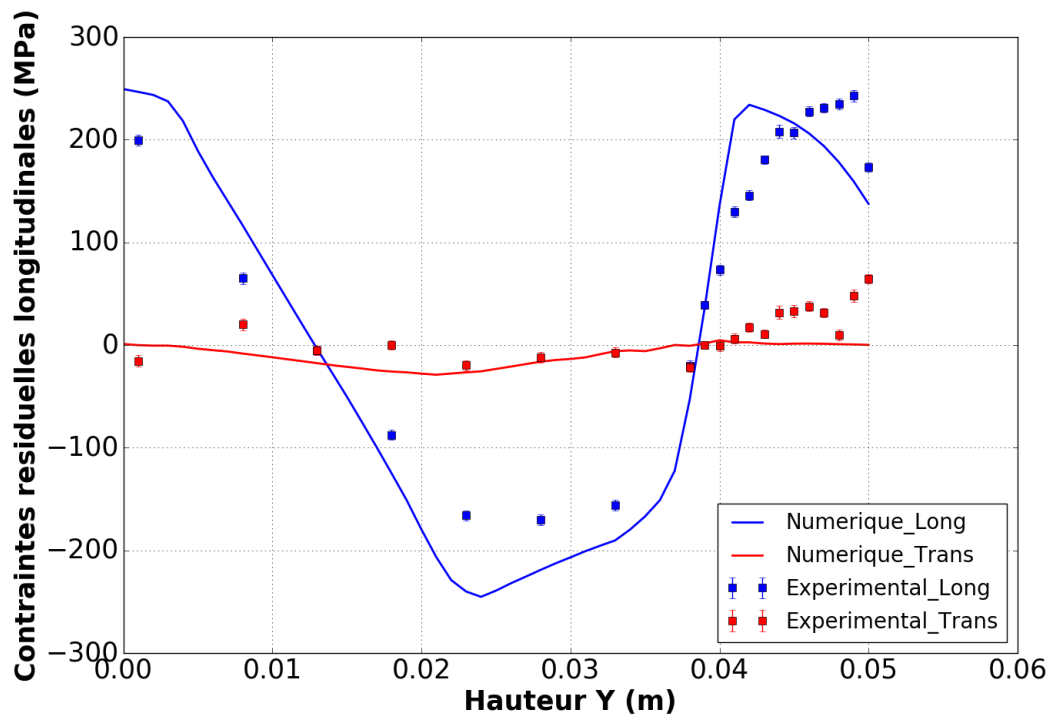


Figure 3.27 – Contraintes résiduelles numériques et expérimentales évaluées suivant l'axe transversal T2 ( $x = 85 \text{ mm}$ ).

Les figures 3.28 et 3.29 montrent les niveaux et les répartitions des contraintes résiduelles longitudinales et transversales, numériques et mesurées par diffraction, le long de deux axes longitudinaux, respectivement  $L1$  et  $L2$ .

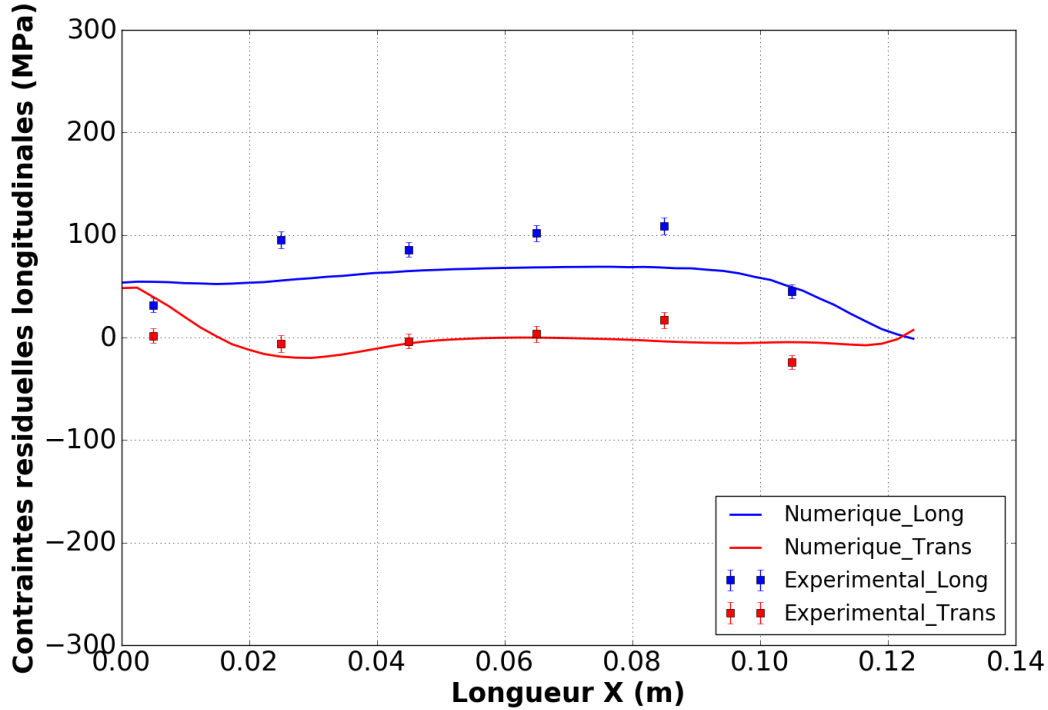


Figure 3.28 – Contraintes résiduelles numériques et expérimentales évaluées suivant l'axe longitudinal  $L1$  ( $y = 10$  mm).

Les profils de contraintes résiduelles longitudinales et transversales extraits de la modélisation sont plutôt en bon accord avec l'expérience quoiqu'on constate une prédiction sous-estimée des contraintes longitudinales d'environ 30 MPa suivant  $L1$  et  $L2$ . Comme montré précédemment avec les profils de contraintes suivant  $T1$  et  $T2$ , les niveaux de contraintes résiduelles transversales sont faibles par rapport aux niveaux de contraintes résiduelles longitudinales, voire quasi-nuls (distribution quasi uniaxiale des contraintes résiduelles longitudinales). En particulier, le profil des contraintes résiduelles longitudinales extrait de l'expérience suivant  $L1$  retranscrit bien le comportement mécanique caractéristique de la condition de bord libre existant sur l'extrémité de l'échantillon. En effet, on remarque qu'à 20 mm du bord libre, la contrainte longitudinale vaut 45 MPa alors que sur le point de mesure précédent elle vaut plus de 100 MPa, ce qui semble aller dans le sens d'un champ de contrainte nul sur le bord libre.

Par ailleurs, même s'il manque des points de mesure pour confirmer la tendance, on constate que le profil de contraintes résiduelles longitudinales évalué suivant  $L2$ , issu de la simulation thermomécanique, respecte également la condition de bord libre car pour,  $x = 124$  mm (c'est-à-dire au niveau du bord libre de l'éprouvette),  $\sigma_{xx} = 0$  MPa. De plus, alors que la contrainte résiduelle longitudinale tend vers 0 proche du bord libre, la contrainte résiduelle transversale présente une variation assez importante. Ce comportement ne contrevient pas à la condition de bord libre car la contrainte transversale est orientée perpendiculairement au vecteur normal du bord libre ( $\sigma_{yy} \cdot n \neq 0$ , avec  $n$  le vecteur normal au bord libre de l'éprouvette). Cette variation significative de la contrainte résiduelle transversale pourrait être liée à un effet combiné de la géométrie et de la thermique du dépôt. En effet, les variations de contraintes résiduelles transversales apparaissent à  $x = 12$  mm et  $x = 112$  mm, c'est-à-dire au niveau du début et de

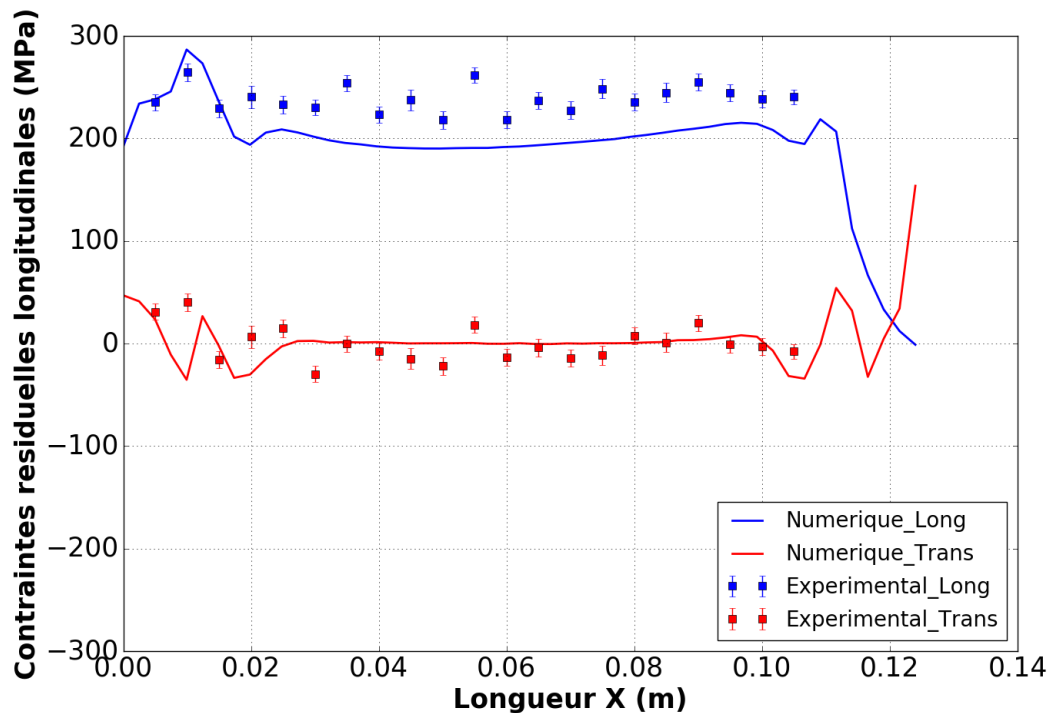


Figure 3.29 – Contraintes résiduelles numériques et expérimentales évaluées suivant l’axe longitudinal  $L2$  ( $y = 47$  mm).

la fin du cordon qui expérimentent respectivement les phases d’allumage et d’extinction de l’arc électrique. Ces phases transitoires sont à l’origine de vitesse de chauffe et de refroidissement importantes, ce qui provoquerait les variations de contraintes résiduelles transversales observées au niveau de l’axe  $L2$  situé à 3 mm en dessous du dépôt.

### 3.5 Conclusion

Ce chapitre a permis de décrire et de valider le modèle thermomécanique mis en place pour prédire les contraintes et les déformations résiduelles générées dans une pièce fabriquée par le procédé WAAM. En particulier, le modèle implémenté respecte la configuration expérimentale établie au Chapitre 2 en prenant en compte l’ajout de matière au-fur-et-à-mesure de la construction de la pièce. Cette modélisation est bien adaptée pour décrire la génération des contraintes résiduelles et des déformations en cours et en fin de procédé. Il est donc possible de suivre et d’analyser l’évolution du comportement mécanique au cours et à la fin de la fabrication.

Dans la phase de validation, on montre notamment que la prédiction des états thermiques et mécaniques de l’éprouvette lors du dépôt et en fin de dépôt est satisfaisante. En effet, si l’on se réfère aux validations thermique et mécanique menées pour le dépôt d’un cordon, on constate que les résultats numériques thermiques (taille de bain de fusion et profils de températures) et mécaniques (évolution de la déformée et profils de contraintes résiduelles) sont plutôt en bon accord avec les mesures expérimentales.

D’autre part, cette simulation présente des temps de calcul assez satisfaisants. Ces temps relativement courts, compte-tenu des hypothèses de modélisation, sont liés notamment à la considération d’un modèle bidimensionnel pour lequel le nombre de degré de liberté est réduit par rapport à un modèle tridimensionnel.

Enfin, cette modélisation prend en compte les paramètres procédé réels comme données d’entrée. En effet, l’apport de matière est dimensionné en fonction des paramètres procédé considérés (vi-

tesse fil, diamètre de fil et vitesse d'avance) et les intensités et tensions de soudage interviennent dans l'expression de la source de chaleur. Les temps de refroidissement pris entre chaque couches sont également identiques à ceux réellement utilisés.

Par la suite, cette modélisation est utilisée pour simuler les trois cas d'étude qui sont caractérisés par des jeux de paramètres procédé différents pour le dépôt des cinq couches. Il s'agira alors de mettre en évidence l'influence des paramètres procédés pris en compte dans la modélisation sur les niveaux et les répartitions de contraintes et de déformations dans l'éprouvette.

## Chapitre 4

# Influence des paramètres procédé lors d'une opération de dépôt WAAM

L'objectif de ce chapitre est de mettre en évidence l'influence des paramètres procédé sur les niveaux de contraintes et de déformations générés. Pour cela, les différents cas d'étude sont étudiés à travers l'analyse des mesures expérimentales et des résultats issus de la simulation thermomécanique.

### 4.1 Contexte

L'influence des paramètres procédé sur les états de contraintes et de déformations résiduels est étudiée en se basant sur trois cas d'étude définis par des jeux de paramètres procédé spécifiques. Ces derniers sont rappelés dans le Tableau 4.1. La configuration de dépôt est la même que celle présentée au Chapitre 2. Cinq cordons de 100 mm sont déposés sur l'épaisseur d'une plaque maintenue verticalement, dans la direction longitudinale comme montré en figure 4.1. Le substrat, c'est-à-dire la zone utile pour le dépôt, correspond à une zone rectangulaire de 124 mm × 50 mm (cf. Figure 4.1). La stratégie de dépôt considérée est telle que le point d'arrivée de la couche précédente correspond au point de départ de la suivante (stratégie de dépôt "aller-retour"). Des mesures de champs thermiques et mécaniques sont réalisées sur plusieurs éprouvettes qui sont fabriquées avec les paramètres procédé du cas d'étude considéré. L'instrumentation mise en place pour ces mesures, effectuées en cours de procédé ou bien a posteriori, a été présentée précédemment (cf. Chapitre 2). Dans ce chapitre, les données thermiques (profils de température et dimensions de la zone de fusion) et mécaniques (déformée de l'éprouvette et profils de contraintes résiduelles) sont exploitées afin de mettre en évidence des similitudes et/ou des différences significatives entre chaque cas. La figure 4.1 rappelle la position des différents thermocouples (notés  $T_n$ ) et du capteur de déplacement laser qui, respectivement, permettent d'enregistrer des profils de température et l'évolution de la déformée de l'éprouvette à des emplacements localisés. Les longueurs des bains de fusion sont mesurées sur des images acquises via une caméra rapide intégrée sur le bras du robot et orientée perpendiculairement par rapport à l'éprouvette afin de visualiser le profil longitudinal du bain de fusion (cf. Chapitre 2, section 2.2.1.3). Les profils de contraintes résiduelles sont obtenus par la méthode de diffractométrie de neutrons au *Helmholtz-Zentrum Berlin für Materialien und Energie* (HZB) de Berlin sur le diffractomètre E3 et à *L'Institut Laue Langevin* (ILL) de Grenoble sur le diffractomètre SALSA. Le principe de mesure utilisé par ces deux dispositifs expérimentaux (présentés dans les Chapitre 2 et 3) est le même. Ces deux diffractomètres sont dotés d'un monochromateur qui sélectionne une longueur d'onde spécifique. Le calcul des déformations à partir des angles de diffraction est donc effectué sous hypothèse d'une longueur d'onde constante.

Parameters	Cas 1		Cas 2		Cas 3	
	Dépôt 1 #D1	Dépôt n #Dn	Dépôt 1 #D1	Dépôt n #Dn	Dépôt 1 #D1	Dépôt n #Dn
$U$ (V)	13	13	13,4	13,3	13,2	13,3
$I$ (A)	107	86	123	110	124	112
$V_s$ (m/s)	0,007	0,007	0,007	0,007	0,0086	0,0086
$E_t$ (J/mm)	159,0	127,8	188,4	167,2	152,3	138,6
$V_f$ (m/min)	3,2	2,5	4,2	3,3	4,2	3,3

Tableau 4.1 – Paramètres procédés associés à chaque cas d'étude (Cas 1 (cas nominal), Cas 2, Cas 3) pour le premier dépôt #D1 et les dépôts suivants #Dn

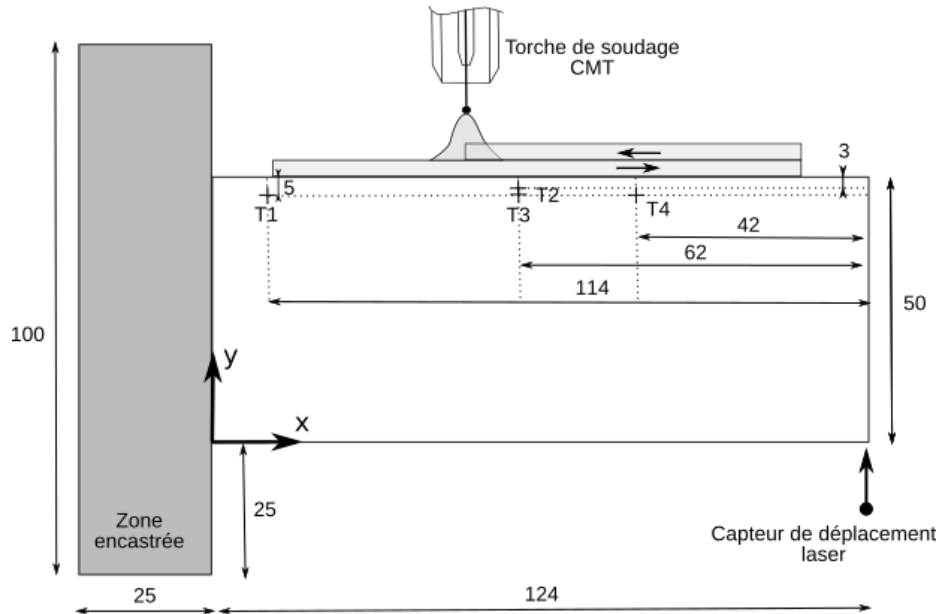


Figure 4.1 – Configuration du dispositif expérimental avec l'emplacement des mesures pour les températures et pour le déplacement vertical de l'éprouvette

La modélisation mise en place pour étudier le comportement thermomécanique des échantillons prend en compte les paramètres procédés réels. Les tensions et les intensités de dépôt mesurées sont intégrées dans l'expression de la source de chaleur équivalente. Le diamètre du fil, les vitesses d'apport de matière (ou vitesse fil) et les vitesses d'avance de la torche entrent en compte dans le dimensionnement de l'élément de matière ajouté. Ce dernier est ajouté à chaque pas de calcul considéré, ce qui permet de suivre l'évolution des états thermiques et mécaniques durant la phase de dépôt. Le Tableau 4.2 présente les paramètres numériques associés à l'expression de la source de chaleur équivalente ( $a$ ,  $b$ ,  $c$ ,  $U$ ,  $I$ ,  $\eta$ ) ainsi que les dimensions de l'élément de matière ajouté ( $u_L$ ,  $u_h$ ,  $e$ ) calculées suivant les équations présentées dans la section 3.1.4 (Chapitre 3). Les résultats issus de la simulation sont obtenus en considérant l'ensemble des hypothèses et des conditions aux limites évoquées dans la construction du modèle thermomécanique au Chapitre 3. Les résultats numériques issus des simulations des trois cas d'étude sont d'abord confrontés aux relevés expérimentaux afin de discuter la validité des prédictions à l'emplacement des points de mesure. Les tendances mises en évidence avec la comparaison des résultats expérimentaux de chaque cas sont également exploitées pour être confrontées aux tendances mises en évidence avec la comparaison des résultats numériques. La simulation numérique est ensuite utilisée pour étudier la cartographie complète des champs thermiques et mécaniques sur l'ensemble de l'éprouvette, ce qui représente un véritable atout par rapport à l'expérimentation pour laquelle les mesures sont uniquement ponctuelles.

Parameters	Cas 1		Cas 2		Cas 3	
	Dépôt 1 #D1	Dépôt n #Dn	Dépôt 1 #D1	Dépôt n #Dn	Dépôt 1 #D1	Dépôt n #Dn
$U$ (V)	13	13	13,4	13,3	13,2	13,3
$I$ (A)	107	86	123	110	124	112
$a$ (mm)	2,5	1,8	2,5	2,5	2,5	3,0
$b$ (mm)	7,8	7,2	7,8	8,5	9,0	10,0
$c$ (mm)	5,0	5,0	5,0	5,0	5,0	5,0
$\eta$		0,8		0,8		0,8
$u_L$ (mm)		0,7		0,7		0,86
$u_h$ (mm)	2,00	1,95	2,02	1,98	2,14	2,09
$e$ (mm)	4,30	3,46	5,59	4,50	4,30	3,46

Tableau 4.2 – Paramètres d’entrée du modèle numérique définis pour le premier dépôt #D1 et les dépôts suivants #Dn du cas 1 (cas nominal), du cas 2 et du cas 3

## 4.2 Analyse thermique

Dans une étude thermomécanique du procédé WAAM menée sous hypothèse d’un couplage faible (avec une interaction dominante de la thermique sur la mécanique), l’analyse thermique est essentielle car elle conditionne les états mécaniques. Dans cette section, on étudie, pour chacun des cas, les dimensions de la zone de fusion et les profils de température au niveau des emplacements repérés sur la figure 4.1, extraits de l’expérimentation et de la simulation.

### 4.2.1 Zones de fusion

Les longueurs des bords de fusion pour les trois cas étudiés sont mesurées suivant un protocole identique à celui utilisé pour l’étude du cas nominal (cf. Chapitre 2). La longueur retenue est une longueur moyenne calculée à partir d’une série d’images enregistrées sur chaque cordon impair. La figure 4.2 montre des profils de bords de fusion enregistrés sur chaque couche impaire pour les trois cas d’étude, en régime établi.

Les dimensions de la zone de fusion détectée par caméra rapide lors de l’opération de dépôt des cinq cordons est comparée dans la simulation avec les dimensions de la zone délimitée par l’isotherme solidus de l’acier 316L fixée à 1450°C. Les géométries des bords de fusion obtenues en régime établi avec la simulation thermique sont présentées en figure 4.3. Les longueurs des bords de fusion numériques et expérimentales sont répertoriées dans le Tableau 4.3 pour chaque cas d’étude. On constate que les longueurs des bords de fusion mesurées dans la simulation entrent dans la dispersion des mesures pour chacun des cas et chacun des cordons impairs. Les bornes supérieures et inférieures de la dispersion considérée sont telles que  $L_+ = \bar{L} + \sigma$  et  $L_- = \bar{L} - \sigma$  avec  $L_+$  et  $L_-$  qui désignent respectivement la borne supérieure et la borne inférieure de la dispersion des mesures de longueurs,  $\bar{L}$  la longueur moyenne et  $\sigma$  l’écart type.

Par ailleurs, de façon générale, on observe pour les trois essais la même tendance que dans l’essai de référence (le cas nominal déjà traité dans le Chapitre 2), à savoir une augmentation de la longueur des bords de fusion avec le nombre de couches déposées. Cette observation est valable à la fois pour la phase expérimentale et pour la simulation. Ce phénomène est dû à la compétition entre les effets de diffusion de la chaleur dans le substrat et l’apport de chaleur. La comparaison et l’analyse des résultats pour les trois cas doit s’appuyer sur une analyse des paramètres procédés établis pour chacun des cas (cf. Tableau 4.1). Le cas 2, qui est le cas le



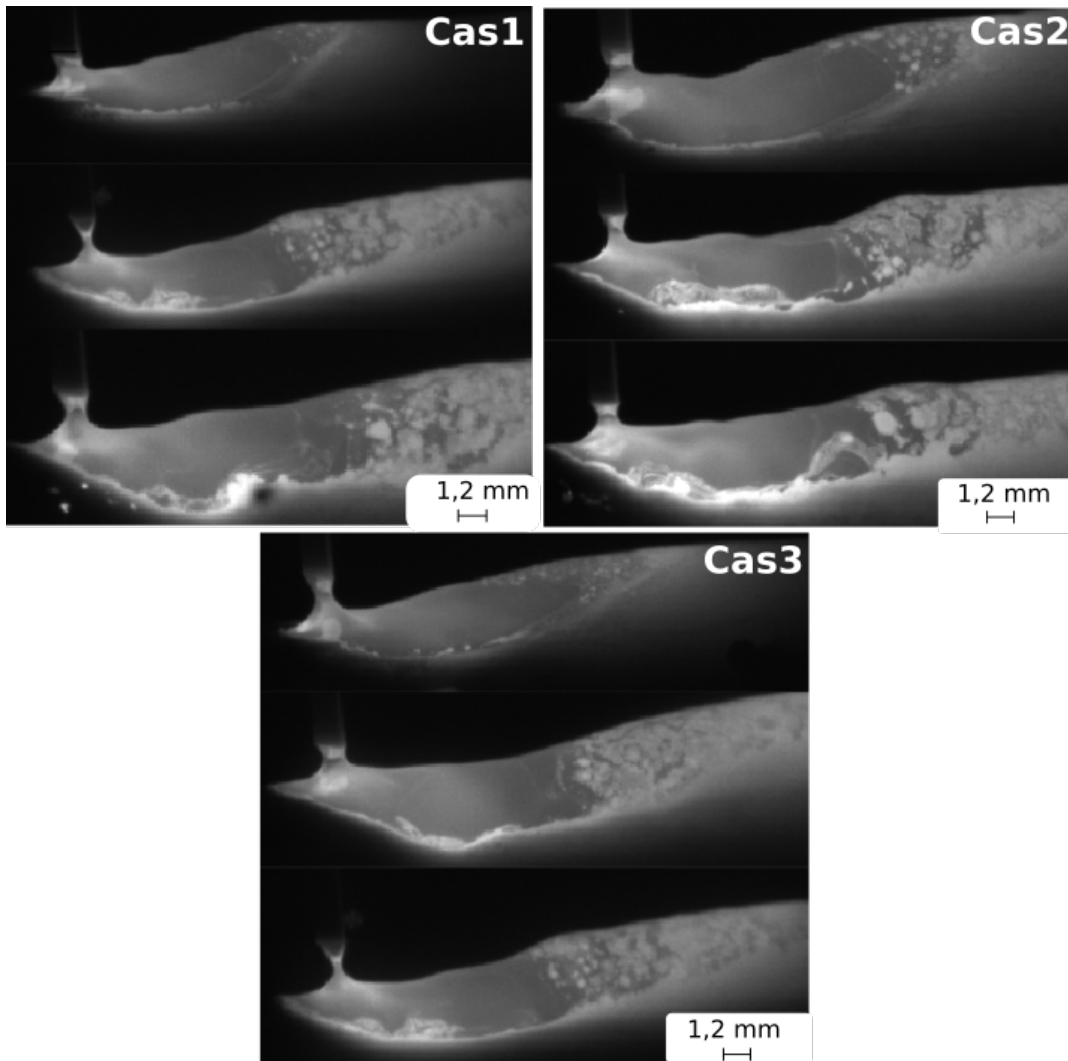


Figure 4.2 – Photos des bains de fusion pour chaque cordon impair de chaque cas d'étude. Pour un même cas d'étude, du haut vers le bas, on retrouve le bain de fusion de la première couche, puis de la troisième couche et de la cinquième couche.

plus énergétique (énergies linéiques les plus élevées), se caractérise par des dimensions de bain de fusion plus importantes quelles que soient les couches. Les valeurs d'énergie linéique du cas 3 sont assez proches de celles du cas 1, bien que légèrement supérieures. La vitesse fil des cas 2 et 3 est identique, ce qui conduit à définir une vitesse d'avance du cas 3 supérieure à celle des cas 1 et 2 permettant de conserver le critère sur les ordres de grandeur de l'énergie linéique. Les données présentées dans la section précédente dans le Tableau 4.3 montrent que les dimensions des bains de fusion du cas 3 sont comprises entre celles du cas 1 et 2, ce qui peut s'expliquer par les valeurs intermédiaires d'énergies linéiques associées au cas 3. Néanmoins, malgré des vitesses fil communes avec le cas 2, les dimensions des bains de fusion du cas 3 sont très proches de celles du cas 1, ce qui montre l'influence de la vitesse d'avance sur la géométrie du bain de fusion. En effet, à vitesse fil constante et en augmentant la vitesse d'avance par rapport au cas 2, la quantité d'énergie apportée à l'échantillon à un instant donné diminue, ce qui semble entraîner une diminution de la longueur du bain de fusion. D'après ces différents résultats, il apparaît que les longueurs de bains de fusion sont conditionnées par la quantité d'énergie linéique délivrée pour l'opération de dépôt, ce qui explique les similitudes entre le cas 1 et le cas 3 et la différenciation du cas 2.

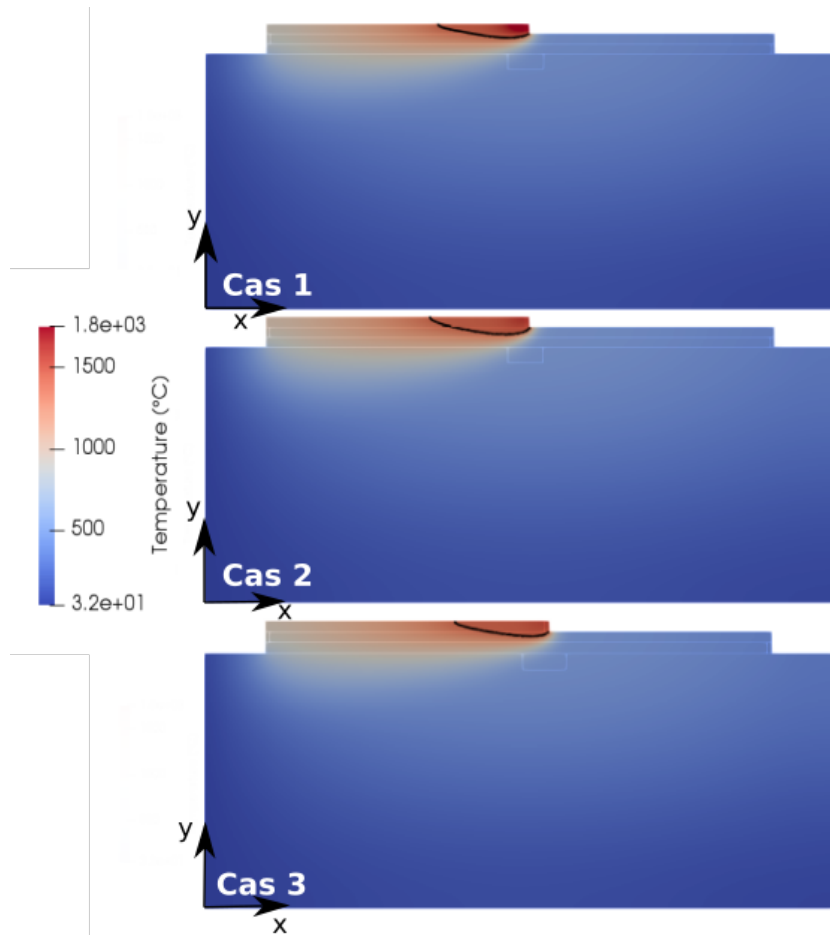


Figure 4.3 – Géométries des bains de fusion extraites dans la simulation du cas 1, cas 2 et cas 3 pour la troisième couche en régime établi.

N°Dépôt #Dn		Cas 1	Cas 2	Cas 3
#D1	Exp.	$15,0 \pm 0,3$	$17,6 \pm 0,5$	$15,5 \pm 0,5$
	Num.	14,8	17,2	16
#D3	Exp.	$18,5 \pm 0,5$	$19,5 \pm 0,6$	$19,2 \pm 0,7$
	Num.	18	19,3	18,6
#D5	Exp.	$19,5 \pm 0,6$	$21,2 \pm 0,8$	$19,9 \pm 1,0$
	Num.	20	21,2	20,5

Tableau 4.3 – Longueur du bain de fusion numérique et expérimentale en mm pour les couches impaires (couches 1, 3 et 5 repérées respectivement #D1, #D3 et #D5) et les 3 cas d'étude (cas 1, cas 2 et cas 3).

#### 4.2.2 Températures

Des profils de températures sont extraits de la simulation et de l'expérimentation pour chacun des cas au niveau des emplacements renseignés en figure 4.1. Tout d'abord, afin de s'assurer d'une adéquation satisfaisante des données numériques et expérimentales, les profils de températures issus de la simulation numérique et de la campagne de tests sont comparés entre eux au niveau des thermocouples et des sondes numériques TC1, TC2, TC3 et TC4 (cf. Figure 4.1). La

figure 4.4 montre la comparaison des profils de températures numérique et expérimental enregistrés par TC2, au cours du dépôt effectué avec les paramètres procédé du cas 2. Les phases de refroidissement ainsi que les températures maximales atteintes sont plutôt en très bon accord. Le premier pic de température correspond à la température maximale atteinte au cours du dépôt du premier cordon. Compte-tenu de la position de TC2, ce même pic correspond également à la température maximale enregistrée pendant la durée totale de dépôt des cinq cordons. La température maximale mesurée au premier pic vaut 940°C selon la simulation et 890°C selon l'expérience, soit une différence de 50°C qui correspond à une erreur relative de 5% par rapport à la mesure expérimentale. Au fur et à mesure du dépôt des cordons, l'erreur relative diminue pour atteindre 2% au cinquième et dernier pic. La bonne adéquation numérique/expérimental constatée pour le cas 2 au niveau de TC2 est une information importante car elle permet de s'assurer que la gestion de l'énergie et de la thermique est satisfaisante dans la simulation thermique du cas 2.

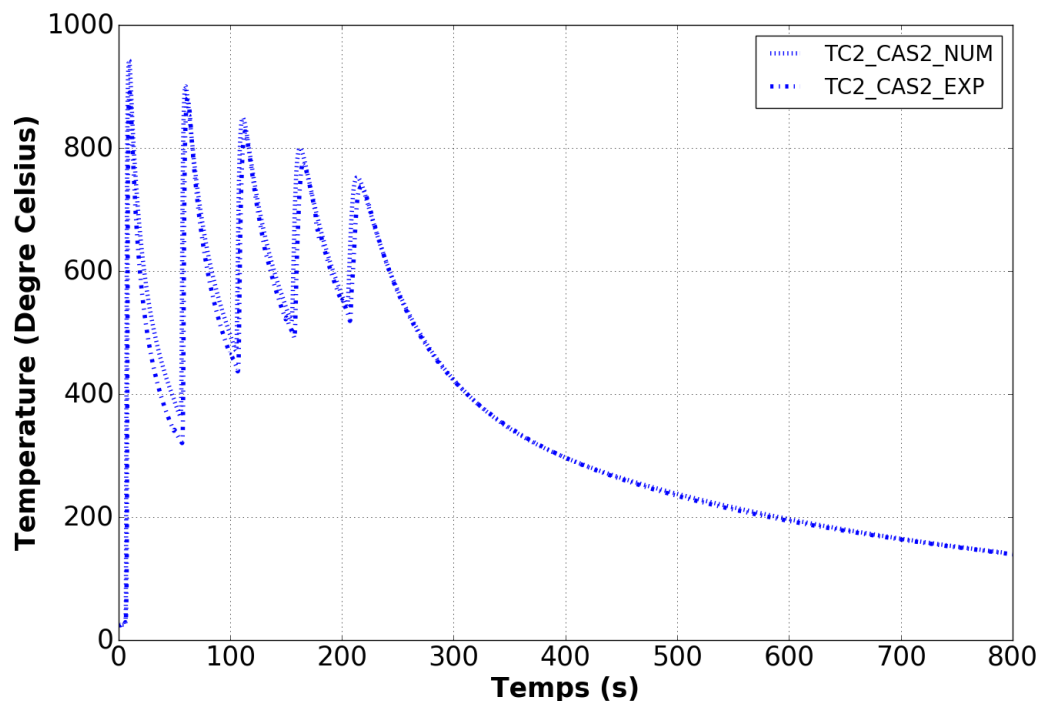


Figure 4.4 – Profils de température numérique et expérimental relevés au niveau de l'emplacement de TC2 pour le cas 2

La figure 4.5 présente la comparaison du profil de températures numérique et expérimental pour TC1 lors du dépôt effectué avec les paramètres procédé du cas 3. L'adéquation numérique/expérimental est plutôt satisfaisante même si des écarts sont observés notamment au niveau des pics de températures. L'évolution de la température relevée au niveau de TC1 suit la même tendance dans la simulation et dans la phase expérimentale. Les pics de température associés aux cordons impairs sont plus importants que ceux associés aux cordons pairs. Cette spécificité est liée à l'emplacement de TC1, à savoir avant le début des cordons impairs et après la fin des cordons pairs, proche du bord de l'éprouvette et du mors. Compte-tenu de la complexité des phénomènes thermiques enregistrés au niveau de TC1 (effets de bord, pompage thermique des mors, flux de chaleur liés à l'extinction et l'allumage d'arc), les différences constatées entre le profil numérique et expérimental pour TC1 sont considérées comme acceptables. Par ailleurs, au regard des profils enregistrés par les autres sondes pour le cas 3 (cf. Annexe C), on constate

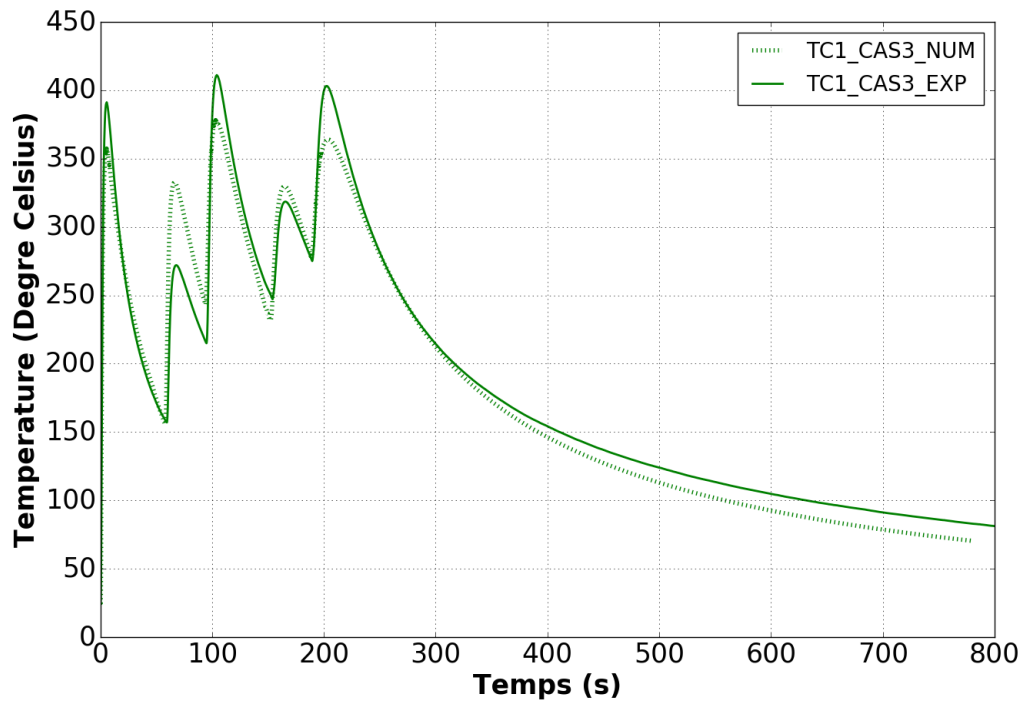


Figure 4.5 – Profils de température numérique et expérimental relevés au niveau de l'emplacement de TC1 pour le cas 3

que la différence entre le profil de températures expérimental et numérique au niveau de TC1 a peu voire pas d'influence sur l'évolution thermique mise en évidence au niveau des autres sondes.

La figure 4.6 montre l'évolution des vitesses de chauffe ( $DT/dt > 0$ ) et de refroidissement ( $DT/dt < 0$ ) extraites des profils de températures relevés par le thermocouple et la sonde numérique TC3 pour le cas d'étude nominal (cas 1) jusqu'à refroidissement de l'éprouvette à température ambiante. La figure 4.7 qui correspond à une vue détaillée de la figure 4.6, permet d'afficher les valeurs des vitesses de chauffe maximales qui sont atteintes lorsque la source de chaleur est au plus proche du point de mesure. Pour le dépôt des cinq cordons, TC3 détecte donc cinq pics décroissants correspondant aux vitesses de chauffe maximales enregistrées pour chaque cordon déposé. Au premier pic, on constate que la vitesse de chauffe numérique est surrestimée d'environ  $100 \text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$  par rapport à la valeur expérimentale. Cet écart diminue au fur et à mesure de l'empilement des cordons. Au cinquième pic, la vitesse de chauffe maximale numérique et expérimentale valent respectivement  $29 \text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$  et  $28,5 \text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ . Par ailleurs, on constate un décalage temporel cumulatif visible à l'amorce des phases de chauffe pour la simulation du dépôt par rapport à l'expérimentation. Cet écart numérique/expérimental peut s'expliquer par des dérives temporelles minimales mais cumulatives qui apparaissent pendant l'expérience et/ou par des tolérances sur les longueurs des cordons déposés. D'autre part, les vitesses de refroidissement ( $DT/dt < 0$ ) numériques et expérimentales sont plutôt en très bon accord, ce qui est un élément important car les contraintes et les déformations résiduelles se forment au cours du refroidissement. On remarque que les vitesses de refroidissement maximales diminuent avec le nombre de dépôt : la vitesse de refroidissement enregistrée lors du premier dépôt vaut environ  $15,5 \text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$  et  $5 \text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$  lors du dernier dépôt. Ceci traduit une augmentation de la température globale de l'éprouvette confirmée par les différents profils de températures enregistrés par les sondes TC2, TC3 ou TC4 pour les trois cas (cf. Annexe C). L'ensemble de ces profils montrent en effet une augmentation de la température de fin de refroidissement pour le dépôt des cinq cordons.

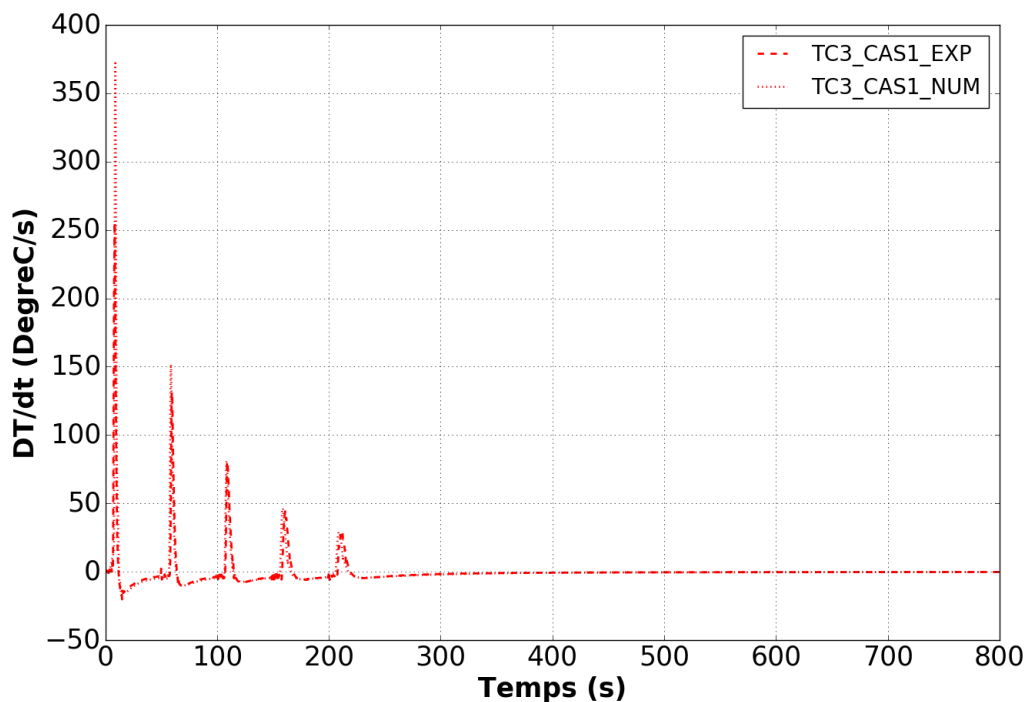


Figure 4.6 – Évolution des vitesses de chauffe et de refroidissement extraites des profils de température relevés par le thermocouple et la sonde numérique TC3 pour le cas 1 pendant 800 secondes ( $dt_{exp}=0,05$  s et  $dt_{num}$  varie en fonction de la convergence de la simulation thermomécanique de sorte que, pour des fortes variations de températures (notamment lors des phases d’amorce de l’arc électrique),  $dt_{num}$  est faible, alors que pour des variations de températures moins importantes (notamment lors des derniers instants de refroidissement),  $dt_{num}$  est élevé).

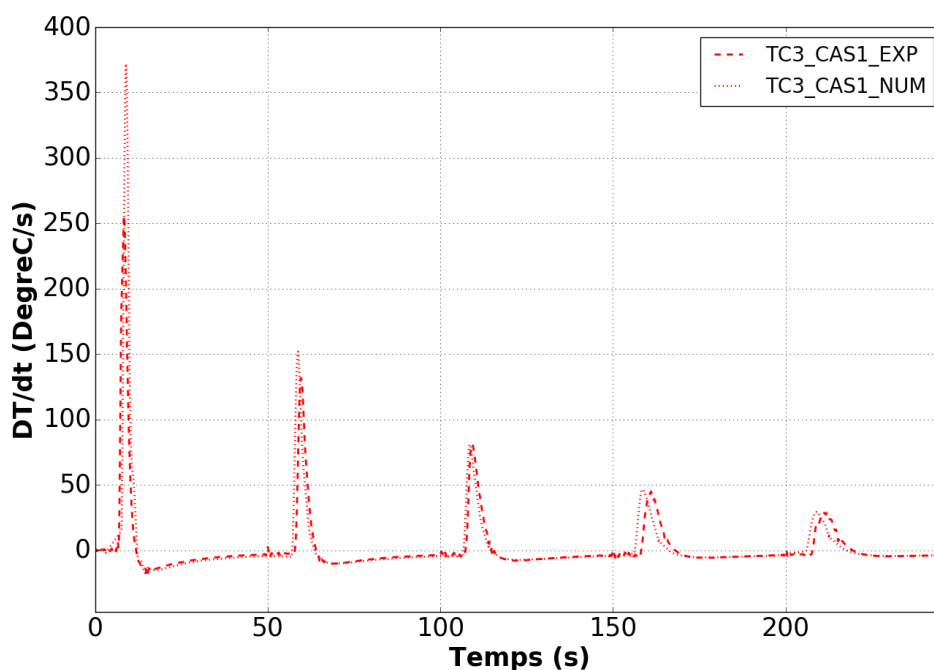


Figure 4.7 – Évolution des vitesses de chauffe et de refroidissement extraites des profils de température relevés par le thermocouple et la sonde numérique TC3 pour le cas 1 pendant 250 secondes.

Les figures 4.8 et 4.9 permettent de comparer les profils de température issus de la campagne de tests et de la simulation numérique au niveau de TC2 pour les trois cas d'étude. L'expérience met en évidence une synchronisation des profils relevés pour le cas 1 et le cas 2 (les pics de température sont atteints au mêmes instants) en lien avec la vitesse d'avance identique pour ces deux cas. Pour le cas 3, la vitesse d'avance est supérieure, ce qui entraîne une désynchronisation par rapport aux deux autres cas. Les profils du cas 1 et du cas 3 sont assez proches car ces derniers se définissent par des intensités d'énergie linéique proches. En revanche, le cas 2, qui est le cas le plus énergétique, fait apparaître des températures clairement plus élevées sur toutes les phases. Numériquement, on retrouve globalement les mêmes tendances comme montré en figure 4.9. En effet, le profil de température du cas 2 est toujours au dessus des deux autres cas tandis que les profils du cas 1 et 3 sont assez proches. On note cependant que les températures expérimentales maximales associées au cas 3 sont plutôt situées entre celles du cas 1 et du cas 2 puisque les énergies linéiques utilisées pour la construction des cordons du cas 3 sont comprises entre celles du cas 1 et du cas 2. Or, la simulation numérique a tendance à estimer des températures maximales presque similaires pour le cas 1 et le cas 3. En revanche, la tendance dans les phases de refroidissement est plutôt bien décrite par la simulation puisqu'on constate, à l'image des résultats expérimentaux, que la température atteinte à la fin des différentes phases de refroidissement est plus faible pour le cas 1 que pour le cas 3 et le cas 2. De plus, dans les premiers instants de la phase de refroidissement finale, la simulation, validée par l'expérience, montre que la courbe de refroidissement du cas 1 se situe entre celles du cas 2 et du cas 3.

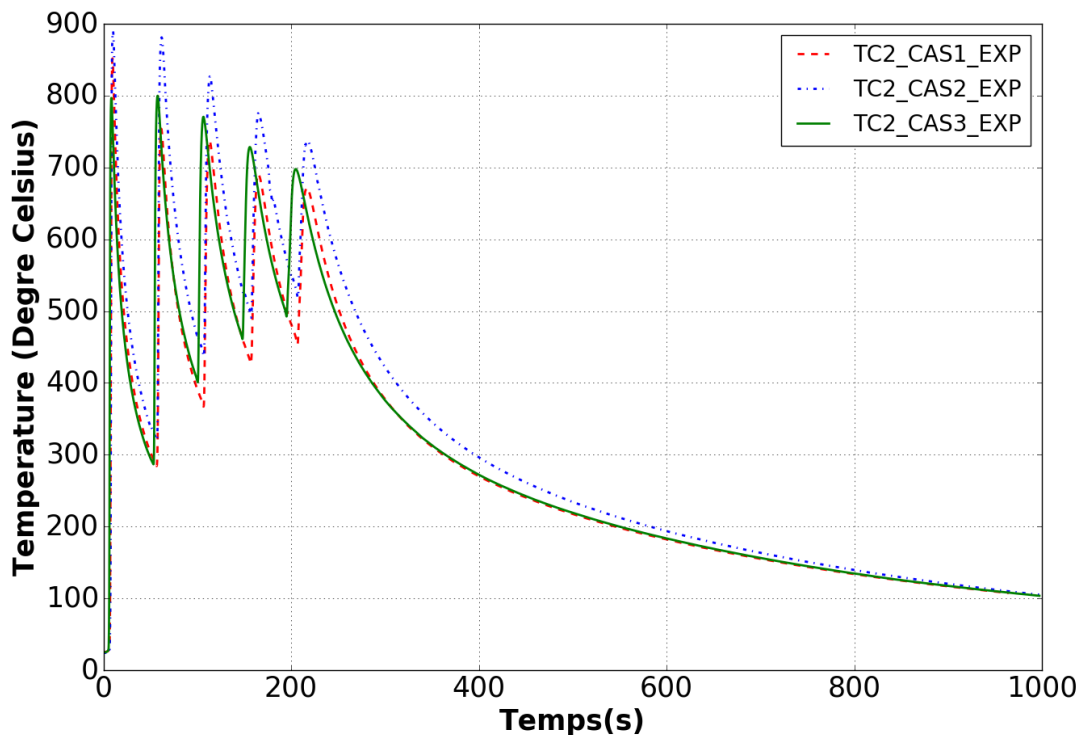


Figure 4.8 – Moyennes des températures relevées par TC2 pour le cas 1, cas 2 et cas 3

Les figures 4.10 et 4.11 présentent respectivement les profils de températures issus de la campagne de tests et de la simulation numérique au niveau de TC1 pour les trois cas d'étude. Les profils de températures spécifiques à la localisation de TC1 suivent la même tendance dans la simulation et dans l'expérience. En revanche, à l'image des observations réalisées précédemment pour TC2, on remarque que les profils de températures numériques du cas 1 et du cas 3 sont

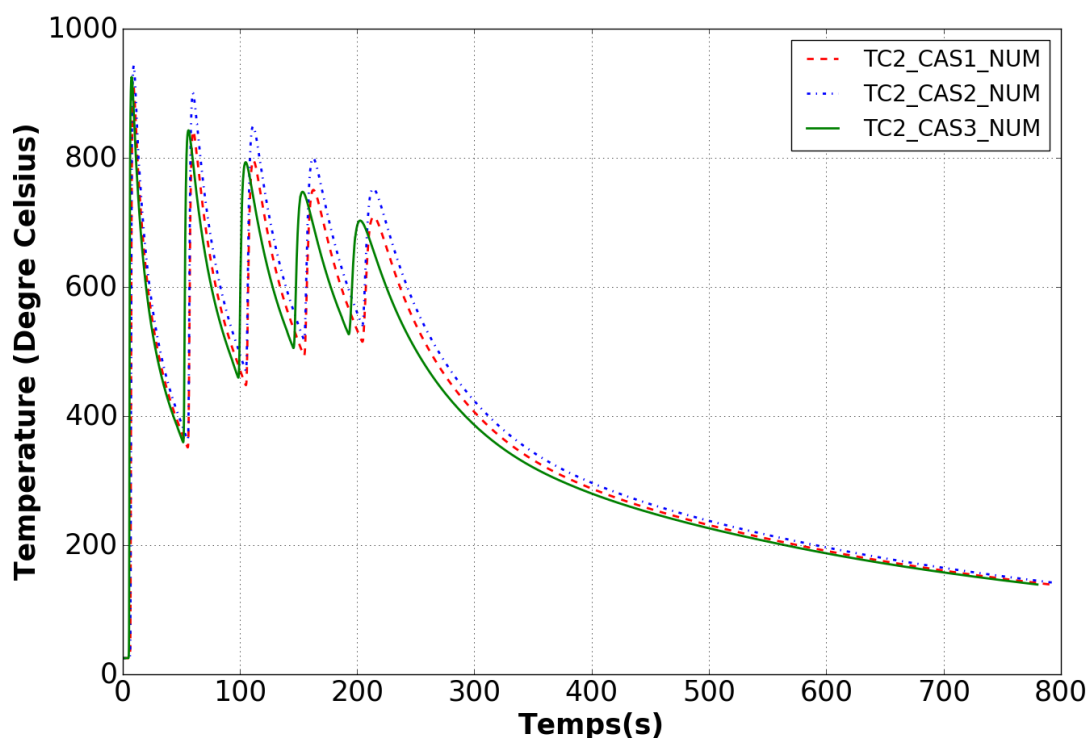


Figure 4.9 – Températures extraites dans la simulation numérique à l’emplacement de TC2 pour le cas 1, cas 2 et cas 3

plutôt similaires alors que les profils de températures expérimentaux montrent une différenciation du cas 1 et du cas 3 encore plus nette pour l’emplacement de TC1.

Expérimentalement, on constate en effet que les températures enregistrées au niveau de TC1 pour le cas 3 sont nettement supérieures à celles du cas 1. Le profil de températures enregistré par TC1 pour le cas 3, montre, pour les cordons impairs, des températures de pic proches de celles du cas 2. Pour comprendre ce résultat, il faut considérer la position de TC1. En effet, TC1 se situe en amont du début des cordons impairs. Dans cette configuration, TC1 enregistre un pic de température avec un temps de réponse qui dépend de la diffusivité thermique de l’acier 316L, sans prendre en compte la cinématique du procédé de dépôt. Or, pour un temps de réponse fixe (supérieur au temps d’amorçage de l’arc, soit 0,5 secondes, durant lequel la torche reste immobile) et en considérant la vitesse d’avance fixée pour chaque cas (cf. Tableau 4.1), on calcule une longueur de dépôt  $L_d$ . Comme le cas 3 présente une vitesse d’avance supérieure aux deux autres cas, la longueur de dépôt  $L_{dcas3}$  est donc supérieure aux longueurs de dépôt  $L_{dcas1}$  et  $L_{dcas2}$ . A partir des énergies linéiques définies pour chaque cas (cf. Tableau 4.1), on calcule une énergie pour une longueur de dépôt  $L_d$ . On constate alors que cette énergie est assez proche pour le cas 2 et le cas 3 alors qu’elle est plus faible pour le cas 1, ce qui expliquerait le comportement thermique enregistré au niveau de TC1.

Numériquement, comme montré en figure 4.5, l’évolution de la température pour le cas 3 est plutôt bien retranscrite. Au regard des résultats expérimentaux, la simulation surestime donc plutôt les températures du cas 1 au niveau de TC1. Cependant, les écarts constatés entre les profils de températures numérique et expérimental pour TC1 ne sont pas représentatifs de la prédiction globale du modèle thermique du fait de sa position particulière sur l’éprouvette. En effet, comme montré précédemment en figure 4.4 et 4.7, les adéquations numérique/expérimental sont plutôt satisfaisantes pour les autres sondes.

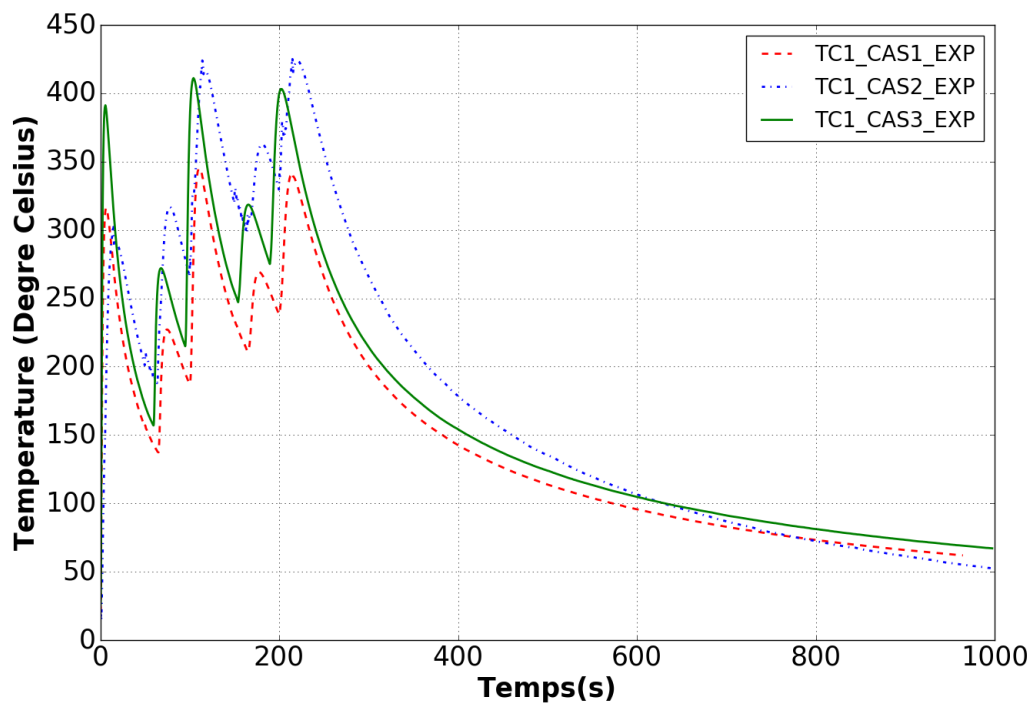


Figure 4.10 – Moyennes des températures relevées par TC1 pour le cas 1, cas 2 et cas 3

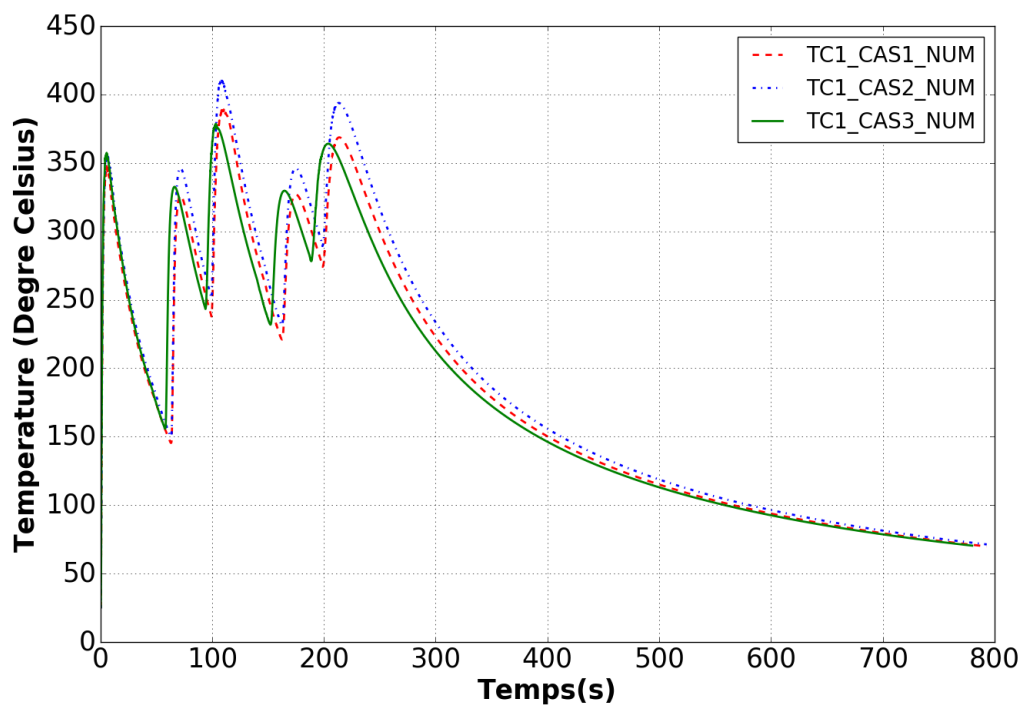


Figure 4.11 – Températures extraites dans la simulation numérique à l'emplacement de TC1 pour le cas 1, cas 2 et cas 3

L'analyse des champs thermiques numériques et expérimentaux extraits au niveau des différentes sondes pour chacun des cas d'étude a démontré une plutôt bonne prédiction du comportement



thermique par la simulation. Par conséquent, la simulation est validée et utilisée pour extraire des informations thermiques supplémentaires auxquelles la campagne de tests ne donne pas accès.

Grâce à la simulation, on peut notamment étudier la cartographie thermique complète de l'éprouvette. Les figures 4.12 et 4.13 montrent les cartographies des champs thermiques pour le cas 1 à différents instants du refroidissement de la première et de la deuxième couches. Ces cartographies permettent de faire apparaître l'isotherme solidus à 1450°C qui délimite le bain de fusion et les isothermes à 400°C et 1000°C qui caractérisent la restauration d'écrouissage implémentée dans la modélisation (cf. Chapitre 3, section 3.3.2). La position de ces isothermes permet de comprendre et d'expliquer l'impact de la thermique sur le comportement mécanique de l'éprouvette. D'après la figure 4.12.a, on constate que la température du cordon déposé et de la zone sous-jacente vaut au minimum 400°C, ce qui veut dire que la restauration d'écrouissage sera prise en compte dans ces zones avec une annulation partielle de la déformation plastique cumulée  $p$ . Dans la zone dont la température est supérieure à 1000°C, la déformation plastique cumulée  $p$  est totalement annulée. A partir de 1450°C, les propriétés mécaniques sont très fortement dégradées (mais non nulles pour éviter la divergence du calcul) afin d'éviter la génération de déformations dans le bain de fusion liquide. Au cours du refroidissement de la première couche, la chaleur est transférée par conduction des zones les plus chaudes vers le reste de l'éprouvette et dissipée par convection avec l'air ambiant. La figure 4.12.b montre que la chaleur se concentre au centre du dépôt avec un isotherme à 400°C qui ne concerne plus que la partie centrale du cordon et la zone sous-jacente. Pendant les derniers instants de refroidissement (cf. Figure 4.12.c), la température de l'éprouvette est inférieure à 400°C. Ceci engendre la désactivation de la restauration d'écrouissage et, de fait, la prise en compte des déformations plastiques cumulées non nulles.

La figure 4.13 retranscrit les mêmes phénomènes que ceux explicités précédemment pour la première couche, à ceci près qu'à la fin du refroidissement une zone importante de l'éprouvette est encore au dessus de 400°C. Ceci démontre une augmentation de la température dans l'ensemble de l'éprouvette et se traduit par une prise en compte de la restauration d'écrouissage jusqu'à la fin du refroidissement. Par ailleurs, la figure 4.13.a montre que l'isotherme de fusion et les isothermes à 1000°C et 400°C associés au dépôt de la deuxième couche impactent également la première couche. L'enfoncement de l'isotherme de fusion dans la première couche correspond à la pénétration du bain de fusion et engendre une refusion du premier dépôt sur quelques millimètres. La refusion du métal se caractérise par une annihilation des états mécaniques antérieurs dans la zone concernée, ce qui est assuré dans la modélisation par une dégradation drastique des propriétés mécaniques à partir de 1450°C. La présence de l'isotherme à 1000°C et à 400°C sur le premier cordon signifie que la restauration d'écrouissage s'applique également sur ce dernier. Ainsi, dans la zone du premier cordon située au dessus de 1000°C, aucune déformation plastique issue du dépôt du deuxième cordon n'est ajoutée à l'état de déformation initial du premier cordon (déformation plastique cumulée nulle). En revanche, l'état mécanique des zones du premier cordon (et du reste de l'éprouvette) dont la température est située en dessous de 1000°C sont impactées par le dépôt du deuxième cordon puisque les déformations plastiques cumulées ne sont plus nulles (la restauration d'écrouissage étant partielle jusqu'à 400°C puis inactive pour des températures inférieures à 400°C).

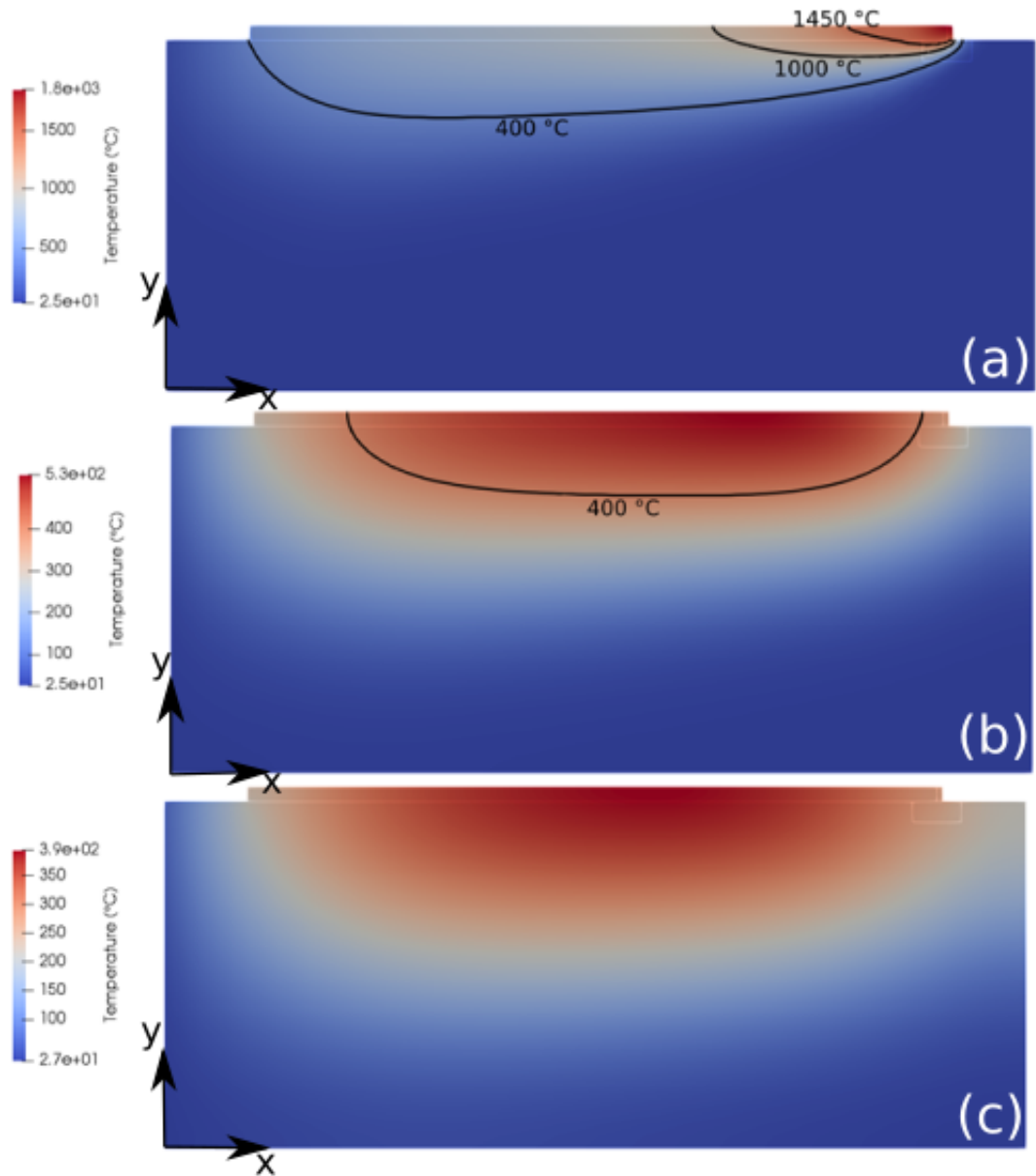


Figure 4.12 – Cartographie thermique de l'éprouvette après le dépôt de la première couche réalisée avec les paramètres procédé du cas 1. On représente l'isotherme à 1450° C (isotherme de fusion), à 1000° C (température de restauration d'écrouissage totale) et 400° C (température d'activation de la restauration d'écrouissage) : (a) au début du refroidissement de la première couche, (b) en cours de refroidissement de la première couche, (c) à la fin du refroidissement de la première couche - avec un temps de refroidissement de 35 secondes.

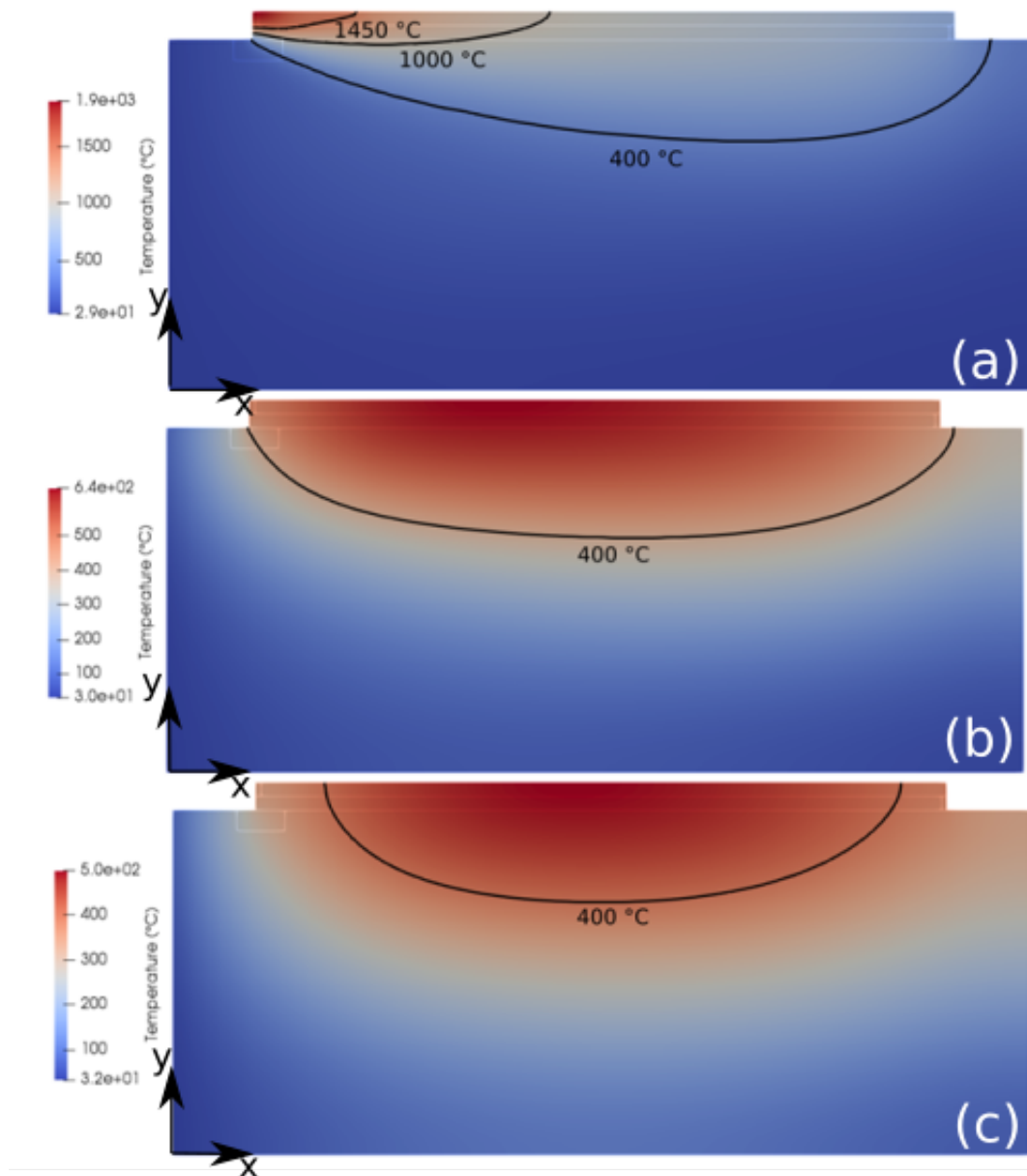


Figure 4.13 – Cartographie thermique de l'éprouvette après le dépôt de la deuxième couche réalisée avec les paramètres procédé du cas 1. On représente l'isotherme à 1450°C (isotherme de fusion), à 1000°C (température de restauration d'écrouissage totale) et 400°C (température d'activation de la restauration d'écrouissage) : (a) au début du refroidissement de la deuxième couche, (b) en cours de refroidissement de la deuxième couche, (c) à la fin du refroidissement de la deuxième couche - avec un temps de refroidissement de 35 secondes.

### 4.3 Analyse mécanique

L'analyse mécanique, menée à la suite de l'analyse thermique, est basée sur l'étude de la déformée de l'éprouvette mesurée en cours de procédé et sur l'estimation de profils de contraintes résiduelles. Comme pour l'analyse thermique, les résultats issus de la campagne de tests et de la simulation sont d'abord comparés entre eux pour un même cas d'étude afin d'évaluer l'adéquation numérique/expérimental. Ils sont ensuite discutés au regard des trois cas d'étude afin de mettre en évidence l'influence des paramètres procédé sur le comportement mécanique de l'éprouvette.

### 4.3.1 Déformée de l'éprouvette / Déplacement

L'évolution de la déformée de l'éprouvette est estimée expérimentalement via un capteur laser situé au coin de l'éprouvette comme montré en figure 4.1. Le dispositif expérimental permet d'effectuer une mesure in-situ en cours d'essai du déplacement vertical du bord libre de l'éprouvette. Les caractéristiques de l'instrument de mesure sont spécifiées dans le Chapitre 2. La figure 4.14 montre l'évolution numérique et expérimentale de la déformée de l'éprouvette pour le cas 1 (cas nominal) lors du dépôt des cinq cordons.

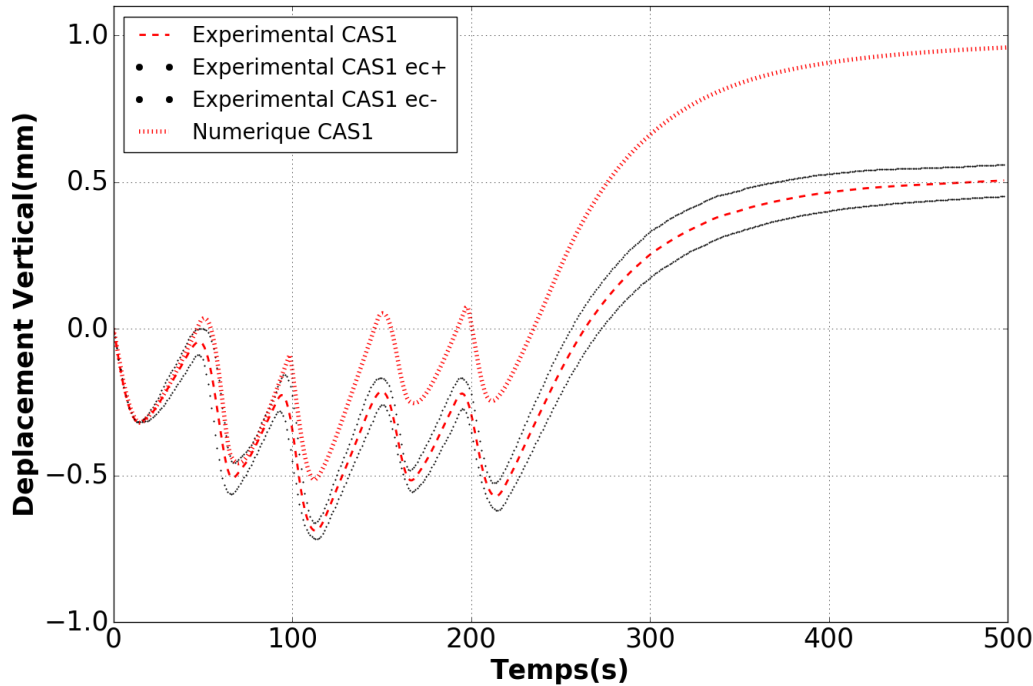


Figure 4.14 – Évolution de la déformée numérique et expérimentale de l'éprouvette pour le cas nominal.  $ec-$  et  $ec+$  désignent respectivement la borne inférieure et la borne supérieure de la dispersion des mesures (calculées telles que  $ec+ = \bar{u} + \sigma$  et  $ec- = \bar{u} - \sigma$  avec  $\bar{u}$  le déplacement moyen et  $\sigma$  l'écart-type).

On constate que le déplacement vertical mesuré in-situ et le déplacement vertical calculé par la simulation présente la même évolution temporelle. En effet, les profils de déplacement extraits des mesures expérimentales et de la simulation montrent, pour les cinq dépôts, une alternance de déplacements verticaux de l'éprouvette vers le haut puis vers le bas en lien avec les cinq périodes de dépôt et de refroidissement. De plus, les amplitudes des déplacements numériques et expérimentaux sont du même ordre de grandeur même si on remarque une surestimation de la simulation. En effet, le déplacement vertical calculé par la simulation après retour à température ambiante se stabilise à 0,9 mm. Par rapport aux données expérimentales qui montrent un déplacement vertical stabilisé à 0,5 mm, la simulation surestime donc le déplacement vertical de 0,4 mm. Cette surestimation numérique a déjà été mise en évidence dans le Chapitre 3 lors de la validation mécanique du modèle thermomécanique. Le déplacement vertical calculé avait été comparé avec le déplacement vertical mesuré pour le dépôt d'un unique cordon en considérant les paramètres procédés du cas nominal. La comparaison avait montré une surestimation de 0,35 mm par la simulation après retour à la température ambiante. Cet écart est peu différent de celui mesuré pour le dépôt des cinq cordons. Cette observation est rassurante car elle montre que, sous condition d'un champ thermique prédit avec suffisamment de précision (notamment

les vitesses de refroidissement), l'écart mesuré entre les données expérimentales et numériques reste quasiment stable.

La figure 4.15 met en évidence la relation entre l'évolution du chargement thermique évalué proche de la zone de dépôt (au niveau de TC2) et l'évolution de la déformée de l'éprouvette. La correspondance entre les différents cycles thermiques et les cycles de déplacements est telle que, pendant la phase de chauffe, le déplacement vertical est orienté vers le bas et, pendant le refroidissement, le déplacement vertical est orienté vers le haut. Cette observation montre que les forts gradients thermiques pourtant localisés à la zone de dépôt et ses alentours ont un impact significatif sur le comportement global de l'éprouvette. En effet, lors du dépôt, les gradients thermiques les plus élevés se situent proche du cordon, ce qui engendre une dilatation thermique plus importante dans cette zone que dans le reste de la plaque. Cette différence de dilatation dans la hauteur de la plaque crée un déplacement vertical orienté vers le bas. Au refroidissement, sous l'action des gradients thermique, le métal se contracte principalement dans la direction longitudinale, de manière plus importante à proximité du cordon que dans le reste de la plaque. A l'image de la dilatation, la différence de contraction du métal dans la hauteur de la plaque génère un déplacement vertical orienté vers le haut. La figure 4.16 montre la déformée globale de l'éprouvette obtenue après le dépôt des cinq cordons et retour à température ambiante. On constate que le déplacement du bord libre de l'éprouvette est maintenu orienté vers le haut après retour à température ambiante, générant une déformation de flexion dans l'ensemble de l'éprouvette. La mise en flexion de l'éprouvette est liée à l'encastrement de la plaque sur le côté opposé au bord libre. En effet, l'encastrement interdisant les translations en  $x$  et  $y$ , le retrait longitudinal consécutif du chargement thermique entraîne un déplacement vertical vers le haut uniquement sur le bord libre de l'éprouvette.

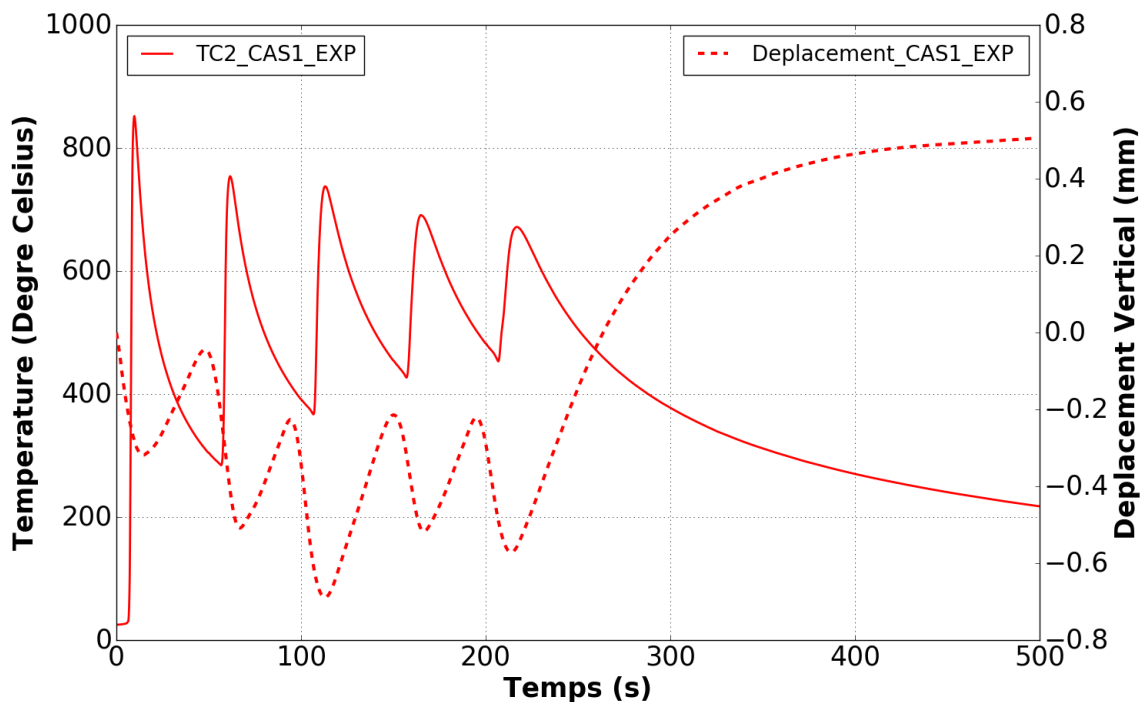


Figure 4.15 – Évolution de la température relevée par le thermocouple TC2 et du déplacement vertical enregistré par le capteur de déplacement laser au cours des cinq dépôts pour le cas 1.



Figure 4.16 – Déformée de l'éprouvette après retour à température ambiante avec une focalisation sur la déformation observée au niveau du point de mesure (facteur d'échelle  $\times 5$ ).

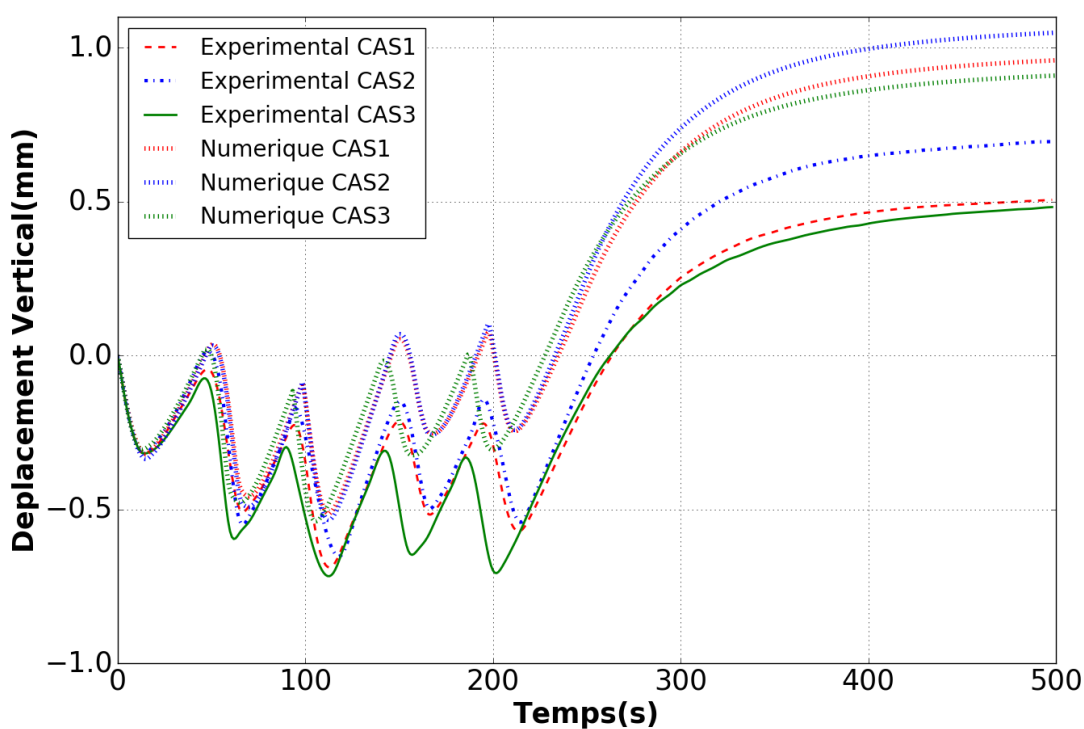


Figure 4.17 – Évolution de la déformée numérique et expérimentale de l'éprouvette pour les trois cas d'étude.

La figure 4.17 présente une comparaison des déplacements verticaux, numériques et expérimentaux, de l'extrémité libre de l'éprouvette pour les trois cas. Tout d'abord, on constate que les tendances numériques suivent les tendances expérimentales malgré une surestimation du déplacement vertical final. Néanmoins, cette surestimation appliquée au trois cas ne compromet pas la cohérence du modèle numérique vis-à-vis des résultats expérimentaux. Les courbes de déplacements numériques et expérimentaux mettent en évidence des cycles de déplacement associés

aux dépôts des cinq couches. Comme pour l'analyse des profils de température, une désynchronisation du cas 3 par rapport aux autres cas est constatée. Ce phénomène est lié à la vitesse de soudage définie pour le cas 3 qui est différente de celle du cas 1 et du cas 2. Lors du refroidissement final, à l'issue du dépôt de la cinquième couche, le déplacement global de l'éprouvette se stabilise à des valeurs proches du millimètre pour les trois cas d'étude. Le cas 1 et le cas 3, proches en terme d'énergie linéique, ont un comportement légèrement différent lors de la phase de dépôt avec une différence qui se cumule au fur-et-à-mesure des dépôts mais convergent vers une valeur de déplacement vertical à la fin du refroidissement quasiment identique, soit environ 0,5 mm dans la phase expérimentale et 0,9 mm dans la simulation. Les conditions de dépôt du cas 2 qui mettent en jeu une énergie linéique plus élevée que celle associée aux deux autres cas, entraînent les dilatations et les contractions les plus importantes dans les zones de dépôt, conduisant à un déplacement final plus important, soit 0,72 mm dans la phase expérimentale et 1,1 mm dans la simulation. Pour le cas 1 et le cas 2, la simulation et l'expérience montrent également une évolution quasi similaire de la déformée jusqu'au début du refroidissement du dernier cordon. Cette différenciation met en évidence l'influence de la vitesse de refroidissement lors du retour à température ambiante sur le comportement mécanique, et plus particulièrement sur la déformée finale. En effet, comme montré sur la figure 4.18 et plus précisément sur la figure 4.19, le cas 2 présente une vitesse de refroidissement, proche de la zone de dépôt, plus élevée que celle du cas 1 jusqu'à 400 secondes environ. La contraction du métal dans cette zone est donc plus importante pour le cas 2 que pour le cas 1, ce qui entraîne une différenciation du cas 1 et du cas 2 pour l'évolution de la déformée au cours du refroidissement.

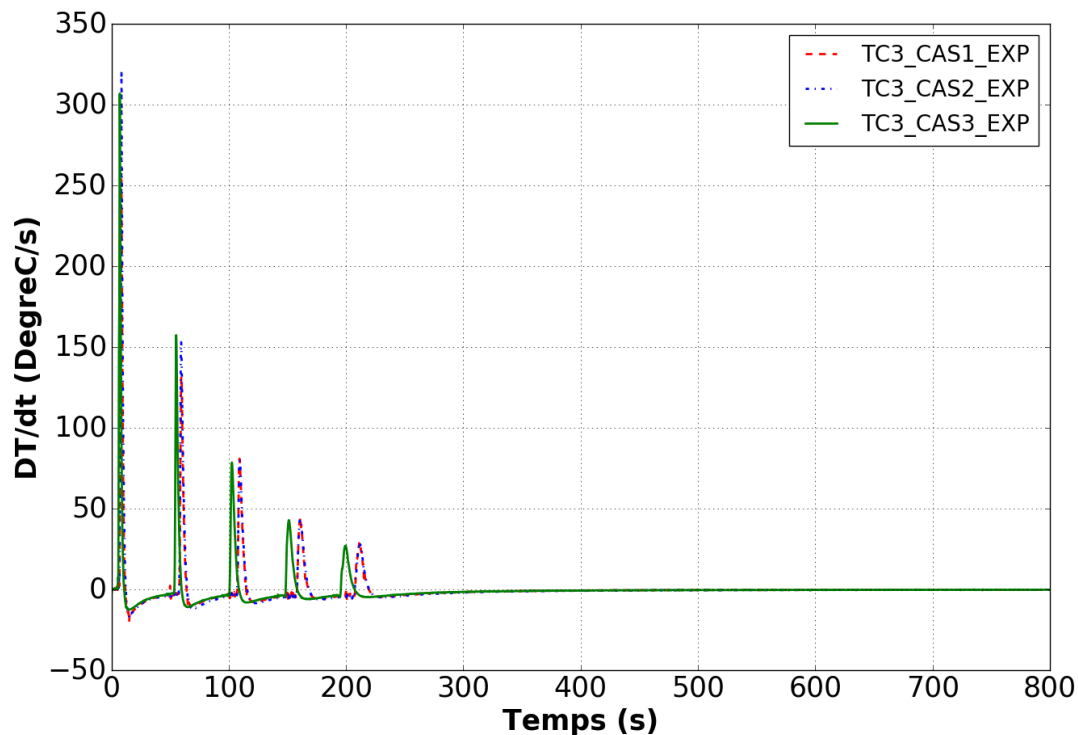


Figure 4.18 – Évolution des vitesses de chauffe et de refroidissement extraites des profils de température relevés par le thermocouple TC3 pour le cas 1, le cas 2 et le cas 3 pendant 800 secondes ( $dt_{exp}=0,05$  s et  $dt_{num}$  varie en fonction de la convergence de la simulation thermo-mécanique de sorte que, pour des fortes variations de températures (notamment lors des phases d'amorce de l'arc électrique),  $dt_{num}$  est faible, alors que pour des variations de températures moins importantes (notamment lors des derniers instants de refroidissement),  $dt_{num}$  est élevé).

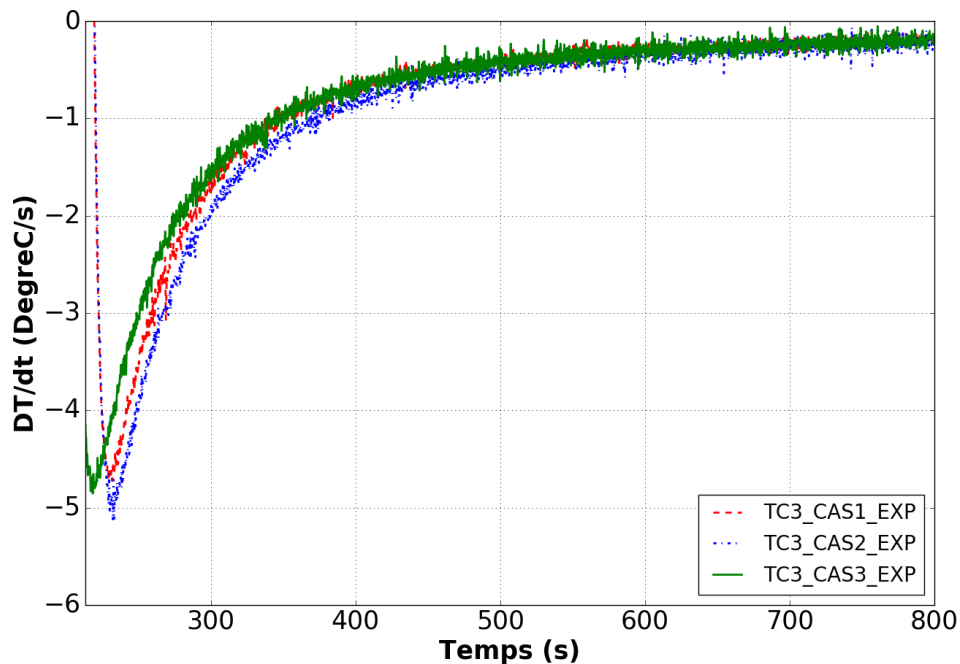


Figure 4.19 – Évolution de la vitesse de refroidissement extraite du profil de température relevé par le thermocouple TC3 pour le cas 1, le cas 2 et le cas 3 lors de la dernière phase de refroidissement, après le dépôt des cinq cordons.

### 4.3.2 Contraintes

Le recours à un procédé utilisant des énergies de dépôt importantes crée également des états de contraintes résiduels caractéristiques qui impacte les performances de la pièce. La figure 4.20 est une cartographie des contraintes résiduelles longitudinales d'une éprouvette avec cinq dépôts réalisés avec les paramètres procédé du cas 1. On constate la présence de trois zones bien définies. La première, au bas de l'éprouvette, est en traction. Ce résultat peut être en partie lié à la déformation de type flexion observée précédemment mais surtout à un phénomène de rééquilibrage des contraintes résiduelles dans la structure. La zone de dépôt est également une zone en traction. Cet état de contraintes est lié à la contraction thermique du métal en cours de refroidissement. Enfin, pour satisfaire l'équilibre de la structure et compte-tenu de l'état de contraintes dans les cordons, une zone importante située au centre du substrat est en compression.

La distribution des contraintes estimée par la simulation est confrontée à des mesures expérimentales via des profils de contraintes résiduelles. Ces derniers sont construits à partir de mesures de déformations obtenues par la méthode de diffraction de neutrons. Pour le cas nominal, le profil de contraintes est évalué le long de l'axe noté ( $T1$ ) sur la figure 4.21 et, pour le cas 2, suivant l'axe noté ( $T2$ ) sur la figure 4.21.

L'estimation des contraintes résiduelles par diffraction de neutrons a été réalisée uniquement sur le cas nominal et le cas 2 en raison du temps limité accordé pour l'organisation des campagnes de mesures. Pour le cas nominal, le profil de contraintes a été obtenu à partir des mesures effectuées sur le diffractomètre E3 avec le réacteur de recherche BER II, au *Helmholtz-Zentrum Berlin für Materialien und Energie* (HZB) de Berlin. Pour le cas 2, les mesures ont été effectuées sur le diffractomètre SALSA à *L'Institut Laue Langevin* (ILL) de Grenoble.



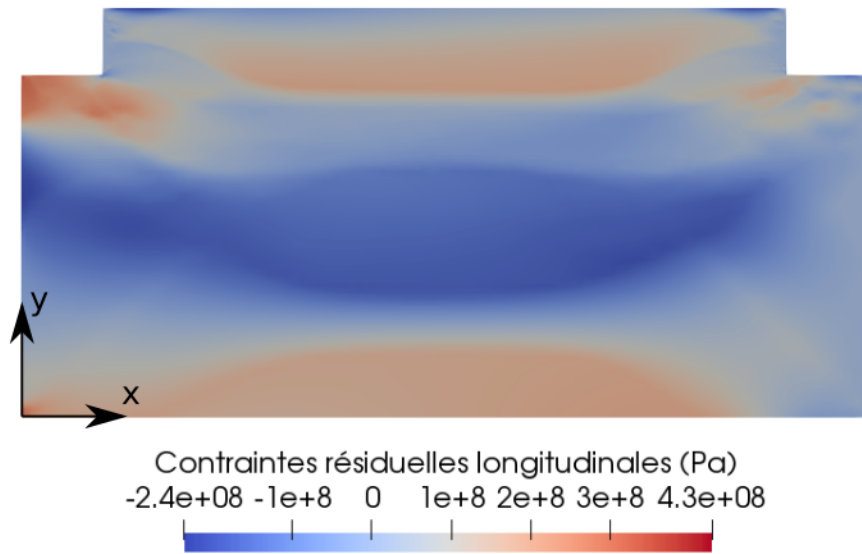


Figure 4.20 – Cartographie des contraintes résiduelles longitudinales (en Pa) pour une éprouvette réalisée avec les paramètres procédé du cas 1.

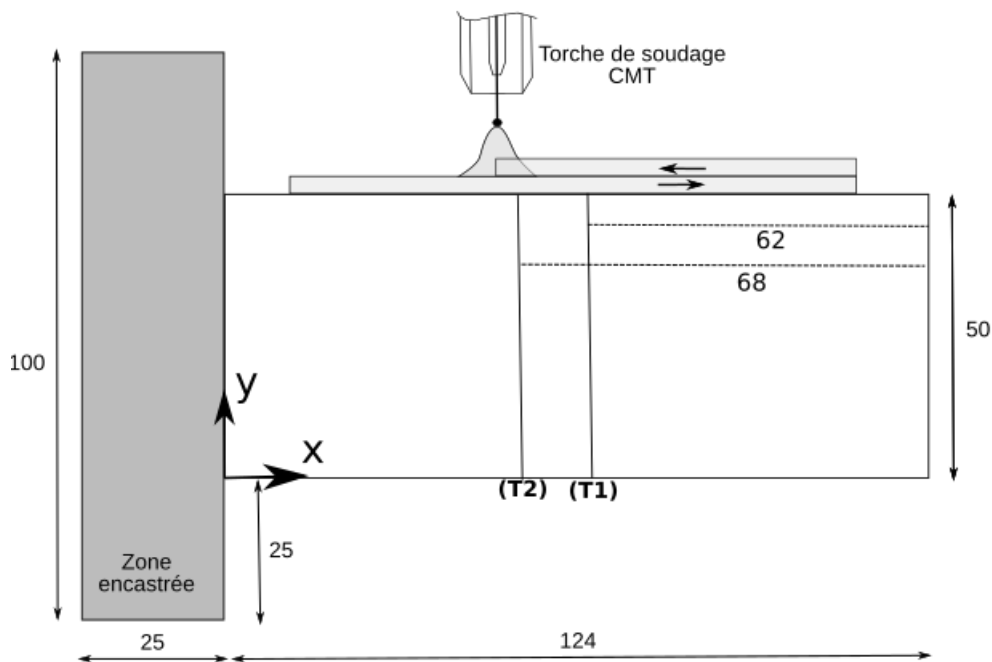


Figure 4.21 – Position de l'axe (T1) et (T2) pour l'analyse des contraintes résiduelles longitudinales.

La figure 4.22 et la figure 4.23 montrent respectivement les profils de contraintes résiduelles longitudinales évalués suivant l'axe (T1) pour le cas nominal et pour le cas 2. Chacune de ces figures fait apparaître le profil de contraintes résiduelles longitudinales issu de la simulation thermomécanique ainsi que deux profils de contraintes résiduelles longitudinales obtenus à partir des mesures par diffraction de neutrons, l'un considérant les contraintes normales nulles et l'autre considérant à la fois les contraintes normales et transversales nulles.

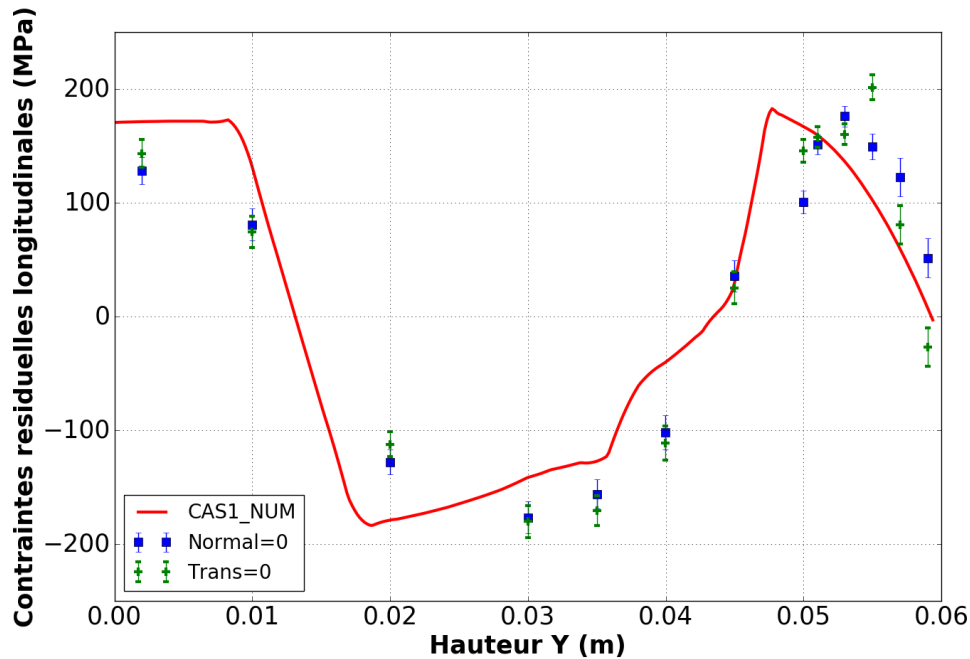


Figure 4.22 – Profil de contraintes résiduelles longitudinales numériques et expérimentales extraites le long de l'axe (T1) pour le cas nominal. Le profil de contraintes Normal = 0 est construit en prenant les contraintes normales nulles et le profil de contraintes Trans = 0 est établi en considérant les contraintes normales et transversales nulles. Les mesures ont été réalisées sur le diffractomètre SALSA à L'Institut Laue Langevin (ILL) de Grenoble.

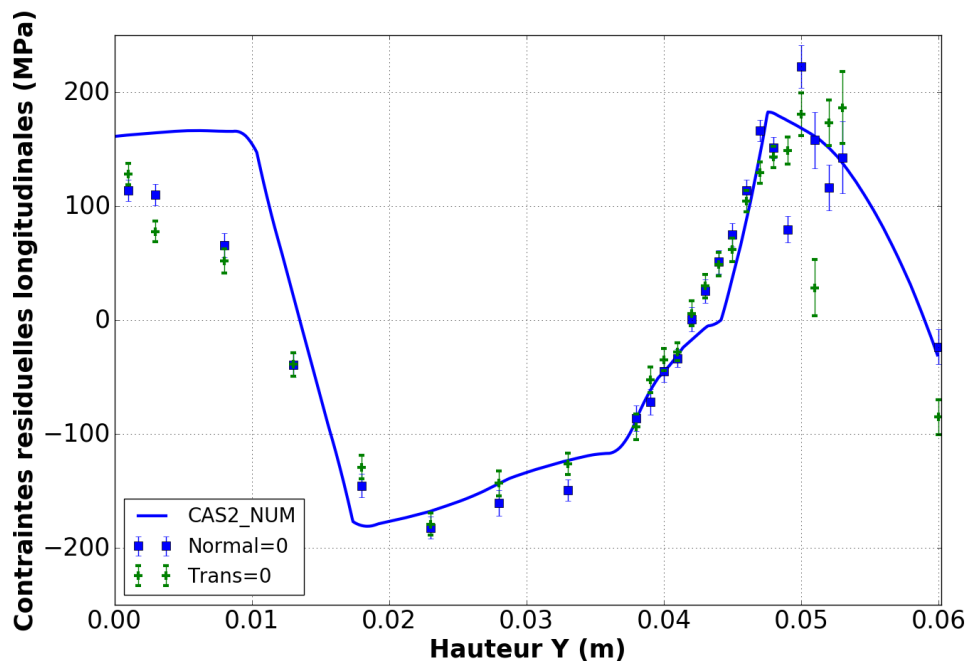


Figure 4.23 – Profil de contraintes résiduelles longitudinales numériques et expérimentales extraites le long de l'axe (T2) pour le cas 2. Le profil de contraintes Normal = 0 est construit en prenant les contraintes normales nulles et le profil de contraintes Trans = 0 est établi en considérant les contraintes normales et transversales nulles. Les mesures ont été réalisées sur le diffractomètre E3 avec le réacteur de recherche BER II, au Helmholtz-Zentrum Berlin für Materialien und Energie (HZB) de Berlin.

Pour chacun des deux cas, les mesures expérimentales confirment assez bien la tendance et les niveaux de répartition des contraintes issus de la simulation numérique. En particulier, on constate que l'hypothèse des contraintes planes considérée dans la simulation numérique est confirmée par le profil expérimental pour lequel les contraintes normales sont nulles. La répartition quasi uniaxiale des contraintes résiduelles suivant la direction longitudinale est également mise en évidence avec le profil expérimental pour lequel les contraintes normales et transversales sont nulles. Par ailleurs, pour chacun des cas, on retrouve le comportement général décrit à partir de la cartographie présentée en figure 4.20, à savoir une zone de dépôt en traction, la partie centrale du substrat en compression et le bas du substrat en traction.

Numériquement, on constate que les contraintes résiduelles longitudinales, pour le cas nominal et le cas 2, atteignent un palier situé vers 180 MPa au niveau du bas du substrat. Le profil de contraintes expérimental, notamment celui du cas 2, semble confirmer cette observation. La présence de ce palier est liée à la création de déformations plastiques dans le bas du substrat au cours du dépôt des cordons. En effet, au regard des contraintes résiduelles de traction générées par le chargement thermique dans la zone de dépôt, le substrat semble plastifier dans sa partie basse afin de rééquilibrer la structure. La figure 4.24 confirme ce comportement. Cette dernière montre l'évolution des déformations plastiques longitudinales dans le substrat après le dépôt de chacun des cinq cordons (construits avec les paramètres procédé du cas nominal) suivant l'axe ( $T1$ ). D'après la figure 4.24, on constate qu'une zone de plastification apparaît en bas de l'éprouvette au fur et à mesure de l'empilement des cordons, notamment après le dépôt de la troisième couche.

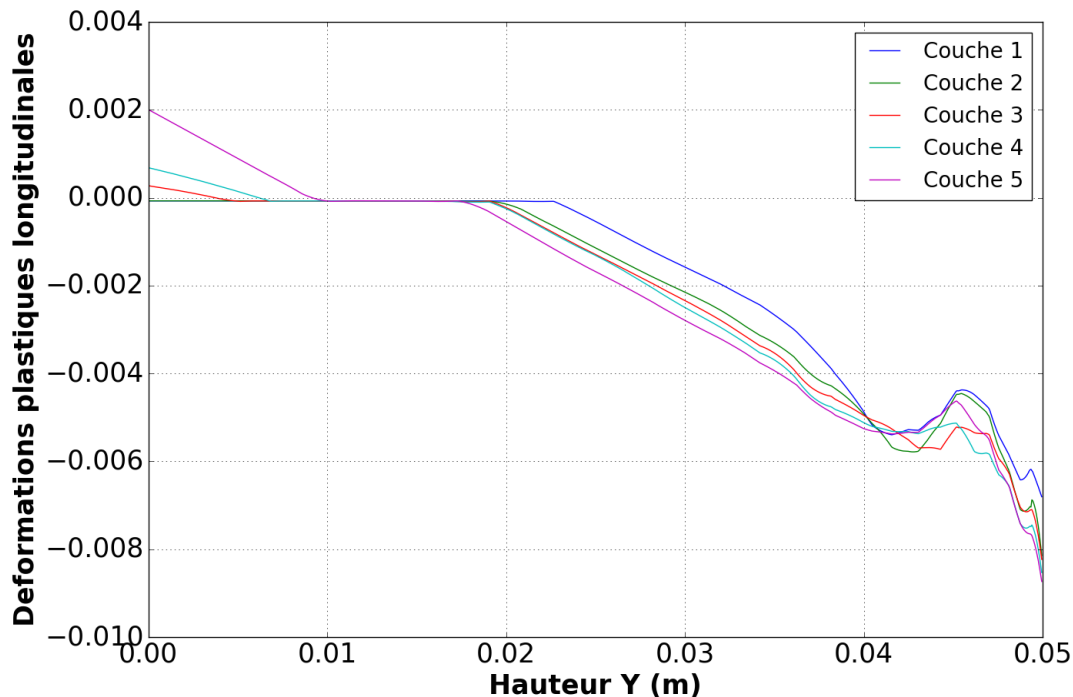


Figure 4.24 – Distribution des déformations plastiques longitudinales dans le substrat après le refroidissement de chaque couche (35 secondes entre chaque couche puis retour à température ambiante après le dépôt de la dernière couche), pour le cas 1, suivant l'axe ( $T1$ ).

D'autre part, malgré l'utilisation de plateformes expérimentales différentes (avec des réglages différents) et des axes d'analyse ( $T1$ ) et ( $T2$ ) légèrement décalés l'un par rapport à l'autre, les profils de contraintes construits pour le cas 1 et le cas 2 sont assez semblables. Dans l'étude du

cas nominal, le volume de jauge considéré est plus important que celui utilisé pour le cas 2. Les contraintes sont donc moyennées sur un plus gros volume, ce qui explique les différences d'incertitudes constatées dans la zone de dépôt entre le cas 1 et le cas 2. Pour le cas 2, les incertitudes affichées dans la zone de dépôt ne sont pas négligeables. L'augmentation de l'incertitude dans la zone de dépôt par rapport au reste de l'éprouvette est liée à la complexité de mesurer un pic de diffraction exploitable dans un volume de mesure restreint, pris dans la zone de fusion où le matériau présente une microstructure avec des orientations privilégiées et des tailles de grains millimétriques qui perturbent le phénomène de diffraction (cf. Chapitre 2, section 2.3.2). Or, les profils expérimentaux présentés en figures 4.22 et 4.23 sont post-traités afin d'équilibrer les contraintes dans la pièce suivant la formule :

$$\int_S \underline{\underline{\sigma}} \underline{\underline{n}} dS = 0 \quad (4.1)$$

Où  $\underline{\underline{\sigma}}$  correspond au tenseur des contraintes,  $\underline{\underline{n}}$  est le vecteur normal à la direction de la contrainte considérée et  $dS$  représente la section sur laquelle les contraintes sont équilibrées.

Pour l'équilibrage des contraintes résiduelles longitudinales suivant les axes ( $T1$ ) ou ( $T2$ ), la section considérée est dans le plan  $yz$ . Cet équilibrage est réalisé en considérant l'ensemble des points de mesure situés dans le substrat et dans la zone de dépôt. Pour le cas 2 (cf. Figure 4.23), il est possible que les niveaux de contraintes évalués dans le substrat soient surévalués ou sous-évalués de quelques MPa en raison des incertitudes non négligeables mises en évidence dans la zone de dépôt. Au regard du profil de contraintes résiduelles longitudinales extrait de la simulation, les incertitudes dans le cordon auraient plutôt tendance à sous-estimer les niveaux de contraintes dans le reste de l'éprouvette. Par conséquent, il est important d'avoir un regard critique sur la méthode d'équilibrage utilisée et d'évaluer son impact sur le profil de contraintes. Avec la méthode d'équilibrage utilisée, les niveaux de contraintes des profils présentés sont abaissés d'une valeur comprise entre 20 MPa et 50 MPa, sur tous les points de mesure, par rapport au profil de contraintes non équilibré.

Les profils de contraintes résiduelles longitudinales extraits de la simulation suivant ( $T1$ ) pour les trois cas (cf. Figure 4.25) confirment la tendance décrite par l'expérience, à savoir des profils de contraintes assez proches pour le cas 1 et le cas 2.

L'influence des paramètres procédé étudiés semble donc peu significative sur les niveaux de contraintes résiduelles même si on constate quelques différences. D'après la figure 4.25, le cas 2 présente des variations de contraintes légèrement plus importantes dans les zones de transition traction-compression (pour  $8 \text{ mm} \leq Y \leq 18 \text{ mm}$ ) et compression-traction (pour  $36 \text{ mm} \leq Y \leq 47 \text{ mm}$ ). Ce résultat peut être mis en relation avec la cinétique de refroidissement. En effet, la vitesse de refroidissement, évaluée proche du dépôt, lors du dernier refroidissement jusqu'à température ambiante, est plus importante pour le cas 2 (cf. Figure 4.19), ce qui accentue la contraction du métal pour ce cas par rapport aux deux autres. En maximisant les déformations liées à la contraction du métal proche du dépôt, la variation des contraintes dans la hauteur de l'éprouvette est plus importante pour le cas 2 que pour le cas 1 ou le cas 3. Par ailleurs, comme pour l'analyse des vitesses de refroidissement et des déformées, le cas 1 se situe plutôt entre le cas 2 et le cas 3 dans le cadre de l'analyse des contraintes résiduelles longitudinales. Les différences observées, même minimales, sont donc cohérentes avec les différentes analyses, thermiques et mécaniques, menées précédemment.

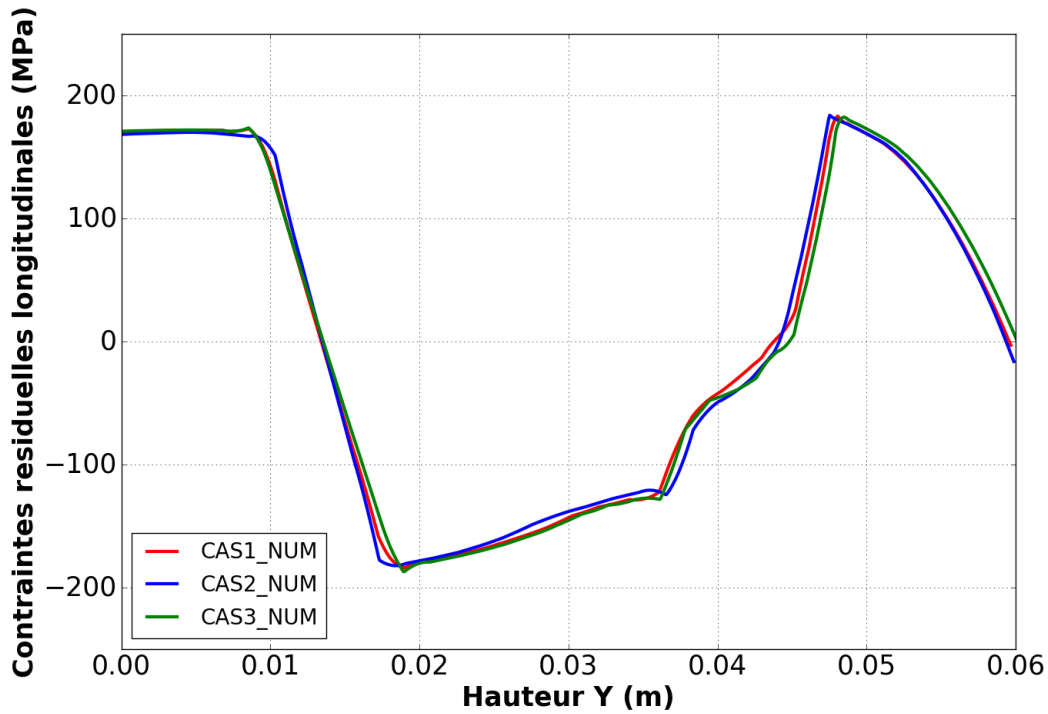


Figure 4.25 – Profils de contraintes résiduelles longitudinales extraits de la simulation numérique le long de l'axe (T1) pour chacun des cas d'étude

### 4.3.3 Plasticité et déformations incompatibles

Les déformations plastiques créées dans les cordons sont appelées des déformations incompatibles car elles contreviennent aux conditions de compatibilité d'un champ de déformation [129]. Pour mémoire, un champ de déformation est compatible s'il vérifie deux conditions :

- Il doit dériver d'un champ de déplacement : c'est la condition de compatibilité géométrique.
- Le champ de déplacement dont il dérive doit vérifier les conditions aux limites en déplacement du problème : c'est la condition de compatibilité cinématique.

L'incompatibilité du champ de déformation plastique est à l'origine des contraintes résiduelles dans les structures. En effet, afin de respecter les conditions de compatibilité d'un champ de déformation, il faut ajouter aux déformations plastiques la partie élastique de la déformation, elle-même incompatible. En revanche, la déformation totale, somme de la déformation plastique et élastique, devient compatible à la fois géométriquement et cinématiquement. Or, ce complément de déformation élastique nécessaire à la compatibilité de la déformation totale génère des contraintes de la forme  $\underline{\underline{\sigma}} = \underline{\underline{A}} : \underline{\underline{\varepsilon}}^e$  où  $\underline{\underline{A}}$  est le tenseur de Hooke du matériau en ordre 4 et  $\underline{\underline{\varepsilon}}^e$  est le tenseur de la déformation élastique ajoutée pour satisfaire les conditions de compatibilité. Ce champ est solution d'un problème homogène d'élasticité linéaire où  $\underline{\underline{\varepsilon}}^p$  joue le rôle d'un champ de déformation initiale. Ce champ de contraintes correspond au champ de contraintes résiduelles, lesquelles sont associées à l'élasticité du matériau.

Les forts gradients thermiques qui se concentrent dans la zone de dépôt et ses alentours créent des déformations plastiques dans ces zones comme le montre la cartographie des déformations plastiques longitudinales en figure 4.26. Ces déformations plastiques sont les déformations incompatibles à l'origine des contraintes résiduelles analysées dans la section précédente.

L'étude des contraintes résiduelles a montré une répartition caractéristique avec une zone en traction dans le dépôt et ses alentours, une zone de compression dans la partie centrale du sub-

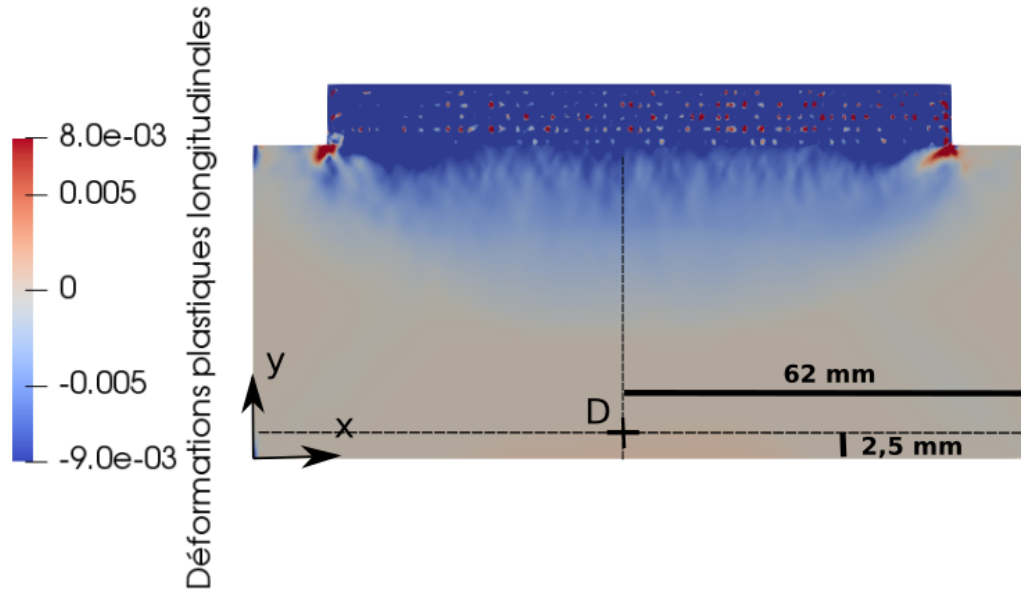


Figure 4.26 – Cartographie des déformations plastiques calculées par la simulation numérique après le dépôt des cinq cordons et retour à température ambiante pour le cas 1.

strat et une zone en traction dans la partie basse du substrat (cf. Figure 4.20). De plus, dans la zone située au bas de l'éprouvette, la présence de déformations plastiques a été détectée grâce à l'étude du palier apparaissant dans les profils de contraintes résiduelles longitudinales. Il semblerait donc que, dans la configuration étudiée, des déformations plastiques supplémentaires soient créées au niveau du bas de l'éprouvette pour satisfaire les conditions de compatibilité évoquées précédemment. En effet, si on se réfère à la figure 4.27, on constate que, lors du refroidissement de la troisième couche, la contrainte résiduelle relevée au niveau du point  $D$  (situé au bas de l'éprouvette comme spécifié en figure 4.26) atteint la limite élastique : le point  $D$  représentatif de l'état de contrainte atteint et reste sur la surface de charge. La déformation plastique générée vaut alors 0,0002. L'évolution de la limite d'élasticité avec la température permet à ce phénomène de se répéter lors du refroidissement des deux derniers dépôts, entraînant une augmentation de la déformation plastique au bas de l'éprouvette. Après retour à température ambiante, la déformation plastique finale mesurée au niveau de  $D$  vaut environ 0,0015.

Par conséquent, s'il est possible de retrouver la compatibilité géométrique et cinématique sans créer de nouvelles déformations plastiques, alors le champ de contraintes résiduelles est solution d'un problème d'élasticité linéaire où le champ de déformations plastiques incompatibles correspond à un champ de déformations initiales. Dans le cas où la compatibilité nécessite la création de déformations plastiques dans la structure comme c'est le cas pour la configuration de dépôt étudiée, il faudra résoudre le même type de problème mais en considérant un comportement élastoplastique. La méthode utilisée pour ce type de résolution est appelée méthode des déformations inhérentes et sera abordée dans le chapitre 5.

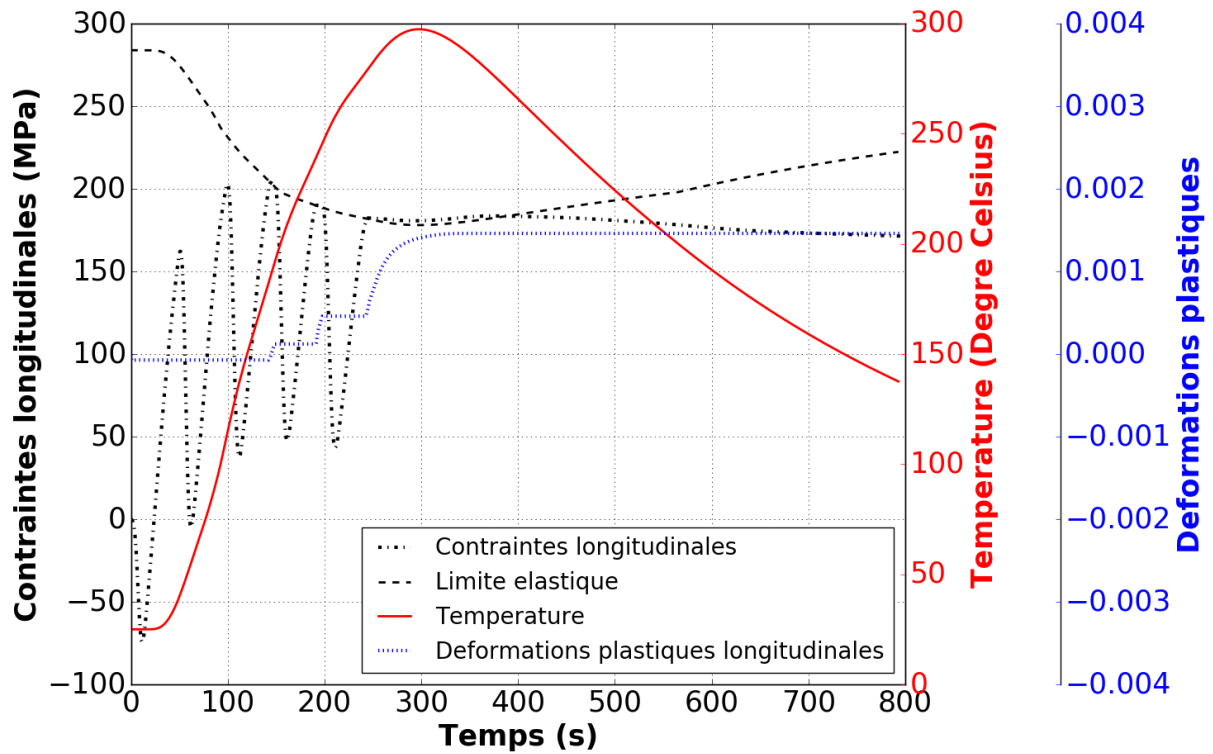


Figure 4.27 – Mise en évidence du mécanisme de création des déformations plastiques au bas de l'éprouvette. Pour cela, sur un même graphe et pour un point D (cf. Figure 4.26) situé au bas de l'éprouvette, on trace l'évolution de la température, des contraintes longitudinales, des déformations plastiques longitudinales et de la limite d'élasticité.

#### 4.4 Conclusion

Ce chapitre 4 avait pour objectif d'appréhender l'influence des paramètres procédé sur le comportement thermomécanique des structures fabriquées en WAAM. Pour cela, on étudie les trois cas d'étude, chacun étant caractérisé par un jeu de paramètres procédé déterminé. Les analyses ont été réalisées sur la base des résultats expérimentaux et des résultats issus de la simulation. Tout d'abord, les résultats numériques et expérimentaux ont été confrontés afin de s'assurer d'une bonne représentation des phénomènes thermiques et mécaniques mis en jeu. Pour l'étude thermique, la confrontation numérique/expérimental a porté sur les tailles de bain de fusion et sur des profils de températures, relevés pour chacun des cas d'étude. Pour l'étude mécanique, les comparaisons ont été effectuées pour l'évolution de la déformée de l'éprouvette et l'estimation de profils de contraintes résiduelles. Après analyse, la simulation thermomécanique des trois cas d'étude a été validée et utilisée pour documenter plus précisément le comportement thermique et mécanique des éprouvettes. La simulation thermique a permis notamment de déterminer les positions des isothermes à 400°C (température d'activation de la restauration d'écrouissage) et 1000°C (température de restauration totale d'écrouissage) grâce auxquels certaines spécificités du comportement mécanique, en lien avec la restauration d'écrouissage, ont été mises en évidence. Dans un autre temps, les résultats obtenus pour chacun des cas d'étude ont été comparés entre eux. Que ce soit pour l'analyse thermique ou pour l'analyse mécanique, les tendances décrites par l'expérience et la simulation sont assez similaires, ce qui confirme que la modélisation prend correctement en compte les paramètres procédé. L'analyse des tailles de bain de fusion a montré que le dépôt réalisé avec les paramètres procédé du cas 2, c'est-à-dire le cas associé à l'énergie linéique la plus élevée, produit des bains de fusion avec les longueurs les plus importantes. A

l'image de leurs énergies linéiques respectives, les longueurs des bains de fusion du cas 1 et du cas 3 sont assez proches pour chacun des cordons considérés. L'analyse des profils de température pour une sonde située près du dépôt a mis en avant des températures de pic plus élevées pour le cas 2 que pour les autres cas en raison de la quantité de chaleur plus importante apportée par le cas 2. Celui-ci se caractérise également par des vitesses de refroidissement supérieures qui ont un impact sur la déformée globale de l'éprouvette. En effet, les vitesses de refroidissement les plus élevées génèrent les déformations thermiques (ou contractions thermiques) les plus importantes avec une répercussion sur la déformée finale de l'éprouvette. La déformation finale de l'éprouvette s'apparente à une déformation de type flexion, avec une flèche orientée vers le haut, maximale pour le cas 2. Enfin, l'étude des contraintes résiduelles n'a pas montré une différenciation significative des trois cas d'étude mais a mis en évidence un palier de contrainte au niveau du bas de l'éprouvette pour les trois cas d'étude. Ce palier traduit la présence d'une zone de plastification qui apparaît dès le dépôt de la troisième couche. Ce mécanisme est activé consécutivement aux déformations plastiques incompatibles créées dans la zone de dépôt. Le traitement de ces déformations plastiques incompatibles et leur utilisation dans la méthode des déformations inhérentes sera abordé dans le chapitre suivant.





## Chapitre 5

# Déformations inhérentes appliquées au WAAM

L'objectif de ce dernier chapitre est de proposer un modèle 3D qui soit à la fois suffisamment précis dans la prédiction des niveaux de contraintes et de déformations mais également peu coûteux en terme de temps de calcul. Le modèle des déformations inhérentes apparaît comme une solution intéressante car il se base sur un calcul statique en élasticité linéaire à l'échelle du cordon ou du groupe de cordons déposés. La méthode des déformations inhérentes est utilisée pour calculer des états mécaniques résiduels à partir d'un champ de déformations incompatibles. Dans ce chapitre, elle est appliquée uniquement au cas nominal. La validation de cette méthode est discutée au regard des temps de calcul engagés et des résultats obtenus comparés à ceux issus de la simulation thermomécanique.

### 5.1 Principe de la méthode des déformations inhérentes

Initialement développée pour prédire les états de contraintes et de déformations résiduels dans les structures soudées [89, 90, 91, 92, 130], la théorie des déformations inhérentes s'est naturellement étendue à l'étude des structures élaborées par des procédés de fabrication additive [131, 132, 133]. Le principe de la méthode est conservé, à l'exception du fait qu'il faut considérer l'empilement de plusieurs cordons de matière. Les données d'entrée du modèle sont les déformations incompatibles, c'est-à-dire les déformations plastiques créés dans les dépôts, à l'origine des contraintes et des déformations résiduelles. Le principe du calcul mis en place dans la méthode est résumé en figure 5.1. Sur la figure 5.1, les termes exprimés sous forme vectorielle sont tels que :

- $\{\varepsilon^*\}$ , vecteur de la déformation inhérente (ou déformation incompatible) ;
- $\{\varepsilon\}$ , vecteur de la déformation totale ;
- $\{\varepsilon^e\}$ , vecteur de la déformation élastique ;
- $\{f\}$ , vecteur de la force équivalente nodale ;
- $\{u\}$ , vecteur du déplacement nodal ;
- $\{\sigma\}$ , vecteur de la contrainte résiduelle.

Et les termes exprimés sous forme matricielle, sont :

- $[B]$ , matrice d'opérateurs différentiels appliquée aux fonctions d'interpolations ;
- $[D]$ , matrice de Hooke ;
- $[K]$ , matrice de raideur.

La première étape pour un calcul basé sur la méthode des déformations inhérentes consiste à introduire les déformations plastiques en tant que données d'entrée sous forme d'une fonction de déformations inhérentes appliquée sur chaque noeud. Les déformations inhérentes peuvent

être obtenues de deux manières, par le calcul ou par la mesure. Par la mesure, les déformations inhérentes sont évaluées en mesurant le retour élastique généré lorsque la pièce est séparée du substrat. Une analyse inverse est ensuite effectuée pour identifier les déformations inhérentes responsables de ce retour élastique [134]. Par le calcul, il s'agira d'effectuer une simulation thermomécanique et d'en extraire le champ de déformations plastiques. Dans l'étude implémentée, c'est cette deuxième approche qui est privilégiée en considérant la simulation thermomécanique présentée dans les chapitres précédents. Les déformations plastiques (ou déformations incompatibles) générées dans chaque cordon sont extraites au terme de la période de refroidissement fixée pour chacun d'entre eux. Les déformations plastiques  $\varepsilon_{xx}^p$ ,  $\varepsilon_{yy}^p$  et  $\varepsilon_{zz}^p$  sont prises en compte afin de satisfaire la condition d'incompressibilité plastique selon laquelle  $\text{Tr}(\underline{\underline{\varepsilon}}^p)=0$ . Ces dernières sont introduites comme chargement dans le modèle de déformations inhérentes sous forme d'une fonction qui dépend de la géométrie du cordon et des paramètres procédé mis en jeu. Pour cela, une étude préalable de la répartition et des niveaux de déformations plastiques créées dans les cordons est nécessaire. Effectuée pour le cas nominal, la caractérisation de ces déformations permettra par la suite de construire une fonction de déformations inhérentes applicable à n'importe quelle structure construite avec les paramètres procédé du cas nominal.

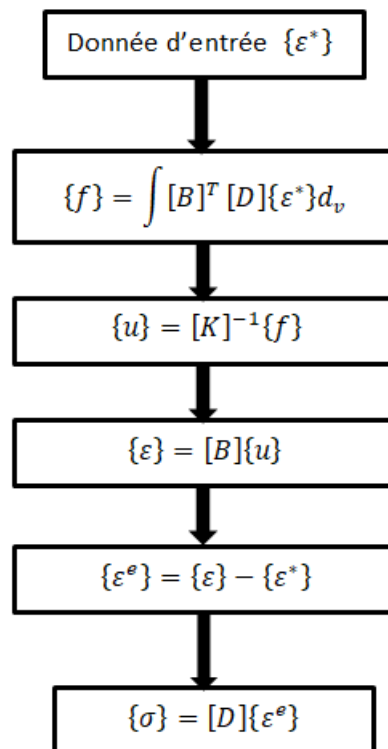


Figure 5.1 – Procédure de calcul de la méthode des déformations inhérentes

Après la détermination et l'implémentation de la fonction inhérente, s'en suivent les étapes de calcul présentées en figure 5.1. Pour chaque noeud, la procédure de calcul détermine la déformation totale compte-tenu de la déformation inhérente déterminée en entrée du modèle. Connaissant la déformation totale et la déformation inhérente, il est possible, par différence, de calculer la déformation élastique. La déformation élastique est alors utilisée pour calculer la contrainte résiduelle à partir de la loi d'élasticité de Hooke.

## 5.2 Étude des déformations plastiques issues du modèle thermomécanique

Cette section est dédiée à l'analyse des déformations plastiques incompatibles qui sont implémentées en tant que déformations inhérentes dans le modèle. La création des déformations plastiques est un mécanisme complexe qui dépend du chargement thermique appliqué. En effet, sous conditions d'un chargement thermique cyclique (lié au procédé de dépôt couche par couche) et d'une restauration d'érouissage activée dès 400°C et totale à partir de 1000°C, les champs de déformations sont fortement impactés. En effet, les déformations plastiques sont nulles dans le bain de fusion ou annihilées dans les zones refondues. Dans les zones dont la température est supérieure à 1000°C, la déformation plastique cumulée  $p$  est nulle, c'est-à-dire qu'aucune nouvelle déformation plastique n'est ajoutée à l'état mécanique antérieur pour ces zones. Pour les zones dont la température est située entre 1000°C et 400°C, la déformation plastique cumulée  $p$  dépend d'une fonction linéaire de sorte qu'en dessous de 400°C, la déformation plastique cumulée  $p$  est totalement prise en compte dans l'état de déformations plastiques. L'étude des déformations plastiques est donc menée afin d'identifier ces différents phénomènes et de mettre en place des corrections lorsque la simulation ne parvient pas à les retranscrire correctement.

### 5.2.1 Limitation du modèle thermomécanique

Avec les résultats de simulation numérique, on constate que la gestion de la phase liquide dans le modèle thermomécanique résolu avec *Code\_Aster*, conduit à des résultats de déformations plastiques incohérents. La figure 5.3 met en évidence cette problématique. Le graphique montre à la fois l'évolution temporelle de la température et des déformations plastiques longitudinales et transversales jusqu'à la fin du refroidissement de la première couche pour un point noté  $A$  sur la figure 5.2.

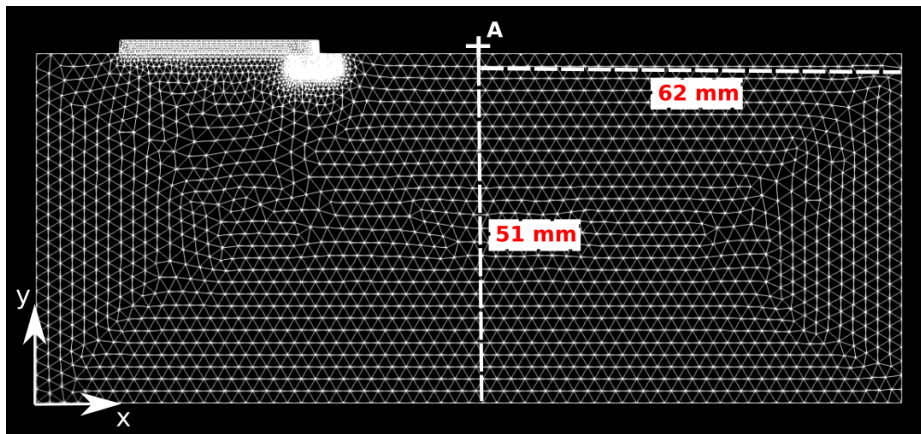


Figure 5.2 – Emplacement du point  $A$ .

Ce graphique montre que, lorsque le point  $A$  se situe dans le bain de fusion (c'est-à-dire lorsque la température relevée est supérieure à 1450°C) des déformations plastiques sont créées. Or, cette observation ne correspond pas au comportement attendu qui devrait montrer une annihilation des déformations plastiques dans le bain de fusion. Par ailleurs, le point  $A$  étant situé dans le cordon en construction, ce dernier n'a pas d'état mécanique antérieur. En considérant la restauration d'érouissage implémentée, les déformations plastiques enregistrées au niveau du point  $A$  devraient donc être nulles jusqu'à 1000°C, ce qui n'est pas le cas. Le graphique montre donc un état de déformations plastiques évalué au point  $A$  qui est aberrant au moins pour des températures supérieures à 1000°C.

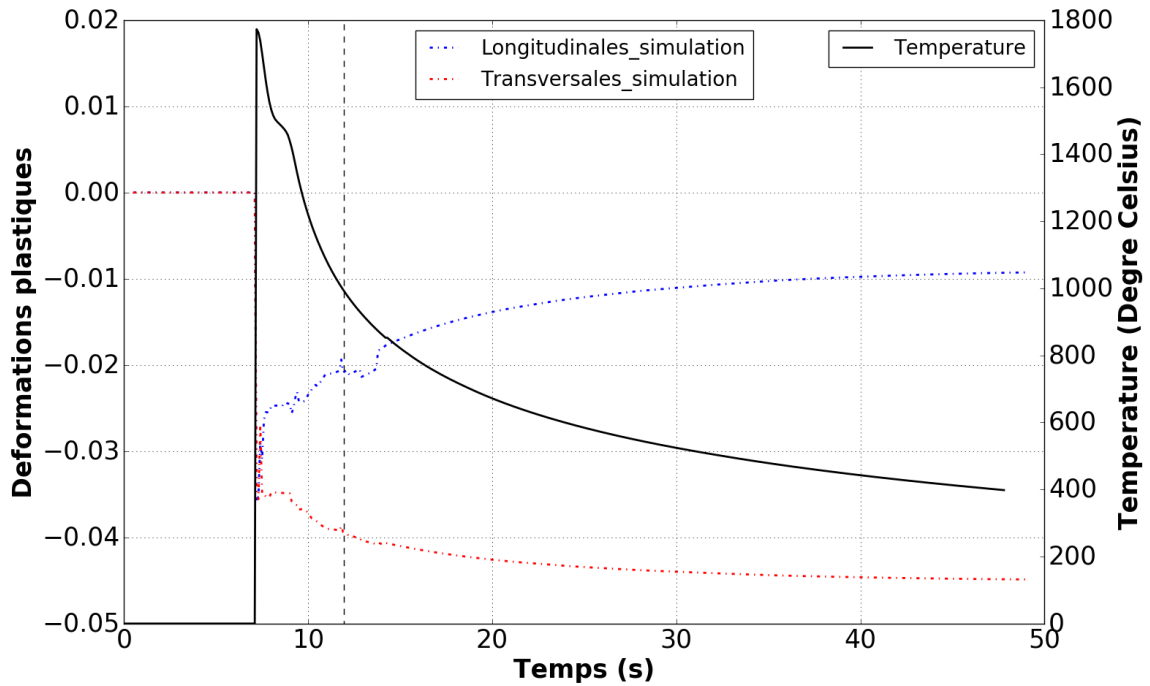


Figure 5.3 – Évolution de la déformation plastique (longitudinale et transversale) et de la température au cours du dépôt et du refroidissement du premier cordon, pour un point A (localisé comme montré figure 5.2).

### 5.2.2 Calcul des déformations plastiques dans les cordons à partir de la déformation plastique cumulée $p$ [64, 135]

Afin de considérer un état de déformations plastiques en lien avec le chargement thermique appliqué, on cherche à recalculer (en dehors du solveur *Code\_Aster*) les déformations plastiques dans le cordon en utilisant la déformation plastique cumulée  $p$  calculée par *Code\_Aster*. Cette dernière est une variable interne notée  $V1$  dans *Code\_Aster*. Plus précisément, les déformations plastiques sont calculées à partir de  $\dot{p}$ , la variation de la déformation plastique cumulée  $p$  entre deux instants, avec la formule suivante (pour un modèle à écrouissage mixte de Prager, cf. Chapitre 3, section 3.3.1) :

$$\dot{\varepsilon}^p = \frac{3}{2} \dot{p} \frac{\tilde{\sigma} - X}{(\tilde{\sigma} - X)_{eq}} \quad (5.1)$$

Où  $\tilde{\sigma}$  est le tenseur déviatorique des contraintes et  $X$  est la partie cinématique de l'écrouissage telle que  $X = C\varepsilon^p$  avec  $C$  la constante de Prager et  $\varepsilon^p$  la déformation plastique.

Et en discrétisant l'équation 5.1, on obtient :

$$\varepsilon_i^p = \frac{3}{2} \Delta p_i \frac{\tilde{\sigma} - X}{(\tilde{\sigma} - X)_{eq}} + \varepsilon_{i-1}^p \quad (5.2)$$

Le graphique présenté en figure 5.4 montre l'évolution de  $\Delta p$  obtenue à partir de la déformation plastique cumulée  $p$  calculée par *Code\_Aster* pour le point A au cours du dépôt et du refroidissement de la première couche. On calcule  $\Delta p$  à partir de la formule suivante :

$$p_i = F(p_{i-1} + \Delta p_i) \quad (5.3)$$

Où  $p_i$  et  $p_{i-1}$  sont respectivement la déformation plastique cumulée calculée par *Code\_Aster* à l'instant  $i$  et à l'instant  $i - 1$ .  $\Delta p_i$  est fonction d'un facteur  $F$  associé à la restauration d'écroutissage tel que :

$$\begin{cases} F = 0 & \text{si } T \geq 1000^\circ\text{C} \\ F = -\frac{1}{T_{tot}-T_a}T + \frac{T_{tot}}{T_{tot}-T_a} & \text{si } 400^\circ\text{C} < T < 1000^\circ\text{C} \\ F = 1 & \text{si } T \leq 400^\circ\text{C} \end{cases} \quad (5.4)$$

Où  $T$  est la température et  $T_{tot}$  et  $T_a$  sont respectivement la température de restauration totale d'écroutissage (fixée à  $1000^\circ\text{C}$  pour l'acier 316L) et la température d'activation de la restauration d'écroutissage (fixée à  $400^\circ\text{C}$  pour l'acier 316L).

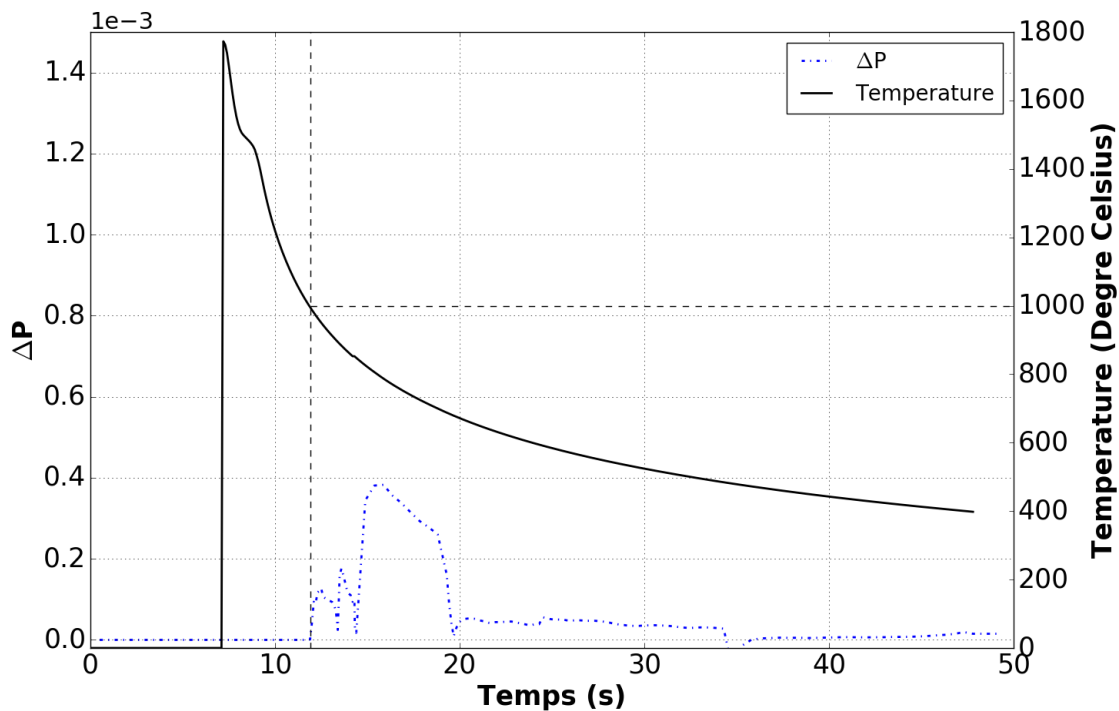


Figure 5.4 – Évolution de  $\Delta p$ , la variation de la déformation plastique cumulée, au cours du dépôt et du refroidissement de la première couche au niveau du point A localisé sur la figure 5.2.

D'après la figure 5.4, on constate que l'évolution de  $\Delta p$  est conforme aux attentes, à savoir nulle pour des températures supérieures à  $1000^\circ\text{C}$  puis évolutive en deçà de  $1000^\circ\text{C}$ . Cette évolution est rassurante car elle montre que *Code\_Aster* estime correctement la déformation plastique cumulée  $p$  dans le cordon et, par conséquent, assure la validité du calcul des déformations plastiques à partir de  $\Delta p$ .

La figure 5.5 montre l'évolution des déformations plastiques longitudinales et transversales extraites directement de la simulation thermomécanique résolue avec *Code\_Aster* et celles qui sont calculées à partir de  $\Delta p$  pour le point A. On constate que les déformations plastiques longitudinales et transversales calculées à partir de  $\Delta p$  au niveau du point A au cours du dépôt et du refroidissement de la première couche, sont nulles pour des températures supérieures à  $1000^\circ\text{C}$ . Après un temps de refroidissement imposé de 35 secondes, les déformations plastiques longitudinale et transversale valent respectivement  $-0,011$  et  $-0,0055$ , soit un niveau de déformations plastiques longitudinales deux fois plus important que le niveau de déformations plastiques transversales. De plus, les déformations (longitudinales ou transversales) sont négatives car, comme

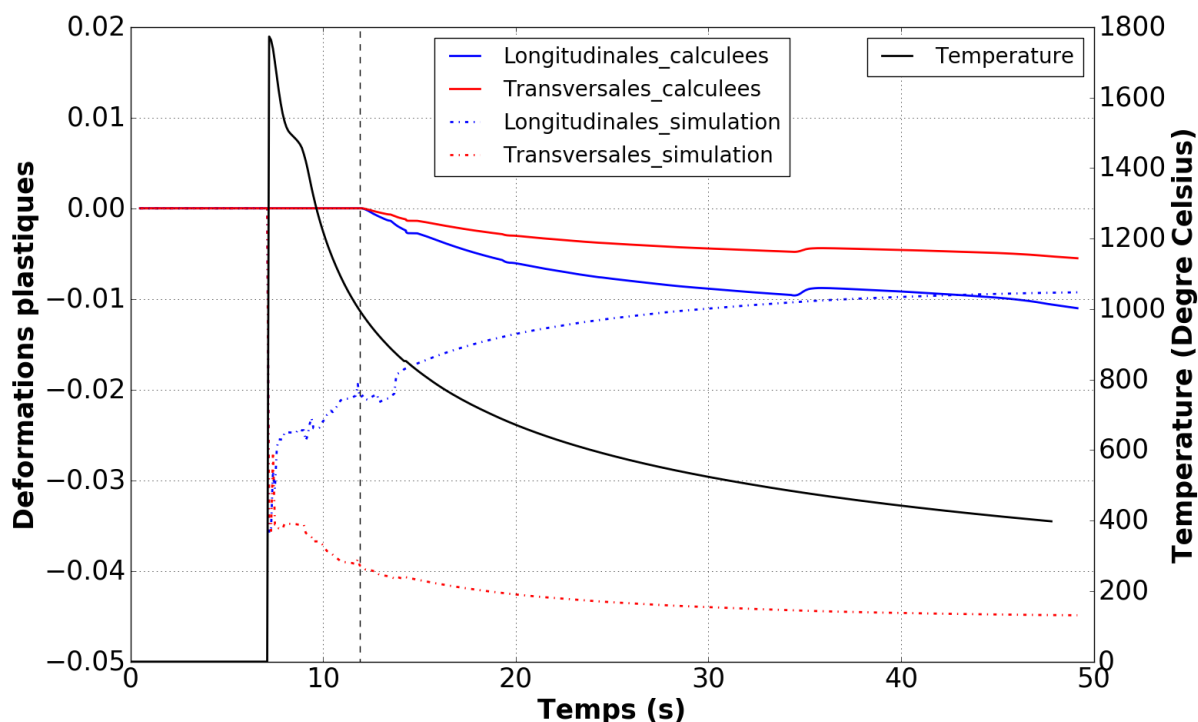


Figure 5.5 – Évolution de la déformation plastique avant et après correction (longitudinale et transversale) et de la température au cours du dépôt et du refroidissement du premier cordon, pour un point A (localisé comme montré Figure 5.2).

le montre la courbe de température, la zone de dépôt expérimente principalement une décharge thermique générant une contraction du matériau et on a [64] :

$$p = \int_0^t |\dot{\epsilon}^p| dt \quad (5.5)$$

Avec, en charge  $|\dot{\epsilon}^p| = \dot{\epsilon}^p$  et en décharge  $|\dot{\epsilon}^p| = -\dot{\epsilon}^p$ .

Le calcul de la déformation plastique à partir de  $\Delta p$  suivant l'équation 5.2, est appliqué sur tous les noeuds appartenant au cordon. A la fin du refroidissement, la distribution des déformations plastiques est évaluée dans chaque cordon de matière. Cette distribution correspond à la distribution des déformations incompatibles ou déformations inhérentes à implémenter dans le modèle de déformations inhérentes. La figure 5.6 montre la répartition des déformations plastiques longitudinales après le refroidissement de chacune des dix couches considérées, ces dernières étant construites avec les paramètres procédé du cas nominal. La répartition est évaluée, couche par couche, le long d'un axe situé à mi-hauteur dans la couche considérée et parallèle à la direction du cordon. L'étude de la répartition des déformations plastiques distingue les couches impaires (cf. Figure 5.6 (a)) des couches paires (cf. Figure 5.6 (b)). En effet, on constate que, pour les couches impaires, les déformations plastiques sont maximales pour  $80 \text{ mm} \leq x \leq 100 \text{ mm}$ . Pour les couches paires, les déformations plastiques sont maximales pour  $20 \text{ mm} \leq x \leq 40 \text{ mm}$ . Pour les couches paires et impaires, les déformations plastiques maximales sont donc localisées proche de la fin des cordons. Ce comportement est à mettre en lien avec les vitesses de refroidissement. Effectivement, l'extinction de la torche provoque une variation de température brusque à la fin

du cordon qui est une zone dont la température est encore relativement élevée. A l'opposé, le début du cordon est une zone qui s'est refroidi plus lentement (donc avec une vitesse de refroidissement moins élevée) en raison de l'éloignement progressif de la torche au cours du dépôt. Par ailleurs, on remarque que la distribution des déformations plastiques, quelle que soit la parité de la couche, suit la même tendance. Les extrémités des cordons se caractérisent par des déformations plastiques longitudinales nulles en lien avec la condition de bord libre. La taille de la zone de plasticité nulle augmente avec le nombre de couches et atteint une valeur constante de 10 mm à partir de la septième couche. On observe également une superposition des profils de déformations plastiques à partir de la septième couche (pour les couches impaires) et de la huitième couche (pour les couches paires).

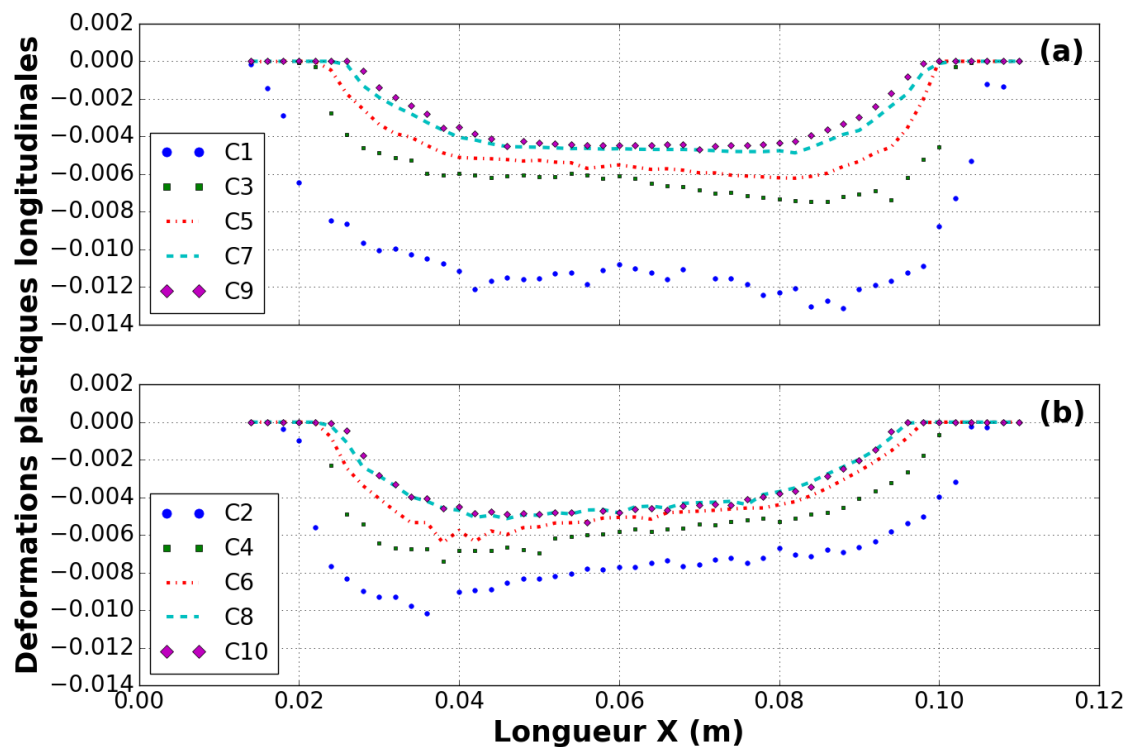


Figure 5.6 – Distribution des déformations plastiques longitudinales évaluée dans la longueur de chaque cordon pour dix cordons déposés, traités en fonction de leur parité (Figure 5.7 (a) pour les cordons impaires et Figure 5.7 (b) pour les cordons paires). Les paramètres procédé considérés pour la construction des dix couches sont toujours ceux du cas nominal.

A partir des profils présentés en figure 5.6, on calcule une déformation plastique longitudinale moyenne comme montré en figure 5.7. Considérant le graphique de la figure 5.7, on remarque que la valeur de déformation plastique moyenne est maximale dans la première couche puis décroît avec un comportement asymptotique vers la valeur  $-0,0025$  atteinte dès la septième couche. Ce type de comportement traduit la mise en place d'un régime établi pour lequel, à partir de la septième couche, la valeur des déformations plastiques longitudinales créées dans les cordons vaut  $-0,0025$ . Ces observations à l'échelle des déformations plastiques sont consécutives du chargement thermique. En effet, les profils de température examinés dans les précédents chapitres montrent une augmentation progressive de la température de l'éprouvette à la fin du refroidissement de chaque couche. De fait, le phénomène de restauration d'écroutissage est de plus en plus influent au-fur-et-à-mesure de l'empilement des couches, ce qui entraîne une diminution des niveaux



de déformations plastiques générées. La stabilisation du niveau de déformations plastiques se produit à partir de la septième couche car les températures moyennes des cordons atteintes en fin de refroidissement se stabilisent également aux alentours de la septième couche, autour de 650°C.

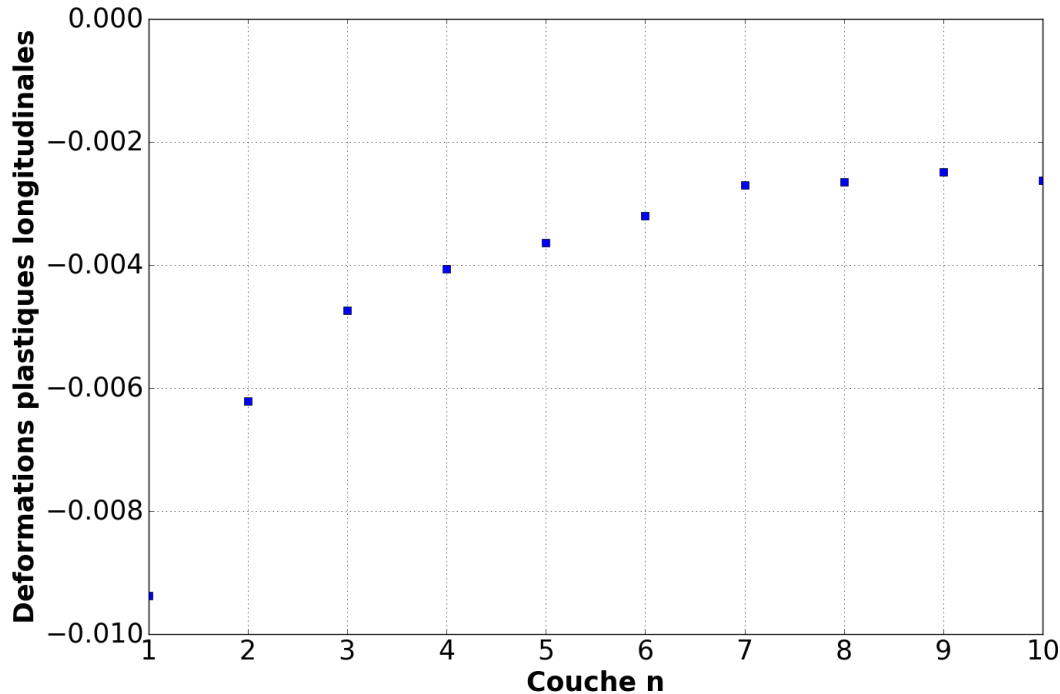


Figure 5.7 – Évolution de la déformation plastique longitudinale moyenne relevée dans un cordon en fonction du numéro de cordon considéré.

Par ailleurs, afin de caractériser au mieux la fonction des déformations à implémenter dans le modèle de déformations inhérentes, une étude de l’influence de la longueur du cordon et du temps de refroidissement sur les niveaux de déformations plastiques est menée. Les résultats sont présentés ici uniquement pour les déformations plastiques longitudinales car elles sont prépondérantes sur les déformations plastiques transversales. L’étude appliquée aux déformations plastiques transversales montre les mêmes tendances que celles décrites dans ce qui suit mais avec des intensités plus faibles.

La figure 5.8 (a) montre la distribution des déformations plastiques évaluée uniquement dans le premier cordon déposé (en considérant toujours les paramètres procédés du cas nominal), pour différentes longueurs de cordons (de 50 mm à 300 mm). On suppose que la tendance observée pour le premier cordon est valable pour les cordons suivants. D’après la figure 5.8, on constate que la longueur du cordon n’a pas une influence significative sur le niveau de déformations plastiques mesuré dans le cordon. En effet, à partir des différents profils, on calcule une déformation plastique longitudinale moyenne qui vaut 0,0095 pour un cordon de 100 mm, 0,01 pour un cordon de 300 mm et 0,009 pour un cordon de 50 mm. Par rapport à la configuration nominale qui étudie un cordon de 100 mm, la variation maximale de la déformation plastique longitudinale moyenne est de  $\pm 0,0005$ , soit  $\pm 0,05\%$  de déformation plastique. Pour des cordons inférieurs à 50 mm, l’étude n’est pas concluante car la longueur de cordon n’est pas suffisante pour atteindre le régime établi pendant le dépôt.

D’autre part, la figure 5.8 (b) montre la distribution des déformations plastiques longitudinales

pour un cordon de 100 mm en considérant deux durées de refroidissement différentes, en l'occurrence 35 secondes et 590 secondes, cette dernière valeur permettant un retour à température ambiante de l'éprouvette. Les profils de déformations plastiques longitudinales extraits dans le cordon pour ces deux temps de refroidissement se superposent. Ce résultat signifie donc que, pour ce premier cordon, le niveau des déformations plastiques longitudinales est identique pour un temps de refroidissement supérieur ou égal à 35 secondes. Après 35 secondes, le premier cordon a eu le temps de refroidir, entraînant la génération des déformations plastiques. En revanche, l'étude pourrait être menée sur les cordons suivants et montrerait des résultats différents. En effet, comme précisé plus haut, la température globale de l'éprouvette augmente au cours des dépôts. Pour un même temps de refroidissement, la température du dépôt  $n$  est donc plus élevée que celle du dépôt  $n - 1$ . Par conséquent, pour les cordons supérieurs, il est possible que le temps de refroidissement de 35 secondes ne soit pas suffisant pour diminuer la température de sorte à créer toutes les déformations plastiques. Dans ce cas, un temps de refroidissement plus conséquent modifierait le profil de déformations plastiques. Dans le modèle de déformations inhérentes implémenté, on considérera un temps de refroidissement appliqué entre chaque couche égal à 35 secondes afin de s'assurer de la validité des déformations inhérentes utilisées en entrée du modèle.

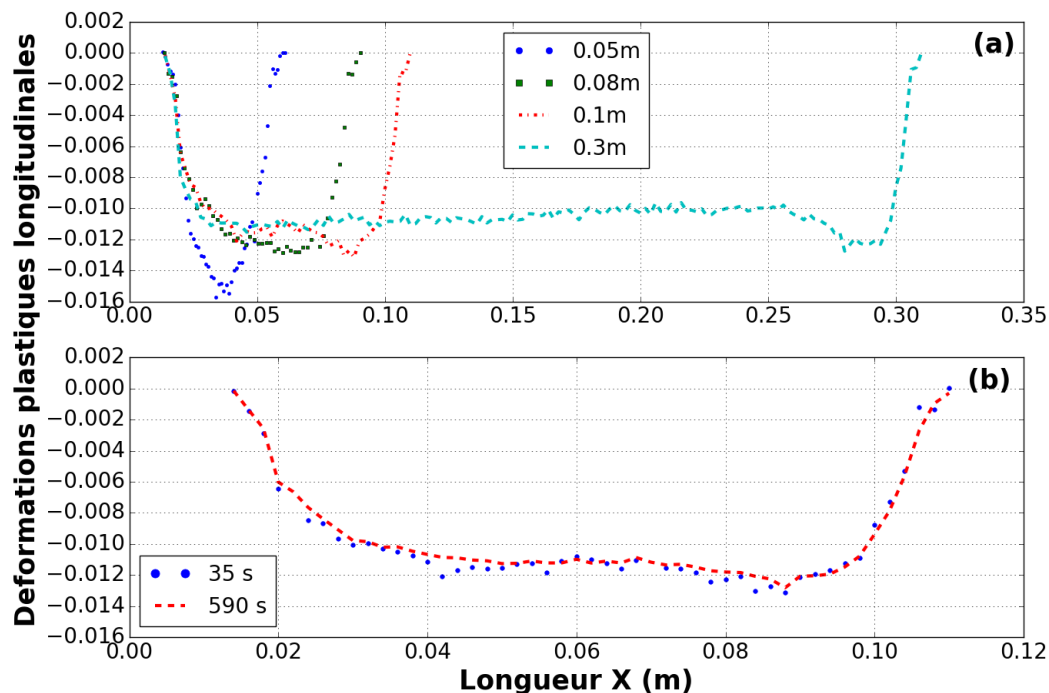


Figure 5.8 – Étude de l'influence de la longueur du cordon (cf. Figure 5.8 (a)) et du temps de refroidissement (cf. Figure 5.8 (b)) sur les niveaux de déformations plastiques longitudinales relevés dans un cordon.

### 5.3 Application de la méthode des déformations inhérentes au cas nominal

Les déformations plastiques calculées précédemment à partir de la déformation plastique cumulée  $p$  sont utilisées comme données d'entrée dans un modèle 3D de déformations inhérentes. Ce dernier est mis en place afin d'effectuer un passage du 2D vers le 3D en recourant à des temps

de calcul peu importants. La méthode des déformations inhérentes est d'abord appliquée dans le cas du dépôt d'une unique couche (cas du soudage simple) puis pour le dépôt des cinq couches, en considérant les paramètres procédé du cas nominal.

### 5.3.1 Méthode des déformations inhérentes pour le dépôt d'une couche (cas du soudage)

La méthode des déformations inhérentes se base classiquement sur un calcul statique en élasticité linéaire. Le comportement élastique considéré pour l'étude du dépôt d'une couche prend en compte le module d'Young et le coefficient de Poisson du matériau. Ces propriétés, contrairement au modèle thermomécanique, ne sont pas implémentées en fonction de la température. Pour ce premier dépôt, on évalue les contraintes résiduelles après retour à température ambiante. Les propriétés mécaniques implémentées dans le modèle sont donc celles de l'acier 316L à 20°C. Dans une première approche, on considère les déformations plastiques longitudinale et transversale constantes dans tout le cordon. La déformation plastique dans l'épaisseur de la plaque est déterminée de sorte à respecter l'incompressibilité plastique telle que  $\varepsilon_{zz}^p = -(\varepsilon_{xx}^p + \varepsilon_{yy}^p)$ . La fonction inhérente appliquée dans le cordon prend donc en compte les déformations constantes suivant les trois directions. Celle-ci est également dégradée linéairement dans une partie restreinte du substrat, sous-jacente au dépôt, afin d'éviter l'apparition de fortes discontinuités à l'interface du cordon et du substrat. Les valeurs constantes des déformations plastiques entrant dans la fonction inhérentes sont les suivantes :

- $\varepsilon_{xx}^p = -0,009$  ;
- $\varepsilon_{yy}^p = -0,0045$  ;
- $\varepsilon_{zz}^p = +0,0135$ .

Les profils de contraintes résiduelles longitudinales évalués suivant l'axe de coupe ( $T$ ) présenté en figure 5.9 sont comparés pour le modèle thermomécanique et le modèle élastique de déformations inhérentes, sur la figure 5.10.

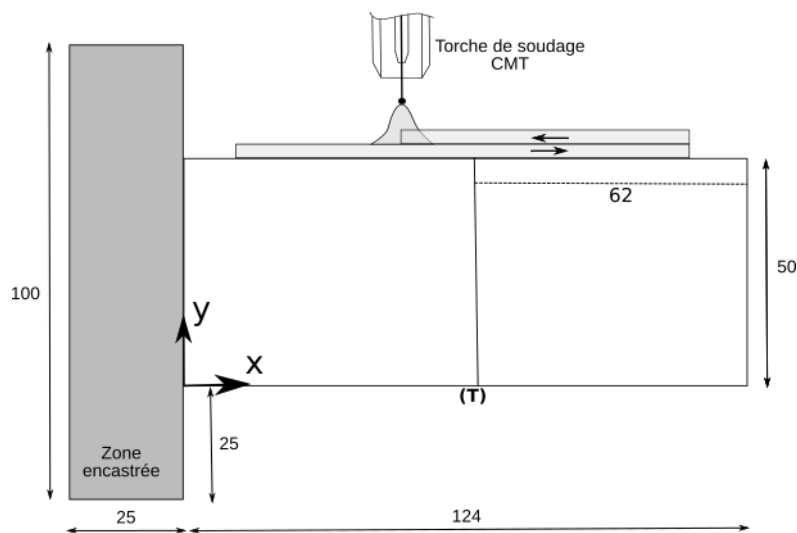


Figure 5.9 – Position de l'axe ( $T$ ) pour l'étude du profil de contraintes résiduelles longitudinales.

Deux cas différents sont étudiés pour le modèle élastique de déformations inhérentes et sont à l'origine de deux profils de contraintes résiduelles longitudinales différents, notés (1) et (2) sur la figure 5.10.

Les profils sont obtenus en considérant une dégradation linéaire de la fonction inhérente dans le substrat, jusqu'à 10 mm pour le profil (1) et jusqu'à 25 mm pour le profil (2), à partir de l'interface cordon/substrat. En comparaison avec le profil de contraintes résiduelles longitudinales issu

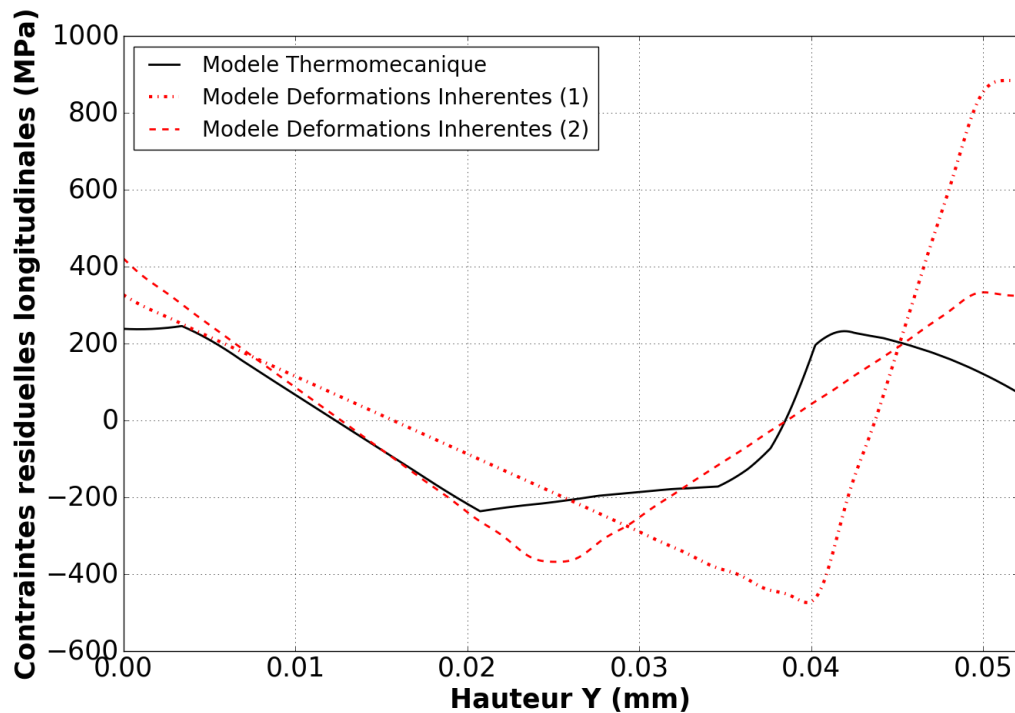


Figure 5.10 – Comparaison des profils de contraintes évalués suivant l’axe ( $T$ ) (cf. Figure 5.9) issus du modèle thermomécanique et du modèle élastique de déformations inhérentes. Les profils de contraintes (1) et (2) étudiés pour le modèle de déformations inhérentes se différencient par la distance de propagation des déformations plastiques dans le substrat. Pour le profil (1), la fonction de déformation inhérente est dégradée linéairement jusqu’à 10 mm après l’interface cordon/substrat. Pour le profil (2), la fonction de déformation inhérente est dégradée linéairement jusqu’à 25 mm après l’interface cordon/substrat.

du modèle thermomécanique, on constate que le profil (2) présente une meilleure adéquation. En effet, après retour à température ambiante, les résultats issus du modèle thermomécanique montre que la distance de propagation des déformations plastiques dans le substrat vaut environ 25 mm. La prise en compte des déformations plastiques dans le substrat a donc une influence importante sur les résultats de contraintes résiduelles obtenus avec le modèle de déformations inhérentes. Par ailleurs, on constate que la loi de comportement élastique ne permet pas de retranscrire, pour le profil (1) et le profil (2), le palier de contraintes présent au bas de la plaque (pour  $0 \text{ mm} \leq Y \leq 5 \text{ mm}$ ). En effet, comme discuté au Chapitre 4, ce palier traduit la présence d’une zone plastifiée. Or, la loi de comportement élastique implémentée dans le modèle de déformations inhérentes ne prend pas en compte la loi d’écoulement plastique. Pour pouvoir prédire un état de déformations plastiques au bas de l’éprouvette, il est donc nécessaire d’implémenter un modèle de déformations inhérentes basé sur une loi de comportement élastoplastique.

La validité du modèle de déformations inhérentes est également étudiée au regard de la déformée finale de l’éprouvette, après retour à température ambiante. La figure 5.11 montre la cartographie du déplacement vertical de l’éprouvette calculé par la méthode des déformations inhérentes, en considérant une dégradation linéaire de la fonction inhérente dans le substrat jusqu’à 25 mm à partir de l’interface cordon/substrat. D’après cette cartographie, on constate que le modèle de déformations inhérentes implémenté pour le dépôt d’un cordon décrit de manière satisfaisante la déformée finale de l’éprouvette. Le déplacement vertical du bord libre de l’éprouvette est orienté vers le haut et vaut 1,1 mm. Cette valeur de déplacement est du même ordre de grandeur que

celles obtenues avec la simulation thermomécanique et l'expérience comme montré dans le Tableau 5.1.

Par ailleurs, d'après les valeurs répertoriées dans le Tableau 5.1, on constate que la distance de propagation des déformations plastiques dans le substrat a une influence sur la valeur du déplacement vertical. Pour une distance de propagation de 25 mm (*Modèle de déformations inhérentes (2)*), la valeur de déplacement vertical est plus importante que pour une distance de propagation de 10 mm (*Modèle de déformations inhérentes (1)*). Or, la valeur du déplacement vertical mesuré pour une distance de propagation de 10 mm, soit 0,76 mm, est plus proche de celles mesurées pour la simulation thermomécanique et pour l'expérience. En dégradant la fonction inhérente sur une distance plus importante dans le substrat, la méthode des déformations inhérentes conduit donc à un profil de contraintes résiduelles longitudinales satisfaisant mais surestime davantage le déplacement vertical.

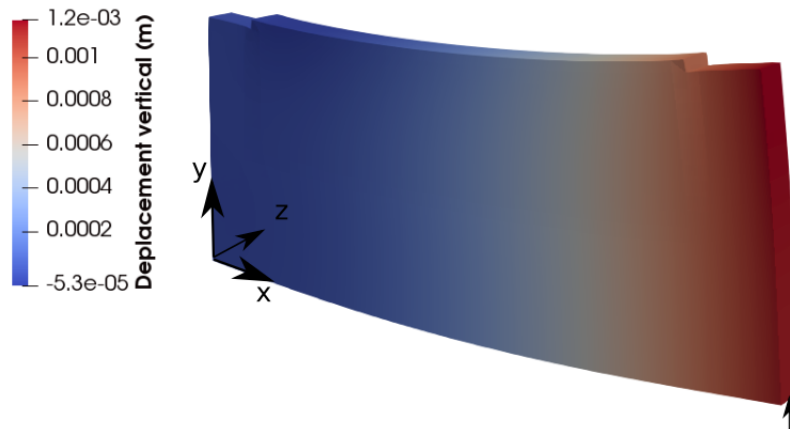


Figure 5.11 – Déformée de l'éprouvette évaluée après le dépôt d'un cordon, après retour à température ambiante, pour le modèle 3D de déformations inhérentes (avec loi de comportement élastique). La fonction linéaire est dégradée linéairement dans le substrat jusqu'à 25 mm à partir de l'interface cordon/substrat. Facteur d'échelle :  $\times 5$ .

	Déplacement vertical (mm)
Simulation numérique	0,85
Expérience	0,5
Modèle de déformations inhérentes (1)	0,76
Modèle de déformations inhérentes (2)	1,1

Tableau 5.1 – Déplacement vertical du bord libre de l'éprouvette mesuré après le dépôt d'un cordon et retour à température ambiante, pour la simulation thermomécanique, pour l'expérience et pour le modèle de déformations inhérentes (1) et (2). Les modèles de déformations inhérentes (1) et (2) sont basés sur une loi de comportement élastique et sont associés respectivement à une distance de propagation des déformations plastiques dans le substrat de 10 mm et 25 mm.

### 5.3.2 Modèles des déformations inhérentes pour le dépôt des cinq couches

Le modèle de déformations inhérentes est étendu à la fabrication additive WAAM en considérant les cinq dépôts étudiés dans les chapitres précédents, déposés avec les paramètres procédé du cas nominal. Pour cette étude, la fonction de déformation inhérente suppose une déformation plastique longitudinale constante sur tout le cordon qui vaut -0,0042 sur toutes les couches. Cette valeur correspond à la déformation plastique moyenne relevée dans le cinquième et dernier cordon

(cf. Figure 5.7). Sous cette hypothèse, on ne prend pas en compte la variation de la déformation plastique moyenne en fonction de la couche. En effet, le modèle de déformations inhérentes développé pour le dépôt WAAM est actuellement limité par l'apparition de fortes discontinuités dans les profils de contraintes lorsque la fonction inhérente varie d'une couche à l'autre. Pour éviter ce problème, on considère donc une fonction constante sur les cinq cordons. Pour le dépôt WAAM, un modèle de déformations inhérentes basé sur un comportement élastoplastique à écrouissage linéaire isotrope est développé. Les profils de contraintes résiduelles longitudinales sont évalués suivant l'axe ( $T$ ) (cf. Figure 5.9) pour une loi de comportement élastique et élastoplastique et comparés en Figure 5.12 avec le profil de contraintes résiduelles longitudinales issu du modèle thermomécanique. Pour les deux lois de comportement, on considère une dégradation linéaire des déformations plastiques dans le substrat jusqu'à 10 mm à partir de l'interface cordon/substrat.

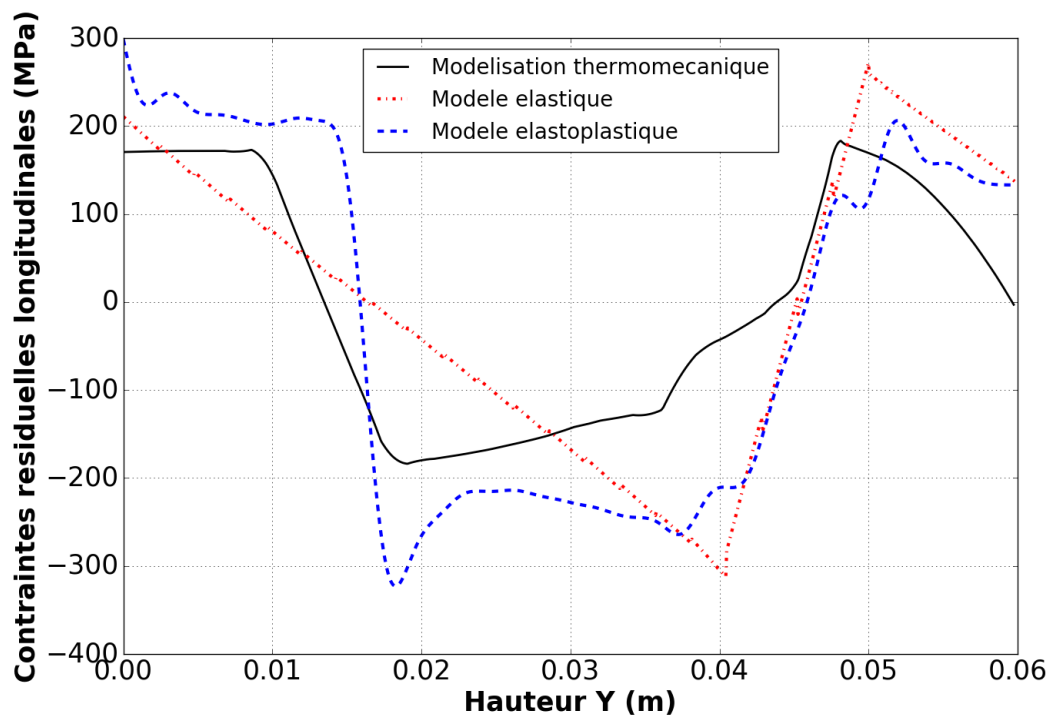


Figure 5.12 – Comparaison des profils de contraintes évalués suivant l'axe ( $T$ ) (cf. Figure 5.9) issus du modèle thermomécanique, du modèle de déformations inhérentes considérant une loi élastique et du modèle de déformations inhérentes considérant une loi élastoplastique à écrouissage linéaire isotrope. Les profils sont étudiés sur une éprouvette présentant cinq cordons, en considérant les paramètres procédé du cas nominal.

On constate tout d'abord que, par rapport au modèle élastique, le modèle élastoplastique parvient mieux à retranscrire la forme du profil de contraintes résiduelles longitudinales. En effet, la prise en compte des équations liées à la plasticité dans le modèle de déformations inhérentes permet de faire apparaître la zone plastifiée en bas de l'éprouvette qui se traduit par un palier de contraintes dans le profil de contraintes résiduelles longitudinales. Les niveaux de contraintes estimés avec la loi de comportement élastoplastique sont également assez représentatifs des niveaux prédits par la simulation thermomécanique malgré une surestimation maximale d'environ 100 MPa dans la zone centrale du substrat en compression. A noter que l'estimation des contraintes résiduelles pourrait encore être plus précise pour le modèle de déformations inhérentes basé sur la loi de comportement élastoplastique en apportant des modifications à la méthode de convergence utilisée. Par ailleurs, même si la loi de comportement élastoplastique semble plus adaptée pour l'étude des contraintes résiduelles, la loi de comportement élastique n'est pas pour au-

tant inacceptable. En effet, on constate que les niveaux de contraintes résiduelles longitudinales estimés par le modèle élastique sont plutôt cohérents avec les résultats issus de la simulation thermomécanique. Le comportement général de l'éprouvette est également bien retranscrit avec les zones de traction et de compression bien identifiées.

D'autre part, l'estimation du déplacement vertical au niveau du bord libre de l'éprouvette, que ce soit pour le modèle de déformations inhérentes considérant une loi élastique ou élastoplastique, est plutôt en bon accord avec les résultats issus de la simulation thermomécanique ou encore de l'expérience (cf. Tableau 5.2).

	Déplacement vertical (mm)
Simulation numérique	0,9
Expérience	0,5
Modèle de déformations inhérentes élastique	0,43
Modèle de déformations inhérentes élastoplastique	0,66

Tableau 5.2 – Déplacement vertical du bord libre de l'éprouvette mesuré après le dépôt des cinq cordons et retour à température ambiante, pour la simulation thermomécanique, pour l'expérience et pour les modèles de déformations inhérentes considérant une loi élastique et une loi élastoplastique à écrouissage linéaire isotrope.

Les modèles de déformations inhérentes basés sur une loi de comportement élastique ou élastoplastique sont donc plutôt efficaces pour prédire les contraintes résiduelles et la déformée de l'éprouvette. Le choix d'une loi élastique ou élastoplastique est basé sur un compromis entre le niveau de précision souhaité et le temps de calcul mis en jeu. En effet, le modèle de déformations inhérentes basé sur une loi élastoplastique est capable de prédire la création de déformations plastiques dans le substrat mais présente des temps de calcul encore élevés. D'autre part, le modèle de déformations inhérentes basé sur une loi élastique fournit une bonne approximation des contraintes résiduelles, sans prise en compte de la plasticité dans le substrat, mais avec des temps de calcul nettement réduits par rapport à une simulation thermomécanique ou même par rapport à un calcul élastoplastique mené pour la méthode des déformations inhérentes. Pour exemple, le temps de calcul utilisé par le modèle élastique pour estimer les contraintes résiduelles dans l'éprouvette avec cinq dépôts est de 10 minutes, contre 2,7 jours pour le modèle thermomécanique bidimensionnel avec apport de matière.

## 5.4 Conclusion

Ce chapitre a permis de développer un modèle de déformations inhérentes adapté au dépôt WAAM en se basant sur l'étude du cas nominal. La méthode des déformations inhérentes, présentée en préambule de ce chapitre, utilise comme donnée d'entrée une fonction de déformations inhérentes ou déformations incompatibles qui sont à l'origine des contraintes résiduelles. Les déformations inhérentes correspondent aux déformations plastiques créées dans les cordons. Dans le cas de l'étude du cas nominal, les déformations plastiques générées dans les cinq cordons ont été recalculées à partir de la variation de la déformation plastique cumulée  $\Delta p$ . En effet, l'analyse des déformations plastiques issues de la simulation thermomécanique a mis en évidence une limitation du modèle liée à la gestion du comportement liquide par *Code\_Aster*. D'autre part, une étude de la distribution et des niveaux de déformations plastiques recalculées a été effectuée afin de caractériser au maximum la fonction inhérente. L'objectif de cette étude est de créer une fonction inhérente applicable à n'importe quelle structure fabriquée avec les paramètres procédé du cas nominal. Le modèle de déformations inhérentes a d'abord été mis en place pour le dépôt d'un unique cordon (cas du soudage), en considérant une loi de comportement élas-

tique linéaire. La validité du modèle a été discutée en comparant, suivant un même axe, le profil de contraintes résiduelles longitudinale obtenue avec la méthode des déformations inhérentes et avec la simulation thermomécanique. Les résultats ont montré une plutôt bonne adéquation sous condition de dégrader linéairement la fonction de déformation plastique sur une certaine distance dans le substrat. La comparaison de la déformée finale par rapport à la déformée calculée par la simulation thermomécanique ou mesurée par l'expérience, a également démontré une bonne prédiction des états de déformations résiduels par le modèle de déformations inhérentes. D'abord appliqué à un cordon, le modèle est ensuite étendu au cas de la fabrication additive en considérant l'empilement de cinq cordons avec les paramètres procédés du cas nominal. Or, dans le cas des cinq couches déposées, la zone plastifiée au bas de l'éprouvette s'est développée de manière significative, créant un palier dans le profil de contraintes résiduelles longitudinales. Pour pouvoir prédire le développement de ces déformations plastiques dans le substrat, un modèle de déformations inhérentes basé sur une loi élastoplastique à écrouissage linéaire isotrope est mis en place. Ce dernier, en tenant compte de la loi d'écoulement plastique, permet de retrouver un profil de contraintes résiduelles longitudinales assez proche de celui extrait de la simulation thermomécanique, avec notamment l'apparition du palier au bas de l'éprouvette et un passage compression/traction ou traction/compression non linéaire. Le modèle élastique appliqué aux dépôts des cinq cordons reste néanmoins très intéressant car il prédit des niveaux de contraintes cohérents, en traction et en compression, et utilise des temps de calcul réduits voire très réduits par rapport à une simulation thermomécanique ou même par rapport à un calcul élastoplastique basé sur le modèle des déformations inhérentes. En effet, le modèle des déformations inhérentes basé sur la loi de comportement élastoplastique présente actuellement une limitation au niveau des temps de calcul engagés. Cette problématique pourra être traitée ultérieurement par une analyse de la méthode de convergence utilisée et notamment de la réactualisation de la matrice tangente.





# Conclusion générale et perspectives

## Conclusion

Parmi les nombreux procédés de fabrication additive métallique, cette thèse s'est intéressée au procédé WAAM (Wire Arc Additive Manufacturing) car celui-ci présente de nombreuses spécificités qui le distinguent des autres procédés de fabrication additive métallique et qui en font un candidat privilégié pour certaines applications industrielles. En particulier, le dépôt WAAM a été étudié pour une technologie de soudage GMAW (Gas Metal Arc Welding) en mode de transfert CMT (Cold Metal Transfer). Ce mode de transfert permet de minimiser l'énergie délivrée lors du détachement de la gouttelette de métal grâce à un contrôle du dévidage du fil-électrode. Le contrôle des niveaux d'énergie utilisés pour faire fondre le métal est un enjeu majeur de la fabrication additive métallique, et en particulier du WAAM. En effet, l'énergie délivrée par le procédé pour la mise en fusion du métal crée de forts gradients thermiques qui conditionnent l'état de contraintes et de déformations résiduelles dans la pièce fabriquée.

L'objectif de cette thèse était de réaliser une étude thermomécanique du dépôt WAAM mettant en évidence l'impact du chargement thermique sur les niveaux de contraintes et de déformations générés. Cette étude s'est appuyée sur une modélisation thermomécanique et sur une campagne expérimentale pour le dépôt de cordons en acier 316L sur un substrat du même matériau. Les propriétés thermo-physiques de l'acier 316L sont déjà bien renseignées dans la littérature car il s'agit d'un matériau couramment utilisé notamment dans l'industrie nucléaire. Ses propriétés métallurgiques particulières (pas de transformation structurale à l'état solide) permettent d'envisager un couplage purement thermomécanique même si la taille et l'orientation des grains dans la ZAT et la zone fondue peuvent avoir une certaine influence sur les niveaux de contraintes dans ces zones. De plus, une configuration de dépôt spécifique a été choisie, pour laquelle les cordons sont déposés sur l'épaisseur d'une plaque maintenue uniquement sur l'une de ses extrémités. En laissant les autres bords libres, cette configuration permet de minimiser l'influence du bridage sur les niveaux de contraintes.

La campagne expérimentale mise en place a permis de réaliser des mesures in-situ en cours de procédé et des mesures a posteriori. Les mesures in-situ ont permis d'évaluer les intensités et les tensions de soudage réellement mises en jeu via une acquisition des cycles CMT, de tracer des profils de températures via une acquisition par thermocouples, de mesurer des tailles de bain de fusion via une série d'images acquises par caméra rapide, ou encore de tracer l'évolution de la déformée de l'éprouvette via le relevé du déplacement vertical du bord libre de l'éprouvette par un capteur de déplacement laser. Les mesures a posteriori ont permis d'évaluer la pénétration du bain de fusion via l'analyse des macrographies, de mettre en évidence la métallurgie du dépôt et du substrat via une analyse EBSD, ou encore de tracer des profils de contraintes résiduelles obtenus à partir des mesures de déformations par diffraction de neutrons. Ces mesures ont été réalisées pour un jeu de paramètres procédé dits nominaux définissant une énergie linéique de dépôt nominale (cas nominal ou cas d'étude 1). Par ailleurs, afin de mettre en évidence l'influence des paramètres procédé sur le comportement thermomécanique de l'éprouvette, ces mesures ont

également été effectuées pour deux jeux de paramètres procédé supplémentaires : l'un est basé sur une énergie linéique de dépôt 30 % supérieure à celle du cas nominal (cas d'étude 2) et l'autre est basé sur une énergie linéique proche du cas nominal mais obtenue avec des paramètres procédé (vitesse fil et vitesse d'avance) différents (cas d'étude 3).

La modélisation mise en place pour étudier les conséquences thermomécaniques du dépôt WAAM a été implémentée sur la plateforme de calcul scientifique *Salome\_Meca* et résolue avec le solveur *Code\_Aster*, tous deux en accès libre. Le couplage thermomécanique envisagé est un couplage faible où la thermique influe fortement sur la mécanique. Sous l'hypothèse d'un couplage faible, l'analyse thermique a pu être dissociée de l'analyse mécanique. Les résultats obtenus à partir du modèle thermique ont été projetés sur un modèle mécanique pour réaliser le couplage thermomécanique. Les analyses ont été menées en régime transitoire avec une description lagrangienne. Les temps de calcul ont été nettement diminués grâce à la configuration de dépôt spécifique qui a permis de construire un modèle bidimensionnel prenant en compte l'hypothèse des contraintes planes. L'apport de matière a été dimensionné en fonction des paramètres procédé considérés. Dans la simulation, l'élément de matière ajouté à l'instant  $t_n$  est absent du modèle et du maillage à l'instant  $t_{n-1}$  afin d'éviter les inconvénients associés aux méthodes classiques d'activation d'éléments. Pour chaque nouvel ajout de matière, un nouveau maillage est généré et les résultats obtenus sur le maillage précédent sont projetés sur le nouveau maillage. Cette opération est répétée autant de fois qu'il y a d'éléments de matière à ajouter.

En ce qui concerne la modélisation thermique de l'opération de dépôt WAAM, la principale difficulté réside dans la modélisation de la source de chaleur et l'estimation des énergies mises en jeu pour la fusion du métal. La modélisation de l'arc électrique et du bain de fusion permet de déterminer précisément la quantité d'énergie associée au procédé et de prédire les formes de bain de fusion par la prise en compte des phénomènes hydrodynamiques. Or, dans le cadre de cette thèse, l'intérêt se porte particulièrement sur la loi de comportement thermomécanique afin d'estimer les états mécaniques résiduels de la pièce fabriquée en WAAM. La physique de l'arc électrique et du bain de fusion n'a donc pas été modélisée. Pour retranscrire la convection dans le bain de fusion, un artefact numérique a néanmoins été utilisé. Ce dernier consiste à multiplier la conductivité en phase liquide, ce qui permet d'obtenir des longueurs de bain de fusion réalistes. L'apport de chaleur a été modélisé via une source de chaleur équivalente de type flux imposé avec une répartition volumique qui permet de retranscrire l'effet de l'arc électrique sur la surface du bain de fusion mais aussi la pénétration de la goutte de métal en profondeur. L'expression de la source de chaleur prend en compte les paramètres procédé utilisés au travers de la tension, de l'intensité et de la vitesse de soudage. Les pertes de chaleur par convection et radiation ont été imposées sur les frontières du domaine ainsi qu'au travers d'un terme puits pour tenir compte des grandes surfaces latérales d'échange du substrat.

En ce qui concerne la modélisation mécanique, la principale difficulté réside dans l'implémentation de la bonne loi de comportement. Une étude numérique sur l'influence de la loi d'érouissage (isotrope pur, mixte linéaire ou mixte non linéaire) et sur l'effet de la restauration d'érouissage a été réalisée. Une loi élastoplastique avec érouissage mixte linéaire associée à une restauration d'érouissage est apparue tout à fait adaptée au cas du dépôt WAAM pour lequel le chargement thermique est cyclique. Le calcul mécanique a été mené sous l'hypothèse des contraintes planes et en considérant la condition d'encastrement uniquement sur l'un des bords de l'éprouvette afin de respecter la configuration de dépôt adoptée en phase expérimentale.

Les résultats numérique thermiques (températures, longueurs et pénétrations de bain de fusion) et mécaniques (évolution de la déformée, contraintes résiduelles) ont pu être comparés avec les mesures expérimentales. Les confrontations ont montré une plutôt bonne prédiction de la simulation thermomécanique pour les trois cas d'étude. Par ailleurs, les résultats numériques et expérimentaux ont mis en évidence les mêmes tendances pour la comparaison des trois cas

d'étude. Le cas 2, le plus énergétique, est associé à des tailles de bain de fusion plus importantes que celles relevées pour les deux autres cas qui, au vu de leurs énergies linéiques proches, présentent des tailles de bain de fusion plutôt similaires. De même pour les profils de température, le cas 2 a tendance à se différencier avec des températures maximales et des températures de fin de refroidissement mesurées proche du dépôt qui sont plus élevées que pour le cas 1 ou le cas 3. L'analyse des vitesses de refroidissement pour chacun des cas a permis également d'expliquer les différences observées au niveau de l'évolution de la déformée et de la déformée finale de l'éprouvette. Il a été montré qu'une vitesse de refroidissement plus élevée conduit à une déformée finale plus importante. La déformation finale de l'éprouvette s'apparente à une déformation de type flexion orientée vers le haut. Enfin l'étude des profils de contraintes résiduelles a montré une répartition quasi uniaxiale des contraintes résiduelles longitudinales avec une influence peu significative des paramètres procédé étudiés sur les niveaux de contraintes. Ces mêmes profils ont également mis en évidence un palier de contraintes au niveau du bas de l'éprouvette traduisant l'apparition d'une zone de plasticité. Le développement de ces déformations plastiques a été discuté au regard de l'évolution du chargement thermique et de la limite d'élasticité considérée.

Une étude des déformations plastiques créées dans les cordons (ou déformations incompatibles) a également été réalisée. Cette étude a montré une limitation du modèle thermomécanique liée à la gestion du comportement liquide par *Code\_Aster*. Pour palier cette problématique, les déformations plastiques dans les cordons ont été recalculées en dehors du solveur *Code\_Aster* à partir de la déformation plastique cumulée  $p$ . Après reconstruction du champ de déformations plastiques à l'issue du refroidissement de chaque couche, celui-ci a été introduit dans un modèle de déformations inhérentes sous forme d'une fonction appliquée sur tous les noeuds des cordons. Par rapport au modèle thermomécanique, le modèle de déformations inhérentes permet d'estimer les niveaux de contraintes et de déformations résiduelles à partir d'un champ de déformations incompatibles avec des temps de calcul nettement réduits. Ce modèle a donc été développé pour tenter de répondre aux exigences temporelles du secteur industriel. Deux modèles de déformations inhérentes ont été implémentés : un modèle basé sur une loi de comportement élastique et un modèle basé sur une loi de comportement élastoplastique à écrouissage linéaire isotrope. Le modèle basé sur une loi de comportement élastique a fourni des résultats plutôt satisfaisants pour les contraintes résiduelles et la déformée finale de l'éprouvette, avec des temps de calcul acceptables pour une éventuelle utilisation industrielle, mais sans mettre en évidence la zone de plasticité détectée au bas l'éprouvette. La prédiction des déformations plastiques dans le substrat a nécessité la mise en place d'un modèle de déformations inhérentes basé sur une loi de comportement élastoplastique. Pour ce modèle, les niveaux de contraintes résiduelles et la valeur de la déformée finale ont également été analysés et ont montré une bonne concordance avec les résultats issus du modèle thermomécanique. En revanche, les temps de calcul pour ce modèle n'ont pas été optimisés, ce qui, actuellement, augmente les temps de calcul par rapport au modèle de déformations inhérentes basé sur la loi de comportement élastique.

## Perspectives

A l'issue de cette thèse de nouvelles pistes de travail sont envisagées tant au niveau scientifique qu'au niveau industriel.

Par rapport aux campagnes expérimentales effectuées, la méthode non destructive de diffraction par neutrons semble efficace pour la prédiction des niveaux et des répartitions de contraintes résiduelles. D'autres méthodes, de type semi-destructives telles que la méthode du trou [136] ou la méthode du contour [137], pourraient être envisagées pour une comparaison et une discussion des résultats. Par ailleurs, les profils de contraintes résiduelles obtenues avec la méthode de diffraction de neutrons montrent des niveaux d'incertitudes significatifs dans les zones de dépôt en raison de la microstructure du métal. Avec la méthode d'équilibrage utilisée dans cette thèse,

ces incertitudes génèrent un offset sur l'ensemble du profil de contraintes équilibré qui n'est pas forcément réaliste. Pour palier cette problématique, on pourrait mettre en place une méthode de reconstruction du champ de contraintes résiduelles dans les dépôts qui permette le rééquilibrage de la structure à partir du champ de contraintes estimé dans le substrat pour lequel les incertitudes sont faibles.

Par ailleurs, si le modèle de déformations inhérentes implémenté semble produire des résultats assez satisfaisants pour la configuration de dépôt considérée dans la thèse, la prochaine étape serait de considérer une géométrie plus complexe (avec des intersections, des courbes ou encore des angles) construite avec les paramètres procédé du cas nominal. Dans un autre temps, des améliorations devront également être apportées au modèle de déformations inhérentes développé pour la fabrication additive. En effet, que ce soit pour le modèle de déformations inhérentes basé sur la loi de comportement élastique ou sur la loi de comportement élastoplastique, des discontinuités ont été mises en évidence à l'interface des couches lorsque les champs de déformations sont considérés différents d'un cordon à l'autre. L'une des options qui pourrait être envisagée est d'introduire des termes de pénalités à l'image de la méthode de Nitsche [138]. Quant au modèle de déformations inhérentes basé sur la loi de comportement élastoplastique, une optimisation de la méthode de convergence devra également être effectuée afin de réduire les temps de calcul et de s'approcher des temps de calcul utilisés par le modèle de déformations inhérentes basé sur la loi de comportement élastique.

D'autre part, dans un contexte industriel, il serait intéressant d'approfondir l'étude des déformations plastiques générées dans les cordons qui sont à l'origine des contraintes résiduelles. Cette étude permettrait de produire des tables, normalisées par rapport à la longueur de cordon, répertoriant les niveaux et les répartitions des champs de déformations plastiques en fonction des paramètres procédés (vitesse fil, vitesse d'avance, intensité et tension de soudage, temps de refroidissement) et du matériau considérés. A partir de ces tables, il serait donc possible de prédire rapidement, avec un modèle de déformations inhérentes, les contraintes résiduelles et les déformations générées dans la pièce fabriquée pour un jeu de paramètres procédé et un matériau déterminés. Dans une perspective à long terme, il serait très appréciable de pouvoir lier les résultats issus du modèle de déformations inhérentes aux mesures réalisées in-situ en utilisant les technologies associées au *Machine Learning* [139, 140]. Ces technologies combinées à une prédiction rapide des contraintes résiduelles et des déformations par un modèle de déformations inhérentes, permettraient de maîtriser et de corriger les paramètres procédé en cours de dépôt afin de contrôler la génération des contraintes résiduelles et des déformations.

# Bibliographie

- [1] Oguzhan YILMAZ et adnan UGLA. “Shaped metal deposition technique in additive manufacturing : A review”. In : *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B : Journal of Engineering Manufacture* 230 (avr. 2016). DOI : 10.1177/0954405416640181.
- [2] Benjamin VAYRE, Frédéric VIGNAT et François VILLENEUVE. “Metallic additive manufacturing : State-of-the-art review and prospects”. In : *Mechanics Industry* 13 (jan. 2012), p. 89-96. DOI : 10.1051/meca/2012003.
- [3] *ASTM F2792-12a, Standard Terminology for Additive Manufacturing Technologies, (Withdrawn 2015)*. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2012.
- [4] A. GOMEZ ORTEGA. “Prototypage rapide de pièces en alliage d’aluminium : étude du dépôt de matière et d’énergie lors de la fusion à l’arc d’un fil par le procédé MIG-CMT”. Thèse de doct. Université de Montpellier, 2018.
- [5] Janusz KLUCZYŃSKI et al. “Study of the mechanical properties components made by SLM additive technology”. In : 11th International Conference on Intelligent Technologies in Logistics et Mechatronics Systems (ITELMS), Panevezys, Lithuania. Avr. 2016.
- [6] Zhaowei XIANG et al. “Modeling of the thermal physical process and study on the reliability of linear energy density for selective laser melting”. In : *Results in Physics* 9 (2018), p. 939-946. ISSN : 2211-3797. DOI : <https://doi.org/10.1016/j.rinp.2018.03.047>.
- [7] Yang LIU, Yongqiang YANG et Di WANG. “A study on the residual stress during selective laser melting (SLM) of metallic powder”. In : *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 87 (oct. 2016), p. 1-10. DOI : 10.1007/s00170-016-8466-y.
- [8] Imade KOUTIRI et al. “Influence of SLM process parameters on the surface finish, porosity rate and fatigue behavior of as-built Inconel 625 parts”. In : *Journal of Materials Processing Technology* 255 (2018), p. 536-546. ISSN : 0924-0136. DOI : <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.12.043>.
- [9] Xibing GONG, Ted ANDERSON et Kevin CHOU. “Review on powder-based electron beam additive manufacturing technology”. In : *Manufacturing Review* 1 (2014). DOI : 10.1051/mfreview/2014001.
- [10] S. GHODS et al. “Electron beam additive manufacturing of Ti6Al4V : Evolution of powder morphology and part microstructure with powder reuse”. In : *Materialia* 9 (2020). ISSN : 2589-1529. DOI : <https://doi.org/10.1016/j.mtla.2020.100631>.
- [11] Filomeno MARTINA. “Investigation of methods to manipulate geometry, microstructure and mechanical properties in titanium large scale Wire+Arc Additive Manufacturing”. Thèse de doct. Déc. 2014.
- [12] Yanhu WANG, Xizhang CHEN et S. KONOVALOV. “Additive Manufacturing Based on Welding Arc : A low-Cost Method”. In : *Journal of Surface Investigation X-ray Synchrotron and Neutron Techniques* 11 (déc. 2017), p. 1317-1328. DOI : 10.1134/S1027451017060210.

- [13] C.R. CUNNINGHAM et al. “Invited review article : Strategies and processes for high quality wire arc additive manufacturing”. In : *Additive Manufacturing* 22 (2018), p. 672-686. ISSN : 2214-8604. DOI : <https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.06.020>.
- [14] Aiden MARTIN et al. “Dynamics of pore formation during laser powder bed fusion additive manufacturing”. In : *Nature Communications* 10.1987 (avr. 2019). DOI : 10.1038/s41467-019-10009-2.
- [15] S. W. WILLIAMS et al. “Wire + Arc Additive Manufacturing”. In : *Materials Science and Technology* 32.7 (2016), p. 641-647. DOI : 10.1179/1743284715Y.0000000073.
- [16] Z. PAN et al. “Arc Welding Processes for Additive Manufacturing : A Review”. In : *Transactions on Intelligent Welding Manufacturing*, Singapore. 2018, p. 3-24.
- [17] P. NITISH, Prateek KALA et Varun SHARMA. “Experimental investigations of TIG welding based additive manufacturing process for improved geometrical and mechanical properties”. In : *Journal of Physics : Conference Series* 1240 (juill. 2019), p. 012045. DOI : 10.1088/1742-6596/1240/1/012045.
- [18] Guang-jun ZHANG, Zhi-hong YAN et Lin WU. “Visual sensing of weld pool in variable polarity TIG welding of aluminium alloy”. In : *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* 16.3 (2006), p. 522-526. ISSN : 1003-6326. DOI : [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(06\)60091-5](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(06)60091-5).
- [19] Eduardo ALBERTI, Bruno BUENO et Ana Sofia D’OLIVEIRA. “Additive manufacturing using plasma transferred arc”. In : *International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 83 (août 2015). DOI : 10.1007/s00170-015-7697-7.
- [20] Jun XIONG et Guangjun ZHANG. “Adaptive control of deposited height in GMAW-based layer additive manufacturing”. In : *Journal of Materials Processing Technology* 214 (avr. 2014), p. 962-968. DOI : 10.1016/j.jmatprotec.2013.11.014.
- [21] J. GONZÁLEZ et al. “Additive manufacturing with GMAW welding and CMT technology”. In : *Procedia Manufacturing* 13 (déc. 2017), p. 840-847. DOI : 10.1016/j.promfg.2017.09.189.
- [22] Stephan EGERLAND. “A Contribution to Arc Length Discussion”. In : *Soldagem Inspeção* 20 (sept. 2015), p. 367-380. DOI : 10.1590/0104-9224/SI2004.06.
- [23] J.-P. PLANCKAERT. “Modélisation du soudage MIG/MAG en mode short-arc”. Thèse de doct. Université Henri Poincaré - Nancy 1, 2008.
- [24] CHAPUIS, J. et al. *Dynamic behavior of the weld pool in stationary GMAW*. 3rd Annual Assembly International Conference of the International Institute of Welding, Istanbul, Turkey, juill. 2010. DOI : 10.1051/epjconf/20100607002.
- [25] E. LE GUEN. “Study of hybrid laser/MAG welding process : characterization of the geometry and the hydrodynamics of the melt pool and development of a 3D thermal model”. Thèse de doct. Université de Bretagne Sud, 2010.
- [26] A. TRAIIDIA. “Multiphysics modelling and numerical simulation of GTA weld pools”. Thèse de doct. Ecole polytechnique X, 2011.
- [27] M. STADLER. “Experimental characterization of the weld pool flow and metallic vapors production in a TIG configuration”. Thèse de doct. Université Paul Sabatier - Toulouse III, 2016.
- [28] M.C. NGUYEN. “Modélisation et simulation multiphysique du bain de fusion en soudage à l’arc TIG”. Thèse de doct. Ecole polytechnique universitaire de Marseille, 2015.
- [29] S. P. LU et al. “Numerical simulation for welding pool and welding arc with variable active element and welding parameters”. In : *Science and Technology of Welding and Joining* 14.6 (2009), p. 509-516. DOI : 10.1179/136217109X441182.

- [30] J. CHAPUIS. “Une approche pour l’optimisation des opérations de soudage à l’arc”. Thèse de doct. Université de Montpellier, 2011.
- [31] Pengfei TAN et al. “A thermo-metallurgical-mechanical model for selective laser melting of Ti6Al4V”. In : *Materials Design* 168 (2019), p. 107642. ISSN : 0264-1275. DOI : <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.107642>.
- [32] L. DEPRADEUX. “Simulation numérique du soudage -Acier 316L Validation de cas tests de complexité croissante”. Thèse de doct. L’Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2004.
- [33] Mohammad RIAHI et Hamidreza NAZARI. “Analysis of transient temperature and residual thermal stresses in friction stir welding of aluminum alloy 6061-T6 via numerical simulation”. In : *International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 55 (juill. 2010), p. 143-152. DOI : 10.1007/s00170-010-3038-z.
- [34] J. DING et al. “Thermo-mechanical analysis of Wire and Arc Additive Layer Manufacturing process on large multi-layer parts”. In : *Computational Materials Science* 50.12 (2011), p. 3315-3322. ISSN : 0927-0256. DOI : <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2011.06.023>.
- [35] Tuhin MUKHERJEE, W. ZHANG et Tarasankar DEBROY. “An improved prediction of residual stresses and distortion in additive manufacturing”. In : *Computational Materials Science* 126 (jan. 2017). DOI : 10.1016/j.commatsci.2016.10.003.
- [36] J.P. OLIVEIRA, T.G. SANTOS et R.M. MIRANDA. “Revisiting fundamental welding concepts to improve additive manufacturing : From theory to practice”. In : *Progress in Materials Science* 107 (2020). ISSN : 0079-6425. DOI : <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2019.100590>.
- [37] Jie XIA et Hui JIN. “Numerical modeling of coupling thermal–metallurgical transformation phenomena of structural steel in the welding process”. In : *Advances in Engineering Software* 115 (2018), p. 66-74. ISSN : 0965-9978. DOI : <https://doi.org/10.1016/j.advengsoft.2017.08.011>.
- [38] A. TEKKAYA et al. “Thermomechanical coupled simulation of hot stamping components for process design”. In : *Production Engineering* 1 (août 2007), p. 85-89. DOI : 10.1007/s11740-007-0025-9.
- [39] Wanwan JIN et al. “Wire Arc Additive Manufacturing of Stainless Steels : A Review”. In : *Applied Sciences* 10 (fév. 2020), p. 1563. DOI : 10.3390/app10051563.
- [40] Seung LEE. “CMT-Based Wire Arc Additive Manufacturing Using 316L Stainless Steel : Effect of Heat Accumulation on the Multi-Layer Deposits”. In : *Metals* 10 (fév. 2020), p. 278. DOI : 10.3390/met10020278.
- [41] C. WANG et al. “Study on microstructure and tensile properties of 316L stainless steel fabricated by CMT wire and arc additive manufacturing”. In : *Materials Science and Engineering : A* 796 (2020). ISSN : 0921-5093. DOI : <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140006>.
- [42] Yung-Chien HUANG et al. “A Study on the Hall–Petch Relationship and Grain Growth Kinetics in FCC-Structured High/Medium Entropy Alloys”. In : *Entropy* 21.3 (2019). DOI : 10.3390/e21030297.
- [43] Muhd Faiz MAT et al. “Variable Analysis for Grain Size Prediction of Austenitic Stainless Steel SS316l Using Heat Treatment”. In : *Journal of Applied Sciences* 20 (fév. 2020), p. 91-96. DOI : 10.3923/jas.2020.91.96.
- [44] Abdollah SABOORI et al. “Microstructure and Mechanical Properties of AISI 316L Produced by Directed Energy Deposition-Based Additive Manufacturing : A Review”. In : *Applied Sciences* 10.9 (2020). DOI : 10.3390/app10093310.



- [45] P. COLEGROVE et al. “Welding process impact on residual stress and distortion”. In : *Science and Technology of Welding and Joining* 14 (nov. 2009), p. 717-725. DOI : 10.1179/136217109X406938.
- [46] K. MASUBUCHI. *Analysis of Welded Structures*. Pergamon, 1980.
- [47] D. RADJA. *Heat Effects of Welding*. Springer Verlag, 1992.
- [48] K. SATOH, S. MATSUI et T. MACHIDA. “Thermal Stresses Developed In High-strength Steels Subjected To Thermal Cycles Simulating Weld Heat-affected Zone”. In : *Transactions of the Japan Welding Society* 35 (1966), p. 135-142.
- [49] Kunihiko SATOH et Takeshi OHNISHI. “Transient Thermal Stresses of Weld Heat-Affected Zone by Both-Ends-Fixed Bar Analogy”. In : *Journal of the Japan Welding Society* 38.4 (1969), p. 359-371. DOI : 10.2207/qj jws1943.38.359.
- [50] P. MICHALERIS. “Introduction to welding residual stress and distortion”. In : *Minimization of Welding Distortion and Buckling*. Sous la dir. de Pan MICHALERIS. Woodhead Publishing Series in Welding and Other Joining Technologies. Woodhead Publishing, 2011, p. 3-22. ISBN : 978-1-84569-662-7. DOI : <https://doi.org/10.1533/9780857092908.1.3>.
- [51] J. DING. “Thermo-mechanical Analysis of Wire and Arc Additive Manufacturing Process”. Thèse de doct. Cranfield University, 2012.
- [52] D. ROSENTHAL. “The Theory of Moving Sources of Heat and Its Application to Metal Treatments”. In : *Transactions of the ASME* 68 (nov. 1946), p. 849-866.
- [53] N.N. RYKALIN. *Calculation of heat processes in welding*. Rapp. tech. 1960.
- [54] Ivan SAMARDŽIĆ, A. ČIKIĆ et Marko DUNDER. “Analytical heat conduction models at arc fusion welding”. In : 22 (jan. 2015), p. 1641-1647. DOI : 10.17559/TV-20150220144751.
- [55] Kioumars POORHAYDARI, B.M. PATCHETT et D.G. IVEY. “Estimation of cooling rate in the welding of plates with intermediate thickness”. In : *Welding Journal* 84.10 (oct. 2005), 149 -s-155 -s.
- [56] B. BRICKSTAD et B.L. JOSEFSON. “A parametric study of residual stresses in multi-pass butt-welded stainless steel pipes”. In : *International Journal of Pressure Vessels and Piping* 75.1 (1998), p. 11-25. ISSN : 0308-0161. DOI : [https://doi.org/10.1016/S0308-0161\(97\)00117-8](https://doi.org/10.1016/S0308-0161(97)00117-8).
- [57] Jie XU et al. “Residual Stress Analyses in a Pipe Welding Simulation : 3D Pipe Versus Axisymmetric Models”. In : *Procedia Materials Science* 3 (2014). 20th European Conference on Fracture, p. 511-516. ISSN : 2211-8128. DOI : <https://doi.org/10.1016/j.mspro.2014.06.085>.
- [58] Pingsha DONG, Shaopin SONG et Jinmiao ZHANG. “Analysis of residual stress relief mechanisms in post-weld heat treatment”. In : *International Journal of Pressure Vessels and Piping* 122 (2014), p. 6-14. ISSN : 0308-0161. DOI : <https://doi.org/10.1016/j.ijpvp.2014.06.002>.
- [59] P. MICHALERIS et A. DEBICCARI. “Prediction of welding distortion”. In : *Welding Journal* 76 (1997), p. 172-181.
- [60] J. DUPONT et A. MARDER. “Thermal efficiency of arc welding processes”. In : *Welding Journal* 74 (1995).
- [61] M. BOSWORTH. “Effective heat input in pulsed current gas metal arc welding with solid wire electrodes”. In : *Welding Journal* 70 (1991).
- [62] N.C. PEPE. “Advances in Gas Metal Arc Welding and Application to Corrosion Resistant Alloy Pipes”. Thèse de doct. Cranfield University, 2010.

- [63] J. GOLDAK, A. P. CHAKRAVARTI et M. BIBBY. “A new finite element model for welding heat sources”. In : *Metallurgical Transactions B* 15 (1984), p. 299-305.
- [64] J. LEMAITRE et al. *Mécanique des matériaux solides*. Dunod, 2009.
- [65] Emayavaramban ELANGO. *A study of material Non-linearity during deformation using FEM software*. Avr. 2015. DOI : 10.13140/RG.2.1.4049.4961.
- [66] Zhao JIANG et al. “Effect of multiple thermal cycles on metallurgical and mechanical properties during multi-pass gas metal arc welding of Al 5083 alloy”. In : *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 93 (déc. 2017). DOI : 10.1007/s00170-017-0771-6.
- [67] L. DEPRADEUX et R. COQUARD. “Influence of viscoplasticity, hardening, and annealing effects during the welding of a three-pass slot weld (NET-TG4 round robin)”. In : *International Journal of Pressure Vessels and Piping* 164 (2018). NeT TG4 Weld Residual Stress Benchmark Simulation and Measurement Round Robins, p. 39-54. ISSN : 0308-0161. DOI : <https://doi.org/10.1016/j.ijpvp.2017.04.005>.
- [68] Jijin XU, Philippe GILLES et Yonggang DUAN. “Simulation and Validation of Welding Residual Stresses Based on Non-Linear Mixed Hardening Model”. In : *Strain* 48 (oct. 2012). DOI : 10.1111/j.1475-1305.2012.00836.x.
- [69] Ondrej MURÁNSKY et al. “Comprehensive Numerical Analysis of a Three-pass Bead-in-slot Weld and its Critical Validation Using Neutron and Synchrotron Diffraction”. In : *International Journal of Solids and Structures - INT J SOLIDS STRUCT* 49 (mai 2012). DOI : 10.1016/j.ijsolstr.2011.07.006.
- [70] J.L. CHABOCHE. “A review of some plasticity and viscoplasticity constitutive theories”. In : *International Journal of Plasticity* 24.10 (2008). Special Issue in Honor of Jean-Louis Chaboche, p. 1642-1693. ISSN : 0749-6419. DOI : <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2008.03.009>.
- [71] L. MOUELLE et al. “Thermally-activated hardening recovery of thermo-elasto-plastic metals during annealing : Constitutive modeling for the simulation of welding process”. In : *Mechanics of Materials* 140 (2020), p. 103218. ISSN : 0167-6636. DOI : <https://doi.org/10.1016/j.mechmat.2019.103218>.
- [72] Yanhong WEI et al. “Three-dimensional numerical simulation of weld solidification cracking”. In : *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering* 13 (mars 2005), p. 437. DOI : 10.1088/0965-0393/13/3/012.
- [73] Michele CHIUMENTI et al. “Finite element modeling of multi-pass welding and shaped metal deposition processes”. In : *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* 199.37 (2010), p. 2343-2359. ISSN : 0045-7825. DOI : <https://doi.org/10.1016/j.cma.2010.02.018>.
- [74] Lars-Erik LINDGREN et Erika HEDBLOM. “Modelling of addition of filler material in large deformation analysis of multipass welding”. In : *Communications in Numerical Methods in Engineering* 17 (sept. 2001), p. 647-657. DOI : 10.1002/cnm.414.
- [75] Andrés ANCA et al. “Computational modelling of shaped metal deposition”. In : *International Journal for Numerical Methods in Engineering* 85 (jan. 2011), p. 84-106. DOI : 10.1002/nme.2959.
- [76] C.W HIRT et B.D NICHOLS. “Volume of fluid (VOF) method for the dynamics of free boundaries”. In : *Journal of Computational Physics* 39.1 (1981), p. 201-225. ISSN : 0021-9991. DOI : [https://doi.org/10.1016/0021-9991\(81\)90145-5](https://doi.org/10.1016/0021-9991(81)90145-5).
- [77] O. DESMAISON. “Modélisation numérique d’un procédé de soudage hybride arc / laser en approche Level Set : application au soudage multi-passes de tôles d’acier de forte épaisseur”. Thèse de doct. l’École nationale supérieure des mines de Paris, 2013.

- [78] J. M. MCDILL et al. “Isoparametric quadrilaterals and hexahedrons for mesh-grading algorithms”. In : *Communications in Applied Numerical Methods* 3.2 (1987), p. 155-163. DOI : 10.1002/cnm.1630030212.
- [79] L.-E. LINDGREN et al. “Automatic remeshing for three-dimensional finite element simulation of welding”. In : *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* 147.3 (1997), p. 401-409. ISSN : 0045-7825. DOI : [https://doi.org/10.1016/S0045-7825\(97\)00025-X](https://doi.org/10.1016/S0045-7825(97)00025-X).
- [80] H RUNNEMALM et S HYUN. “Three-dimensional welding analysis using an adaptive mesh scheme”. In : *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* 189.2 (2000), p. 515-523. ISSN : 0045-7825. DOI : [https://doi.org/10.1016/S0045-7825\(99\)00304-7](https://doi.org/10.1016/S0045-7825(99)00304-7).
- [81] Seokjeong HYUN et Lars-Erik LINDGREN. “Smoothing and adaptive remeshing scheme for graded element”. In : *Communications in Numerical Methods in Engineering* 17 (jan. 2001), p. 1-17. DOI : 10.1002/1099-0887(200101)17:1<1::AID-CNM380>3.0.CO;2-#.
- [82] Makhlof HAMIDE, Elisabeth MASSONI et Michel BELLET. “Adaptive mesh technique for thermal–metallurgical numerical simulation of arc welding processes”. In : *International Journal for Numerical Methods in Engineering* 73 (jan. 2008), p. 624-641. DOI : 10.1002/nme.2083.
- [83] Souloumiac BRUNO, Boitout FRÉDÉRIC et Jean-Michel BERGHEAU. “A new local global approach for the modelling of welded steel component distortions”. In : t. 6. Jan. 2002, p. 997-1013. ISBN : 1-902653-56-4.
- [84] Yonggang DUAN et al. “Simulation numérique du soudage de grandes structures par une approche locale/globale”. In : 8ème Colloque National en Calcul des Structures, Giens, France. Mai 2007, p. 603-608.
- [85] Tuan DINH-TRONG et al. “Modèle hyper-réduit directionnel pour la prévision simplifiée des contraintes résiduelles de soudage”. In : 13e colloque national en calcul des structures, Giens, Var, France. Mai 2017.
- [86] M. GU et J. A. GOLDAK. “Steady-State Formulation for Stress and Distortion of Welds”. In : *Journal of Engineering for Industry* 116.4 (nov. 1994), p. 467-474.
- [87] Lu ZHANG et P MICHALERIS. “Investigation of Lagrangian and Eulerian finite element methods for modeling the laser forming process”. In : *Finite Elements in Analysis and Design* 40.4 (2004), p. 383-405. ISSN : 0168-874X. DOI : [https://doi.org/10.1016/S0168-874X\(03\)00069-6](https://doi.org/10.1016/S0168-874X(03)00069-6).
- [88] Ajay AGRAWAL et Paul R. DAWSON. “A comparison of Galerkin and streamline techniques for integrating strains from an Eulerian flow field”. In : *International Journal for Numerical Methods in Engineering* 21.5 (1985), p. 853-881. DOI : 10.1002/nme.1620210507.
- [89] Y. UEDA et M. G. YUAN. “Prediction of Residual Stresses in Butt Welded Plates Using Inherent Strains”. In : *Journal of Engineering Materials and Technology* 115.4 (oct. 1993), p. 417-423. ISSN : 0094-4289. DOI : 10.1115/1.2904240.
- [90] M. G. YUAN et Y. UEDA. “Prediction of Residual Stresses in Welded T- and I-Joints Using Inherent Strains”. In : *Journal of Engineering Materials and Technology* 118.2 (avr. 1996), p. 229-234. ISSN : 0094-4289. DOI : 10.1115/1.2804892.
- [91] Hidekazu MURAKAWA, Yu LUO et Yukio UEDA. “Prediction of Welding Deformation and Residual Stress by Elastic FEM Based on Inherent Strain - First Report : Mechanism of Inherent Strain Production”. In : *Journal of the Society of Naval Architects of Japan* 1996.180 (1996), p. 739-751. DOI : 10.2534/jjasnaoe1968.1996.180\_739.

- [92] Yu LUO, Hidekazu MURAKAWA et Yukio UEDA. “Prediction of Welding Deformation and Residual Stress by Elastic FEM Based on Inherent Strain - Second report : Deformation and Residual Stress under Multiple Thermal Cycles”. In : *Journal of the Society of Naval Architects of Japan* 1997.182 (1997), p. 783-793. DOI : 10.2534/jjasnaoe1968.1997.182\_783.
- [93] Ninshu MA et al. “Inherent Strain Method for Residual Stress Measurement and Welding Distortion Prediction”. In : ASME 2016 35th International Conference on Ocean, Offshore et Arctic Engineering, Busan, South Korea. Juin 2016. DOI : 10.1115/OMAE2016-54184.
- [94] Wei LIANG, Dean DENG et Hidekazu MURAKAWA. “Measurement of Inherent Deformations in Typical Weld Joints Using Inverse Analysis (Part2) Prediction of Welding Distortion of Large Structure”. In : *Transactions of JWRI* 34 (jan. 2005).
- [95] Dean DENG, Hidekazu MURAKAWA et Wei LIANG. “Numerical simulation of welding distortion in large structures”. In : *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* 196.45 (2007), p. 4613-4627. ISSN : 0045-7825. DOI : <https://doi.org/10.1016/j.cma.2007.05.023>.
- [96] Dean DENG et Hidekazu MURAKAWA. “Prediction of welding distortion and residual stress in a thin plate butt-welded joint”. In : *Computational Materials Science* 43.2 (2008), p. 353-365. ISSN : 0927-0256. DOI : <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2007.12.006>.
- [97] Rui WANG et al. “Study on Welding Inherent Deformations in Welded Structural Materials”. In : *Transaction of JWRI* 37 (jan. 2008).
- [98] P. MICHALERIS et al. “Evaluation of 2D, 3D and applied plastic strain methods for predicting buckling welding distortion and residual stress”. In : *Science and Technology of Welding and Joining* 11.6 (2006), p. 707-716. DOI : 10.1179/174329306X147724.
- [99] P. PAGLIARO et al. “S113 Mapping multiple residual stress components using the contour method and superposition”. In : *Powder Diffraction* 23 (jan. 2008). DOI : 10.1154/1.2951812.
- [100] Davood AKBARI, Mohammadreza FARAHANI et Nasser SOLTANI. “Effects of the weld groove shape and geometry on residual stresses in dissimilar butt-welded pipes”. In : *The Journal of Strain Analysis for Engineering Design* 47 (fév. 2012), p. 73-82. DOI : 10.1177/0309324711434681.
- [101] Evy Van PUymbroeck et al. “Determination of residual weld stresses with the incremental hole-drilling method in tubular steel bridge joints”. In : *Procedia Engineering* 213 (2018), p. 651-661.
- [102] D.DELBERGUE, D.TEXIER et P.BOCHER. “Comparison of Two X-Ray Residual Stress Measurement Methods :  $\text{Sin}^2 \Psi$  and  $\text{Cos}\alpha$ , Through the Determination of a Martensitic Steel X-Ray Elastic Constant”. In : *Materials Research Proceedings* 2 (2016), p. 55-60. DOI : 10.21741/9781945291173-10.
- [103] Mirko BOIN et R. WIMPORY. “E3 : Residual Stress Neutron Diffractometer at BER II”. In : *Journal of large-scale research facilities JLSRF* 2 (déc. 2016). DOI : 10.17815/jlsrf-2-126.
- [104] Alain LODINI et Thierry BAUDIN. *Rayonnement synchrotron, rayons X et neutrons au service des matériaux*. EDP Science, 2012.
- [105] Vasileios AKRIVOS et al. “Neutron diffraction measurements of weld residual stresses in three-pass slot weld (Alloy 600/82) and assessment of the measurement uncertainty”. In : *Journal of Applied Crystallography* 53.5 (oct. 2020), p. 1181-1194. DOI : 10.1107/S1600576720009140.

- [106] S. KOU. *Welding Metallurgy*. 2nd Edition. John Wiley & Sons, 2003.
- [107] N. CHÉRIFI. "Effet du soudage par TIG sur l'aluminium industriel 1050A". Thèse de doct. Université Mohamed Khider – Biskra, 2015.
- [108] Nadhira NASIR et al. "Review on Welding Residual Stress". In : 11 (mai 2016), p. 6166-6175.
- [109] A. DE et T. DEBROY. "A perspective on residual stresses in welding". In : *Science and Technology of Welding and Joining* 16.3 (2011), p. 204-208. DOI : [10.1179/136217111X129\newline78476537783](https://doi.org/10.1179/136217111X129\newline78476537783).
- [110] M. GU, J. GOLDAK et E. HUGHES. "Steady State Thermal Analysis of Welds with Filler Metal Addition". In : *Canadian Metallurgical Quarterly* 32.1 (1993), p. 49-55. DOI : [10.1179/cmq.1993.32.1.49](https://doi.org/10.1179/cmq.1993.32.1.49).
- [111] Yousub LEE et al. "Influence of Fluid Convection on Weld Pool Formation in Laser Cladding". In : *Welding journal* 93 (août 2014), 292s-300s.
- [112] R. MONIER. "Étude expérimentale du comportement dynamique des phases liquides en soudage par court-circuit contrôlé". Thèse de doct. Université de Montpellier, 2016.
- [113] S. HENDILI. *HSNV140 - Thermo-plasticité avec restauration d'écroûissage : essai de dilatométrie bloquée*. Rapp. tech. V7.22.140. EDF, mai 2016, p. 15.
- [114] S.J. KIM W.H. ; Na. "Heat and fluid flow in pulsed current GTA weld pool". In : *Journal of Materials Science* 41 (1998), p. 3213-3227.
- [115] P. PICHLER et al. "Measurements of thermophysical properties of solidand liquid NIST SRM 316L stainless steel". In : *Journal of Materials Science* 55 (2020), p. 4081-4093. DOI : <https://doi.org/10.1007/s10853-019-04261-6>.
- [116] M. ABBAS. *Thermique non linéaire*. Rapp. tech. R5.02.02. EDF, mai 2016, p. 15.
- [117] Alexis CHIOCCA. "Étude de l'influence des écoulements dans le bain de fusion sur les mécanismes de solidification en cours de soudage sur l'alliage Cu30Ni". Thèse de doct. Juin 2016.
- [118] J. HU et H.L. TSAI. "Heat and mass transfer in gas metal arc welding. Part I : The arc". In : *International Journal of Heat and Mass Transfer* 50.5 (2007), p. 833-846. DOI : <https://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2006.08.025>.
- [119] Jun XIONG, Yangyang LEI et Rong LI. "Finite element analysis and experimental validation of thermal behavior for thin-walled parts in GMAW-based additive manufacturing with various substrate preheating temperatures". In : *Applied Thermal Engineering* 126 (2017), p. 43-52. DOI : <https://doi.org/10.1016/j.applthermaleng.2017.07.168>.
- [120] Paulo TEIXEIRA, Douglas ARAÚJO et Luiz CUNHA. "Study of the gaussian distribution heat source model applied to numerical thermal simulations of TIG welding processes". In : *Ciencia and Engenharia/ Science and Engineering Journal* 23 (déc. 2014), p. 115-122. DOI : [10.14393/19834071.2014.26140](https://doi.org/10.14393/19834071.2014.26140).
- [121] Rakesh GOYAL et al. "A Model Equation for the Convection Coefficient for Thermal Analysis of Welded Structures". In : juin 2008. DOI : [10.1361/cp2008twr321](https://doi.org/10.1361/cp2008twr321).
- [122] Yufang LIU et al. "Experimental Investigation of Emissivity of Steel". In : *International Journal of Thermophysics* 34 (mars 2013). DOI : [10.1007/s10765-013-1421-3](https://doi.org/10.1007/s10765-013-1421-3).
- [123] Yuan ZHONG et al. "Additive manufacturing of 316L stainless steel by electron beam melting for nuclear fusion applications". In : *Journal of Nuclear Materials* 486 (2017), p. 234-245. DOI : <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2016.12.042>.
- [124] O. MURÁNSKY et al. "The effect of plasticity theory on predicted residual stress fields in numerical weld analyses". In : *Computational Materials Science* 54 (2012), p. 125-134. DOI : <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2011.10.026>.

- [125] G. Tran VAN. “Détermination d’un critère de fissuration à chaud par liquation en fonction de la teneur en bore et de sa localisation pour l’acier inoxydable austénitique 316L”. Thèse de doct. Université Bretagne Sud, 2018.
- [126] D. HABOUSSA. *Relations de comportement élasto-visco-plastique de Chaboche*. Rapp. tech. R5.03.04. EDF, sept. 2013, p. 26.
- [127] O. MURÁNSKY et al. “The influence of constitutive material models on accumulated plastic strain in finite element weld analyses”. In : *International Journal of Solids and Structures* 69-70 (2015), p. 518-530. DOI : <https://doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2015.04.032>.
- [128] L. MOUELLE et al. “Thermally-activated hardening recovery of thermo-elasto-plastic metals during annealing : Constitutive modeling for the simulation of welding process”. In : *Mechanics of Materials* 140 (2020). DOI : <https://doi.org/10.1016/j.mechmat.2019.103218>.
- [129] Thomas HEUZÉ. “Plasticité des structures”. Engineering school. Lecture. Ecole Centrale de Nantes, France, jan. 2015.
- [130] Michael HILL et Drew NELSON. “The Inherent Strain Method For Residual Stress Determination And Its Application To A Long Welded Joint”. In : *ASME Press. Vessels Pip.* 318 (juin 1999).
- [131] Nils KELLER et Vasily PLOSHIKHIN. “New Method for fast predictions of residual stress and distortion of AM parts”. In : Solid Freeform Fabrication Symposium. Austin, Texas, août 2014.
- [132] Xuan LIANG. “Modified Inherent Strain Method for Predicting Residual Deformation in Metal Additive Manufacturing”. Thèse de doct. Sept. 2020.
- [133] I. SETIEN et al. “Empirical methodology to determine inherent strains in additive manufacturing”. In : *Comput. Math. Appl.* 78 (2019), p. 2282-2295.
- [134] Asmaâ AGOUZOUL, F POULHAON et P. JOYOT. “Analyse inverse des déformations inhérentes à l’aide d’un modèle réduit paramétrique. Application au procédé SLM”. In : *14ème Colloque National en Calcul des Structures*. Presqu’île de Giens, France, mai 2019. URL : <https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-02190632>.
- [135] D. HABOUSSA. *Relation de comportement élastoplastique à écrouissage cinématique linéaire et isotrope non linéaire. Modélisations 3D et contraintes planes*. Rapp. tech. R5.03.16. EDF, sept. 2013, p. 13.
- [136] A. NIKU-LARI, J. LU et J.F. FLAVENOT. “Measurement of residual-stress distribution by the incremental hole-drilling method”. In : *Journal of Mechanical Working Technology* 11.2 (1985), p. 167-188. ISSN : 0378-3804. DOI : [https://doi.org/10.1016/0378-3804\(85\)90023-3](https://doi.org/10.1016/0378-3804(85)90023-3).
- [137] Michael B. PRIME et Adrian T. DEWALD. “The Contour Method”. In : *Practical Residual Stress Measurement Methods*. John Wiley Sons, Ltd, 2013. Chap. 5, p. 109-138. ISBN : 9781118402832. DOI : <https://doi.org/10.1002/9781118402832.ch5>.
- [138] Franz CHOULY, Patrick HILD et Yves RENARD. “Symmetric and non-symmetric variants of Nitsche’s method for contact problems in elasticity : Theory and numerical experiments”. In : *Mathematics of Computation* 84 (mai 2014), p. 1089-1112. DOI : [10.1090/S0025-5718-2014-02913-X](https://doi.org/10.1090/S0025-5718-2014-02913-X).
- [139] Pinku YADAV et al. “In Situ Monitoring Systems of The SLM Process : On the Need to Develop Machine Learning Models for Data Processing”. In : *Crystals* 10.6 (2020). ISSN : 2073-4352. DOI : [10.3390/cryst10060524](https://doi.org/10.3390/cryst10060524).

- [140] Pinku YADAV et al. “Drift Detection in Selective Laser Melting (SLM) Using a Machine Learning Approach”. In : *Industrializing Additive Manufacturing*. Sous la dir. de Mirko MEBOLDT et Christoph KLAHN. Springer International Publishing, 2021, p. 177-191.
- [141] M. ABBAS. *Algorithme non linéaire quasi-statique (STAT\_NON\_LINE)*. Rapp. tech. R5.03.01. EDF, sept. 2018, p. 35.

# Annexe A. Calcul de l'épaisseur équivalente

L'épaisseur équivalente du cordon est définie pour un cordon assimilé à un parallélépipède rectangle. Le calcul de l'épaisseur équivalente prend en compte les dimensions réelles mesurées sur une macrographie du dépôt comme présentée en figure A.1. A titre d'exemple, le calcul est détaillé pour l'épaisseur équivalente du premier cordon déposé avec les paramètres procédé du cas nominal.

Sur la macrographie A.1, on calcule l'aire de la calotte de 2,1 mm de hauteur et de 6,2 mm d'épaisseur. L'aire de la calotte est estimée à environ 9 mm<sup>2</sup>.

En considérant que le cordon a une section parfaitement rectangulaire, on estime l'aire de la section qui serait de 6 mm × 2,1 mm, soit environ 13 mm<sup>2</sup>.

On calcule le rapport des aires de la calotte et de la section rectangulaire, soit environ 0,7.

On en déduit alors l'épaisseur équivalente (ou épaisseur fictive) telle que  $e=0,7 \times 6 = 4,2$  mm.

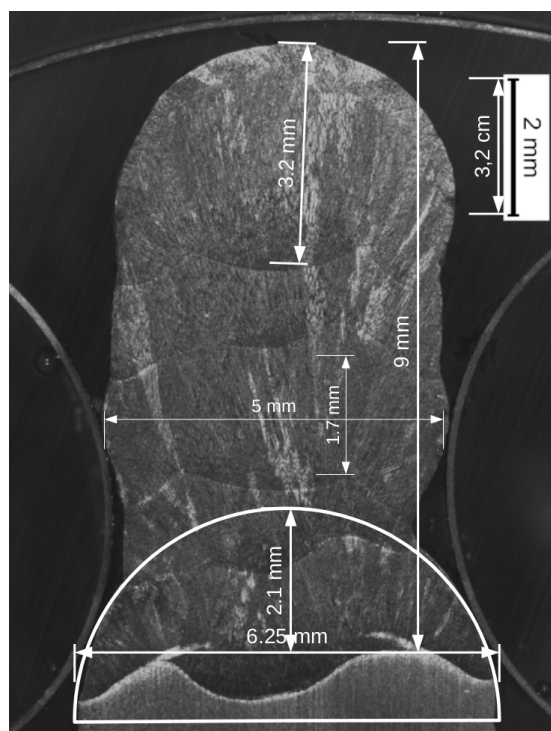


Figure A.1 – Macrographie d'une coupe transversale d'une éprouvette avec cinq dépôts construits avec les paramètres procédé du cas nominal.



# Annexe B. Méthode de résolution Newton-Raphson

La résolution du problème mécanique repose sur la méthode de Newton qui consiste à chercher le zéro d'une fonction, c'est-à-dire  $\underline{F}(\underline{x}) = 0$  où  $\underline{F}$  est une fonction vectorielle non linéaire du vecteur  $\underline{x}$ . Le principe de la méthode est de construire une suite de vecteurs  $\underline{x}^n$  convergeant vers la solution  $\underline{x}$ . Pour trouver le nouvel itéré  $\underline{x}^{n+1}$ , il faut approcher  $\underline{F}(\underline{x}^{n+1})$  par un développement limité à l'ordre 1 autour de  $\underline{x}^n$  et considérer  $\underline{F}(\underline{x}^{n+1}) = 0$  telle que :

$$0 = \underline{F}(\underline{x}^{n+1}) \approx \underline{F}(\underline{x}^n) + \underline{F}'(\underline{x}^n)(\underline{x}^{n+1} - \underline{x}^n) \quad (\text{B.1})$$

Soit encore :

$$\underline{F}'(\underline{x}^n)(\underline{x}^{n+1} - \underline{x}^n) = -\underline{F}(\underline{x}^n) \quad (\text{B.2})$$

Et finalement :

$$\underline{x}^{n+1} = \underline{x}^n - [\underline{F}'(\underline{x}^n)]^{-1} \cdot \underline{F}(\underline{x}^n) \quad (\text{B.3})$$

$\underline{F}'(\underline{x})$  est l'application linéaire tangente associée à la fonction  $\underline{F}$ . La dérivée au point  $\underline{x}$  dans la direction  $\underline{h}$  est définie comme la dérivée directionnelle suivante :

$$\underline{F}'(\underline{x}) \cdot \underline{h} = \lim_{\Theta \rightarrow 0} \frac{\underline{F}(\underline{x} + \Theta \cdot \underline{h}) - \underline{F}(\underline{x})}{\Theta} \quad (\text{B.4})$$

La matrice de  $\underline{F}'(\underline{x})$  exprimée dans les bases canoniques des espaces vectoriels considérés correspond à la matrice jacobienne de  $\underline{F}$  en  $\underline{x}$ .

L'utilisation de la méthode de Newton pour la résolution du problème mécanique en quasi-statique est appropriée car elle permet de converger vers l'équilibre de la structure en annulant les forces non équilibrées au cours des itérations de Newton. En effet, pour une structure en équilibre les forces internes sont égales aux forces externes. Le système à résoudre (sans considérer les CL de Diriclet) s'écrit :

$$\underline{L}_i^{int}(\underline{u}_i) = \underline{L}_i^{meca}(\underline{u}_i) \quad (\text{B.5})$$

A l'instant  $t_i$ ,  $\underline{L}_i^{meca}$  désigne la partie mécanique du chargement extérieur total  $\underline{L}_i^{ext}$  afin de la distinguer du chargement thermique,  $\underline{L}_i^{int}$  représente les forces internes du problème mécanique et  $\underline{u}_i$  est le champ de déplacement.

La transposition de la méthode de Newton au problème mécanique revient à annuler la fonction vectorielle notée  $\underline{R}$ . Celle-ci représente le résidu d'équilibre (c.a.d les forces non équilibrées) tel que :

$$\underline{R}(\underline{u}_i, t_i) = \underline{L}_i^{int} - \underline{L}_i^{meca} \quad (\text{B.6})$$

La méthode de Newton résout par n itérations, pour une variable d'instant i , une suite de problèmes linéaires de la forme :

$$\underline{K}_i^n \cdot \Delta \underline{u}_i^{n+1} = \underline{L}_i^{int,n} - \underline{L}_i^{meca,n} \quad (\text{B.7})$$

$\Delta \underline{u}_i^{n+1}$  représente l'incrément de déplacement entre deux itérations de Newton successives. La matrice  $\underline{K}_i^n$  est la matrice de rigidité tangente en  $\underline{u}_i^n$ .  $\underline{L}_i^{int,n}$  et  $\underline{L}_i^{meca,n}$  correspondent respectivement aux forces internes et aux forces externes mécaniques à la  $n^{ieme}$  itération de Newton du  $i^{eme}$  pas de charge. En introduisant le résidu d'équilibre  $\underline{R}_i^n$  défini en (B.7), on peut écrire :

$$\underline{K}_i^n = \left. \frac{\partial \underline{R}_i^n}{\partial \underline{u}} \right|_{\underline{u}_i^n, t_i} = \left. \frac{\partial \underline{L}_i^{int,n}}{\partial \underline{u}} \right|_{\underline{u}_i^n, t_i} - \left. \frac{\partial \underline{L}_i^{meca,n}}{\partial \underline{u}} \right|_{\underline{u}_i^n, t_i} \quad (\text{B.8})$$

En l'absence de force suiveuse de type pression ou force imposée, la matrice  $\underline{K}_i^n$  s'écrit :

$$\underline{K}_i^n = \left. \frac{\partial \underline{L}_i^{int,n}}{\partial \underline{u}} \right|_{\underline{u}_i^n, t_i} \quad (\text{B.9})$$

Dans ce cas, le calcul des forces internes est déterminante car elles conditionnent la convergence vers la solution recherchée. La convergence du problème mécanique établi pour la modélisation utilise la méthode de Newton à vraie matrice tangente (mot-clef Code Aster : MATRICE = TANGENTE) aussi appelée matrice consistante ou encore matrice cohérente. Cette méthode de Newton à matrice tangente consistante est illustrée en Figure B.1.

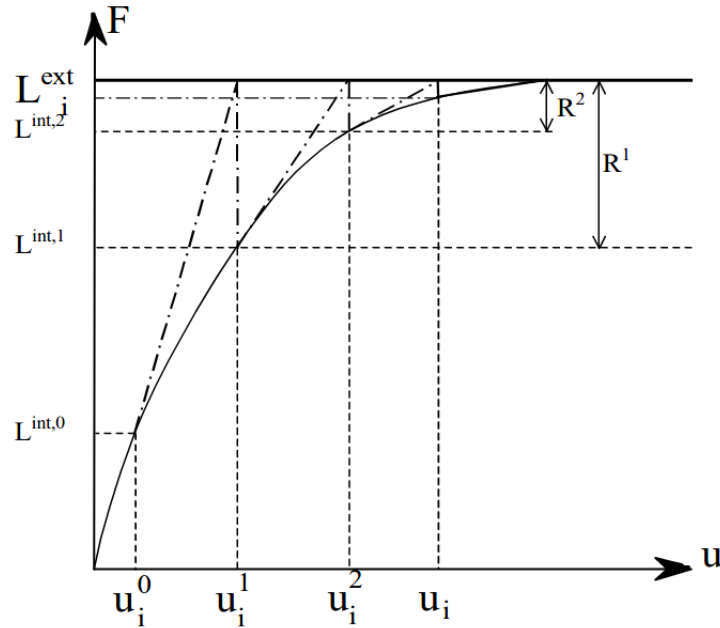


Figure B.1 – méthode de Newton à matrice tangente consistante [141]

En considérant la dualisation des CL de Diriclet , c.a.d les conditions de déplacements imposés (pour la modélisation DX=DY=0 sur le bord encastré de la plaque), le système à résoudre par

la méthode de Newton est le suivant :

$$\begin{cases} \underline{L}_i^{int} + \underline{B}^T \cdot \lambda_i = \underline{L}_i^{meca} \\ \underline{B} \cdot \underline{u}_i = \underline{u}_i^d \end{cases} \quad (\text{B.10})$$

$\underline{B}$  est un opérateur linéaire de l'espace des champs de déplacements sur un espace de fonctions définies sur une partie du bord de la pièce (notée  $\partial\Omega_1$  dans la modélisation) et  $\underline{u}^d$  est une fonction donnée sur cette partie.

Pour assurer une convergence optimale de l'algorithme de calcul, il faut que l'estimation initiale s'approche de la solution. Pour cela, il faut linéariser le système B.10 par rapport au temps autour de  $(\underline{u}_{i-1}, \lambda_{i-1})$  lors d'une phase de prédiction. Le système d'équation permettant de calculer des valeurs prédictives  $(\Delta \underline{u}_i^0, \lambda \underline{u}_i^0)$  est le suivant :

$$\begin{cases} \left. \frac{\partial \underline{L}_i^{int}}{\partial \underline{u}_i} \right|_{\underline{u}_{i-1}} \cdot \Delta \underline{u}_i^0 + \underline{B}^T \cdot \lambda \underline{u}_i^0 = \Delta \underline{L}_i^{meca} - \left. \frac{\delta \underline{L}_i^{int}}{\delta t} \right|_{t_{i-1}} \cdot \Delta t_i \\ \underline{B} \cdot \Delta \underline{u}_i^0 = \Delta \underline{u}_i^d \end{cases} \quad (\text{B.11})$$

Pour la phase de prédiction de la modélisation mise en place, c'est la matrice élastique qui est utilisée (mot-clef Code Aster : PREDICTION = ELASTIQUE).

# Annexe C. Analyse thermique : profils de température

Cette annexe présente l'ensemble des profils de température qui ont permis d'enrichir l'analyse thermique mais qui n'ont pas été utilisés comme support pour discuter des résultats dans le manuscrit.

## C.1 Cas nominal

Dans cette section, on présente une comparaison des profils de température numériques et expérimentaux pour la sonde TC1, TC2, TC3 et TC4 pour le cas nominal.

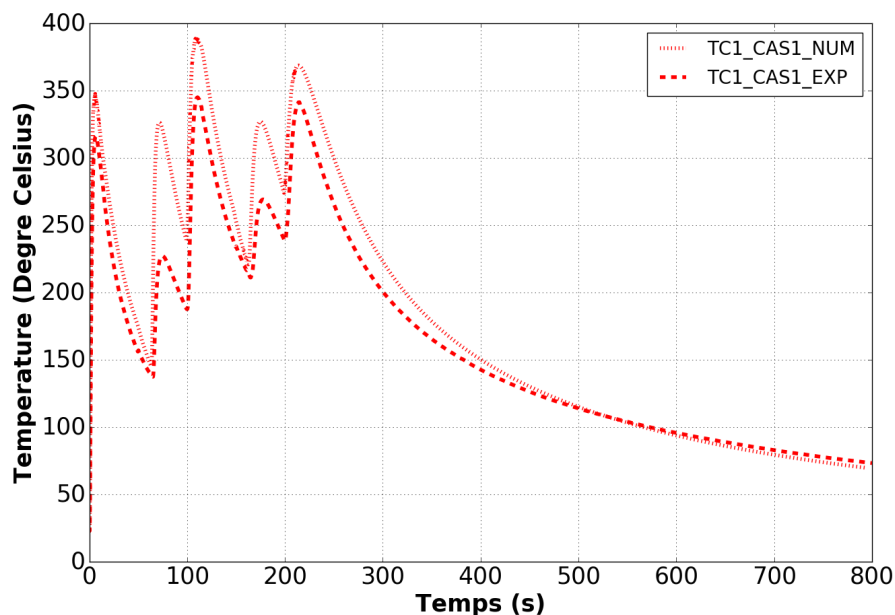


Figure C.1 – Profils de température numérique et expérimental relevés au niveau de l'emplacement de TC1 pour le cas nominal

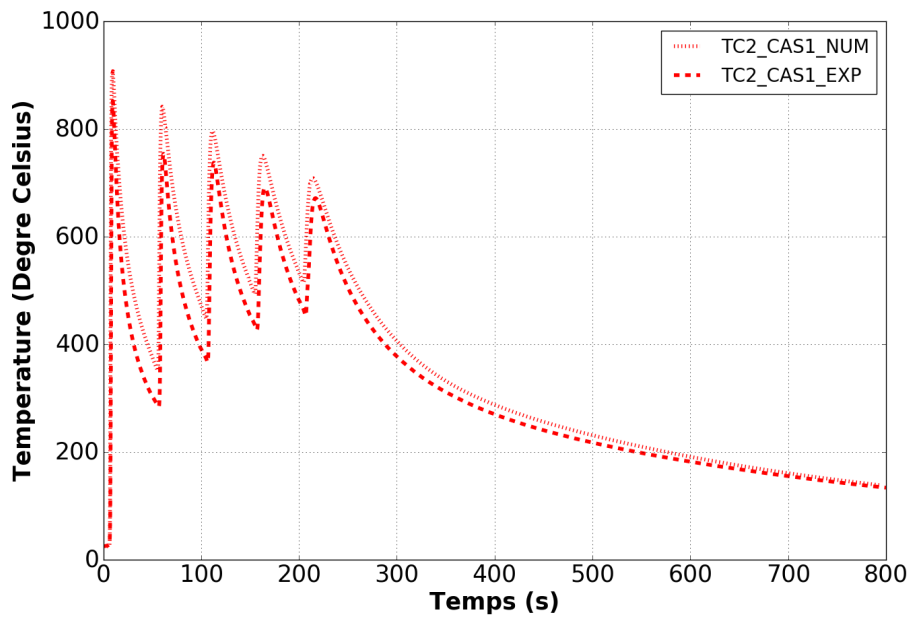


Figure C.2 – Profils de température numérique et expérimental relevés au niveau de l'emplacement de TC2 pour le cas nominal

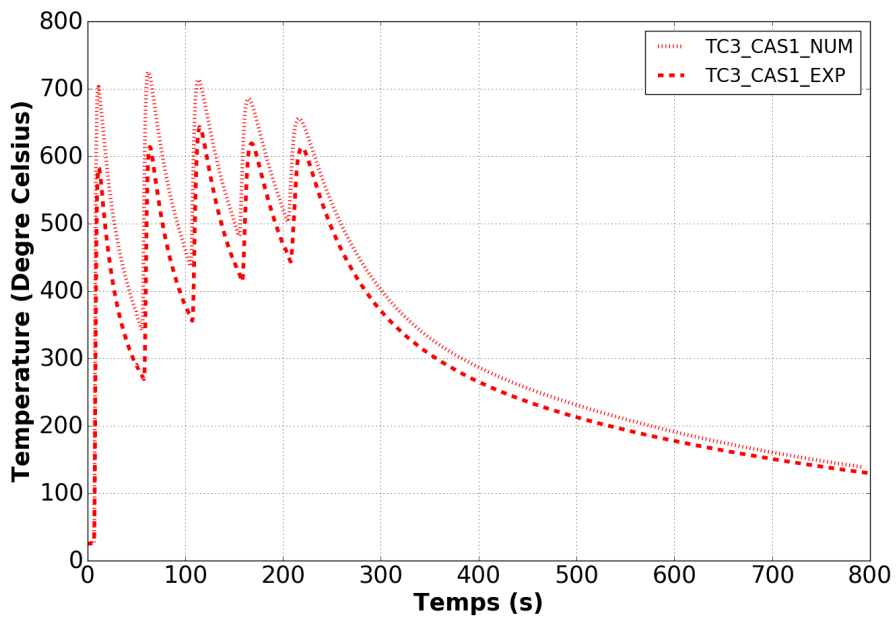


Figure C.3 – Profils de température numérique et expérimental relevés au niveau de l'emplacement de TC3 pour le cas nominal

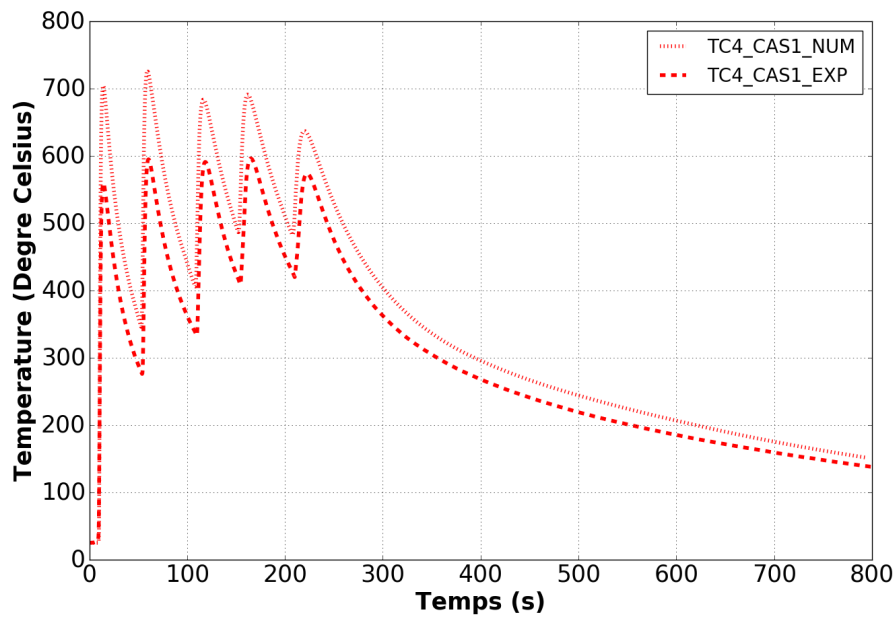


Figure C.4 – Profils de température numérique et expérimental relevés au niveau de l'emplacement de TC4 pour le cas nominal

## C.2 Cas d'étude 2

Dans cette section, on présente une comparaison des profils de température numériques et expérimentaux pour la sonde TC1, TC3 et TC4 pour le cas 2.

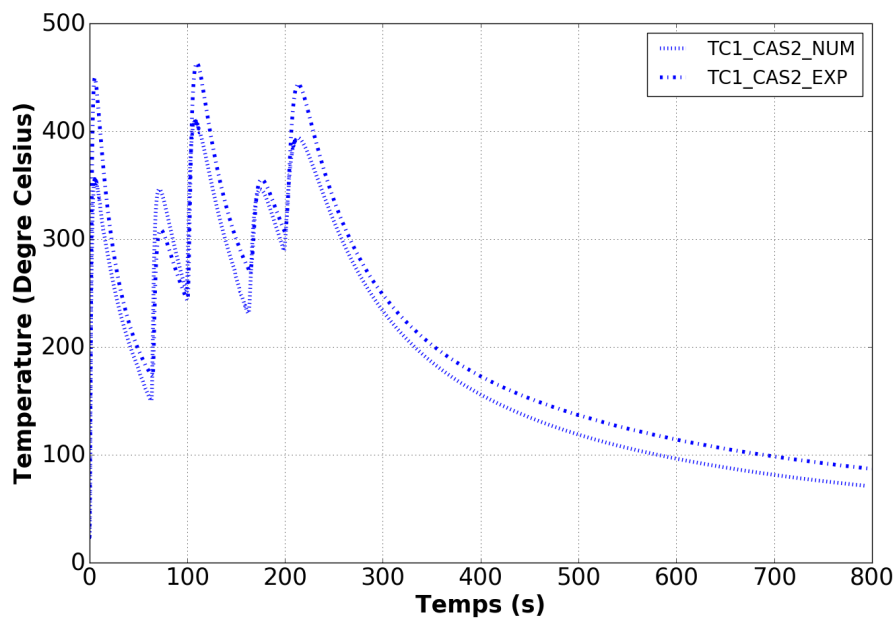


Figure C.5 – Profils de température numérique et expérimental relevés au niveau de l'emplacement de TC1 pour le cas 2

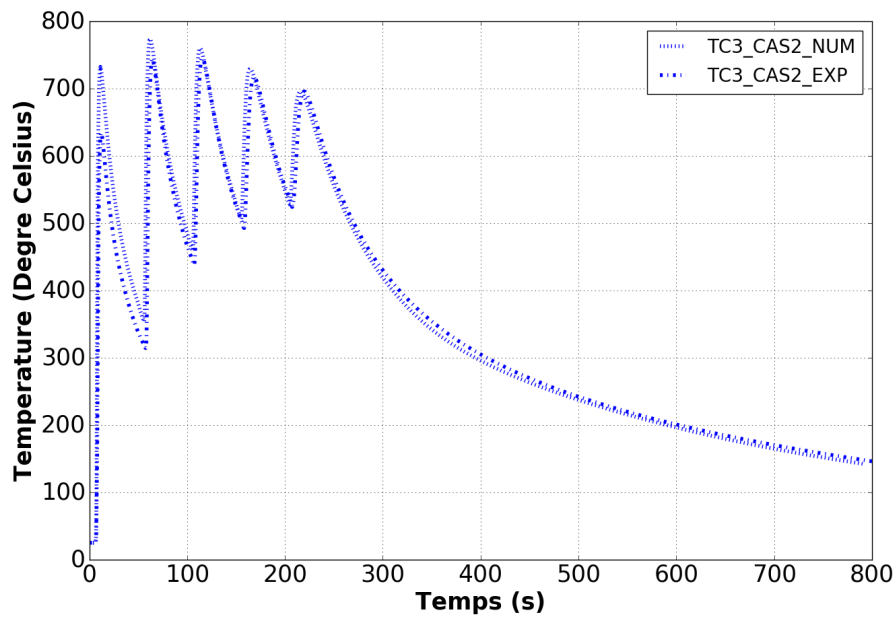


Figure C.6 – Profils de température numérique et expérimental relevés au niveau de l'emplacement de TC3 pour le cas 2

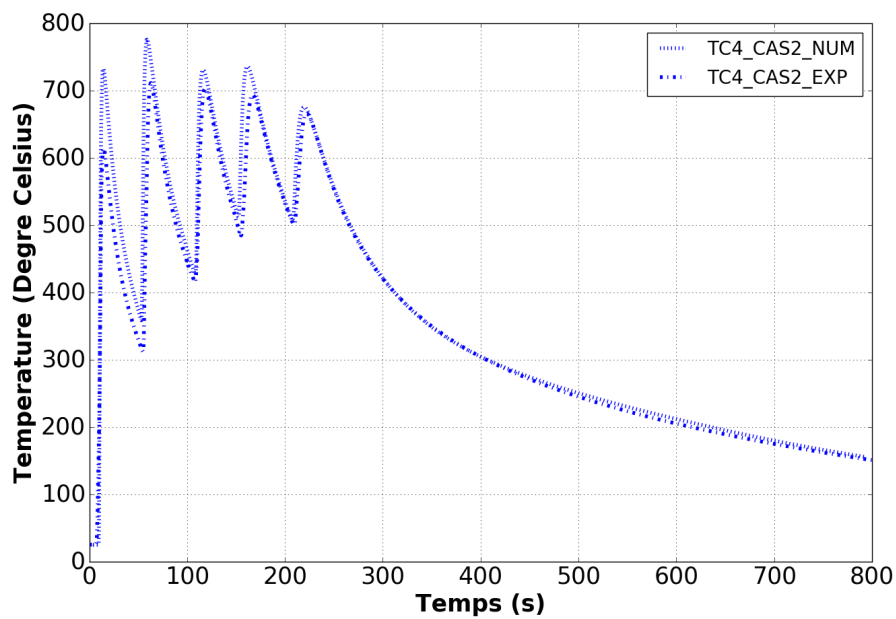


Figure C.7 – Profils de température numérique et expérimental relevés au niveau de l'emplacement de TC4 pour le cas 2

### C.3 Cas d'étude 3

Dans cette section, on présente une comparaison des profils de température numériques et expérimentaux pour la sonde TC2, TC3 et TC4 pour le cas 3.

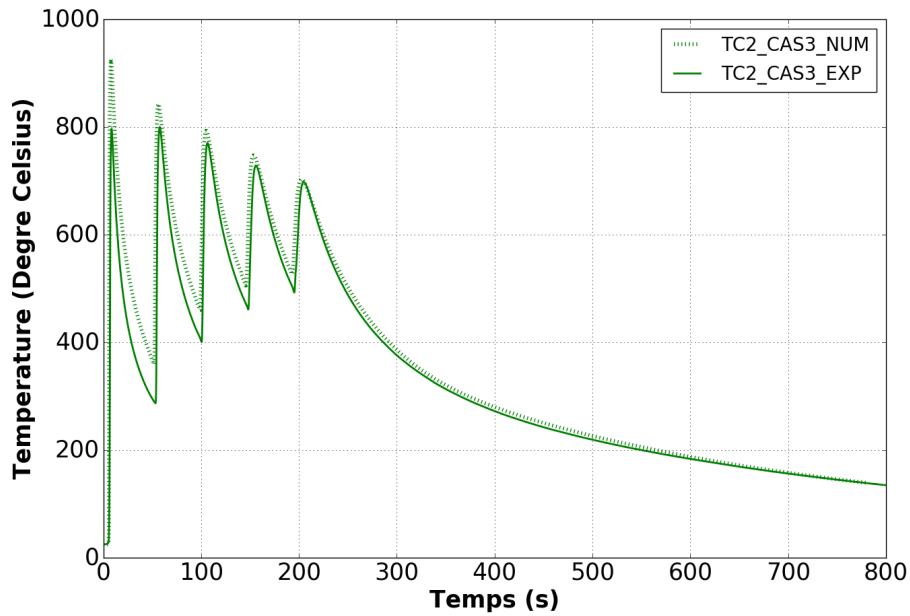


Figure C.8 – Profils de température numérique et expérimental relevés au niveau de l'emplacement de TC2 pour le cas 3

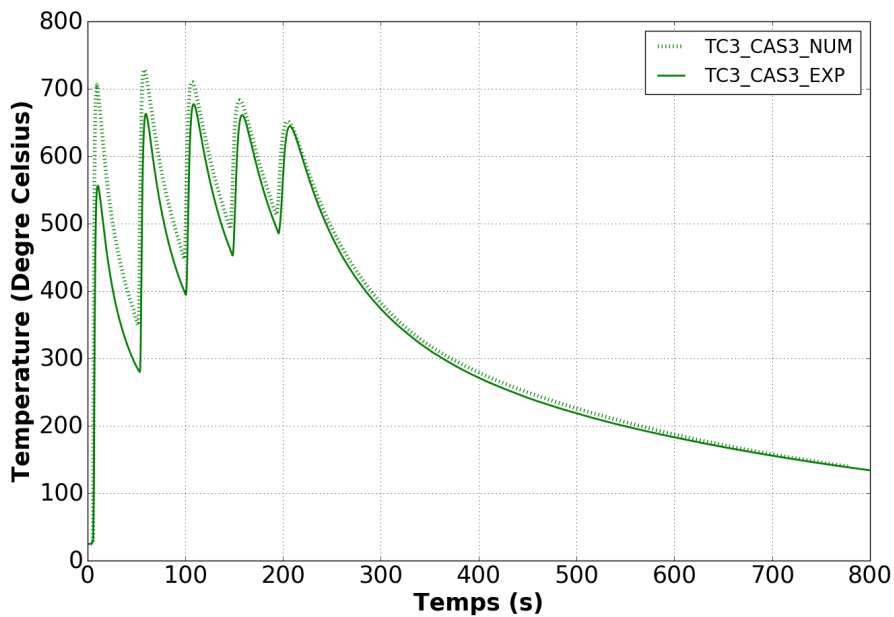


Figure C.9 – Profils de température numérique et expérimental relevés au niveau de l'emplacement de TC3 pour le cas 3



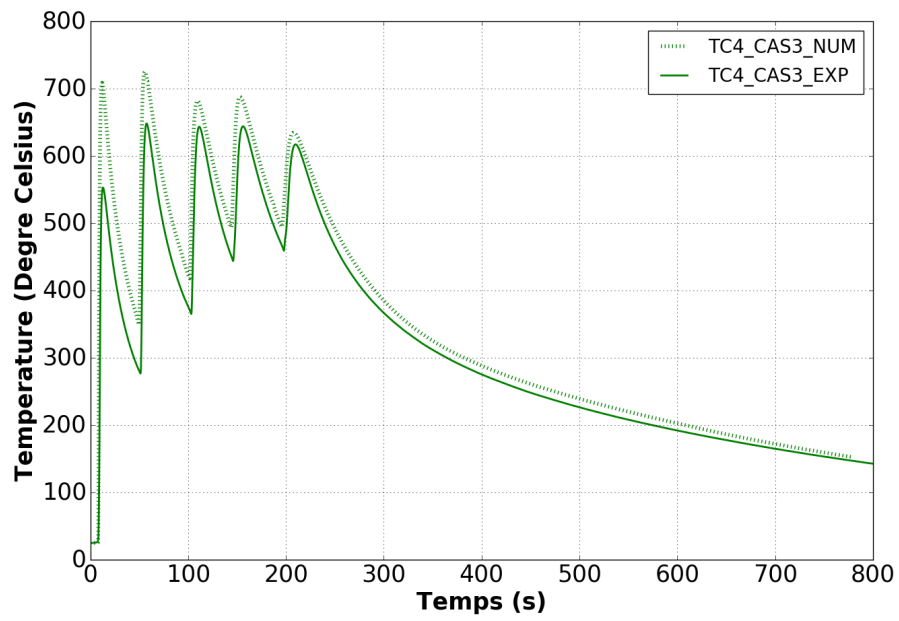


Figure C.10 – Profils de température numérique et expérimental relevés au niveau de l'emplacement de  $TC_4$  pour le cas 3

**Titre :** Étude thermomécanique du procédé de fabrication additive métallique arc-fil : approches numérique et expérimentale

**Résumé :**

La fabrication additive, en complément des techniques de fabrication traditionnelles, procède par ajout de matière pour la construction de pièces mécaniques. Parmi les différents procédés de fabrication additive existant, cette thèse s'intéresse tout particulièrement au procédé de fabrication additive métallique arc-fil désigné également par l'acronyme anglais WAAM qui signifie Wire Arc additive Manufacturing. Celui-ci se base sur les technologies du soudage à l'arc pour fabriquer des pièces par empilements successifs de cordons de soudure. Si la technologie est plutôt bien assimilée pour produire des pièces non fonctionnelles et des dispositifs d'aide à la production tels que des prototypes, l'enjeu porte actuellement sur la fabrication en série de pièces fonctionnelles impliquant des problématiques mécaniques.

En effet, la mise en fusion du métal lors du dépôt génère des zones de plastification dans les cordons et leurs alentours qui engendrent la formation de contraintes résiduelles et de déformations dans la pièce finale. Le premier objectif de cette thèse est de comprendre la génération de ces contraintes résiduelles et de ces déformations au cours du procédé par une approche numérique couplée à une approche expérimentale. Pour cela, une configuration de dépôt spécifique est étudiée. Cette dernière consiste à déposer un cordon sur l'épaisseur d'une plaque maintenue uniquement sur l'une de ses extrémités. En laissant les autres bords libres les contraintes liées au bridage sont peu influentes. Compte-tenu de cette configuration, le modèle thermomécanique mis en place est bidimensionnel et traité sous l'hypothèse des contraintes planes. L'ajout de matière est considéré au fur et à mesure de la construction du cordon avec une méthode de maillage adaptée. Les résultats numériques sont comparés aux données expérimentales relevées en cours de procédé ou en post-procédé afin de discuter la validité du modèle.

L'autre objectif de cette thèse est de mettre en évidence l'influence des paramètres procédés sur le comportement thermomécanique des pièces fabriquées. Pour cela, trois jeux différents de paramètres procédés sont définis en fonction de l'énergie linéique de dépôt mise en jeu. Les différences et similitudes constatées numériquement et expérimentalement, aussi bien au niveau des champs thermiques que des champs mécaniques, sont discutées.

Enfin, le dernier objectif de cette thèse est de construire un modèle de Déformations Inhérentes qui permette d'estimer rapidement les niveaux de contraintes résiduelles et de déformations pour n'importe quelle structure 3D réalisée avec des paramètres procédés déterminés. Pour cela, une analyse des déformations plastiques obtenues avec la modélisation thermomécanique est réalisée. Ces dernières sont ensuite implémentées comme données d'entrée dans un modèle en Déformations Inhérentes avec la configuration étudiée. La répartition et les niveaux des contraintes résiduelles ainsi que la déformée globale de la pièce obtenus pour le modèle thermomécanique et le modèle en Déformations Inhérentes sont comparés et discutés.

**Mots-cléf :** modélisation, simulation numérique, loi de comportement élasto-plastique, paramètres procédé, contraintes résiduelles, déformations inhérentes

---

**Title :** Thermomechanical analysis of wire and arc additive manufacturing process : numerical and experimental approaches

**Abstract :**

Additive manufacturing, in addition to traditional manufacturing processes, consists of adding material, layer by layer, to build mechanical parts. Among the various existing additive manufacturing processes, this thesis focuses on the Wire and Arc Additive Manufacturing process (WAAM). This process is based on welding technologies to manufacture parts by successive stacks of weld beads. While the technology is fairly well assimilated to produce non-functional parts and production support devices such as prototypes, the challenge is currently the mass production of functional parts relating to the issue of material health.

Indeed, the melting of the metal generates plastic strains in the weld beads and in the vicinity which generate residual stresses and deformations in the final part. The first objective of this thesis is to understand the generation of these residual stresses and deformations during the process by a numerical approach coupled with an experimental approach. For this, a specific experimental setup is studied. It consists of depositing the melted filler wire on the thickness of a plate held vertically along its length. The specimen is clamped on one side while the others are totally free in order to minimize the clamping effect. According to this setup, the thermomechanical model is two-dimensional and solved under plane stress assumption. The addition of material is taken into account during the deposition process with a suitable mesh method. The numerical results are compared and discussed regarding experimental data recorded in-situ or ex-situ in order to validate the model.

The other objective of this thesis is to highlight the influence of process parameters on the thermomechanical behavior of manufactured parts. Then, three different sets of process parameters are defined based on the linear welding energy. The numerically and experimentally results, are discussed for both thermal and mechanical fields.

Finally, the last objective of this thesis is to implement an Inherent Strain model which allows to quickly estimate the levels of residual stresses and deformations for any 3D structure according to the process parameters used. Thus, an analysis of the plastic strains calculated with the thermomechanical simulation is done. Afterwards, the plastic strain fields are introduced as input data in an Inherent Strain model for the investigated case. The residual stress field as well as the global deformation of the part obtained with the Inherent Strain model are compared to the one computed with the thermomechanical model and discussed.

**Key words:** modelling, numerical simulation, elastoplastic constitutive relation, process parameters, residual stress, inherent strain