



HAL
open science

Modélisation numérique multi-échelle et approche expérimentale du procédé de fabrication additive MAG-CMT pour la prédiction des déformations et des contraintes résiduelles

Clément Le Falher

► **To cite this version:**

Clément Le Falher. Modélisation numérique multi-échelle et approche expérimentale du procédé de fabrication additive MAG-CMT pour la prédiction des déformations et des contraintes résiduelles. Matériaux. Nantes Université, 2023. Français. NNT : 2023NANU4085 . tel-04797783

HAL Id: tel-04797783

<https://theses.hal.science/tel-04797783v1>

Submitted on 22 Nov 2024

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.

THESE DE DOCTORAT

NANTES UNIVERSITE

ECOLE DOCTORALE N° 596

Matière, Molécules, Matériaux et Géosciences

Spécialité : Sciences des Matériaux

Par

Clément LE FALHER

Modélisation numérique multi-échelle et approche expérimentale du procédé de fabrication additive MAG-CMT pour la prédiction des déformations et des contraintes résiduelles

Thèse présentée et soutenue à Nantes, le 15 décembre 2023

Unités de recherche : Institut des Matériaux de Nantes Jean Rouxel (IMN) UMR CNRS 6502
Institut de Recherche Dupuy de Lôme (IRDL) UMR CNRS 6027

Rapporteurs avant soutenance :

Fabien Soulié Professeur des Universités – Université de Montpellier
Michel Bellet Professeur – Mines Paris – PSL

Composition du Jury :

Présidente : Anne-Laure Helbert Professeure des Universités – Université Paris-Saclay

Examineurs : Fabien Soulié Professeur des Universités – Université de Montpellier
Michel Bellet Professeur – Mines Paris – PSL
Muriel Carin Professeure des Universités – Université Bretagne Sud
Anne Higelin Docteure, ingénieure de recherche – ArcelorMittal, Industeel

Dir. de thèse : Pascal Paillard Professeur des Universités – Nantes Université
Co-dir. de thèse : Philippe Le Masson Professeur des Universités – Université Bretagne Sud
Mickaël Courtois Maître de conférences, HDR – Université Bretagne Sud

Invités

Simon Morville Docteur, ingénieur de recherche – IRT Jules Verne
Christophe Kerisit Docteur, ingénieur de recherche – Naval Group

Remerciements

Je tiens tout d'abord à remercier Pascal Paillard, Philippe Le Masson, Mickael Courtois et Simon Morville qui ont encadré ces travaux de thèse. Ils ont su me guider, me prodiguer leurs conseils et me laisser une grande liberté durant ces trois années de thèse. Ça a été un véritable plaisir de travailler avec vous pendant ces trois années et j'en garderai un excellent souvenir.

Je remercie Anne-Laure Helbert qui a accepté de présider ce jury de thèse et pour l'intérêt qu'elle a porté à ces travaux de thèse. Je remercie également Fabien Soulié et Michel Bellet qui ont pris le temps de rapporter ces travaux de thèse et m'ont fait part de leurs différentes remarques pertinentes. Je remercie aussi Muriel Carin et Anne Higelin qui ont examiné ces travaux et Christophe Kerisit qui les a rejoints en tant qu'invité.

Je remercie également les membres du Comité de Suivi Individuel, Joël Alexis et Muriel Carin pour leurs différentes remarques et conseils judicieux. Je remercie aussi les membres industriels du programme PERFORM qui ont suivi l'avancement de ces travaux de thèse à travers les réunions régulières : Sjoerd van der Veen, Nicolas Maury, Guillaume Abrivard, Jean-Baptiste Devillers et Christophe Kerisit.

Je remercie tous les ingénieurs, techniciens et enseignants-chercheurs de l'IRDL, de l'IMN et de l'IRT Jules Verne que j'ai pu côtoyer pendant ces trois années. En particulier, je remercie William Berckmans pour toute l'aide et les conseils qu'il m'a donnés pour mener à bien les différentes expérimentations faites à l'IRDL (et surtout son humour et sa bonne humeur au quotidien). Titi la frite a été une excellente découverte ! Également, je remercie chaleureusement Paul Daheron pour son aide, ses différentes suggestions et sa grande disponibilité pour la réalisation des dépôts au sein de l'IMN. Aussi, je remercie Stephen Cadiou, pour toute son aide, son accompagnement et sa sympathie au cours de cette dernière année de thèse (et pour les « quelques » parties de babyfoot).

Je tiens aussi à remercier tous les doctorants de l'IMN, de l'IRDL et de l'IRT Jules Verne. En particulier, je remercie Juliette avec qui j'ai réalisé ma thèse à l'IRT, pour sa grande gentillesse et son aide, notamment pour faire les différentes attaques chimiques. Je remercie aussi Hugues pour la bonne ambiance qu'il amène au quotidien et pour le soudage des clinquants avec son robot laser (et ses montages photo très bien trouvés). Je remercie aussi Louise, ma collègue de bureau, pour sa bonne humeur à toute épreuve (oui, la Bretagne est indéniablement et en toute objectivité la plus belle région du monde !). Je remercie également Marc et Ronan pour toutes les discussions que nous avons eues sur COMSOL.

Enfin, je remercie ma famille, qui a toujours cru en moi et qui m'a soutenu au quotidien pendant ces trois années de thèse, en particulier pendant de la période de rédaction (merci maman pour tous ces bons plats colorés et pleins de saveurs qui m'ont permis de garder la forme pendant cette période).

À mon papa, qui serait fier du chemin parcouru.

Table des matières

Introduction générale	1
I État de l’art	5
Introduction de l’état de l’art	7
1 Les procédés de fabrication arc-fil appliqués aux aciers inoxydables	9
1.1 Introduction	10
1.2 Procédés de soudage arc-fil	10
1.2.1 Soudage à l’arc à l’électrode enrobée	10
1.2.2 Soudage à l’arc sous flux en poudre	11
1.2.3 Soudage à l’électrode réfractaire (TIG)	11
1.2.4 Soudage semi-automatique MIG/MAG	12
1.3 Modes de transfert associés au procédé MIG/MAG	12
1.3.1 Transfert par court-circuit	13
1.3.2 Transfert globulaire	13
1.3.3 Transfert pulsé	14
1.3.4 Transfert en pulvérisation axiale	14
1.3.5 Transfert en veine tournante	15
1.3.6 Cold Metal Transfer (CMT)	15
1.4 Du soudage à la fabrication additive arc-fil	16
1.5 Acier inoxydable martensitique 415	17
1.6 Phénomènes physiques et conséquences de la fabrication arc-fil	18
1.6.1 Phénomènes à l’échelle du bain de fusion	18
1.6.2 Phénomènes thermiques à l’échelle de la pièce	21
1.6.3 Conséquences métallurgiques	22
1.6.4 Conséquences mécaniques	25
1.6.5 Couplages et interactions	28
2 Modélisation numérique du procédé MAG-CMT	31
2.1 Introduction	32
2.2 Échelle du bain de fusion	32
2.2.1 Électromagnétisme	32
2.2.2 Transferts de chaleur	32
2.2.3 Écoulements	33
2.2.4 Interfaces libres	35
2.3 Échelle de la pièce fabriquée	37
2.3.1 Modélisation thermique	37
2.3.2 Modélisation métallurgique	39
2.3.3 Modélisation mécanique	47

2.3.4	Comportement mécanique multiphasé	48
Conclusion de l'état de l'art		53
II Caractérisations et moyens expérimentaux mis en œuvre		55
Introduction sur les moyens expérimentaux mis en œuvre		57
3	Caractérisation expérimentale du procédé de fabrication MAG-CMT	59
3.1	Introduction	60
3.2	Stratégies de dépôts et configurations expérimentales	60
3.2.1	Stratégies de dépôts	60
3.2.2	Montage expérimental	62
3.2.3	Conditions opératoires	63
3.3	Mesures expérimentales	63
3.3.1	Instrumentations par thermocouples	63
3.3.2	Longueurs de bains	66
3.3.3	Mesures électriques	67
3.3.4	Macrographies	68
3.3.5	Cartographies de dureté	70
3.3.6	Déformations in situ par corrélation d'images	73
3.3.7	Déformations après dépôts par scan 3D	76
3.3.8	Contraintes résiduelles par la méthode du contour	77
4	Caractérisation et modélisation du comportement thermo-métallurgique de l'acier inoxydable 415	81
4.1	Introduction	82
4.2	Caractérisation des propriétés thermophysiques	82
4.2.1	Capacité thermique massique	82
4.2.2	Masse volumique	83
4.2.3	Diffusivité thermique	84
4.2.4	Calcul de la conductivité thermique	84
4.3	Caractérisations des transformations métallurgiques	86
4.3.1	Montage expérimental	86
4.3.2	Essais de dilatométrie libre au chauffage	88
4.3.3	Essais de dilatométrie libre au refroidissement	90
4.3.4	Revenu de la martensite de trempe	92
4.3.5	Caractéristiques thermo-métallurgiques	95
4.4	Modélisation des transformations métallurgiques	96
4.4.1	Transformations au chauffage	96
4.4.2	Transformation au refroidissement	99
4.4.3	Revenu de la martensite de trempe	99
5	Caractérisation et modélisation du comportement mécanique de l'acier inoxydable 415	103
5.1	Montage expérimental	104
5.1.1	Essais de traction/relaxation	104
5.1.2	Essais de traction/compression	105
5.1.3	Géométrie et instrumentation des éprouvettes	105
5.1.4	Dépouillement des essais	106
5.2	Caractérisation du matériau de base	107
5.2.1	Descriptif des essais	107

5.2.2	Résultats des essais mécaniques	107
5.3	Caractérisation de l'austénite	109
5.3.1	Descriptif des essais	109
5.3.2	Résultats des essais de traction/relaxation	109
5.3.3	Résultats des essais de traction/compression	111
5.4	Caractérisation de la martensite de trempe	112
5.4.1	Descriptif des essais	112
5.4.2	Résultats des essais mécaniques	113
5.5	Caractérisation de la martensite revenue	115
5.5.1	Martensite précipitée (MP)	115
5.5.2	Martensite adoucie (MA)	115
5.6	Bilan sur le comportement mécanique	116
5.7	Modélisation du comportement mécanique	117
5.7.1	Matériau de base	117
5.7.2	Austénite	118
5.7.3	Martensite de trempe	120
5.7.4	Martensite revenue	122
5.8	Plasticité de transformation (TRIP)	122
5.8.1	Essais de dilatométrie sous contrainte	122
5.8.2	Modélisation de la plasticité de transformation	123
Conclusion sur les moyens expérimentaux mis en œuvre		125
III Simulation numérique du procédé de fabrication MAG-CMT		127
Introduction à la simulation numérique du procédé de fabrication MAG-CMT		129
6	Simulation thermo-métallurgique et mécanique du procédé à l'échelle de la pièce	131
6.1	Présentation du code de calcul	132
6.2	Implémentations des modèles métallurgiques	132
6.2.1	Approche retenue	132
6.2.2	Validation de l'approche	133
6.3	Implémentations des modèles mécaniques	136
6.3.1	Approche retenue	136
6.3.2	Validation de l'approche	136
6.4	Simulation thermique du procédé	138
6.4.1	Hypothèses de modélisation	138
6.4.2	Géométrie	139
6.4.3	Modélisation de l'apport de chaleur et des pertes	139
6.4.4	Modélisation de l'apport de matière	141
6.4.5	Maillage et résolution numérique	142
6.4.6	Résultats des simulations thermiques	142
6.5	Simulation métallurgique du procédé	151
6.5.1	Résultats - Proportions de phases métallurgiques	152
6.5.2	Résultats - Calcul de dureté	155
6.6	Simulation mécanique du procédé	158
6.6.1	Mise en données	158
6.6.2	Résultats des simulations mécaniques	161
6.6.3	Bilan sur la modélisation mécanique	174

7	Modélisation multi-échelle avec transfert de champ	175
7.1	Présentation de la méthodologie	176
7.2	Modélisation thermo-hydrodynamique locale	176
7.2.1	Hypothèses	177
7.2.2	Équations du modèle	177
7.2.3	Géométrie et conditions aux limites	179
7.2.4	Maillage et résolution numérique	181
7.2.5	Résultats	182
7.3	Modélisation thermo-mécanique et métallurgique globale	184
7.3.1	Simulation thermique par changement d'échelle et transfert de champ	185
7.3.2	Simulation métallurgique	188
7.3.3	Simulation mécanique	190
7.4	Bilan sur la modélisation multi-échelle	193
	Conclusion sur la simulation numérique du procédé de fabrication MAG-CMT	195
	Conclusion générale	197
A	Reproductibilité des mesures de températures	203
B	Revenu de la martensite de trempe	205
C	Étude de sensibilité sur les propriétés matériaux pour la prédiction des déformations et des contraintes résiduelles	207
C.1	Influence du modèle d'écrouissage	207
C.2	Influence de la température de début de transformation martensitique	208
C.3	Influence du phénomène de plasticité de transformation	209
D	Modèle élasto-visco-plastique à écrouissage isotrope	211
	Bibliographie	223

Introduction générale

Contexte d'étude

Cette thèse s'inscrit dans le cadre du programme de financement de thèse PERFORM de l'IRT Jules Verne de Nantes. Ce programme de financement, qui réunit l'IRT, des acteurs industriels et académiques a pour objectif de développer la recherche dans le domaine de la fabrication industrielle. Parmi les différentes thématiques étudiées, cette thèse se place dans la thématique « fabrication additive ».

Le développement de la fabrication additive métallique (FAM) est en plein essor. La FAM permet de produire des pièces légères aux géométries complexes avec une quantité relativement faible de matière première, tout en réduisant le nombre d'étapes de fabrication. En particulier, les procédés de fabrication additive métallique arc-fil sont étudiés depuis quelques années dans le but de produire des pièces de grandes dimensions avec des taux de dépôt plus importants que les autres procédés de fabrication additive métallique. Un grand intérêt est notamment porté pour la fabrication de pièces en petite série sans passer par la mise en place d'une ligne de production complète. Ce grand intérêt est freiné par différents défauts inhérents à ce procédé de fabrication. En premier lieu, la méthode de fabrication, qui consiste à mettre en fusion le métal d'apport, engendre des gradients de température importants dans la pièce. Ces gradients de température génèrent tout d'abord des déformations plastiques locales qui amènent à la formation de contraintes résiduelles. Ces dernières, qui peuvent être assimilées à des efforts internes dans le matériau, sont néfastes pour la structure fabriquée et réduisent sa durée de vie une fois en service. Les déformations plastiques locales engendrent également des déplacements à l'échelle de la pièce complète, appelées distorsions (phénomène illustré par la Figure 1). Ces distorsions provoquent des défauts d'alignement pendant l'étape de fabrication et la pièce finale ne respecte alors plus les tolérances géométriques.

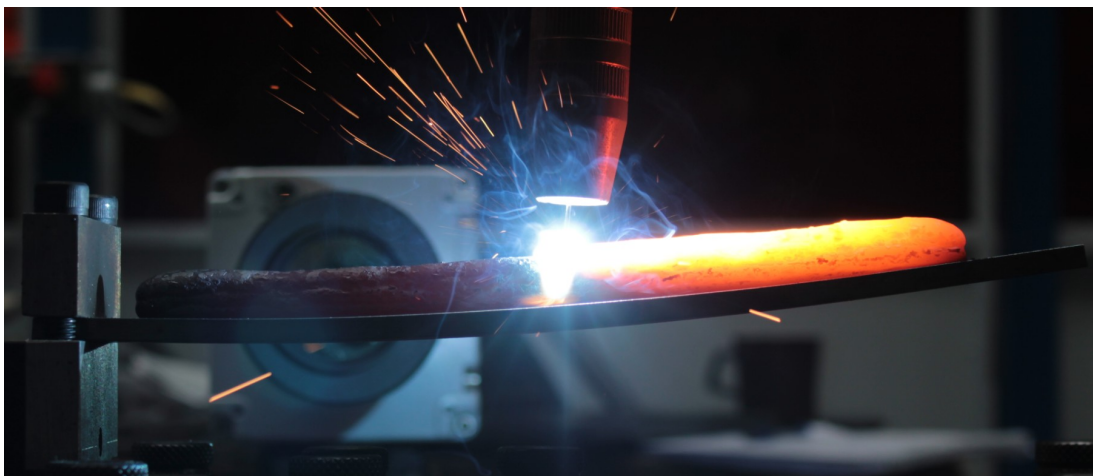


Figure 1 – Distorsion d'une pièce en cours de fabrication.

Un grand effort doit alors être porté sur la maîtrise du procédé de fabrication afin de réduire l'apparition de ces défauts. Cette maîtrise est dans les faits très difficile. La thermique du procédé tout comme les phénomènes métallurgiques et mécaniques complexifient grandement le contrôle du procédé. La simulation numérique apparaît alors comme un atout majeur pour aider à la compréhension et à la maîtrise du procédé de fabrication.

C'est dans ce contexte que s'insère cette thèse. Elle fait suite aux travaux de thèse de Lauriane Guilmois [Guilmois, 2021], qui a réalisé une étude numérique et expérimentale appliquée à la fabrication additive d'un acier inoxydable 304L et une étude expérimentale appliquée aux dépôts d'acier inoxydable 415. L'étude sur l'acier 415 a notamment mis en avant, l'influence de la métallurgie sur les niveaux de déformations résiduelles, et la présence d'un possible revenu de l'acier dû à l'effet multipasse du procédé. L'objectif de notre étude, à travers le programme PERFORM, est alors de disposer d'outils numériques ayant la capacité de prédire avec précision l'apparition de déformations et de contraintes résiduelles, avec une attention particulière portée sur l'influence de la métallurgie. L'objectif à moyen terme reste la réduction des déformations et des contraintes pour fabriquer des pièces optimales, mais la prédiction de ces défauts est une première étape indispensable, qui est le grand objectif de cette thèse. L'étude est menée en collaboration avec l'IRT Jules Verne de Nantes, l'Institut des Matériaux de Nantes Jean Rouxel (IMN) et l'Institut de Recherche Dupuy de Lôme de Lorient (IRDL). Pour répondre à l'objectif, nous souhaitons développer deux méthodologies de modélisation numérique permettant de prédire les conséquences mécaniques de l'opération de fabrication. Une première méthodologie s'appuie sur des hypothèses fortes en négligeant les écoulements et les transferts de chaleur dans le bain de fusion. L'apport de chaleur est alors modélisé par une source équivalente. Cette méthode, très répandue dans la littérature, donne globalement de bons résultats, mais ne permet pas de mettre en place un modèle thermique prédictif et des étapes chronophages de recalage sont nécessaires. Dans ce sens, une deuxième méthode de modélisation plus innovante est mise en place. Le principe est de prédire les conséquences mécaniques de l'opération de fabrication additive sans utiliser de source équivalente de chaleur et en se basant sur les paramètres du procédé. Une approche multi-échelle avec un couplage entre les deux échelles est alors choisie. Pour les deux méthodes, nous validerons les résultats à chaque étape à partir d'essais expérimentaux instrumentés qui ont été réalisés dans le cadre de cette thèse.

Organisation du manuscrit

Le manuscrit s'organise en trois grandes parties.

Dans la première partie, un état de l'art est réalisé sur les procédés de soudage et de fabrication additive métallique arc-fil, dont le procédé MAG qui a été choisi dans notre étude. Les modes de transfert du procédé MAG, qui définissent la méthode d'apport de métal fondu, seront également présentés. L'étude bibliographique porte aussi sur le matériau d'étude qui est un acier inoxydable martensitique AISI 415. Cet acier a été choisi, car il présente de fortes déformations et de fortes contraintes résiduelles lors de l'opération de fabrication additive. Il est donc intéressant pour la confrontation et la validation d'un modèle numérique. Dans cette partie, les conséquences thermique, métallurgique et mécanique relatives à l'opération de fabrication additive avec cet acier sont présentées. Enfin, les méthodes de modélisation numérique, avec des exemples de modèles, sont listées et détaillées pour cerner les phénomènes physiques qui devront être pris en compte par le modèle.

Dans une deuxième partie, les instrumentations du procédé de fabrication MAG-CMT, choisi dans cette étude, seront présentées. Plusieurs stratégies de dépôts, adaptées à la fois à l'étude des contraintes et des déformations, ont été choisies. Nous avons mesuré pour chaque stratégie de dépôt, différentes observables (température, cartographies de dureté, mesures de déplacement et de contraintes résiduelles, etc.) afin de mettre en place et de valider les modèles numériques. En

complément, les propriétés matériaux de l'acier 415 ont été caractérisées afin de décrire correctement le comportement de cet acier pendant toute l'étape de fabrication additive. Les modèles de comportement qui ont été choisis tout comme les paramètres identifiés seront présentés.

La troisième partie présente la mise en place des modèles numériques. La première méthode de modélisation, qui s'appuie sur une source équivalente de chaleur, sera décrite et une validation des résultats sur les mesures de température et de dimensions de zone fondue sera présentée. À la suite, le calcul de proportions de phases métallurgiques qui apparaissent pendant l'opération de fabrication est réalisé et les résultats du modèle seront présentés et confrontés à des cartographies de dureté. Enfin, le calcul mécanique est conduit en vue de prédire les déformations et les contraintes résiduelles. Les résultats en termes de déplacements et de contraintes résiduelles sont présentés et comparés aux mesures expérimentales. Enfin, la modélisation multi-échelle est présentée. Un modèle de bain fondu est développé et ses résultats sont utilisés en données d'entrée d'un modèle thermique à l'échelle d'une pièce entière. Des calculs métallurgique et mécanique sont par la suite réalisés. Enfin, les résultats des deux méthodologies sont comparés. Les avantages et les limitations de chaque méthodologie seront exposés.

Pour terminer, nous discuterons des intérêts et des limitations de chaque méthode de modélisation. Des conclusions seront tirées à partir des résultats et les perspectives seront exposées.

Première partie

État de l'art

Introduction de l'état de l'art

La modélisation numérique des procédés de fabrication additive métallique est complexe et pluridisciplinaire. Elle met en jeu un nombre important de physiques : électromagnétisme, mécanique des fluides, thermique, métallurgie, mécanique du solide, etc. Ainsi, un état de l'art en deux chapitres est tout d'abord réalisé pour comprendre et mettre en avant les spécificités des procédés de soudage que l'on va utiliser dans cette étude et de fabrication additive métallique via les procédés susnommés.

Dans ce premier chapitre, les procédés de soudage et de fabrication additive métallique dans leur généralité sont présentés. Plus particulièrement, l'étude est conduite sur les procédés de soudage arc-fil, dont le procédé MAG et sur les modes de transfert associés, comme le CMT. Également, un état des connaissances est fait sur les aciers inoxydables et plus précisément sur l'acier inoxydable martensitique AISI 415 étudié dans cette thèse. Enfin, ce premier chapitre présente les conséquences thermiques, métallurgiques et mécaniques spécifiques d'une opération de soudage ou de traitement thermique faite sur un acier inoxydable AISI 415.

Le deuxième chapitre présente les méthodes de modélisation numérique des procédés de soudage et de fabrication arc-fil afin de prédire l'état de contrainte et de déformation d'une pièce fabriquée. Deux échelles de modélisation sont considérées, en lien avec les objectifs de la thèse qui visent à développer un modèle numérique couplant ces deux échelles. Une première échelle dite du « bain fondu » met en jeu des physiques complexes et fortement couplées du procédé (électromagnétisme, transferts de chaleur et mécanique des fluides). Une seconde échelle, dite de « la pièce » ou par « approche équivalente » vise à faire des hypothèses fortes sur la modélisation de l'apport réel de chaleur afin de limiter les temps de calcul pour prédire l'état mécanique de la structure fabriquée. L'étude présente les équations à résoudre avec des exemples de modèles numériques répertoriés dans la littérature.

Chapitre 1

Les procédés de fabrication arc-fil appliqués aux aciers inoxydables

Résumé : Ce premier chapitre présente un état de l'art sur les procédés de soudage et de fabrication arc-fil. Une revue est également faite sur les aciers inoxydables martensitiques, dont fait partie l'acier AISI 415 étudié dans cette thèse. Enfin, les conséquences thermiques, métallurgiques et mécaniques sont exposées.

Sommaire

1.1	Introduction	10
1.2	Procédés de soudage arc-fil	10
1.2.1	Soudage à l'arc à l'électrode enrobée	10
1.2.2	Soudage à l'arc sous flux en poudre	11
1.2.3	Soudage à l'électrode réfractaire (TIG)	11
1.2.4	Soudage semi-automatique MIG/MAG	12
1.3	Modes de transfert associés au procédé MIG/MAG	12
1.3.1	Transfert par court-circuit	13
1.3.2	Transfert globulaire	13
1.3.3	Transfert pulsé	14
1.3.4	Transfert en pulvérisation axiale	14
1.3.5	Transfert en veine tournante	15
1.3.6	Cold Metal Transfer (CMT)	15
1.4	Du soudage à la fabrication additive arc-fil	16
1.5	Acier inoxydable martensitique 415	17
1.6	Phénomènes physiques et conséquences de la fabrication arc-fil	18
1.6.1	Phénomènes à l'échelle du bain de fusion	18
1.6.2	Phénomènes thermiques à l'échelle de la pièce	21
1.6.3	Conséquences métallurgiques	22
1.6.4	Conséquences mécaniques	25
1.6.5	Couplages et interactions	28

*"For wherever the sun rises and sets, in the city's turmoil or under the open sky
on the farm, life is much the same; sometimes bitter, sometimes sweet."*

(F.W. Murnau, Sunrise : A Song of Two Humans, 1927)

1.1 Introduction

La fabrication additive d'une pièce métallique se fait par fusion d'un métal d'apport à l'aide d'une source d'énergie. Dans la littérature, un grand nombre de procédés est répertorié, tous très différents. Ils se distinguent principalement selon trois aspects [DebRoy *et al.*, 2018] :

- la méthode de fabrication, par dépôt direct d'énergie (Directed Energy Deposition en anglais) ou par fusion sur lit de poudres (Powder Bed Fusion en anglais) ;
- le matériau d'apport qui se trouve sous forme de poudres ou de fil ;
- la source d'énergie permettant la mise en fusion. Elle peut être sous forme d'arc électrique, de faisceau laser ou de faisceau d'électrons.

Ainsi, pour la fabrication de pièces de petites dimensions aux cotes géométriques strictes avec un bon état de surface final, les procédés « lit de poudres » sont généralement préférés. Pour des pièces de grandes dimensions nécessitant des taux de dépôt importants, les procédés arc-fil ou laser-fil sont employés.

Bien qu'il existe d'autres procédés (fabrication additive ultrasonique, projection de liant sur lit de poudres), cette étude bibliographique se concentre sur les procédés de fabrication arc-fil. Ils ont été développés à partir de la fin des années 1980 en s'appuyant sur les procédés de soudage déjà existants. Ces derniers sont adaptés non pas pour assembler des pièces, mais pour réaliser des empilements de cordons de soudure et ainsi fabriquer des pièces métalliques.

Pour cette étude bibliographique, la première partie se consacre à une présentation des procédés de soudage et de fabrication additive arc-fil. Ensuite, dans la seconde partie, les conséquences thermiques, métallurgiques et mécaniques spécifiques aux aciers inoxydables sont exposées en lien avec les procédés de dépôt.

1.2 Procédés de soudage arc-fil

Les procédés de soudage à l'arc, qui ont pour but d'assembler des pièces métalliques, se sont développés à partir de la fin du XIX^e siècle et surtout au cours du XX^e siècle pour suivre les cadences de production de l'industrie de plus en plus élevées. Un arc électrique est utilisé comme source d'énergie pour mettre en fusion l'alliage et réaliser l'assemblage. Ces procédés se différencient principalement par [Cazes, 1995] :

- la nature de l'électrode : électrode fusible, fil-électrode ou électrode infusible réfractaire ;
- la nature du milieu environnant l'arc électrique : gaz ou vapeurs de protection.

1.2.1 Soudage à l'arc à l'électrode enrobée

Le soudage à l'arc à l'électrode enrobée (SAEE, voir Figure 1.1) a été développé sur plusieurs dizaines d'années à partir de différents brevets, dont ceux de Benardos (utilisation d'une électrode en charbon, 1885) et de Kjellberg (utilisation d'une électrode enrobée réfractaire, 1908). Il devient industrialisé à partir de 1925 [Robert-Hauglustaine et Emptoz, 1994]. Dans les années 1930 et pendant la Seconde Guerre mondiale, il remplace très rapidement le rivetage pour sa rapidité d'assemblage, en particulier dans la construction navale [Sawyer et Mitchell, 1973].

Une électrode enrobée est mise en fusion par l'arc électrique pour réaliser l'opération de soudage. L'électrode enrobée se compose d'une âme métallique, qui joue le rôle de métal d'apport et d'un enrobage composite. L'enrobage est très important et est spécifique à chaque nuance et à chaque jeu de paramètres procédés. Il conditionne par exemple l'intensité du courant, la stabilité de l'arc électrique ou le taux de dépôt [Cazes, 1995]. L'enrobage sert au cours du soudage à former un gaz protecteur du métal liquide lors de sa combustion dans l'arc et l'enrobage restant permet de former un laitier qui protège le métal solidifié lors de son refroidissement.

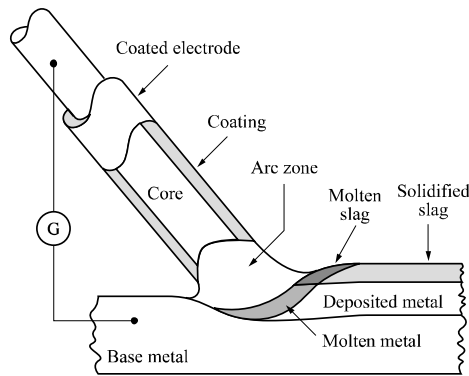


Figure 1.1 – Soudage à l’arc à l’électrode enrobée (SAEE) [Blondeau, 2013].

1.2.2 Soudage à l’arc sous flux en poudre

Ce procédé a ensuite été automatisé pour donner le soudage à l’arc sous flux en poudre (SAFP, voir Figure 1.2). L’électrode enrobée est remplacée par un fil qui se dévide automatiquement. La protection de l’arc se fait par vaporisation de poudres déposées en avant de la soudure et donc l’arc. Le SAFP est principalement utilisé pour l’assemblage de fortes épaisseurs ou la réalisation de soudures de très grandes longueurs [Cazes, 1995].

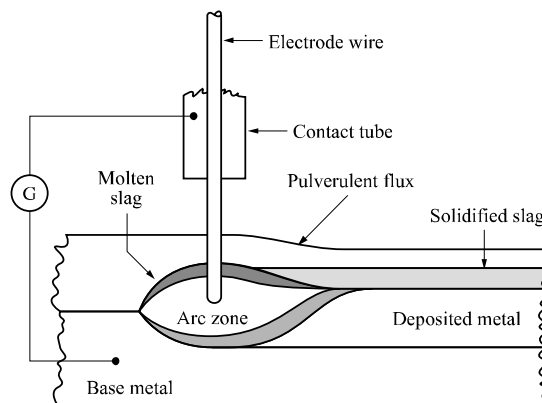


Figure 1.2 – Soudage à l’arc sous flux en poudre (SAFP) [Blondeau, 2013].

1.2.3 Soudage à l’électrode réfractaire (TIG)

Le soudage à l’électrode réfractaire ou Tungsten Inert Gas (TIG) ou bien encore Gas Tungsten Arc Welding (GTAW) est un procédé de soudage avec ou sans apport de matière (voir Figure 1.3). Un arc électrique se forme entre une électrode réfractaire non fusible en tungstène (ou alliage de tungstène) et la pièce à souder [Weman, 2003]. Un gaz inerte, qui peut être de l’argon, de l’hélium ou un mélange des deux, est apporté via une buse. Il permet en premier lieu de protéger l’électrode de l’oxygène, d’éviter sa pollution et permet également la formation du plasma d’arc stable, qui est la principale source d’énergie du procédé. Il permet également la protection du métal fondu. Dans le cas d’un apport de matière, ce dernier se fait par dévidage d’un fil d’apport dans le plasma par l’avant du bain.

Ce procédé peut être utilisé avec tous les alliages soudables (aciers inoxydables, aciers au carbone, alliages base nickel ou base titane, etc.). Précis et réputé être capable de produire des soudures de bonne qualité, il reste principalement utilisé dans les domaines de pointe comme l’aéronautique ou le nucléaire, étant donné son coût de production élevé en raison de sa faible productivité [Cazes, 1995].

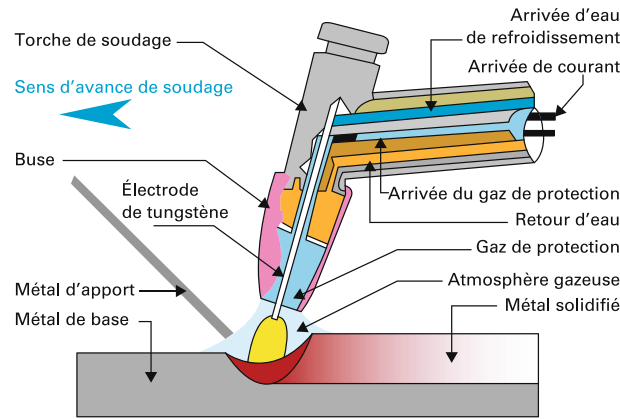


Figure 1.3 – Soudage TIG avec refroidissement de la torche à l'eau [Paillard, 2017].

1.2.4 Soudage semi-automatique MIG/MAG

Le soudage MIG/MAG (Metal Inert Gas, Metal Active Gas) ou GMAW (Gas Metal Arc Welding) est un procédé de soudage semi-automatique (voir Figure 1.4). Il est constitué d'une torche de laquelle un fil électrode fusible se dévide. Le fil joue ici à la fois le rôle de métal d'apport, mais aussi d'électrode. Dans le cas du procédé MIG pour le soudage d'alliages d'aluminium ou base nickel, le gaz de protection utilisé est inerte (Argon, Hélium ou mélange). Dans le cas du procédé MAG pour le soudage d'aciers et d'aciers inoxydables, le gaz est actif ($\text{Ar} + \text{O}_2/\text{Ar} + \text{CO}_2/\text{Ar} + \text{CO}_2 + \text{He}$) [Benoit, 2015]. La présence d'oxygène qui rend le gaz actif, comme le CO_2 , apporte plusieurs avantages [Blondeau, 2013] :

- une meilleure stabilité de l'arc ;
- un bain de fusion plus fluide ;
- une meilleure pénétration dans le cas de soudures sur tôles épaisses.

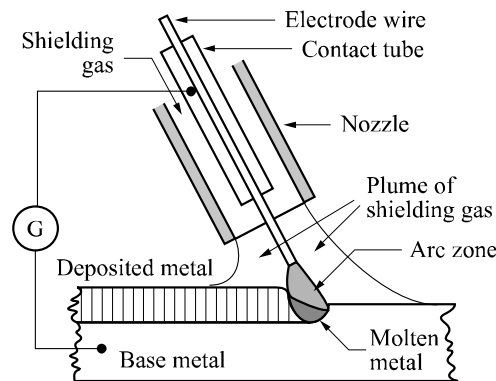


Figure 1.4 – Soudage MIG/MAG [Blondeau, 2013].

Le procédé MAG a été étudié dans cette thèse. Nous présentons par la suite, les modes de transfert associés à ce procédé.

1.3 Modes de transfert associés au procédé MIG/MAG

Les paramètres du procédé MIG/MAG comme l'intensité, la tension, la vitesse du fil ou la hauteur d'arc (hauteur entre la pièce à souder et le bout de l'électrode) peuvent être adaptés afin de définir différents modes de transfert. Ces modes constituent ainsi la méthode d'apport de métal fondu sur la pièce à souder (Figure 1.5).

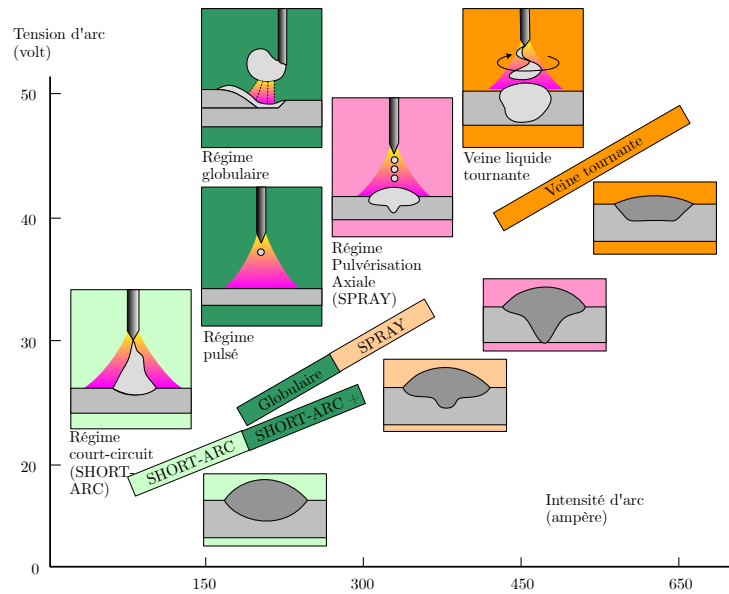


Figure 1.5 – Schéma récapitulatif des différents modes de transfert du procédé MIG/MAG [Planckaert, 2008].

1.3.1 Transfert par court-circuit

Le transfert par court-circuit (short-arc) est un mode de transfert à faible énergie (50 à 200 A, 15 à 20 V). Il s'effectue en deux phases (Figure 1.6). Au cours de la première phase de « temps d'arc », l'arc électrique chauffe l'électrode et permet la formation d'une goutte qui grossit jusqu'à toucher le bain de fusion en raison de l'avance du fil. La seconde phase de « court circuit » est atteinte et la goutte se détache de l'électrode par le biais des forces de tension superficielle. Ces phases se répètent à des fréquences de 40 à 250 Hz [Planckaert, 2008]. La pénétration du bain de fusion en court-circuit est faible. Ce régime est utilisé en soudage pour des tôles de faible épaisseur (1 mm) ou pour les passes dites de racine.

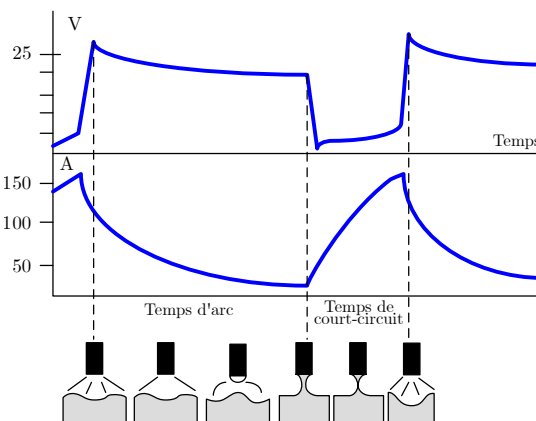


Figure 1.6 – Transfert par court-circuit [Planckaert, 2008].

1.3.2 Transfert globulaire

Le transfert globulaire consiste à former une grosse goutte au bout de l'électrode. La goutte se détache par l'effet de la gravité ou d'un court circuit. Ce régime est instable et la chute des gouttes est aléatoire, comme illustrée par la Figure 1.7. Hormis pour le remplissage de chanfrein de forte épaisseur, ce mode de transfert est à éviter [Benoit, 2015].

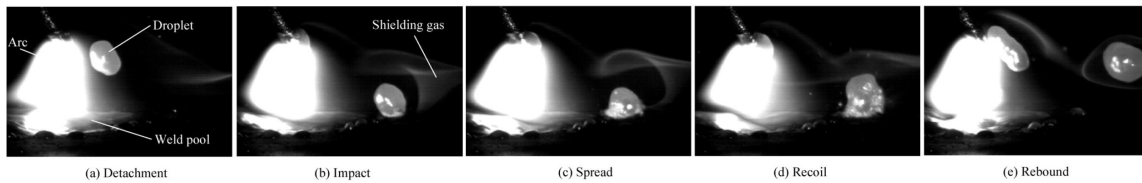


Figure 1.7 – Séquence de rebond d’une gouttelette en régime globulaire. (a) Détachement, (b) impact, (c) étalement, (d) recul et (e) rebond [Feng *et al.*, 2012].

1.3.3 Transfert pulsé

Le mode de transfert pulsé fonctionne avec un régime de faible intensité. Le détachement se fait par un pulse d’intensité qui provoque une chute de la goutte grâce aux forces électromagnétiques (illustré par les résultats d’un modèle numérique Figure 1.8). Les apports de chaleur et de matière sont ainsi découplés et permettent le soudage de faibles épaisseurs avec une bonne productivité [Cadiou, 2019].

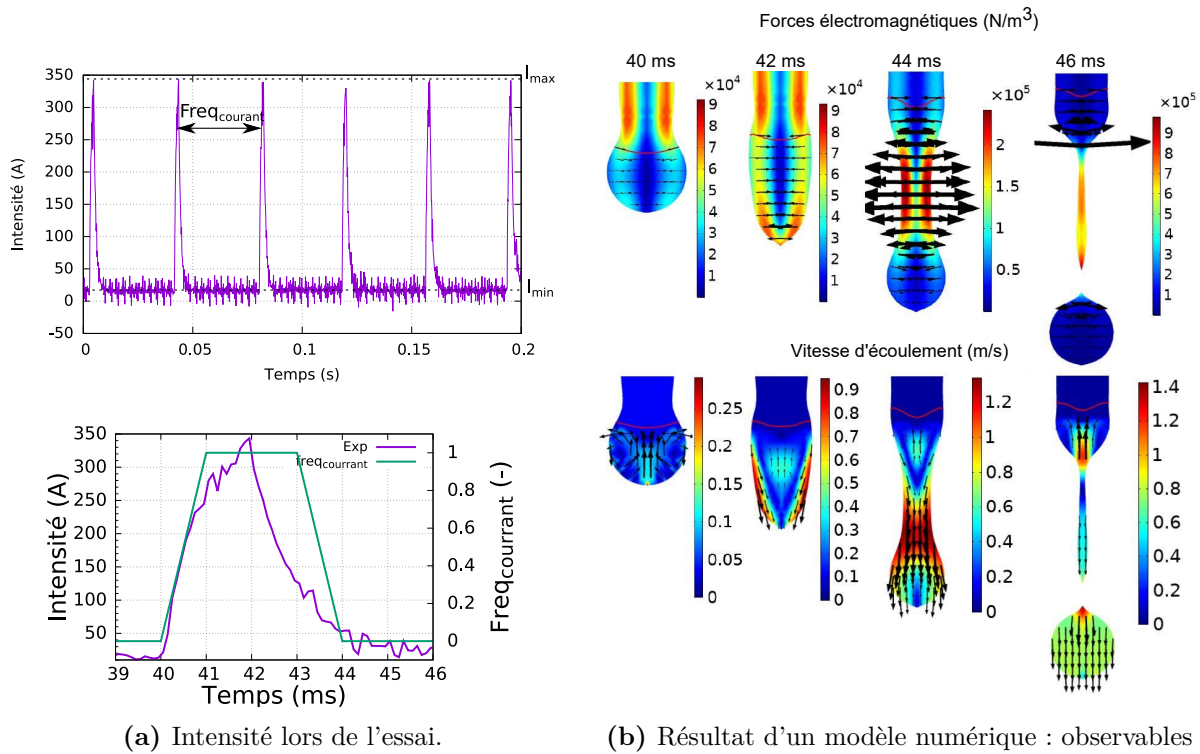


Figure 1.8 – Transfert en régime pulsé [Cadiou, 2019].

1.3.4 Transfert en pulvérisation axiale

La pulvérisation axiale (spray-arc) apparaît à des intensités et tensions élevées (plus de 200 A, 20 à 40 V). Des gouttelettes se détachent de l’électrode à grande vitesse. La pénétration est élevée et dite en « doigt de gant ». Ce mode de transfert est très stable, mais la quantité d’énergie apportée à la pièce à souder est plus importante [Monier, 2016]. Il est donc adapté au soudage de fortes épaisseurs.

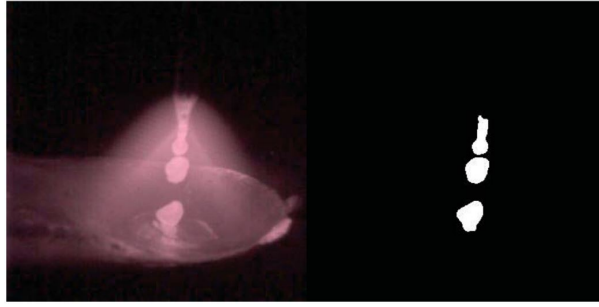


Figure 1.9 – Transfert en pulvérisation axiale [Pérez *et al.*, 2023].

1.3.5 Transfert en veine tournante

Ce mode de transfert est principalement caractérisé par sa haute densité de courant (supérieure à 600 A/mm^2). Cette forte densité provoque une déformation et une rotation de la matière fondue par le biais des forces électromagnétiques intenses (voir Figure 1.10). Ce mode de transfert apporte beaucoup de chaleur et est adapté au remplissage de chanfrein pour des tôles de fortes épaisseurs [Benoit, 2015].

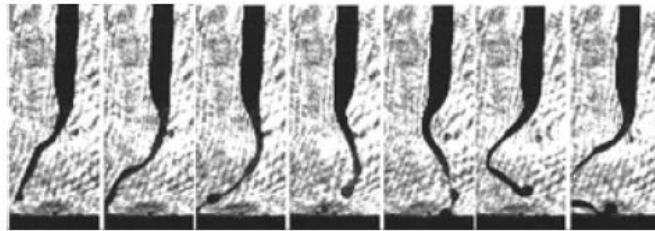


Figure 1.10 – Transfert en veine tournante [Scotti *et al.*, 2012].

1.3.6 Cold Metal Transfer (CMT)

Les principaux modes de transfert conventionnels présentés dans les paragraphes précédents ont subi, au fil des années, des améliorations technologiques qui ont permis de développer de nouveaux modes de transfert. Parmi tous ces modes, seul le mode CMT, sera analysé et étudié dans ce travail de thèse

Le Cold Metal Transfer (CMT) a été développé par la société autrichienne Fronius. Pour ce mode de transfert, une régulation mécanique sur le mouvement du fil s'ajoute à une régulation des paramètres électriques.

Ce mode de transfert s'effectue donc en quatre étapes (illustrées par la Figure 1.11) :

- activation de l'arc électrique et formation d'une goutte en fusion (6) ;
- descente du fil jusqu'au contact avec le bain de fusion pour provoquer un court-circuit (7,1,2) ;
- le court-circuit est détecté par le poste de soudage et le fil remonte (3,4,5) ;
- l'arc est à nouveau activé pour préparer un nouveau cycle.

Le CMT optimise le mode de transfert pulsé et permet un transfert de matière sans projection [Benoit, 2012]. Il a été initialement développé pour le soudage d'alliages d'aluminium, mais peut être utilisé pour une grande variété d'alliages (aciers, aciers inoxydables, alliages base nickel). Ce mode permet de déposer du métal par court-circuit avec une faible énergie apportée au système, d'où le terme « cold » dans sa désignation. En effet, contrairement au court-circuit classique, la goutte de métal fondu est déposée par le retrait du fil et non par un pic de sur-intensité. Ce

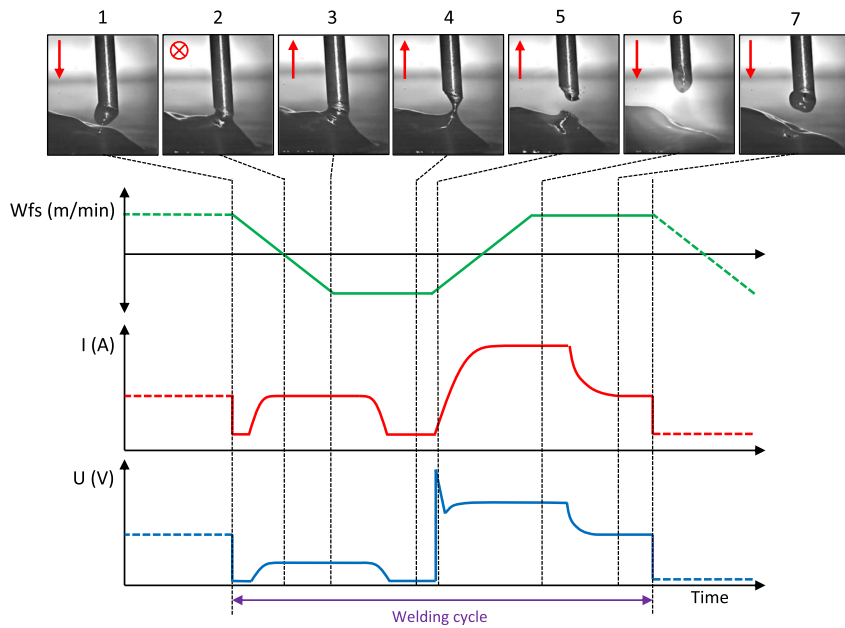


Figure 1.11 – Vitesse du fil (W_{fs}), intensité et tension en mode CMT [Galeazzi *et al.*, 2022].

mode de transfert apparaît donc comme un candidat intéressant pour la fabrication additive métallique.

1.4 Du soudage à la fabrication additive arc-fil

L'idée de construire des pièces métalliques par dépôts de cordon de soudure apparaît en 1925. Ralph Baker dépose une demande de brevet intitulée « méthode de fabrication d'articles décoratifs » [Ralph, 1925]. Il invente la fabrication additive arc-fil (Figure 1.12). Il dit : « La présente invention concerne le soudage à l'arc ornemental, et plus particulièrement l'utilisation d'un arc électrique, tel qu'il est habituellement utilisé pour le soudage électrique, pour la formation de dépôts afin de produire des récipients ou des contenants de formes ornementales et utiles. [...] Cette invention permet une grande flexibilité en matière de conception et de manipulation. Les dépôts superposés peuvent être combinés en un grand nombre de dessins, de motifs, de pièces, de garnitures pour des pièces, etc. ».

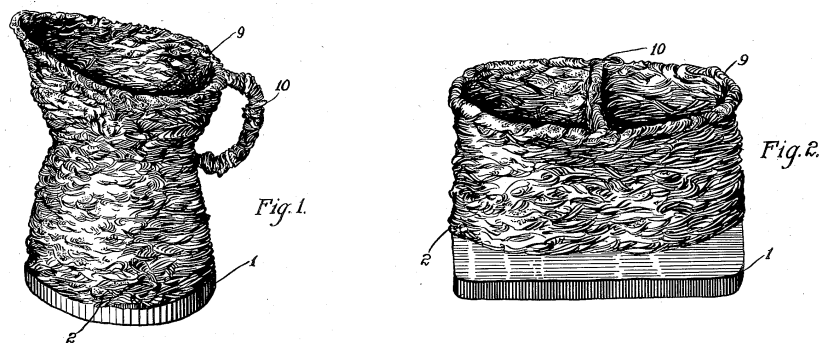


Figure 1.12 – Vue, en perspective, d'une pièce fabriquée sur un substrat métallique composé de plusieurs couches de métal fondu superposées [Ralph, 1925].

En 1971, Ujiie [Ujiie, 1971] propose de fabriquer des pièces fines circulaires de grandes dimensions par dépôts de métal fondu. Les pièces sont fabriquées sur une plateforme mobile rotative (Figure 1.13). Elles peuvent être fabriquées avec de nombreux procédés de soudage comme le

TIG ou le soudage à l'arc sous flux. En 1989, Acheson dépose une demande de brevet [Acheson, 1989]. Il automatise entièrement une torche MIG pour réaliser du soudage en suivant des trajectoires circulaires.

À partir des années 1990, les termes de « prototypage rapide » ou « soudage 3D » apparaissent pour qualifier la fabrication additive arc-fil [Dickens *et al.*, 1992, Spencer *et al.*, 1998]. Aujourd'hui, le terme anglais Wire-Arc Additive Manufacturing (WAAM) est très majoritairement utilisé. Il regroupe trois procédés de fabrication additive arc-fil : le MIG/MAG, le TIG et le PAW (Plasma Arc Welding).

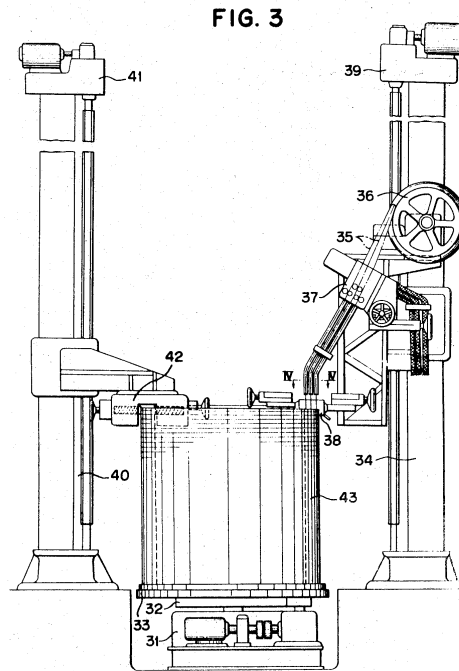


Figure 1.13 – Fabrication d'une pièce métallique sur une plateforme rotative [Ujiié, 1971].

1.5 Acier inoxydable martensitique 415

La fabrication additive arc-fil d'une pièce peut se faire avec toutes les nuances d'alliages soudables. Nous présenterons ici uniquement le cas des aciers inoxydables et en particulier, des aciers inoxydables martensitiques, dont fait partie l'acier 415 étudié dans cette thèse.

Les aciers inoxydables sont des aciers contenant au minimum 10,5 % de chrome et un maximum de 1,2 % de carbone. Cette teneur en chrome leur confère une résistance importante à la corrosion et à l'oxydation. Ce sont des aciers utilisés dans beaucoup de domaines grâce à leurs propriétés intéressantes (alimentaire, outillage, génie civil, etc.). Les aciers inoxydables peuvent être classés dans différentes catégories en fonction de leurs phases métallurgiques [Lippold et Kotecki, 2005] :

- martensitique (Fer - Carbone - Chrome, 4XX) ;
- ferritique (Fer - Chrome, 4XX) ;
- austénitique (Fer - Chrome - Nickel, 2XX, 3XX) ;
- duplex, contenant de l'austénite (± 50 %) et de la ferrite (± 50 %) ;
- durcissement structural (Precipitation Hardenable en anglais), martensitique ou austénitique.

Les aciers inoxydables martensitiques possèdent entre 11 % et 18 % de chrome. Cette « faible

» proportion rend ces aciers moins résistants à la corrosion, en comparaison aux autres aciers inoxydables. Ces aciers sont généralement utilisés pour des applications à faibles températures (inférieures à 650 °C) et dans des environnements moins sujets à la corrosion [Garrison, 2001]. Ils sont surtout utilisés pour leurs très bonnes propriétés mécaniques.

L’acier inoxydable martensitique AISI 415 ou X3CrNiMo13–4, UNS S41500, 410NiMo (fil), CA6NM (acier coulé) ou bien encore F6NM (acier forgé) est étudié dans cette thèse. Il fait partie de la famille des aciers inoxydables 13Cr-4Ni. Ces aciers 13Cr-4Ni sont souvent qualifiés d’aciers inoxydables supermartensitiques. Ce sont des aciers inoxydables martensitiques à faible taux de carbone qui leur confère une excellente soudabilité [Taban *et al.*, 2016]. L’acier 415 possède entre 12 et 14 % de chrome et environ 4 % de nickel. Il est principalement utilisé dans le domaine de l’hydroélectricité pour la fabrication des augets de roues Pelton. La composition chimique de l’acier est donnée dans le Tableau 1.1.

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	N
Norme	≤0,05	≤0,7	≤1,5	≤0,04	≤0,015	≤12-14	≤0,3-0,7	≤3,5-4,5	-	≥0,02
Certificat matière	0,01	0,65	0,7	-	-	12,2	0,5	4,8	-	-
EDX	n.q.	0,81	0,82	0,034	n.q.	12,75	0,47	4,51	-	n.q.

Tableau 1.1 – Composition chimique de l’acier 415 en pourcentage massique selon la norme NF-10088-1, le certificat matière du fil d’apport et l’analyse EDX du fil d’apport faite par Guilmois [Guilmois, 2021]. (n.q. : non quantifiable).

Dans cette thèse, la fabrication des pièces se fait avec le procédé MAG-CMT. Les dépôts sont faits avec un fil d’apport en acier inoxydable 415 (410NiMo) sur un substrat en acier inoxydable 415 (F6NM). En effet, cet acier présente des fortes déformations et des contraintes résiduelles importantes en soudage, d’où notre choix de ce matériau dans cette étude. Un des écueils que nous avons rapidement rencontré lors de cette étude est le manque de données physiques et mécaniques sur ce matériau principalement en température.

La fabrication de la pièce par dépôt de métal fondu fait intervenir des phénomènes physiques complexes et engendre des conséquences thermiques, métallurgiques et mécaniques qui sont présentées dans la partie suivante.

1.6 Phénomènes physiques et conséquences de la fabrication arc-fil

Les phénomènes physiques relatifs aux procédés arc-fil peuvent être étudiés à plusieurs échelles. Par la suite, nous présentons tout d’abord les phénomènes physiques qui ont lieu au niveau du bain de fusion. Ensuite, les conséquences thermiques, métallurgiques et mécaniques à l’échelle de la pièce sont présentées.

1.6.1 Phénomènes à l’échelle du bain de fusion

Les conséquences thermiques d’un procédé arc-fil comme le procédé MAG sont principalement gouvernées par les phénomènes physiques qui ont lieu au niveau du bain de fusion. La mise en fusion de l’électrode fusible, le dépôt de métal fondu et les écoulements dans le bain de fusion sont le résultat d’un couplage fort de phénomènes physiques présentés par la Figure 1.14.

Les principaux phénomènes physiques à l’échelle du bain de fusion ont lieu dans trois zones distinctes :

- la zone anodique, au niveau de l’électrode fusible ;

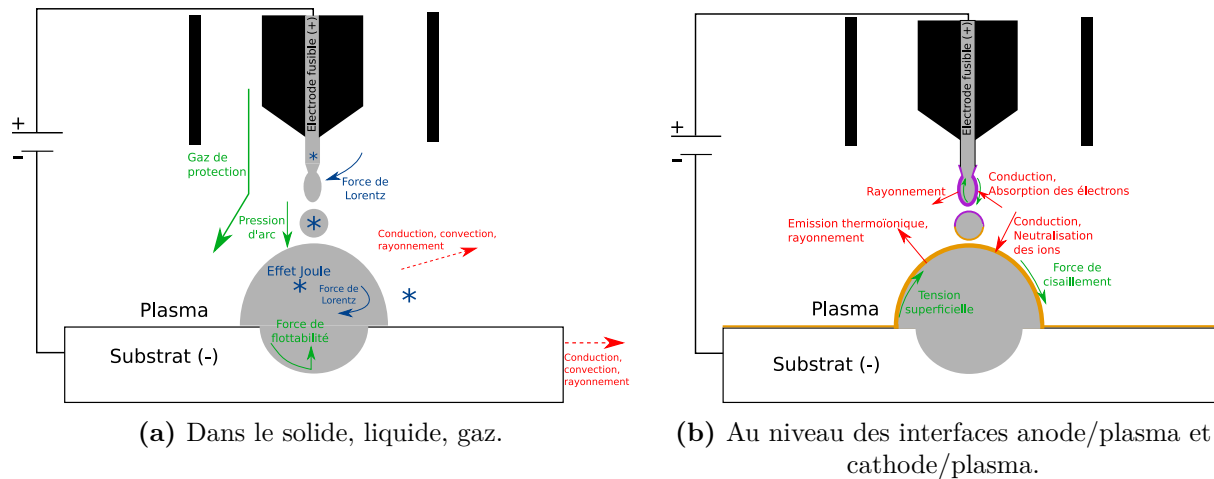


Figure 1.14 – Principaux phénomènes physiques du procédé MAG à l'échelle du bain de fusion [Cadiou, 2019].

- le plasma d'arc ;
- le bain de fusion ou zone cathodique.

Ces phénomènes ont été très bien présentés dans d'autres travaux de la littérature [Perry, 2000, Cadiou, 2019, Ravix, 2022] et ne sont par la suite que présentés brièvement. En particulier, nous ne présentons que les phénomènes principaux qui ont lieu au niveau du plasma d'arc et du bain de fusion.

Plasma d'arc

Dans les procédés arc-fil, un arc électrique est établi entre l'électrode et le substrat à travers un gaz chaud ionisé : le plasma [Weman et Lindén, 2006]. Dans ce plasma d'arc, plusieurs phénomènes ont lieu [Cadiou, 2019] :

L'effet Joule : l'arc électrique chauffe la colonne ionisée du plasma. Cet effet représente la quasi-totalité de son énergie.

Le rayonnement de l'arc : dans le plasma, le gaz chaud rayonne vers l'environnement et perd une partie de son énergie (jusqu'à 25 %).

Les vapeurs métalliques : sous l'effet de la chaleur, le métal peut se vaporiser avec une absorption d'énergie. Ce phénomène est moins connu et les conséquences divergent d'une source à l'autre. Pour certains, elles augmentent les densités de courant et pour d'autres, elles les baissent.

La force de Lorentz : une force exercée sur une particule chargée résultante de la présence d'un champ électromagnétique, elle dépend de l'intensité du courant dans le plasma.

La gravité : elle est généralement négligeable devant les vitesses d'écoulement importantes.

Enfin, des transferts thermiques par convection et conduction ont lieu dans le plasma.

Bain de fusion

Au niveau du bain de fusion [Cadiou, 2019, Ravix, 2022] :

La gravité : elle n'a que peu d'influence sur les écoulements, mais peut jouer un rôle sur la forme finale du cordon déposé pour certaines configurations.

La flottabilité : les gradients de température (ou des gradients de concentration chimique en solutés) provoquent des gradients de masse volumique qui engendrent des mouvements de convection naturelle . Cette force est généralement négligeable.

La force de Lorentz : cette force électromagnétique a tendance à creuser le bain de fusion (Figure 1.15).

Le cisaillement de l'arc : l'écoulement du gaz sur le bain de fusion provoque une force tangentielle qui élargit le bain de fusion. Cependant, cet effet n'apparaît que pour des fortes intensités supérieures à 300 A.

La pression d'arc : c'est une force qui creuse le bain de fusion. Comme le cisaillement, son influence n'apparaît que pour de fortes intensités.

La tension et surface et l'effet Marangoni : la tension de surface est un phénomène qui déforme l'interface entre deux fluides pour minimiser l'énergie et atteindre un équilibre. Ce phénomène peut varier en fonction de la température, mais également en présence d'éléments tensioactifs comme le soufre pour l'acier inoxydable 316L ou l'oxygène [Klapczynski, 2022] et provoquer un gradient de tension de surface, appelé effet Marangoni. Cet effet peut élargir ou creuser le bain en fonction du gradient de tension surface, comme schématisé sur la Figure 1.15.

La chute de la goutte : pour les procédés arc-fil et en particulier pour le procédé MAG-CMT, la pression dynamique liée à la pénétration de la goutte dans le bain de fusion modifie localement les écoulements et tend à creuser le bain. Elle peut également provoquer des stries en surface du bain de fusion après solidification.

Des transferts thermiques par conduction et convection ont aussi lieu dans le bain de fusion, tout comme les pertes radiatives à sa surface. De plus, tout comme pour le plasma, l'arc électrique chauffe le métal conducteur par effet joule. Cependant, la diffusivité des alliages métalliques comme l'acier ou l'aluminium est très élevée et son effet a peu d'influence.

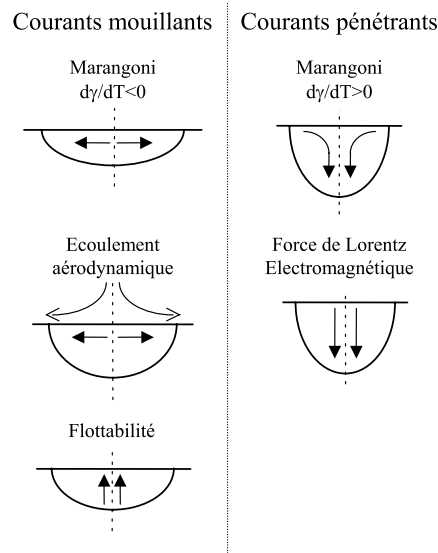


Figure 1.15 – Forces volumiques et surfaciques des procédés arc-fil [Perry, 2000].

Les principaux phénomènes à l'échelle du bain de fusion ont été présentés brièvement. D'autres paramètres vont avoir une influence plus ou moins importante. Par exemple, la nature du gaz peut jouer un rôle important. Ogino [Ogino *et al.*, 2016] montre avec un modèle que l'ajout de CO₂ dans de l'Argon modifie le mode de transfert, d'un mode de pulvérisation pour un gaz d'argon à un mode globulaire avec l'ajout de CO₂. De plus, l'ajout de CO₂ diminue la température du plasma au moment de la formation de la goutte, mais augmente la température

du plasma lorsque la goutte chute (Figure 1.16). Également, le plasma est moins large et plus concentré au moment de la formation de la goutte. Le gaz actif a aussi une influence sur la fréquence de détachement des gouttes et sur leurs températures.

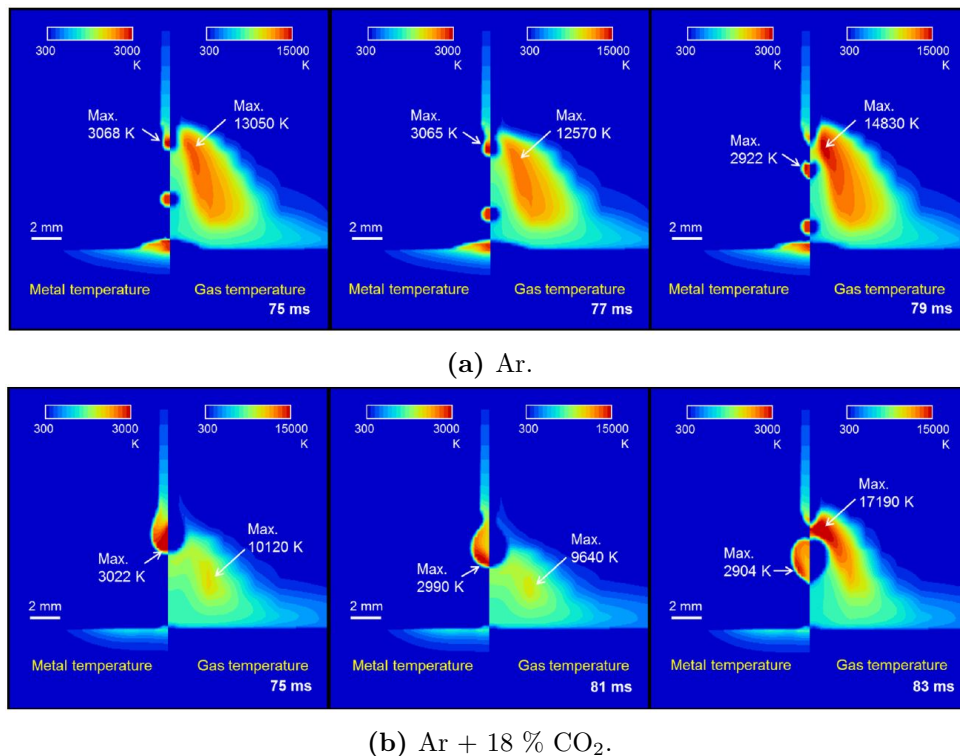


Figure 1.16 – Influence du gaz de protection sur la température du plasma et des gouttes (courant à 260 A) [Ogino *et al.*, 2016].

1.6.2 Phénomènes thermiques à l'échelle de la pièce

Le dépôt de métal fondu provoque également des conséquences thermiques à l'échelle de la pièce. Si on se place sur un point proche du cordon de soudure dans le substrat, le cycle thermique peut être représenté par la Figure 1.17. Ce cycle thermique peut être caractérisé par [Saint-Germain, 2006] :

- la température maximale atteinte T_m ;
- le temps Δt_a passé au-dessus d'une température d'austénitisation T_a (le phénomène d'austénitisation sera présenté par la suite) ;
- un temps Δt_{500}^{800} , parfois appelé $t_{8/5}$, pris a priori comme caractéristique du refroidissement et des transformations métallurgiques qui peuvent se produire.

Les conséquences métallurgiques et mécaniques vont être pilotées par ce cycle thermique caractéristique.

Par exemple, pour la fabrication additive arc-fil avec de l'acier 415 (voir Figure 1.18), les cycles thermiques se succèdent et peuvent être de différentes natures. En effet, en fonction des paramètres procédés et en particulier du temps de refroidissement interpasse, un point matériel situé en bas du premier dépôt va subir des cycles avec des transformations métallurgiques de différentes natures.

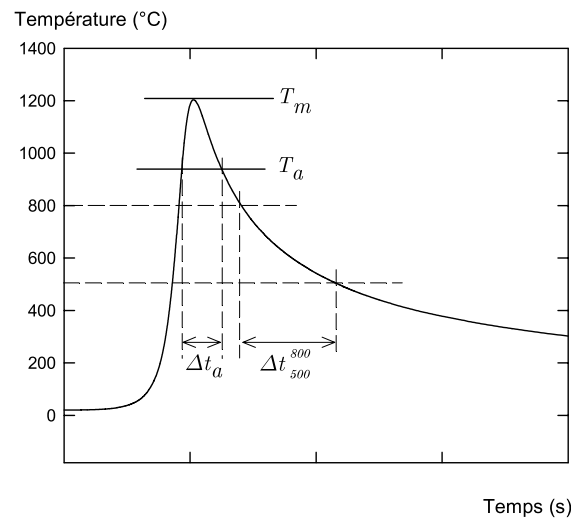


Figure 1.17 – Cycle thermique d'un point situé proche du cordon de soudure [Saint-Germain, 2006].

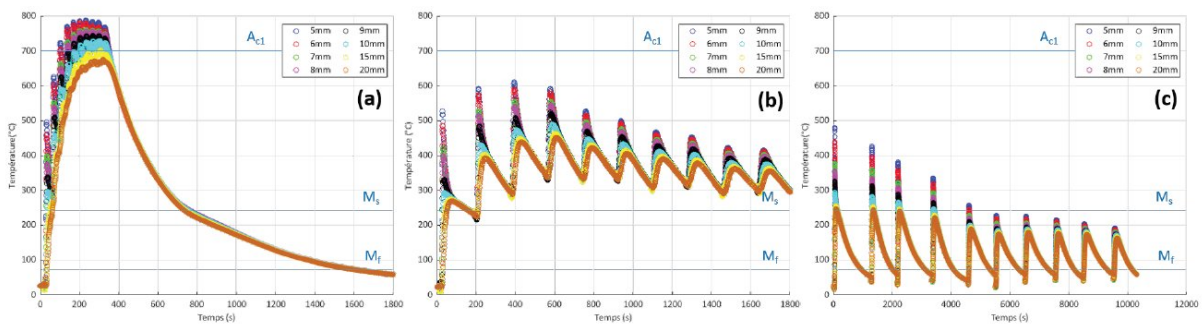


Figure 1.18 – Influence du temps de refroidissement interpassa sur les cycles thermiques de 10 dépôts en MAG-CMT. a) 0 s, b) 150 s, c) ~1000 s [Guilmois, 2021].

Les conséquences métallurgiques seront donc complexes et fortement dépendantes de la stratégie de dépôt choisie.

1.6.3 Conséquences métallurgiques

Nous présentons ici les conséquences métallurgiques qui peuvent apparaître lors d'une opération de fabrication additive arc-fil. Nous nous limitons au cas des aciers inoxydables martensitiques et présentons quelques exemples répertoriés dans la littérature concernant l'acier inoxydable 415. À notre connaissance, seule Guilmois a réalisé une étude sur l'acier 415 dans le cadre de la fabrication additive. Ainsi, nous nous intéressons principalement aux conséquences métallurgiques reportées pour des cas de traitements thermiques ou de soudage mono et multi-passe.

Transformations métallurgiques au chauffage

Les principales phases métallurgiques d'un acier inoxydable martensitique 13Cr-4Ni que l'on peut trouver en fonction de la température atteinte sont la martensite (α'), l'austénite (γ), la ferrite δ et différents carbures ou nitrures [Niessen, 2018]. Le pseudo-diagramme d'équilibre Figure 1.19 permet d'analyser l'apparition des phases métallurgiques pour un chauffage et un refroidissement infiniment lent, donc à l'équilibre. La martensite α' n'est pas représentée sur ce

diagramme, puisque cette phase métallurgique est métastable et n'apparaît qu'après un refroidissement rapide.

Au chauffage, la structure initiale de l'acier cubique centrée (cc) va se transformer en austénite γ , de structure cubique à faces centrées (cfc), lorsque la température dépasse Ae1. La transformation est complète lorsque la température atteint Ae3. Si le chauffage continue dans le domaine austénitique, une dissolution des carbures a lieu. À l'approche de Ae4, toujours dans le domaine austénitique, un accroissement de la taille des grains a lieu. À partir de Ae4, l'austénite se transforme progressivement en ferrite δ de structure cubique centrée (cc). Lorsque toute l'austénite s'est transformée en ferrite δ (Ae5), cette transformation s'accompagne d'une croissance importante des grains [Thibault *et al.*, 2009]. Pour des températures supérieures, l'acier devient liquide.

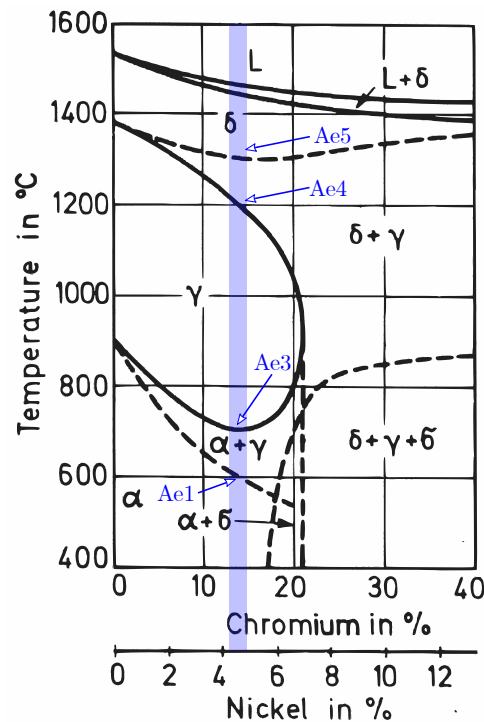


Figure 1.19 – Diagramme d'équilibre tertiaire Fe-Cr-Ni [Folkhard, 1988]. La ligne bleue représente le domaine d'existence des aciers 13Cr-4Ni.

Transformations métallurgiques au refroidissement

Au refroidissement, la ferrite δ qui s'est solidifiée va se retransformer en austénite γ . Pour les aciers au carbone, l'austénite peut se transformer en différentes phases métallurgiques en fonction des conditions d'austénitisation (température maximale atteinte T_m , temps passé à haute température Δt_a) et de la vitesse de refroidissement. Pour les aciers 13Cr-4Ni, la majorité des études concluent que seule la transformation martensitique peut avoir lieu, même pour des refroidissements excédant plusieurs dizaines d'heures (voir le diagramme TRC Figure 1.20). Cette transformation n'est cependant pas complète et s'accompagne généralement d'austénite résiduelle à hauteur de 2 à 5 % [Folkhard, 1988].

Cette transformation martensitique est displacive et se fait sans diffusion par un cisaillement du réseau cristallin. Elle est indépendante du temps et ne commence donc qu'à une température M_s donnée. Cette température M_s peut être déduite pour des applications de soudage à partir de l'équation (1.1) qui prend en compte les principaux éléments d'alliages d'un acier inoxydable martensitique [Folkhard, 1988]. Pour l'acier 415 étudié dans cette thèse, la formule donne une

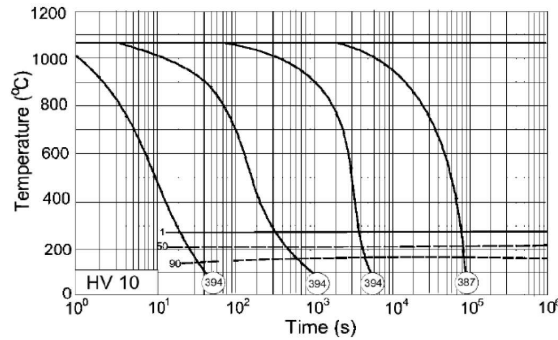


Figure 1.20 – Diagramme TRC d’un acier 13Cr-4Ni [Dowson *et al.*, 2008].

température M_s de 234 °C.

$$M_s = 492 - 125 \times \%C - 65,5 \times \%Mn - 10 \times \%Cr - 29 \times \%Ni \quad (1.1)$$

La structure martensitique est faite de fines lattes regroupées dans des structures plus grandes appelées blocs ou paquets [Carrouge, 2002].

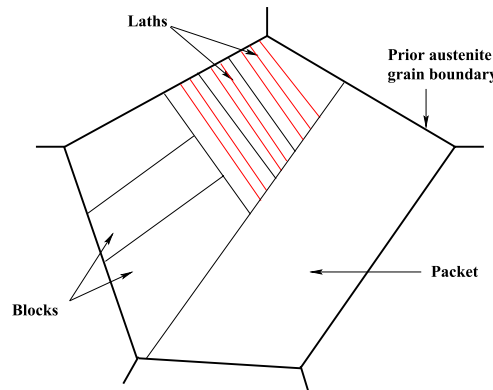


Figure 1.21 – Structure de la martensite [Carrouge, 2002].

Revenu de la martensite

Les cycles thermiques successifs caractéristiques de la fabrication additive arc-fil entraînent des chauffages successifs d’amplitudes variables. Dans le cas d’un second chauffage sous la température de début d’austénitisation A_{c1} , la martensite de trempe peut subir un revenu. Guilmois [Guilmois, 2021] réalise des traitements thermiques de revenu sur des échantillons d’acier inoxydable 415. Ils sont préalablement austénitisés à 1000 °C pendant 30 min puis refroidis à température ambiante. Ils subissent ensuite un revenu à une température allant de 300 °C à 900 °C. Des mesures de dureté et de proportion de phases ferromagnétiques sont faites.

Pour des températures de revenu allant de 800 °C à 1000 °C, la dureté vaut 370-380 HV. L’acier est entièrement austénitisé et forme de la martensite de trempe au refroidissement. Une baisse significative de la dureté à 300 HV apparaît pour des revenus de 600 à 700 °C. Guilmois attribue cette baisse de dureté à la précipitation et la coalescence de carbures $M_{23}C_6$. D’autres auteurs qui constatent cette chute de dureté aux mêmes températures estiment qu’elle est liée à la formation d’une « austénite de réversion » (reformed austenite en anglais) qui ne se transforme pas en martensite au refroidissement et reste stable à température ambiante [Godin *et al.*, 2020, Amrei *et al.*, 2016, He *et al.*, 2023]. Cette stabilité s’explique par l’enrichissement en nickel de la phase austénitique. À des températures de revenu supérieures, trop d’austénite s’est formée et l’enrichissement en nickel n’est plus possible [Thibault *et al.*, 2011, Barreto-

Phan Hoang, 1986]. L'austénite se transforme donc en martensite au refroidissement et la dureté augmente. Cependant, les mesures de phases ferromagnétiques (martensite/ferrite) de Guilmois, inversement proportionnelles à la mesure de dureté ne semblent pas aller dans ce sens.

Pour une température de revenu de 500 °C, la dureté augmente légèrement. Elle peut être liée à une précipitation de carbures M_7C_3 dans les lattes de martensite [Prifiharni *et al.*, 2017]. Pour des températures de revenu réalisées à 400 et 300 °C, le revenu n'a pas d'effet et la dureté est celle de la martensite de trempe.

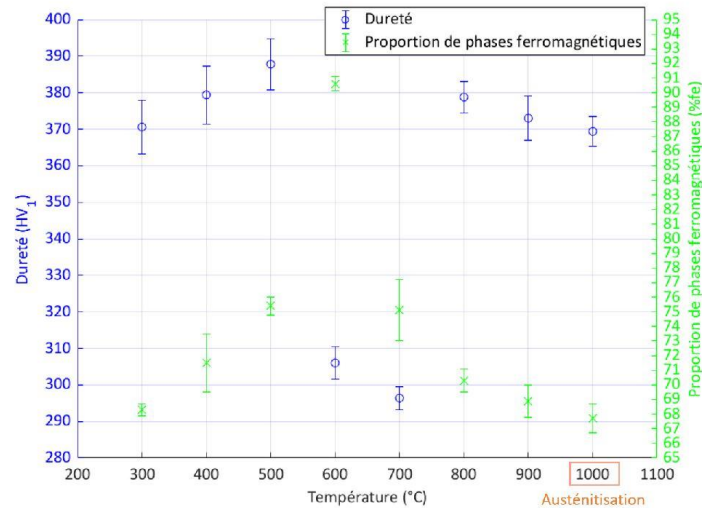


Figure 1.22 – Dureté et mesures ferromagnétiques en fonction de la température de revenu [Guilmois, 2021].

1.6.4 Conséquences mécaniques

Contraintes résiduelles

L'opération de soudage ou de fabrication additive engendre la formation de contraintes résiduelles liées aux déformations plastiques produites. Ces contraintes résiduelles ont pour origine [Saint-Germain, 2006] :

- les dilatations thermiques différentielles liées aux gradients thermiques importants dans le cordon de soudure et sa périphérie (Figure 1.23) ;
- la chute des propriétés mécaniques à haute température ;
- les transformations métallurgiques.

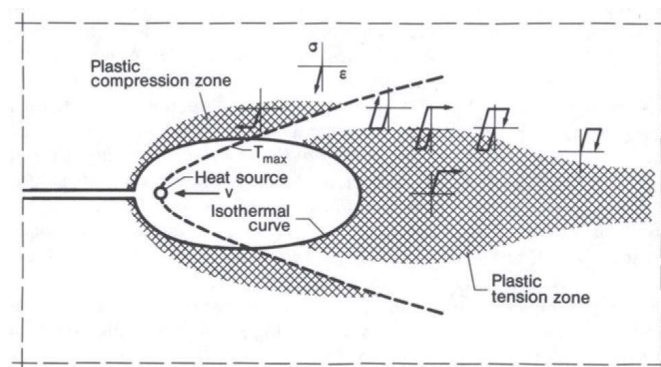


Figure 1.23 – Cycles locaux de contrainte-déformation dans le champ de température quasi stationnaire d'une source de chaleur mobile [Radaj, 1992].

Les niveaux de contraintes résiduelles dépendent principalement de l'alliage étudié. Itoh [Itoh, 1985] réalise des essais de dilatométrie sous contraintes. Ces essais, initialement proposés par Satoh [Satoh, 1972], sont représentatifs de l'établissement des contraintes dans la zone fondue (ZF) ou dans la zone affectée par la température (ZAT) lors de l'opération de soudage. Itoh réalise cet essai sur deux aciers inoxydables : un acier austénitique 308 et un acier martensitique 415. Plusieurs cycles de chauffage d'amplitudes décroissantes sont imposés au matériau contraint (Figure 1.24).

Pour l'acier martensitique 415, les trois premiers cycles de chauffage à haute température, suivis d'un refroidissement à température ambiante, donnent des niveaux de contraintes faibles en compression. Pour les deux autres cycles (température maximale de 600 et de 400 °C), les contraintes résiduelles finales sont de 900 MPa en traction. Ces niveaux de contraintes qui changent fortement d'une histoire thermique à l'autre s'expliquent principalement par l'effet de la plasticité de transformation. Ce phénomène, typique de l'influence de la métallurgie sur la mécanique, sera présenté par la suite.

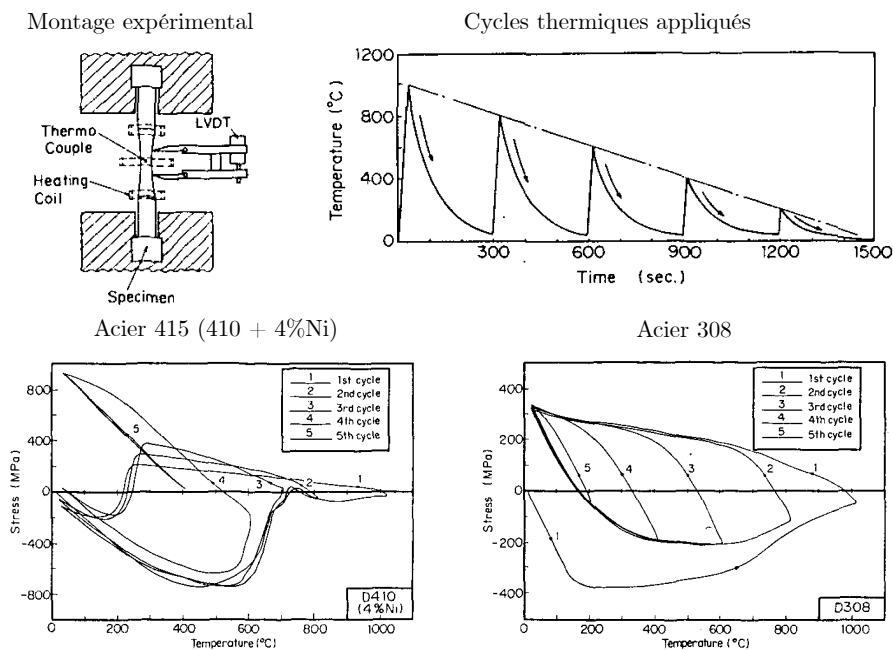


Figure 1.24 – Montage expérimental, cycles thermiques appliqués et contraintes mesurées lors de l'essai de dilatométrie sous contrainte [Itoh, 1985].

Pour l'acier austénitique 308, la contrainte résiduelle est similaire et proche de 300 MPa en traction pour tous les cycles. Cela s'explique par la nature austénitique de l'acier qui rend les transformations métallurgiques négligeables et sans influence sur le comportement mécanique.

Enfin, Itoh réalise des essais de soudage monopasse sur une tôle épaisse de 50 mm. La tôle et le métal d'apport sont tous différents. Il mesure les contraintes résiduelles longitudinales et transverses et montre qu'elles dépendent à la fois de la composition du substrat, mais aussi du métal d'apport (Figure 1.25).

Dans une autre étude, Itoh [Itoh *et al.*, 1984] réalise des essais de dilatométrie sous contrainte et s'intéresse cette fois-ci aux conséquences mécaniques du revenu d'un acier inoxydable 415. Chaque essai est constitué d'un premier cycle à 1000 °C suivi d'un refroidissement à température ambiante pour former une structure de martensite trempée. Ce cycle est suivi d'un revenu à 500/550/600 °C avec des temps de maintien variables allant de une minute à une quinzaine d'heures (voir Figure 1.26).

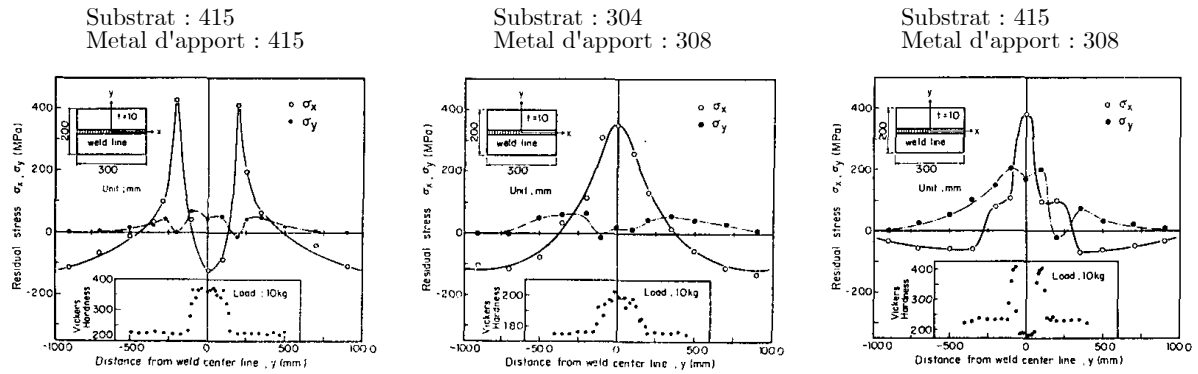


Figure 1.25 – Profil de contraintes résiduelles en fonction de l’alliage considéré pour le substrat et le métal d’apport [Itoh, 1985].

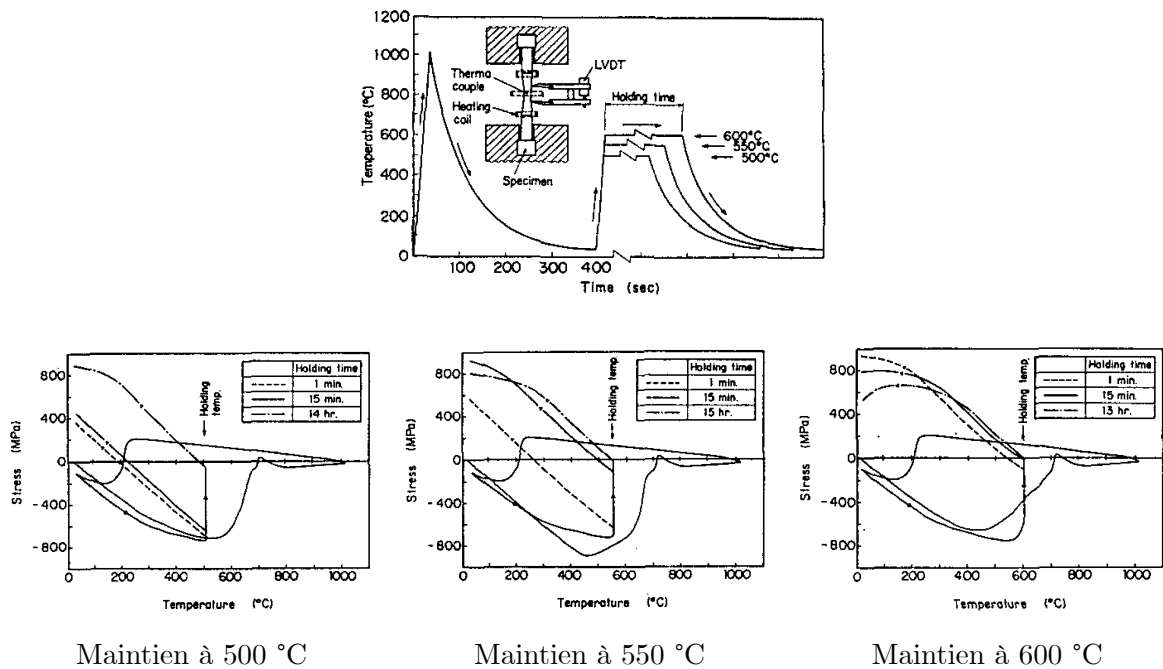


Figure 1.26 – Montage expérimental, cycles thermiques appliqués et contraintes mesurées lors de l’essai de dilatométrie sous contrainte avec revenu d’un acier inoxydable 415 [Itoh *et al.*, 1984].

Pour un revenu à 500 °C, le niveau de contraintes finales augmente avec le temps de maintien. Pour un revenu à 600 °C, c’est l’inverse et le niveau de contrainte diminue lorsque le temps de maintien augmente. Pour un revenu à 550 °C, un cas intermédiaire apparaît. Un revenu de une minute entraîne une contrainte finale de 500 MPa, un revenu de quinze minutes donne une contrainte finale de 850 MPa et un revenu de 13 heures amène une contrainte finale de 800 MPa.

Enfin, Itoh réalise le même essai de soudage sur une tôle épaisse de 50 mm (la tôle et le métal d’apport sont en acier 415) et réalise des traitements thermiques de revenu pour mesurer l’influence du revenu sur les niveaux de contraintes résiduelles (Figure 1.27). Sans traitement thermique, des contraintes longitudinales de compression sont présentes au niveau du joint soudé. Les traitements de revenu à 500 °C et 600 °C pendant quinze minutes provoquent un changement de distribution des contraintes en traction avec des niveaux importants jusqu’à 700 MPa.

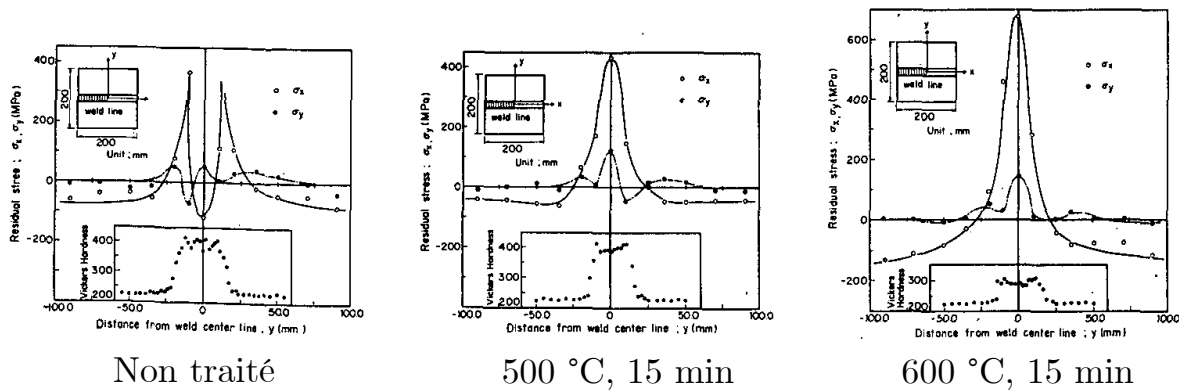


Figure 1.27 – Effet d'un traitement thermique de revenu sur le distribution des contraintes résiduelles d'un acier inoxydable 415 [Itoh *et al.*, 1984].

Déformations résiduelles

Les déformations plastiques locales à l'échelle du bain de fusion et de sa périphérie vont provoquer des déplacements à l'échelle de la structure soudée appelés distorsions résiduelles. Elles apparaissent selon trois types de changements dimensionnels [Masubuchi, 1980] :

- retrait transversal perpendiculaire au cordon de soudure ;
- retrait longitudinal parallèle au cordon de soudure ;
- déformation angulaire (rotation autour de l'axe du cordon de soudure).

Ces changements dimensionnels apparaissent selon plusieurs types de déformations résiduelles (voir Figure 1.28).

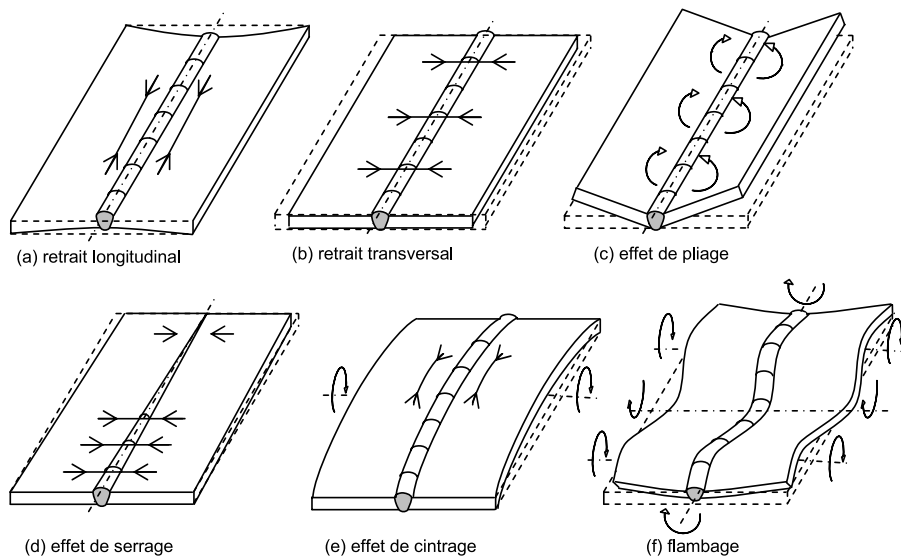


Figure 1.28 – Différents types de déformations résiduelles [Saint-Germain, 2006].

1.6.5 Couplages et interactions

Les conséquences thermiques, métallurgiques et mécaniques à l'échelle de la pièce ont été présentées. Dans le cas des aciers avec transformations de phases comme l'acier 415, des interactions ont lieu entre la thermique, la métallurgie et la mécanique (voir Figure 1.29).

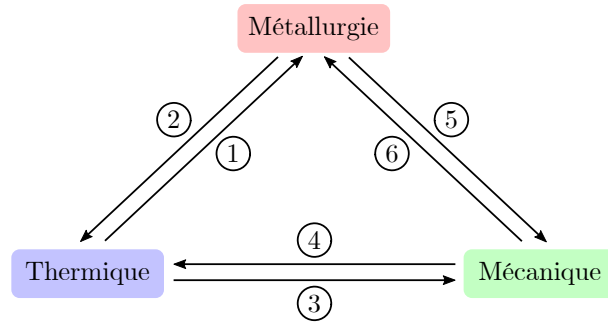


Figure 1.29 – Phénomènes physiques et couplages pour l'étude des contraintes et des déformations résiduelles.

Thermique-métallurgie

- (1) les cycles thermiques provoquent des transformations de phases métallurgiques ;
- (2) les transformations métallurgiques s'accompagnent de chaleurs latentes et les propriétés thermophysiques dépendent des phases métallurgiques ;

Thermique-mécanique

- (3) dilatation thermique et les lois de comportement dépendent de la température ;
- (4) dissipation mécanique (la déformation mécanique entraîne une dissipation de l'énergie) ;

Métallurgique-mécanique

- (5) - différence de compacité entre les phases métallurgiques : les phases martensitique et austénitique n'ont pas le même volume. Une transformation de phases entraîne une déformation liée à la différence de compacité ;
- plasticité de transformation (effet TRIP, voir Figure 1.30) : lors d'une transformation métallurgique, et en particulier pour la transformation martensitique, la contrainte appliquée oriente les lattes de martensite dans une direction préférentielle et entraîne une déformation irréversible à l'échelle macroscopique (mécanisme de Magee [Magee et Paxton, 1966]). L'orientation de la déformation plastique autour de la phase nouvellement formée provoque également une plasticité de transformation (mécanisme de Greenwood-Johnson [Greenwood et Johnson, 1965]) ;

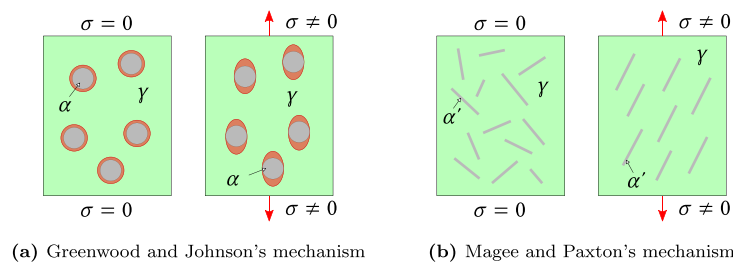


Figure 1.30 – Phénomènes de plasticité de transformation. γ : austénite, α : ferrite, α' : martensite [Wölfle *et al.*, 2022].

- les lois de comportement dépendent des phases métallurgiques ;
- (6) effets des contraintes sur les transformations de phases.

Ces interactions ou couplages sont classiquement classés par ordre d'influence. Il est admis que les effets de la dissipation mécanique et des contraintes sur les transformations sont du second ordre et ne sont pas pris en compte pour la modélisation des procédés de soudage [Bergheau,

2004, Bonaventure, 2012]. Pour l'effet des chaleurs latentes, Bergheau [Bergheau, 2004] estime qu'elles sont de premier ordre et que les analyses thermique et métallurgique doivent être résolues simultanément pour prendre en compte le couplage fort. D'autres auteurs proposent de négliger l'effet des chaleurs latentes et réalisent une analyse découplée avec un couplage faible ne prenant en compte que l'effet du champ de température sur les transformations de phases [Goldak et Akhlaghi, 2005, Saint-Germain, 2006].

Les choix que nous avons faits pour ces couplages seront présentés en détail dans la suite du manuscrit.

Chapitre 2

Modélisation numérique du procédé MAG-CMT

Résumé : Ce deuxième chapitre présente les méthodes de modélisation des procédés de soudage et de fabrication additive à deux échelles. Une première, à l'échelle du bain de fusion qui vise à modéliser finement les écoulements et les transferts de chaleur en accord avec la physique mise en jeu. Une seconde, à l'échelle de la pièce, a pour objectif de déterminer les contraintes et les déformations d'une pièce fabriquée, moyennant des hypothèses fortes sur les transferts de chaleur.

Sommaire

2.1	Introduction	32
2.2	Échelle du bain de fusion	32
2.2.1	Électromagnétisme	32
2.2.2	Transferts de chaleur	32
2.2.3	Écoulements	33
2.2.4	Interfaces libres	35
2.3	Échelle de la pièce fabriquée	37
2.3.1	Modélisation thermique	37
2.3.2	Modélisation métallurgique	39
2.3.3	Modélisation mécanique	47
2.3.4	Comportement mécanique multiphasé	48

"All we have to decide is what to do with the time that is given us."

Gandalf (J.R.R. Tolkien, *The Fellowship of the Ring*, 1954)

2.1 Introduction

Les procédés de fabrication additive métallique et en particulier les procédés de soudage sont étudiés depuis des dizaines d’années maintenant. Les études peuvent être expérimentales ou numériques. Dans ce deuxième cas, des modèles sont développés pour comprendre et améliorer les procédés dans un spectre très large (étude de la solidification, des contraintes et des déformations, des écoulements, etc.).

Nous présentons par la suite une revue de la bibliographie concernant les méthodes de modélisation permettant de simuler les phénomènes physiques et de calculer les conséquences d’une opération de fabrication MAG-CMT à deux échelles :

- une première échelle dite du bain de fusion : les écoulements et possiblement les interactions électromagnétiques sont pris en compte pour calculer finement les champs de température et la forme géométrique du cordon de soudure ;
- une deuxième échelle de la pièce : les écoulements ne sont pas résolus et des hypothèses fortes sur les transferts de chaleur sont faites pour prédire l’état mécanique final de la structure fabriquée.

2.2 Échelle du bain de fusion

Nous présentons ici brièvement les éléments constituant la modélisation à l’échelle du bain de fusion.

2.2.1 Électromagnétisme

Pour la modélisation des procédés arc-fil, plusieurs auteurs ont fait le choix de prendre en compte l’électromagnétisme [Xu *et al.*, 2009, Hejripour *et al.*, 2018, Cadiou *et al.*, 2020]. Cette modélisation passe par la résolution des équations de Maxwell qui donnent l’expression de l’équation de continuité du courant et de la loi d’Ohm (équations (2.1)). La méthode permettant de retrouver les formes finales de ces équations est donnée dans le manuscrit de thèse de Cadiou [Cadiou, 2019].

$$\begin{cases} \operatorname{div} \left(\sigma_e \vec{\operatorname{grad}}(V) + \sigma_e \frac{\partial \vec{A}}{\partial t} \right) = 0 \\ \sigma_e \frac{\partial \vec{A}}{\partial t} + \frac{1}{\mu_0} \operatorname{rot}(\operatorname{rot}(\vec{A})) = \vec{0} \end{cases} \quad (2.1)$$

avec σ_e la conductivité électrique, V le potentiel électrique, μ_0 la perméabilité magnétique et \vec{A} le potentiel vecteur magnétique.

Cette résolution permet notamment de calculer le chauffage par effet Joule dans le plasma d’arc et les forces de Lorentz qui influencent les écoulements.

2.2.2 Transferts de chaleur

Le problème thermique est résolu par l’équation de la chaleur présentée par l’équation (2.2). Cette équation est ici formulée en température, et sera résolue en l’état. D’autres auteurs font le choix de résoudre cette équation en formulation enthalpique, forme préconisée en cas de phénomènes latents (changement d’état).

$$\rho C_p^{eq} \left(\frac{\partial T}{\partial t} + \vec{v} \cdot \vec{\operatorname{grad}}(T) \right) = -\operatorname{div}(\vec{q}) + Q \quad (2.2)$$

Dans cette équation, la partie gauche est constituée d'un premier terme capacitif et d'un deuxième terme d'advection, couplé au champ de vitesse \vec{v} de la mécanique des fluides. L'équation de la chaleur sous forme de température nécessite d'introduire un terme C_p^{eq} décrit par l'équation (2.3) pour prendre en compte l'effet de la chaleur latente de fusion [Courtois, 2014].

$$C_p^{eq} = C_p(T) + L_f D_f(T) \quad (2.3)$$

$$D_f(T) = \frac{1}{\sqrt{\pi \Delta T^2}} \exp\left(-\frac{(T - T_{fus})^2}{\Delta T^2}\right) \quad (2.4)$$

$$\Delta T = T_l - T_s \quad (2.5)$$

avec L_f la valeur de la chaleur latente, T_l la température du liquidus, T_s la température du solidus et $T_{fus} = (T_s + T_l)/2$ la température de fusion.

La partie droite de l'équation de la chaleur est constituée d'un premier terme de diffusion $\text{div}(\vec{q})$ résolu par l'équation de Fourier (2.6).

$$\vec{q} = -\underline{\underline{\lambda}} \text{grad}(T) \quad (2.6)$$

avec $\underline{\underline{\lambda}}$ le tenseur des conductivités thermiques.

Le deuxième terme Q représente les sources volumiques introduites dans l'équation de la chaleur (couplage avec l'électromagnétisme, pertes dans le plasma) :

$$Q = Q_{Joule} + Q_{pertes} \quad (2.7)$$

Dans le cas où l'électromagnétisme est résolu :

$$Q_{Joule} = \vec{j} \cdot \vec{E} \quad (2.8)$$

avec $\vec{j} = \sigma_e \vec{E}$ la densité de courant et $\vec{E} = -\text{grad}(V) - \frac{\partial \vec{A}}{\partial t}$ le champ électrique.

Pour simplifier le problème, d'autres auteurs font l'hypothèse de ne pas résoudre les équations de l'électromagnétisme. Pour prendre en compte le chauffage par effet Joule du plasma, Chen [Chen *et al.*, 2022] définit un terme source à répartition gaussienne donné par l'équation (2.9).

$$\begin{cases} Q_{Joule} = Q_1 + Q_2 \\ Q_1 = \eta \frac{6UI}{(R + R_b)R\pi} \exp\left(-\frac{3r^2}{R^2}\right) \text{ si } (r_1 > 0) \\ Q_2 = \eta \frac{6UI}{(R + R_b)R\pi} \exp\left(-\frac{3r_1^2}{R_b^2} - \frac{3r_2^2}{R^2}\right) \text{ si } (r_1 \leq 0) \end{cases} \quad (2.9)$$

avec η le rendement, U la tension, I l'intensité, R_b le rayon du plasma suivant \vec{x} (la direction d'avancement de la torche), R le rayon du plasma suivant \vec{y} , $r_1 = x - x_0 - v_t t$ et $r_2 = y - y_0$.

Bien sûr, cette approche plus simple à implémenter et à résoudre repose sur de nombreuses hypothèses et paramètres de calage.

2.2.3 Écoulements

Les écoulements sont modélisés en résolvant les équations de conservation de la masse (2.10) et de la quantité de mouvement (2.11).

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} + \text{div}(\rho \vec{v}) = 0 \quad (2.10)$$

$$\rho \left[\frac{\partial \vec{v}}{\partial t} + \underline{\underline{\mathbf{grad}}}(\vec{v}) \cdot \vec{v} \right] = \text{div} \left[-P \underline{\underline{\mathbf{Id}}} + \mu_{eq} \left(\underline{\underline{\mathbf{grad}}}(\vec{v}) + {}^t \underline{\underline{\mathbf{grad}}}(\vec{v}) \right) - \frac{2}{3} \mu_{eq} \text{div}(\vec{v}) \underline{\underline{\mathbf{Id}}} \right] + \vec{F}_v \quad (2.11)$$

avec ρ la masse volumique, \vec{v} le vecteur du champ de vitesses, P la pression, μ_{eq} la viscosité équivalente, \mathbf{Id} le tenseur identité et \vec{F}_v les forces volumiques.

Les forces volumiques sont la somme de toutes les contributions extérieures :

$$\vec{F}_v = \vec{F}_{Lorentz} + \vec{F}_{Gravite} + \vec{F}_{Flottabilite} + \vec{F}_{Darcy} \quad (2.12)$$

Dans le cas où l'électromagnétisme est résolu, la force volumique résultante est donnée par l'équation (2.13).

$$\vec{F}_{Lorentz} = \vec{j} \times \vec{B} \quad (2.13)$$

avec $\vec{j} = \sigma_e \vec{E}$ la densité de courant et $\vec{B} = \text{rot}(\vec{A})$ le champ magnétique.

Lorsque l'électromagnétisme n'est pas résolu, plusieurs auteurs [Bai *et al.*, 2018, Chen *et al.*, 2022] utilisent les équations (2.14) proposées par Tsao et Wu [Tsao *et al.*, 1988]. Ravix [Ravix, 2022] rappelle cependant que ces équations sont difficilement utilisables pour le procédé MAG-CMT à cause de la hauteur z_0 qui varie fortement.

$$\left\{ \begin{array}{l} \vec{F}_{Lorentz} x = -\frac{\mu_0 I^2}{4\pi^2 \sigma_j^2 r} \exp\left(-\frac{r^2}{2\sigma_j^2}\right) \left[1 - \exp\left(-\frac{r^2}{2\sigma_j^2}\right) \right] \left(1 - \frac{z}{L_0}\right)^2 \frac{x - x_0 - v_t t}{r} \\ \vec{F}_{Lorentz} y = -\frac{\mu_0 I^2}{4\pi^2 \sigma_j^2 r} \exp\left(-\frac{r^2}{2\sigma_j^2}\right) \left[1 - \exp\left(-\frac{r^2}{2\sigma_j^2}\right) \right] \left(1 - \frac{z}{L_0}\right)^2 \frac{y - y_0}{r} \\ \vec{F}_{Lorentz} z = -\frac{\mu_0 I^2}{4\pi^2 \sigma_j^2 r} \exp\left(-\frac{r^2}{2\sigma_j^2}\right) \left(1 - \frac{z - z_0}{L_0}\right) \end{array} \right. \quad (2.14)$$

avec $r = \sqrt{(x - x_0 - v_t t)^2 + (y - y_0)^2}$

avec x_0, y_0, z_0 le point de départ du dépôt pour chaque couche, $r = \sqrt{(x - x_0 - v_t t)^2 + (y - y_0)^2}$, μ_0 la perméabilité magnétique, I l'intensité, σ_j la distribution du terme source et L_0 la hauteur du substrat.

La gravité est prise en compte par l'introduction d'un terme volumique $\vec{F}_{Gravite}$ décrit par l'équation (2.15). La majorité des études à l'échelle du bain de fusion fait l'hypothèse d'un fluide incompressible (la masse volumique est constante sans variation en fonction de la température). Pour représenter les mouvements de convection naturelle dans le bain liés aux gradients de température (et de masse volumique), l'approximation de Boussinesq est faite. Elle est introduite par une force de flottabilité (voir équation (2.16)).

$$\vec{F}_{Gravite} = \rho_f \vec{g} \quad (2.15)$$

$$\vec{F}_{Flottabilite} = -\rho_f \beta (T - T_{fus}) \vec{g} \quad (2.16)$$

avec ρ_f la masse volumique à la température de fusion, β le coefficient de dilatation, T_{fus} la température de fusion et \vec{g} l'accélération de la pesanteur.

Enfin, la résolution des écoulements se fait sur l'entièreté du domaine, même dans la partie solide. Il faut alors pouvoir « stopper » les écoulements de la partie solide. Pour ce faire, deux méthodes ressortent dans la littérature.

La première consiste à introduire une viscosité dite équivalente et à augmenter artificiellement la viscosité de la partie solide (voir équation (2.17)). Celle-ci est généralement fixée entre 10^3 et 10^5 Pa.s. Cette valeur doit être suffisamment grande pour stopper les écoulements, mais suffisamment proche de la viscosité du liquide pour ne pas provoquer des problèmes numériques.

$$\mu_{eq} = \mu_l f_l + \mu_s (1 - f_l) \quad (2.17)$$

avec μ_l la viscosité de l'acier liquide, μ_s la viscosité de la partie solide de l'acier et f_l la fraction

de liquide définie par l'équation (2.18).

$$f_l = \begin{cases} 0 & \text{pour } T \leq T_s \\ \frac{T - T_s}{T_l - T_s} & \text{pour } T_s < T \leq T_l \\ 1 & \text{pour } T > T_l \end{cases} \quad (2.18)$$

avec T_s la température du solidus et T_l la température du liquidus.

La deuxième méthode introduit une force volumique dans l'équation de conservation de la quantité de mouvement pour stopper l'écoulement de la partie solide, appelée condition de Darcy. Cette force est décrite par l'équation (2.19).

$$\vec{F}_{Darcy} = -C \frac{(1 - f_l)^2}{f_l^3 + b} \vec{v} \quad (2.19)$$

avec C une constante suffisamment grande pour stopper l'écoulement et b une constante petite pour éviter la division par zéro.

2.2.4 Interfaces libres

Lors de la fabrication, l'apport de matière et les phénomènes physiques font évoluer la surface du bain liquide. Deux grandes familles de méthodes numériques sont utilisées pour décrire ces variations :

- les méthodes à maillage fixes avec suivi de frontière mobile (level set, VOF, Phase Field) ;
- la méthode à maillage mobile (ALE).

Méthode à maillage fixe : level set

La méthode level set, introduite par Osher et Sethian [Osher et Sethian, 1988], consiste à définir une variable ϕ sur l'ensemble du domaine pour différencier deux fluides en mouvement. Cette variable vaut 0 pour le fluide 1 et 1 pour le fluide 2. Elle permet ainsi de décrire aisément les propriétés matériaux de chaque fluide. Un choix arbitraire peut être fait : le fluide 1 est le gaz et fluide 2 est l'acier (voir équation (2.20)).

$$\rho = \rho_{gaz} + (\rho_{acier} - \rho_{gaz})\phi \quad (2.20)$$

La mise à jour de la variable ϕ et donc de la position de l'interface se fait par la résolution d'une équation de transport (2.21) couplée au champ de vitesse \vec{v} de la mécanique des fluides.

$$\frac{\partial \phi}{\partial t} + \vec{v} \cdot \vec{\text{grad}}(\phi) = 0 \quad (2.21)$$

Au niveau de l'interface, une fonction de Heaviside lissée est utilisée pour traiter la transition de la variable ϕ d'une phase à l'autre. Cette transition progressive, différente de la réalité est nécessaire pour des raisons de stabilité numérique. La dérivée de cette fonction de Heaviside donne une fonction dite de Dirac $\delta(\phi)$, d'unité $[\text{m}^{-1}]$ (voir Figure 2.1). Cette fonction permet d'appliquer des termes surfaciques au niveau de l'interface sous forme de termes volumiques par la méthode dite Continuum Surface Force (CSF). Ainsi, la tension de surface, exprimée par un terme surfacique, est multipliée par cette fonction $\delta(\phi)$ puis introduite dans l'équation de conservation de la quantité de mouvement sous forme d'un terme source volumique donné par l'équation (2.22) [Courtois, 2014]. Dans l'équation (2.22), le terme de gauche représente l'effort normal de la tension de surface et le terme de droite, l'effort tangentiel lié à un possible gradient de tension de surface (effet Marangoni).

$$\vec{F}_{TS} = (\gamma \vec{n} \kappa - \nabla_s \gamma \vec{t}) \delta(\phi) \quad (2.22)$$

$$\vec{n} = \frac{\vec{\text{grad}}(\phi)}{|\vec{\text{grad}}(\phi)|} \Big|_{\phi=0,5} \quad (2.23)$$

$$\kappa = -\vec{\text{grad}}(\vec{n}) \Big|_{\phi=0,5} \quad (2.24)$$

avec γ la tension de surface, \vec{n} la normale à l'interface, κ la courbure de l'interface, ∇_s le gradient de surface et \vec{t} la tangente de l'interface.

Cette méthode permet aussi d'introduire, par exemple, des termes sources dans l'équation de conservation de l'énergie pour représenter une source surfacique au niveau de l'interface.

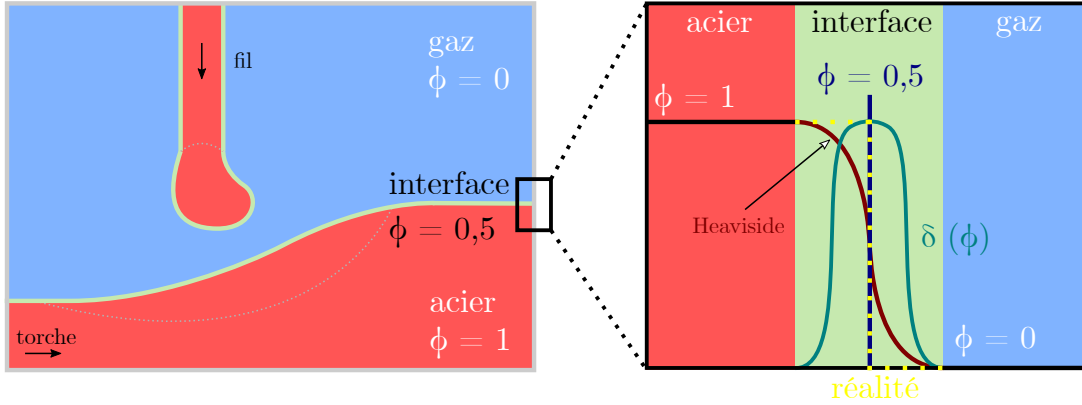


Figure 2.1 – Principe de la méthode level set.

La méthode level set a ainsi pour avantage de bien représenter les forces de tension de surface et d'être capable de décrire des déformations importantes de l'interface. Elle peut être directement couplée aux physiques présentées précédemment (thermique, mécanique des fluides, électromagnétisme). Elle permet ainsi de directement calculer la mise en fusion du fil, la chute des gouttes dans le bain de fusion et les transports d'énergie qui y sont liés (détachement et coalescence). En revanche, cette méthode n'est pas réputée pour sa gestion de la conservation de la masse si aucune précaution particulière n'est prise. À noter également, la fonction de Heaviside lissée qui décrit la transition d'un fluide à l'autre est en général définie sur plusieurs éléments finis. La transition des propriétés matériaux de l'interface comme la conductivité thermique est donc aussi définie sur plusieurs éléments. De ce fait, des problèmes de diffusion de la chaleur apparaissent et l'interface joue le rôle d'isolant thermique. Cadiou [Cadiou, 2019] constate ce problème dans le cadre de la simulation d'un procédé de fabrication additive arc-fil. La chaleur du plasma chaud ne se transfère pas suffisamment au fil d'apport pour le mettre en fusion. Pour pallier ce problème, il propose d'utiliser un artifice numérique en ajoutant un terme source Q_{LS} à l'équation de conservation de l'énergie au niveau de l'interface.

$$Q_{LS} = \left(\int_V Q_{Joule} dV \right) \frac{\exp\left(-\frac{r^2}{r_0^2}\right)}{\pi r_0^2} \delta(\phi) \quad (2.25)$$

avec r_0 le rayon du fil d'apport.

Les méthodes VOF (Volume Of Fluid) et Phase Field, globalement semblables à la méthode level set ne sont pas présentées ici.

Méthode à maillage mobile : ALE

Contrairement aux méthodes à maillage fixe comme la level set, la méthode ALE (Arbitrary Lagrangian-Eulerian) s'appuie sur un maillage mobile (Figure 2.2). Les parties liquides et gazeuses sont deux domaines bien distincts et l'interface est une frontière des domaines. Les

nœuds situés au niveau de l'interface se déforment en lien avec la vitesse du fluide (description lagrangienne). Les nœuds dans le domaine se déforment arbitrairement pour conserver une bonne qualité des éléments finis (description eulérienne). La méthode ALE décrit très bien la déformation de la surface libre. Elle ne souffre pas des problèmes de transfert de chaleur de la méthode level set. En revanche, elle n'est utilisable que pour de faibles niveaux de déformation. Également, le détachement de la goutte et sa chute dans le bain de fusion ne peuvent pas être modélisés directement. De ce fait, les auteurs représentent généralement les apports de matière et d'énergie par des termes source imposés au voisinage ou au niveau de l'interface [Hejripour *et al.*, 2018].

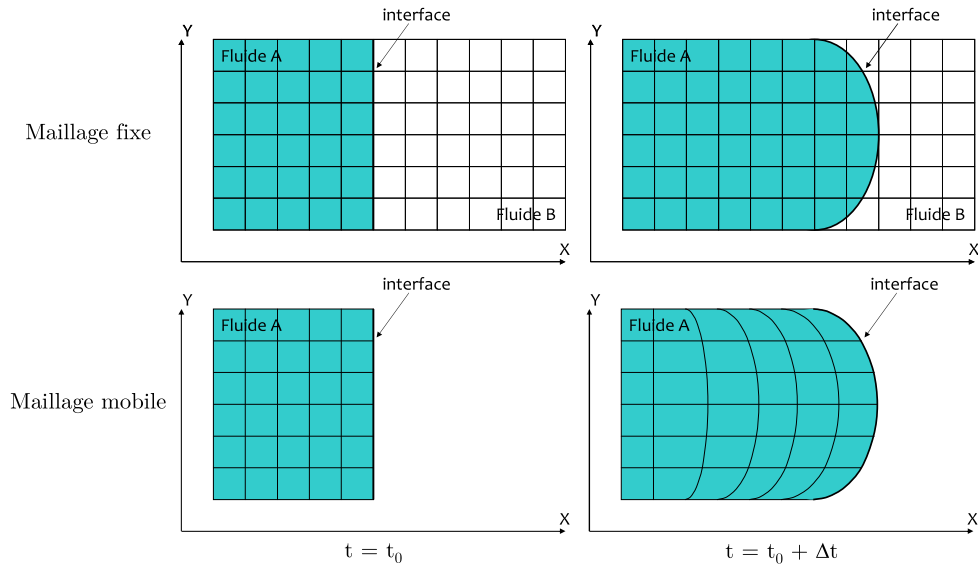


Figure 2.2 – Comparaison des méthodes à maillage fixe et à maillage mobile pour le suivi d'interface [Morville, 2012].

Sans rentrer dans le détail, le cadre général d'une modélisation à l'échelle du bain de fusion avec les équations résolues ont été présentées. Cette base permettra de mettre en place un modèle de bain fondu simplifié. Ces modèles résolvent beaucoup de physiques et les temps de calcul sont de l'ordre de la semaine. Pour prédire l'état de contraintes et de déformations, toutes ces physiques ne peuvent pas être résolues à l'échelle d'une pièce entière. Des hypothèses fortes sur la thermique du procédé couplée à une modélisation métallurgique et mécanique permettent de prédire l'état mécanique de la pièce avec des temps de calcul raisonnables. Cette modélisation qualifiée « d'équivalente » est par la suite présentée.

2.3 Échelle de la pièce fabriquée

2.3.1 Modélisation thermique

Comme il a été dit, une modélisation équivalente fait l'hypothèse forte de ne pas résoudre les écoulements et les transferts convectifs du bain de fusion. Ainsi, la modélisation thermique est simplifiée et l'équation de la chaleur est résolue sans terme d'advection (équation (2.26)). Pour compenser les manques de la modélisation hydrodynamique et conserver une certaine homogénéisation du champ de température dans le bain, la conductivité thermique λ^{eq} est généralement et artificiellement augmentée au-dessus de la température de fusion [Goldak et Akhlaghi, 2005]. Une conductivité thermique anisotrope peut être choisie pour mieux reproduire les effets diffusifs transverses ou pénétrants d'un écoulement.

$$\rho C_p^{eq} \frac{\partial T}{\partial t} = \text{div} \left(\lambda^{eq} \vec{\text{grad}}(T) \right) + Q \quad (2.26)$$

avec C_p^{eq} la capacité thermique équivalente prenant en compte la chaleur latente de fusion, λ^{eq} la conductivité équivalente et Q les sources volumiques.

Pour résoudre ce problème thermique, une condition initiale en température T_0 est définie sur tout le domaine. Des conditions aux limites de différentes natures sont imposées sur les frontières du domaine :

- Température imposée T_i ;
- Flux imposés q .

Les flux imposés représentent soit des apports de chaleur, soit des pertes. Dans ce dernier cas, les pertes par convection et par rayonnement sont exprimées par les équations (2.27) et (2.28).

$$q_c = h(T - T_{ext}) \quad (2.27)$$

$$q_r = \sigma_{SB}\varepsilon(T^4 - T_{ext}^4) \quad (2.28)$$

avec h le coefficient d'échange convectif, T_{ext} une température extérieure, $\sigma_{SB} = 5,67 \cdot 10^{-8}$ [W.m⁻².K⁻⁴] la constante de Stefan-Boltzmann et ε l'émissivité du matériau.

Apport de chaleur

Pour représenter l'apport de chaleur du procédé, plusieurs techniques peuvent être utilisées. Elles se basent toutes sur un apport de chaleur dit équivalent et sont utilisées en fonction des procédés de soudage étudiés.

La première consiste à imposer la température de fusion dans un volume équivalent au bain de fusion. Elle a notamment été utilisée par Kerrouault [Kerrouault, 2000] pour le soudage TIG et par Guilmois [Guilmois, 2021] pour la fabrication additive MAG-CMT. Le principal intérêt de cette méthode est de pouvoir correctement modéliser la pénétration de la zone fondue lorsque celle-ci s'avère être complexe (Figure 2.3). Cependant, imposer une isotherme de fusion sous-estime la quantité d'énergie apportée ainsi que le champ de température proche du bain et engendre des problèmes de convergence numérique. Cette technique est peu recommandable.

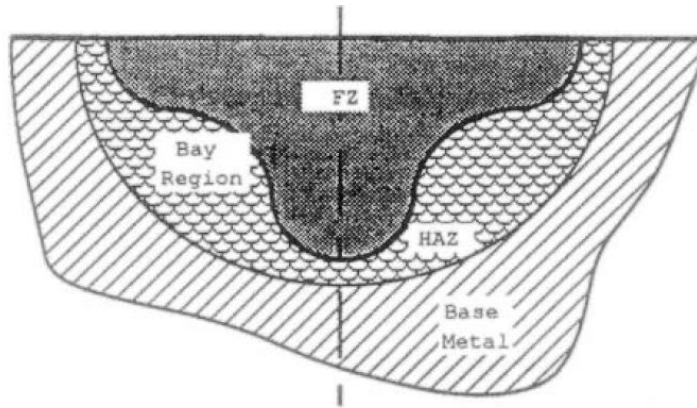


Figure 2.3 – Représentation d'une zone fondue à forte pénétration avec une région « bay » complexe à modéliser [Goldak et Akhlaghi, 2005].

La deuxième technique vise à imposer un flux de chaleur surfacique sur une frontière du domaine. Elle est généralement utilisée pour les procédés TIG sans apport de matière, en supposant que la totalité de l'énergie est transmise du plasma au substrat par ce terme surfacique. Un exemple de source surfacique à répartition gaussienne est donné par l'équation (2.29) et a

été proposé par Friedman [Friedman, 1975].

$$q(x_s, y_s) = 3 \frac{\eta UI}{\pi r_0^2} \exp \left[-3 \frac{x_s^2 + y_s^2}{r_0^2} \right] \quad (2.29)$$

avec η le rendement, U la tension, I l'intensité et r_0 le rayon de la source.

Cependant, l'apport de matière des procédés MIG/MAG et TIG augmente la pénétration et les mouvements hydrodynamiques du bain de fusion. Des sources volumiques sont donc utilisées afin de mieux représenter ces phénomènes. Elles peuvent être cylindriques, coniques ou de formes plus complexes. La source la plus répandue pour la modélisation des procédés MIG/MAG est la source en double ellipsoïde proposée par Goldak [Goldak *et al.*, 1984].

$$\left\{ \begin{array}{l} Q_f(x_s, y_s, z_s) = \eta UI \frac{f_f 6\sqrt{3}}{a_f b c \pi \sqrt{\rho i}} \exp \left[-3 \left(\frac{x_s^2}{a_f^2} + \frac{y_s^2}{b^2} + \frac{z_s^2}{c^2} \right) \right] \\ \text{avec } Q_f \text{ pour } x_s \geq 0 \text{ (en avant de l'arc)} \\ Q_r(x_s, y_s, z_s) = \eta UI \frac{f_r 6\sqrt{3}}{a_r b c \pi \sqrt{\rho i}} \exp \left[-3 \left(\frac{x_s^2}{a_r^2} + \frac{y_s^2}{b^2} + \frac{z_s^2}{c^2} \right) \right] \\ \text{avec } Q_r \text{ pour } x_s < 0 \text{ (en arrière de l'arc)} \\ \text{continuité du flux pour } x_s = 0 \rightarrow f_f = \frac{2a_f}{a_f + a_r} \text{ et } f_r = \frac{2a_r}{a_f + a_r} \end{array} \right. \quad (2.30)$$

avec x_s, y_s, z_s les coordonnées dans le repère de la source, η le rendement, U la tension, I l'intensité et a_f, a_r, b, c les paramètres géométriques de la source.

La tension U et l'intensité I sont des paramètres procédés mesurés lors de l'opération de soudage. Le rendement η dépend des procédés et des modes de transfert. Pour le procédé MAG-CMT, plusieurs études s'accordent et fixent ce rendement entre 0,78 et 0,92 [Mezrag *et al.*, 2018]. Néanmoins, la valeur de ce paramètre reste toujours sujet à discussions et repose soit sur des mesures soit sur des hypothèses fortes. Les paramètres géométriques a_f, a_r, b, c sont quant à eux déterminés par méthode inverse à partir de mesures expérimentales de température et de dimensions du bain de fusion. De plus, la forme en double ellipsoïde retranscrit bien le comportement thermique du procédé de soudage, où la diffusion est globalement hémisphérique et où la dilution est élevée. Ce mode de transfert thermique est beaucoup moins vrai en fabrication additive, dans la mesure où la pièce peut être moins massive et plus fine, avec une dilution faible (l'énergie est dans le cordon et non dans le substrat).

Il existe une variété impressionnante de sources utilisées pour différents procédés de soudage. Nous ne rentrons pas en détail ici et laissons le lecteur s'orienter vers la récente et très complète revue de la littérature de Nascimento [Nascimento *et al.*, 2023].

Cette modélisation thermique prenant en compte l'apport de chaleur du procédé permet ainsi de calculer le champ de température dans tout le domaine durant toute l'opération de fabrication. Elle est la donnée d'entrée d'un deuxième calcul métallurgique.

2.3.2 Modélisation métallurgique

Le calcul métallurgique vise à estimer les proportions de phases métallurgiques qui apparaissent pendant et en fin d'opération de fabrication. Comme il a été montré dans la section 1.6.4, la métallurgie a une influence importante sur l'état de contraintes résiduelles. Elle doit donc être prise en compte par le modèle.

Transformations au chauffage

La première approche est dite cinétique et vise à modéliser les transformations métallurgiques dans un cadre isotherme. Le modèle de Johnson-Mehl-Avrami [Johnson et Mehl, 1939, Avrami, 1939, Avrami, 1940, Avrami, 1941] est utilisé pour décrire cette transformation (équation (2.31)). Cette approche est adaptée pour la modélisation de traitements thermiques en s'appuyant sur des diagrammes TTT (Temps, Température, Transformation).

$$z = (1 - \exp(-bt^n)) \quad (2.31)$$

avec z la proportion de phases formées, t le temps et b, n des paramètres matériaux qui dépendent de la transformation.

Pour prendre en compte l'aspect anisotherme des transformations métallurgiques qui ont lieu au cours des procédés de soudage, l'INPL (Institut National Polytechnique de Lorraine) modifie le modèle de JMA en y ajoutant un concept d'additivité [Fernandes *et al.*, 1985] (voir Figure 2.4).

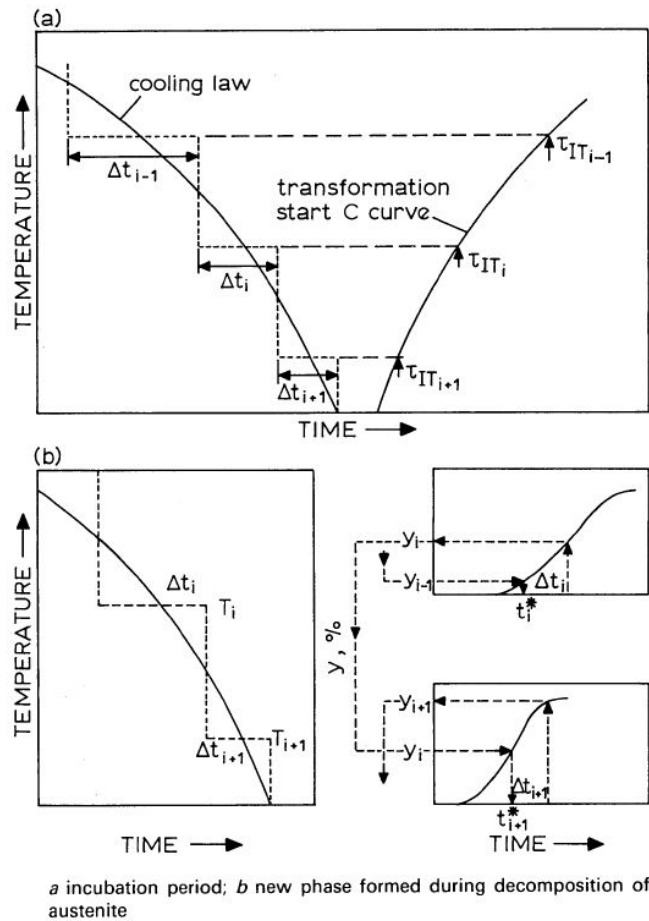


Figure 2.4 – Représentation du modèle de l'INPL avec un principe d'additivité des transformations isothermes. La transformation est représentée au refroidissement, mais le modèle peut s'utiliser au chauffage. y_i représente ici la proportion de phases [Fernandes *et al.*, 1985].

La transformation anisotherme est modélisée par une succession de transformations isothermes (à partir de l'équation (2.31)) sur des petits temps Δt_{i+1} . Un temps fictif t_{i+1}^* est introduit afin d'obtenir une transformation isotherme complète sur le petit pas de temps. Enfin, dans le cas où la proportion de phases mères est inférieure à 1, une proportion $z_{max\ i+1}$ est

introduite pour corriger la proportion de phases filles transformée.

$$\begin{cases} z_{i+1} = z_{max\ i+1} [1 - \exp(-b_{i+1}(t_{i+1}^* + \Delta t_{i+1})^{n_{i+1}})] \\ t_{i+1}^* = \left[\frac{1}{b_{i+1}} \ln \left(\frac{1}{1 - z_i} \right) \right]^{\frac{1}{n_{i+1}}} \end{cases} \quad (2.32)$$

Une seconde approche dite phénoménologique est utilisée pour modéliser les transformations au chauffage. Le modèle le plus répandu est celui de Leblond et Devaux [Leblond et Devaux, 1984]. Il est défini par l'équation différentielle (2.33) représentée par la Figure 2.5.

$$\dot{z} = \frac{Z_{eq}(T) - z}{\tau(T)} \quad (2.33)$$

avec $Z_{eq}(T)$ une fonction d'équilibre qui traduit la formation de phase pour un chauffage infiniment lent et $\tau(T)$ une fonction afin de retarder la transformation lorsque la vitesse de chauffage augmente.

Ce modèle est généralement utilisé pour modéliser l'austénitisation et est préféré pour des applications de soudage pour sa facilité d'intégration numérique.

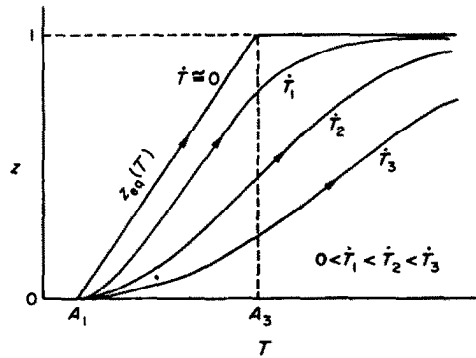


Figure 2.5 – Prédiction qualitative du modèle de Leblond et Devaux. Pour des faibles vitesses de chauffage, z suit $Z_{eq}(T)$. Pour de hautes vitesses, un effet de retard a lieu [Leblond et Devaux, 1984].

Transformation au refroidissement

Dans le cas d'un refroidissement, les modèles cités précédemment peuvent être utilisés pour des transformations avec diffusion (transformation ferrito-perlitique, bainitique). Pour la transformation martensitique, qui est sans diffusion, le modèle le plus utilisé pour décrire l'évolution de la proportion de martensite z_M est celui de Koistinen et Marburger [Koistinen et Marburger, 1959].

$$z_M = z_\gamma^0 [1 - \exp(-k(Ms - T))] \quad (2.34)$$

avec z_γ^0 la proportion d'austénite disponible à transformer, k un paramètre matériau, Ms une température de début de transformation et T la température.

Le paramètre matériau k peut soit être identifié à partir d'essais de dilatométrie ou être déduit. En faisant l'hypothèse que la transformation martensitique est complète pour $z_M = 0,99$, le paramètre k s'exprime de la manière suivante :

$$k = -\frac{\ln(0,01)}{Ms - Mf} \quad (2.35)$$

avec Mf la température de fin de transformation martensitique.

La température de début de transformation martensitique M_s , bien que très souvent prise constante, peut dépendre à la fois de la taille des grains ou de l'état de contrainte lorsque la transformation démarre (voir le modèle de Denis [Denis *et al.*, 1987] qui prend en compte l'état de contrainte sur la température M_s).

$$M_{s\sigma} = M_s + \Delta M_s \quad (2.36)$$

$$\Delta M_s = A \sigma_H + B J_2(\boldsymbol{\sigma}) \quad (2.37)$$

avec A, B des paramètres matériaux, $\sigma_H = \frac{1}{3}\text{Tr}(\sigma)$ la contrainte hydrostatique et $J_2(\boldsymbol{\sigma}) = \sqrt{\frac{3}{2}\boldsymbol{\xi} : \boldsymbol{\xi}}$ la contrainte équivalente au sens de von Mises ($\boldsymbol{\xi}$ étant le déviateur du tenseur des contraintes).

Revenu de la martensite

L'effet multipasse de la fabrication additive peut potentiellement entraîner un revenu de la martensite de trempe. Afin d'appréhender la modélisation de ce phénomène, une étude bibliographique sur le revenu de la martensite est présentée.

Les structures métallurgiques de trempe sont en général formées de martensite non revenue, d'austénite résiduelle et de carbures résiduels [Babu *et al.*, 1999]. Cette martensite, pour les aciers bas carbone, est faite de lattes assemblées en paquets avec une grande densité de dislocations (voir Figure 2.6). Il en résulte une structure macroscopique dure et très fragile. Un traitement de revenu peut alors être utilisé pour améliorer la ductilité de l'acier.

Le revenu de la martensite met en jeu plusieurs phénomènes [Speich et Leslie, 1972] :

- la ségrégation des atomes de carbone, qui sont redistribués vers des sites de faible énergie.
- la précipitation des carbures,
- la décomposition de l'austénite résiduelle
- la recristallisation de la structure martensitique, où les grains déformés sont progressivement remplacés par de nouveaux grains (après croissance).

Au cours du soudage multipasse et de la fabrication additive, la succession des passes entraîne un revenu des passes précédentes (voir Figure 2.7). Ce revenu peut affecter la martensite et la bainite de trempe précédemment formées. Il peut réduire la dureté, la résistance et provoquer un léger changement de volume du matériau [Goldak *et al.*, 1992]. Le nombre de fois où le matériau subit un revenu, la durée de chaque revenu et le temps du revenu sont les trois paramètres qui influencent les changements microstructuraux [Babu *et al.*, 1999].

Le revenu de la martensite, pour les aciers bas carbone, se fait en plusieurs étapes en fonction de la température maximale atteinte [Wang, 2006] :

- T1 (100 °C à 200 °C) : formation de carbures ε ($\text{Fe}_{2,4}\text{C}$) ;
 - T2 (200 °C à 300 °C) : décomposition de l'austénite résiduelle en un mélange de ferrite et de cémentite ;
 - T3 (250 °C à 400 °C) : les carbures ε disparaissent au profit d'une formation de cémentite ;
 - T4 (450 °C - a_{c1}) : les grosses particules de cémentite croissent au profit des plus petites.
- À $T = \frac{1}{2} T_f$, une structure de ferrite et de cémentite est formée.

Peu de modèles dans la littérature prennent en compte l'effet du revenu de la martensite dans la prédiction des contraintes résiduelles. Dans ce qui peut être trouvé, les modèles de revenu se divisent en deux parties. Les modèles dits « physiques » permettent de décrire très précisément l'évolution de la microstructure et de l'état mécanique du matériau au cours du revenu. Un second type de modèle, dit « global », décrit les cinétiques du revenu à l'aide de lois cinétiques ou phénoménologiques. Selon [Wang, 2006], les modélisations globales permettent

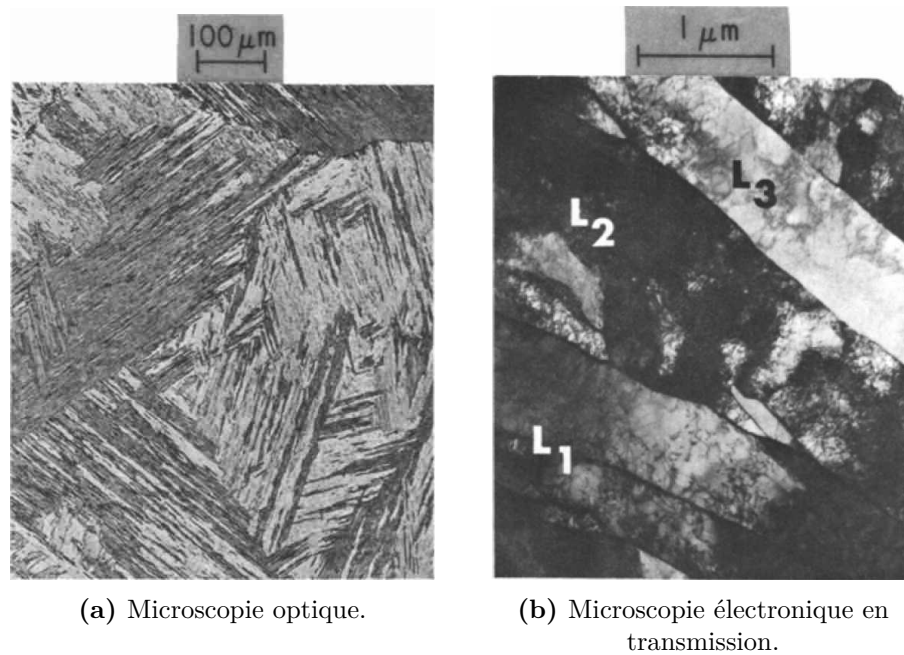


Figure 2.6 – Structure martensitique en forme de lattes pour un acier bas carbone (0,02 %C) à deux échelles différentes. L1, L2 et L3 représentent les lattes. [Speich et Leslie, 1972].

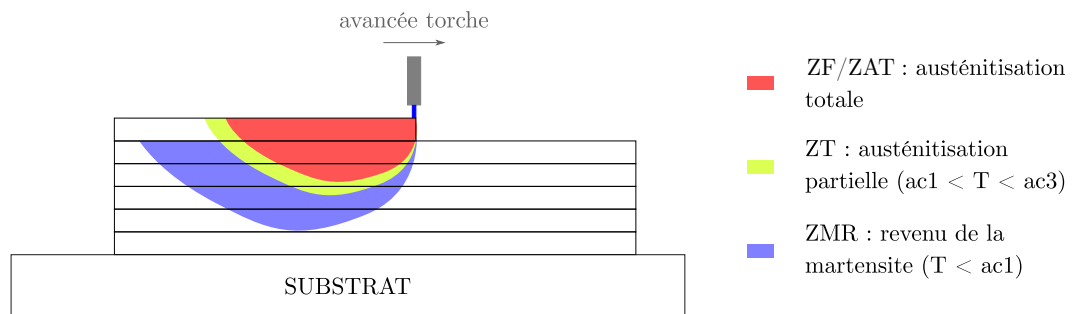


Figure 2.7 – Zones métallurgiques caractéristiques d'une opération de fabrication additive métallique (ZAT : zone affectée thermiquement ; ZT : zone de transition ; ZMR : zone de martensite revenue).

de bien reproduire les cinétiques de transformation (évolution du taux de précipitation des carbures et de la cémentite) et le comportement dimensionnel de l'acier (changement de volume au cours de la transformation de la martensite vers la martensite revenue). Cependant, ce type de modélisation ne donne aucune information sur la taille et la distribution des précipités, qui sont pour Wang, indispensables pour déterminer l'évolution du comportement mécanique de l'acier.

Modèles « physiques »

Wang [Wang, 2006] a étudié l'effet du revenu de la martensite après trempe sur les contraintes résiduelles. Il a développé pendant sa thèse un modèle physique décrivant très précisément le revenu de la martensite. Ce modèle décrit ainsi la germination, la croissance et la dissolution des carbures ϵ et de la cémentite (de manière indépendante). Pour la partie mécanique, un modèle élasto-visco-plastique est utilisé. Les paramètres du modèle sont identifiés à différentes températures de revenu et différentes températures de chargement (revenu à une certaine température sur une certaine durée suivi d'un chargement à une certaine température).

Un cas test a été modélisé par Wang. Une trempe sur un cylindre est faite et est suivie d'un revenu de 20 °C à 650 °C pendant 70 secondes. Les contraintes sont fortement relaxées par le traitement de revenu (voir Figure 2.8). Aucune comparaison à des essais expérimentaux n'est disponible pour les niveaux de contrainte.

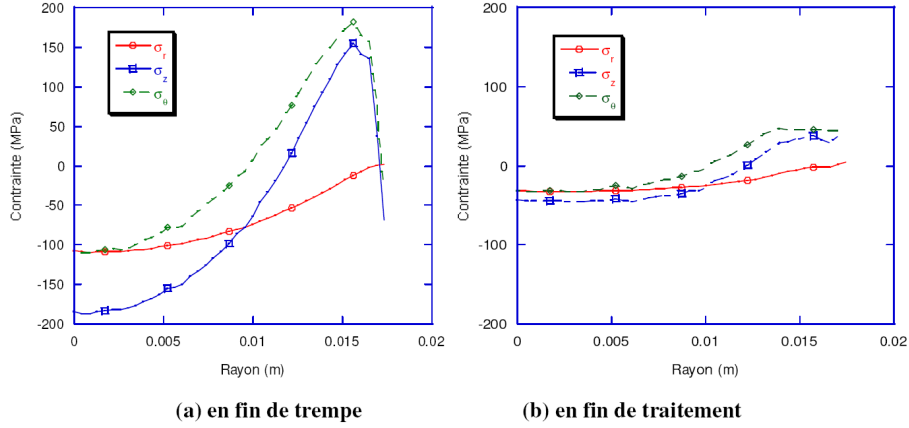


Figure 2.8 – Profils des contraintes résiduelles dans le plan médian du cylindre [Wang, 2006].

Ce type de modèle, bien que donnant des résultats très satisfaisants pour Wang aussi bien sur les aspects métallurgiques que mécaniques, nécessite une caractérisation expérimentale très poussée du matériau revenu (taille des précipités, répartition spatiale des précipités, cinétiques et évolution des précipités, caractérisation thermo-mécanique, etc.). L'acier utilisé dans la thèse de Wang (80MnCr5) avait déjà été bien étudié en amont de sa thèse par le laboratoire.

Modèles « globaux »

Une approche plus simplifiée peut également être trouvée dans la littérature. La modélisation du revenu se fait par des lois cinétiques ou phénoménologiques.

Aubry [Aubry, 1998, Denis *et al.*, 1999] a développé dans sa thèse un modèle de revenu pour la prédiction des contraintes résiduelles. Elle a utilisé une loi de type JMA (Johnson-Mehl-Avrami) pour décrire les trois phénomènes relatifs au revenu : la précipitation des carbures, la décomposition de l'austénite résiduelle et la formation de la cémentite (voir l'équation (2.38)).

$$z = 1 - \exp(-b \times t^n) \quad (2.38)$$

Bristiel [Bristiel, 2001] ainsi que Deng et Ju [Deng et Ju, 2013] ont également utilisé un modèle de type JMA pour décrire les cinétiques de transformation de la martensite revenue.

Plus précisément, Deng et Ju modélisent le revenu de la martensite en quatre étapes indépendantes (qui peuvent se chevaucher). Ils définissent tout d'abord la concentration en carbone $C_{\alpha'}$ dans la martensite (équation (2.39))

$$C_0 = (1 - z_\varepsilon - z_\theta)C_{\alpha'} + C_\varepsilon z_\varepsilon + C_\theta z_\theta \quad (2.39)$$

avec C_0 la concentration nominale en carbone de l'acier, C_ε et C_θ les concentrations en carbone dans les carbures ε et la cémentite θ , z_ε et z_θ les fractions volumiques des carbures ε et de la cémentite θ .

Les cinétiques de précipitation des carbures ε et de la cémentite sont considérées comme indépendantes et sont donc modélisées par deux lois propres à chaque phénomène. Les cinétiques de précipitation de la cémentite sont décrites par l'équation (2.40) de type JMA.

$$z_\theta = z_{\theta, \max}(1 - \exp(\beta_\theta^{n_\theta})) \quad (2.40)$$

avec $\beta_\theta^{n_\theta}$ un coefficient caractéristique de la cémentite

Les cinétiques de précipitation des carbures ε sont décrites par l'équation (2.41) de type JMA.

$$z_\varepsilon = z_{\varepsilon,\max} \left[\frac{1 - \exp(\beta_\varepsilon^{n_\varepsilon})}{1 - \exp(\beta_\theta^{n_\theta})} \right] \quad (2.41)$$

L'austénite résiduelle se décompose en un mélange de ferrite et de cémentite. La cinétique de transformation est décrite par l'équation (2.42). La température critique de décomposition de l'austénite vaut $T_C = 490,50 + 977,65C_0 - 417,57C_0^2$, en Kelvin.

$$z_i = z_{i,\max} \left[1 - \exp\left(-\frac{4}{3}\pi \int_0^t f(T)(t - \tau)^{n_i} d\tau\right) \right] \quad (2.42)$$

avec $n_\alpha = 2,5$ pour la ferrite et $n_\theta = 3$ pour la cémentite.

Ce modèle de transformation a ainsi été validé à travers la modélisation de deux essais de revenu sur un acier 80MnCr5 (voir Figure 2.9).

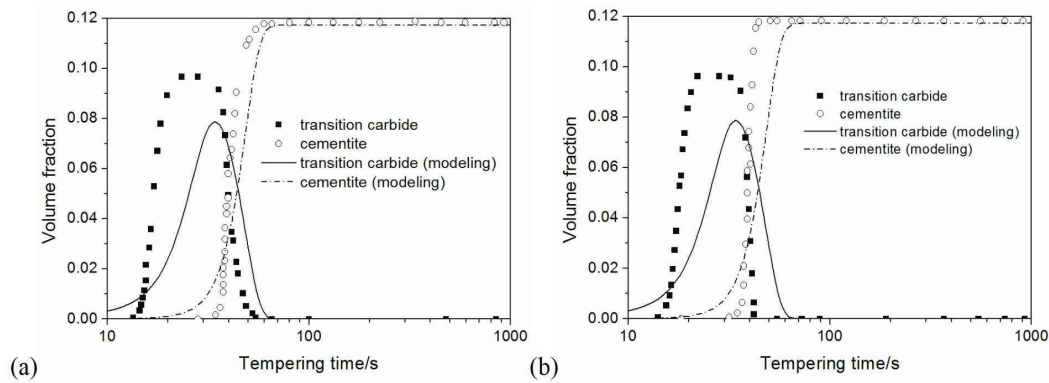


Figure 2.9 – Fraction volumique de carbures ε et de cémentite à différentes températures de revenu pour l'acier 80MnCr5 (a) 673 K ; (b) 873 K [Deng et Ju, 2013].

Le même type de modèle décrivant les cinétiques de précipitation des carbures ε et de la cémentite peut être retrouvé dans les travaux de Kaiser et al. [Kaiser *et al.*, 2018].

Hanna [Hanna, 2016] a développé son propre modèle qui se base sur des mesures expérimentales, pour du soudage TIG multipasse. Il utilise une méthode dite TEP (Thermo -Electric Power en anglais) pour quantifier le degré de revenu du matériau. La Figure 2.10 présente le schéma de principe. La mesure TEP est le rapport d'une différence de potentiel en tension entre l'échantillon mesuré et la référence sur la différence de température.

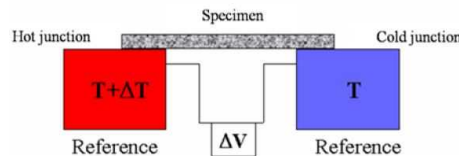


Figure 2.10 – Principe de la mesure TEP [Hanna, 2016].

La Figure 2.11 présente les mesures en fonction du temps et de la température de revenu. Les mesures TEP permettent de caractériser le degré de revenu du matériau.

Il a ainsi pu déterminer, par régression linéaire, un coefficient x_T traduisant le degré de revenu du matériau, donné par l'équation (2.43) (Q : martensite de trempe ; AR : matériau 100

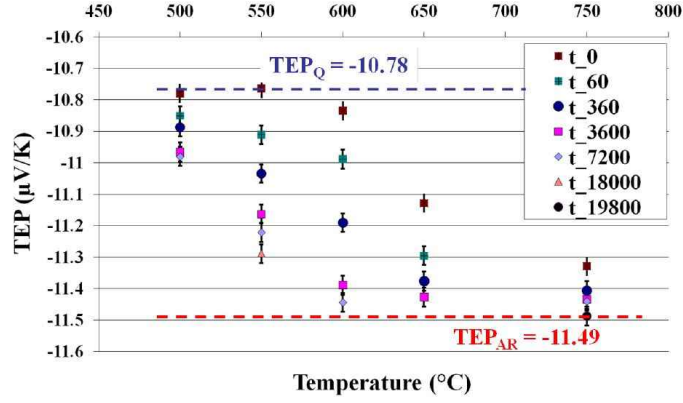


Figure 2.11 – Mesures TEP pour différents traitements de revenu [Hanna, 2016].

% revenu).

$$x_T = \frac{TEP - TEP_Q}{TEP_{AR} - TEP_Q} \quad (2.43)$$

Il a finalement pu déterminer un modèle phénoménologique (voir équation (2.44)). Plus de détails quant à la détermination de cette expression peuvent être retrouvés dans son manuscrit de thèse.

$$\dot{x}_T = \frac{1}{n} D_0 \exp\left(-\frac{\Delta H}{RT}\right) x_T^{1-n} (1 - x_T) H[T - T_{TTh}] \quad (2.44)$$

avec ΔH une énergie d'activation, T_{TTh} la température de revenu seuil en dessous de laquelle aucune précipitation de carbures ne peut avoir lieu.

Hanna a ensuite réécrit les paramètres du modèle thermo-mécanique de la martensite revenue en fonction du facteur de revenu x_T (module d'Young E , limite d'élasticité σ_y , module d'écroutissage isotrope R_∞). Hanna précise que son modèle ne peut être utilisé que pour des temps de revenu inférieurs à 10 heures et pour des températures de revenu supérieures à 475 °C (adapté au soudage multipasse).

Enfin, plus récemment, les chercheurs de l'université de Manchester ont étudié le revenu au cours du soudage multipasse [Sun *et al.*, 2019]. Ils utilisent la même approche que Hanna. Ils définissent dans un premier temps un facteur de revenu, en fonction des duretés expérimentales (voir équation (2.45)).

$$x_T = \frac{H_T - H_0}{H_\infty - H_0} \quad (2.45)$$

avec H_T la dureté de martensite revenue, H_0 la dureté de la martensite de trempe, H_∞ la dureté de la martensite entièrement revenue.

Ils définissent ensuite les cinétiques de transformation de la martensite revenue par une loi de type JMA donnée sous forme différentielle par l'équation (2.46).

$$\dot{x}_T = (1 - X_T) N D_0 \exp[-Q/(RT)] \left(\ln \frac{1}{1 - x_T}\right)^{\frac{N-1}{N}} \quad (2.46)$$

avec t le temps de revenu, T la température, Q l'énergie d'activation du revenu, R constante universelle des gaz parfaits, D_0 et N des paramètres matériaux à identifier

En conclusion sur la modélisation du revenu, les modèles globaux sont les plus simples à mettre en place. Ils ont besoin de moins de caractérisations expérimentales que les modèles purement physiques, comme celui de Wang. Certains chercheurs modélisent à la fois la précipitation des carbures, la précipitation de la cémentite ainsi que la décomposition de l'austénite.

D'autres se basent sur des essais expérimentaux pour définir un facteur de revenu pour déduire un modèle plus général traduisant les cinétiques du revenu de la martensite.

2.3.3 Modélisation mécanique

Les modélisations thermique et métallurgique sont les données d'entrée d'une modélisation mécanique qui a pour but de prédire l'état de contraintes et de déformations de la structure fabriquée. L'état mécanique final est le résultat de plusieurs phénomènes à modéliser : comportement élastoplastique/viscoplastique du matériau, déformation thermo-métallurgique, plasticité de transformation.

Dans le cadre des petites perturbations, la déformation totale du matériau se décompose en plusieurs contributions (en 1D) :

$$\varepsilon = \varepsilon^e + \varepsilon^{th} + \varepsilon^{p/vp} + \varepsilon^{pt} \quad (2.47)$$

Déformation thermo-métallurgique

Sous l'effet de la température, le matériau se dilate ou se rétracte. Également, lors d'une transformation de phase, une déformation de transformation liée à la différence de volume entre les phases martensitique et austénitique se produit. Pour un matériau isotrope qui peut subir des transformations de phases, la déformation thermo-métallurgique s'exprime ainsi :

$$\begin{cases} \varepsilon^{th} = z_\alpha \varepsilon_\alpha^{th} + z_\gamma \varepsilon_\gamma^{th} \\ \varepsilon_\alpha^{th} = \alpha_\alpha (T - T_{ref}) \\ \varepsilon_\gamma^{th} = \alpha_\gamma (T - T_{ref}) - \Delta \varepsilon_{\alpha\gamma}^{T_{ref}} \end{cases} \quad (2.48)$$

avec z_α, z_γ les proportions de phases martensitique (α) et austénitique (γ), $\alpha_\alpha, \alpha_\gamma$ les coefficients de dilatation des phases α et γ , $\Delta \varepsilon_{\alpha\gamma}^{T_{ref}}$ la déformation liée à la différence de compacité entre les phases α et γ et T_{ref} une température de référence.

Plasticité de transformation

Ce phénomène a été présentée en section 1.6.5. Lors d'une transformation martensitique, la martensite sous contrainte oriente ses lattes dans une direction préférentielle et génère à l'échelle macroscopique une déformation inélastique qualifiée de plasticité de transformation ε^{pt} . Il a été montré expérimentalement que cette déformation inélastique est exprimée par une relation de proportionnalité avec l'état de contrainte (en 1D) [Leblond *et al.*, 1985] :

$$\varepsilon^{pt} = K \phi(z) \sigma \quad (2.49)$$

avec K un coefficient matériau, $\phi(z)$ une fonction de saturation décrivant la relation de proportionnalité et σ la contrainte appliquée.

De cette relation, Giusti [Giusti, 1981] et Leblond [Leblond, 1980] généralisent en 3D cette expression :

$$\dot{\tilde{\varepsilon}}^{pt} = \frac{3}{2} K \mathfrak{s} \dot{\phi}(z) \dot{z} \quad (2.50)$$

avec K un coefficient matériau, \mathfrak{s} le déviateur du tenseur des contraintes, $\dot{\phi}(z)$ la dérivée temporelle de la fonction de saturation et \dot{z} le taux de transformation de la phase formée.

Élasticité linéaire

Sous l'effet d'un chargement, le matériau se déforme. La déformation élastique d'un matériau isotrope est classiquement formulée par la loi de Hooke :

$$\varepsilon^e = \frac{\sigma}{E} \quad (2.51)$$

avec σ la contrainte et E le module d'Young.

Déformation plastique/viscoplastique

Lorsque le chargement atteint la limite d'élasticité σ_y du matériau, celui-ci s'érouit pour étendre son domaine d'élasticité et vérifier un critère de plasticité auquel une fonction de charge est associée. Une déformation inélastique et irréversible est générée dans le matériau. En fabrication additive, les phases de dépôts sont caractérisées par une dépendance forte à la vitesse de chargement. Les phases de refroidissement, pouvant excéder plusieurs dizaines de minutes, sont caractérisées par des phases de relaxation du matériau. Ainsi, la déformation inélastique peut être décrite par un comportement visco-plastique de type Lemaitre-Chaboche avec une loi de puissance de type Norton [Lemaitre et Chaboche, 1994] (équation (2.52)). Plusieurs versions de ce modèle peuvent être retrouvées dans la littérature pour la modélisation des procédés de soudage :

- modèle EVP à écouissage isotrope R [Saint-Germain, 2006, Ramard, 2018, Ravix, 2022]. C'est le modèle le plus simple à mettre en place. Il ne nécessite que des essais de traction pour identifier les paramètres du modèle. Il est adapté au soudage monopasse mais peut être utilisé pour le soudage multipasse quand seuls des essais de traction peuvent être réalisés. Cependant, la nature purement isotrope de l'écouissage tend à surestimer les contraintes résiduelles ;
- modèle EVP à écouissage cinématique X ou mixte $R + X$ [Marion, 2016, Hanna, 2016]. Ce modèle est plus compliqué à mettre en place puisqu'il nécessite de réaliser en plus des essais de traction/compression. Il permet cependant de prendre en compte l'effet Bauschinger (diminution de la limite d'élasticité lorsque le chargement change de direction) et de bien mieux décrire le comportement cyclé du matériau pour le soudage multipasse.

$$\dot{\varepsilon}^{vp} = \left\langle \frac{|\sigma - X| - \sigma_y - R}{K} \right\rangle^n \text{sign}(\sigma - X) \text{ si } |\sigma - X| > (\sigma_y + R) \quad (2.52)$$

avec σ la contrainte, σ_y la limite d'élasticité, R une variable d'écouissage isotrope, X une variable d'écouissage cinématique, K une variable d'écouissage liée à la partie visqueuse du matériau et n un coefficient qui traduit la sensibilité de la réponse mécanique à la vitesse de chargement.

Malgré le caractère visqueux incontestable du matériau lors d'une opération de fabrication additive, plusieurs auteurs s'orientent vers un modèle purement élasto-plastique, à écouissage isotrope R [Nain, 2022] ou mixte $R + X$ [Depradeux et Coquard, 2018, Cambon, 2021]. Ce choix est généralement gouverné par un désir de réduire les temps de calcul. Afin de compenser la non-prise en compte des effets visqueux, ils introduisent une restauration fictive de l'écouissage. Cet artefact numérique permet ainsi de mieux décrire le comportement de la structure soudée, en particulier pour la prédiction des déformations résiduelles.

2.3.4 Comportement mécanique multiphasé

En présence de plusieurs phases métallurgiques, le comportement du mélange de phases doit être décrit. Plusieurs approches peuvent être utilisées.

Loi des mélanges

La première approche consiste à faire une loi des mélanges sur tous les coefficients du modèle pondérée par les proportions de phases métallurgiques pour décrire la comportement macroscopique [Inoue et Wang, 1985, Videau *et al.*, 1994]. Cette approche n'a pas de sens physique, mais permet de mettre en place un modèle multiphasé de manière très simple.

$$D(z_i, T) = \sum_i z_i D_i(T) \quad (2.53)$$

avec z_i la proportion de phases i , D_i le coefficient matériau et T la température

Modèles d'homogénéisation

Coret [Coret, 2001, Coret et Combescure, 2002] a développé un mésomodèle où le comportement macroscopique de la structure (contraintes et déformations) est calculé à partir du comportement microscopique de chaque phase métallurgique (Figure 2.12).

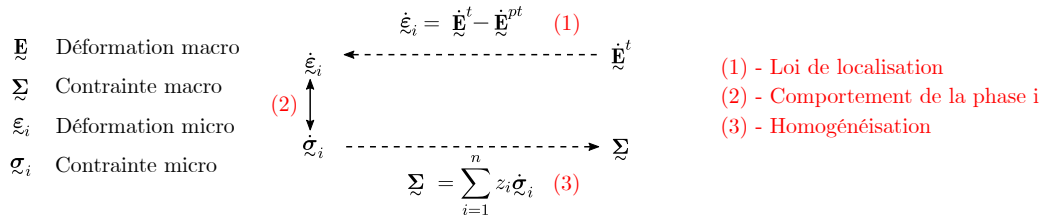


Figure 2.12 – Schéma du méso modèle de Coret [Coret, 2001].

Tout d'abord, la loi de localisation utilisée est celle de Voigt (déformations homogènes dans un milieu hétérogène). Il partitionne le taux de déformation macroscopique totale en une première partie calculée à partir du taux de déformation microscopique des phases et une deuxième partie qui correspond au taux de déformation de la plasticité de transformation (équations (2.54) et (2.55)). Le comportement mécanique de la phase métallurgique est donc calculée simplement en supposant une partition des déformations (équation (2.56)). Le comportement macroscopique est finalement calculé par homogénéisation à partir d'une loi des mélanges sur les contraintes de chaque phase (équation (2.57)). Ce modèle apporte une grande flexibilité puisqu'il permet de définir une loi de comportement propre à chaque phase métallurgique (élasto-plastique pour des phases à basse température comme la martensite et élasto-visco-plastique pour les phases à haute température comme l'austénite). De plus, il ne nécessite aucune donnée matériau pour réaliser le processus d'homogénéisation.

$$\dot{\mathbf{E}}^t = \dot{\mathbf{E}} + \dot{\mathbf{E}}^{pt} \quad (2.54)$$

$$\dot{\mathbf{E}} = \dot{\epsilon}_i \quad (2.55)$$

$$\dot{\epsilon}_i = \dot{\epsilon}_i^e + \dot{\epsilon}_i^{th} + \dot{\epsilon}_i^{p/vp} \quad (2.56)$$

$$\Sigma = \sum_{i=1}^n z_i \dot{\sigma}_i \quad (2.57)$$

Coret modélise ensuite un essai de tir statique laser. Le modèle est composé de quatre phases (martensite, bainite, ferrite et austénite). Il compare les déformations et contraintes pour trois cas : un comportement élasto-plastique (EP) des phases avec une loi des mélanges linéaire sur les coefficients, un comportement EP avec le mésomodèle et un comportement élasto-visco-plastique (EVP) avec le mésomodèle (voir Figure 2.13).

Il montre que le comportement EP avec une loi des mélanges ou avec le mésomodèle donne

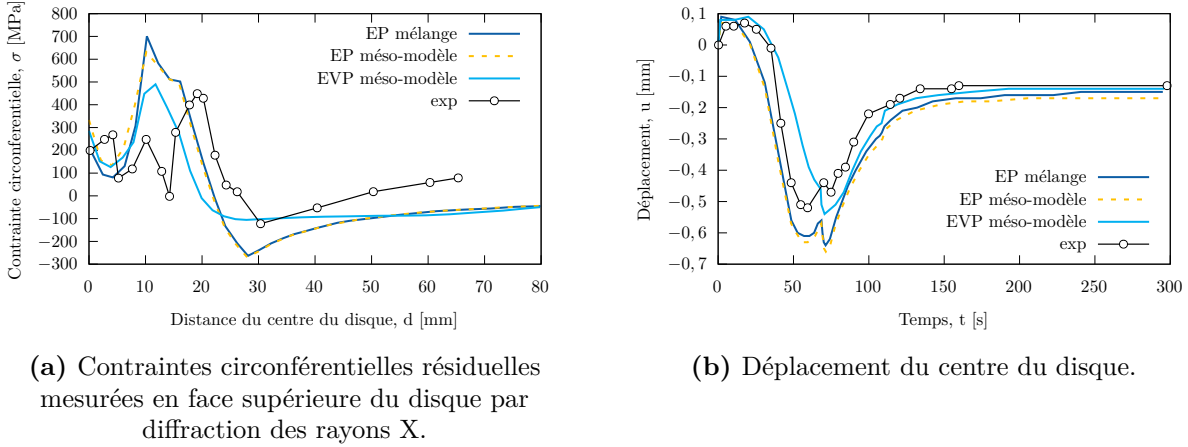


Figure 2.13 – Comparaison des différents modèles aux résultats expérimentaux lors d’un tir laser statique [Coret, 2001].

sensiblement les mêmes résultats. Le comportement EVP avec le mésomodèle donne de meilleurs résultats. Coret attribue ce résultat à la prise en compte de la viscosité. En revanche, Coret n’effectue pas de comparaison pour un comportement EVP entre une loi des mélanges linéaires et le mésomodèle.

Un modèle similaire avec une approche de type Reuss (contraintes homogènes dans un milieu hétérogène) peut aussi être utilisé pour décrire le comportement macroscopique [Moumni *et al.*, 2011].

Ramard [Ramard, 2018] pour le soudage multipasse d’un acier et Marion [Marion, 2016] pour la fabrication additive d’un alliage de titane utilisent un modèle d’homogénéisation auto-cohérent « en β ». En faisant les hypothèses d’un comportement macroscopique isotrope et que la déformation plastique macroscopique soit la moyenne des déformations plastiques microscopiques, la contrainte micro $\underline{\sigma}$ est exprimée ainsi [Cailletaud et Pilvin, 1994] :

$$\underline{\sigma} = \underline{\Sigma} + 2\mu a (\underline{\mathbf{E}}^p - \underline{\varepsilon}^p) \quad (2.58)$$

avec $\underline{\sigma}$ la contrainte microscopique de la phase, $\underline{\Sigma}$ la contrainte macroscopique, $\mu = \frac{E}{2(1+\nu)}$ le module de cisaillement, a un coefficient d’accommodation, $\underline{\mathbf{E}}^p$ la déformation plastique macroscopique et $\underline{\varepsilon}^p$ la déformation plastique microscopique.

Le coefficient d’accommodation a , peut être exprimée de la manière suivante :

$$a = (1 - \beta_k) \quad (2.59)$$

$$\beta_k = \frac{2(4 - 5\nu)}{15(1 - \nu)} \quad (2.60)$$

avec ν le coefficient de poisson

Cette relation tend à surestimer les contraintes puisque l’accommodation a est de nature purement élastique [Zaoui *et al.*, 1991].

Cailletaud et Pilvin [Cailletaud et Pilvin, 1994] introduisent à cette expression une variable supplémentaire $\underline{\beta}_{\sim i}$ à l’échelle microscopique pour permettre une accommodation des contraintes de nature plastique.

$$\underline{\sigma} = \underline{\Sigma} + 2\mu (1 - \beta_k) (\underline{\mathbf{B}} - \underline{\beta}_{\sim i}) \quad (2.61)$$

$$\underline{\mathbf{B}} = \sum_i z_i \underline{\beta}_{\sim i} \quad (2.62)$$

$$\dot{\tilde{\beta}}_i = \dot{\tilde{\xi}}_i^p - D_i \tilde{\beta}_i \dot{p}_i \quad (2.63)$$

avec D_i un paramètre à identifier décrivant la vitesse d'accommodation plastique et \dot{p}_i le taux de déformation plastique cumulée microscopique.

Marion [Marion, 2016] réalise une étude comparative afin de mettre en avant l'intérêt d'une approche aussi sophistiquée pour modéliser un procédé de fabrication additive.

Il modélise la construction d'un mur de vingt dépôts en alliage de titane Ti-6Al-4V. La comparaison se fait entre un modèle à une seule phase α et un modèle à trois phases (α , β et α') avec la règle d'homogénéisation en β . Chaque phase métallurgique a un comportement élasto-visco-plastique à écrouissage cinématique. Il compare les déplacements du substrat (Figure 2.14) et les contraintes équivalentes de von Mises (Figure 2.15). Il observe très peu de différences que ce soit sur l'évolution du déplacement ou sur les contraintes résiduelles, malgré des coefficients de viscosité différents d'une phase à l'autre.

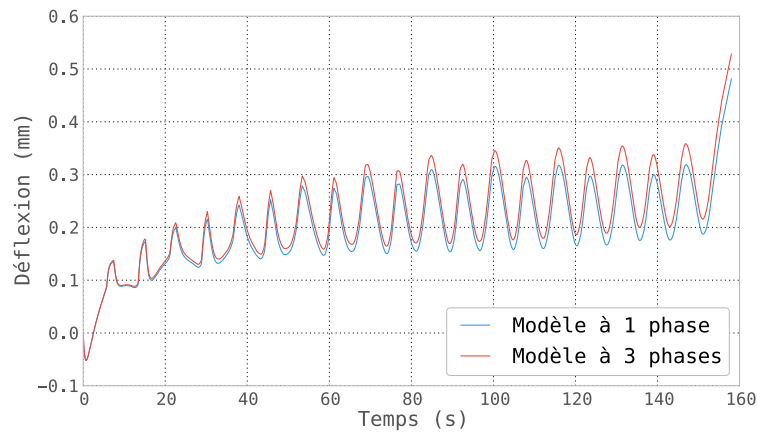
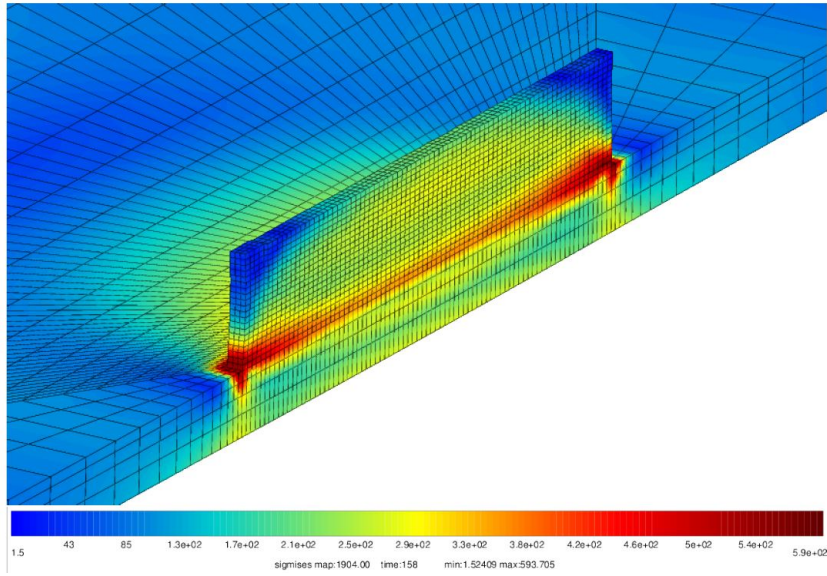
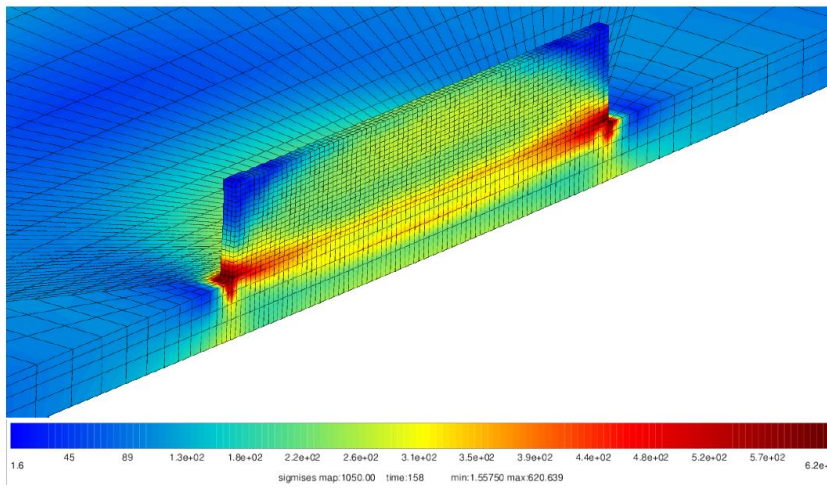


Figure 2.14 – Comparaison entre la flèche du substrat calculée avec un modèle mécanique à 1 phase et un modèle mécanique à 3 phases [Marion, 2016].



(a) Contraintes de von Mises [MPa] à la fin de la construction d'un mur de 20 couches pour le modèle à une phase (α).



(b) Contraintes de von Mises [MPa] à la fin de la construction d'un mur de 20 couches pour le modèle à trois phases (α , β et α').

Figure 2.15 – Contraintes résiduelles [Marion, 2016].

Conclusion de l'état de l'art

La première partie de l'étude bibliographique a présenté les procédés de soudage arc-fil utilisables en fabrication additive métallique. En particulier, nous avons présenté le mode de transfert associé au procédé MAG qui est étudié dans cette thèse. Les conséquences thermiques, métallurgiques et mécaniques ont été exposées en mettant en avant les spécificités de l'acier inoxydable 415. Il a été montré que les transformations de phases de cet acier (transformation martensitique, revenu) peuvent grandement modifier l'état de contraintes résiduelles de la pièce fabriquée. Ainsi, les modèles développés dans cette thèse devront prendre en compte les transformations de phases métallurgiques et leurs conséquences sur la mécanique.

La deuxième partie de l'étude bibliographique s'est intéressée aux méthodes de modélisation des procédés arc-fil. Nous nous sommes fixés deux échelles de modélisation, en lien avec les objectifs de la thèse. Pour rappel, l'objectif principal de cette thèse est de développer des outils numériques prédictifs de l'état de contraintes et de déformations d'une opération de fabrication additive métallique avec deux méthodologies distinctes :

- négliger les effets hydrodynamiques du bain de fusion et utiliser des termes sources équivalents pour représenter l'apport de chaleur du procédé, puis effectuer des calculs métallurgiques et mécaniques à partir de cette analyse thermique pour déterminer l'état mécanique final de la pièce ;
- prédire l'état de contraintes et de déformations de la pièce fabriquée à travers une approche multi-échelle, avec un premier calcul à l'échelle du bain de fusion prenant en compte les effets hydrodynamiques et utiliser les résultats obtenus comme données d'entrée d'un second modèle à l'échelle de la pièce pour calculer les conséquences métallurgiques et mécaniques.

Ainsi, tous les éléments permettant de mettre en place ces deux méthodes ont été présentés et seront exploités par la suite. Cependant, la mise au point de tels modèles nécessite de disposer d'observables afin de confronter les résultats des modèles numériques et de disposer de données matériaux. Ces données ont été caractérisées et seront présentées dans la partie suivante.

Deuxième partie

*Caractérisations et moyens expérimentaux
mis en œuvre*

Introduction sur les moyens expérimentaux mis en œuvre

Pour rappel, l'objectif de cette thèse est de développer un outil numérique prédictif de l'état de contrainte et de déformation d'une pièce fabriquée en MAG-CMT. Cet outil doit pouvoir décrire l'évolution des champs de température, l'apparition des différentes phases métallurgiques et prédire le comportement mécanique de la structure pendant toute l'opération de fabrication. Pour mettre en place et valider cet outil, des caractérisations expérimentales ont été entreprises. Elles sont présentées en trois chapitres.

Le premier chapitre présente les instrumentations et observables du procédé MAG-CMT appliqué à la fabrication de pièces en acier inoxydable martensitique 415. Différentes stratégies de dépôts sont définies afin d'étudier à la fois la genèse des contraintes et des déformations résiduelles. L'objectif principal est d'avoir des observables significatives pour valider l'aspect prédictif du modèle numérique. Pour chaque stratégie, des mesures sont réalisées afin de valider les différents aspects des modèles numériques développés :

- thermiques : mesures de températures et de dimensions de zones fondues ;
- électriques : intensité, tension, de manière à estimer l'énergie de dépôt ;
- métallurgique : macrographies avec attaques chimiques ;
- mécanique : mesures de dureté, de déplacements (in situ et après fabrication) et de contraintes résiduelles.

Les deux autres chapitres présentent les caractérisations du matériau d'étude pour mettre en place les modèles numériques. En effet, à notre connaissance, il n'existe aucune base de données matériaux concernant l'acier inoxydable 415. Notre point de départ est donc une connaissance quasi nulle de toutes les propriétés de cet acier. Nous avons donc réalisé un nombre important de caractérisations pour décrire convenablement le comportement de l'acier lors de l'opération de fabrication additive arc-fil.

Dans le deuxième chapitre, nous présentons les mesures thermo-physiques qui ont été réalisées afin de mettre en place la modélisation thermique. Des essais de dilatométrie libre dans des conditions thermiques de soudage ont été également réalisés. Enfin, des traitements thermiques ont été faits afin de mettre en avant le phénomène de revenu de l'acier 415. Toutes ces caractérisations permettent finalement de choisir et d'identifier des modèles adaptés. Les résultats de ces identifications seront présentés.

Dans le troisième chapitre, les propriétés mécaniques de l'acier 415 sont caractérisées. Des essais de traction/relaxation, de traction/compression et de dilatométrie sous contraintes sont entrepris afin de décrire le comportement thermo-mécanique cyclé du matériau lors de l'opération de fabrication. Les lois de comportement définies et les coefficients matériaux identifiés seront présentés.

Chapitre 3

Caractérisation expérimentale du procédé de fabrication MAG-CMT

Résumé : Les moyens expérimentaux mis en œuvre pour caractériser le procédé de fabrication MAG-CMT sont présentés. Les conséquences thermique, métallurgique et mécanique sont analysées en fonction des différentes stratégies de dépôt définies.

Sommaire

3.1	Introduction	60
3.2	Stratégies de dépôts et configurations expérimentales	60
3.2.1	Stratégies de dépôts	60
3.2.2	Montage expérimental	62
3.2.3	Conditions opératoires	63
3.3	Mesures expérimentales	63
3.3.1	Instrumentations par thermocouples	63
3.3.2	Longueurs de bains	66
3.3.3	Mesures électriques	67
3.3.4	Macrographies	68
3.3.5	Cartographies de dureté	70
3.3.6	Déformations in situ par corrélation d'images	73
3.3.7	Déformations après dépôts par scan 3D	76
3.3.8	Contraintes résiduelles par la méthode du contour	77

”That’s when you know you’ve found somebody really special. When you can just shut the fuck up for a minute and comfortably share silence.”

Mia Wallace (Quentin Tarantino, Pulp Fiction, 1994)

3.1 Introduction

Ce chapitre présente les instrumentations et observables du procédé de fabrication MAG-CMT. Les objectifs sont les suivants :

- définir différentes stratégies de dépôts adaptées à l'étude des contraintes et des déformations tout en faisant varier l'histoire thermo-métallurgique ;
- mesurer et quantifier les conséquences thermiques, métallurgiques et mécaniques pour chaque cas ;
- disposer d'une base de données expérimentales afin de valider l'aspect prédictif des modèles numériques développés.

En premier lieu, les stratégies de dépôts ainsi que le montage expérimental sont présentés. Ensuite, les moyens de caractérisations permettant de quantifier les aspects thermiques, métallurgiques et mécaniques sont exposés.

3.2 Stratégies de dépôts et configurations expérimentales

L'objectif principal de cette thèse est de disposer d'un outil numérique prédictif de l'état de contraintes et de déformations d'une pièce fabriquée en MAG-CMT. L'outil numérique doit ainsi être capable de fournir un résultat fiable, et suffisamment générique pour décrire une grande variabilité de conditions opératoires.

3.2.1 Stratégies de dépôts

Avec ce même objectif, Cambon [Cambon, 2021] étudie la fabrication MAG-CMT d'une pièce en acier inoxydable 316L et définit différents cas d'essais. Elle fait varier la vitesse de dévidage du fil pour augmenter l'énergie linéique et la vitesse d'avance de la torche. Elle observe peu de variations sur les mesures de déplacements ou de contraintes résiduelles. Ce résultat va ainsi nous permettre de définir des stratégies de dépôts en faisant varier d'autres paramètres. Dans notre étude, pour limiter le nombre de stratégies, la vitesse de dévidage du fil et la vitesse de la torche seront les mêmes d'un cas à l'autre. Nous préférons ainsi faire varier deux autres paramètres :

- les conditions de bridage ;
- le temps de refroidissement interpasse pour faire varier fortement l'histoire thermo-métallurgique.

Tous les dépôts sont réalisés sur des tôles en acier 415 (F6NM) de 250 mm de longueur, de 50 mm de largeur et de 5,5 mm d'épaisseur. Le choix d'une tôle de faible épaisseur est justifiée par le désir de maximiser les déplacements pendant l'opération de fabrication additive arc-fil. Les dépôts ont une longueur de 200 mm et sont centrés sur le substrat (voir Figure 3.1).

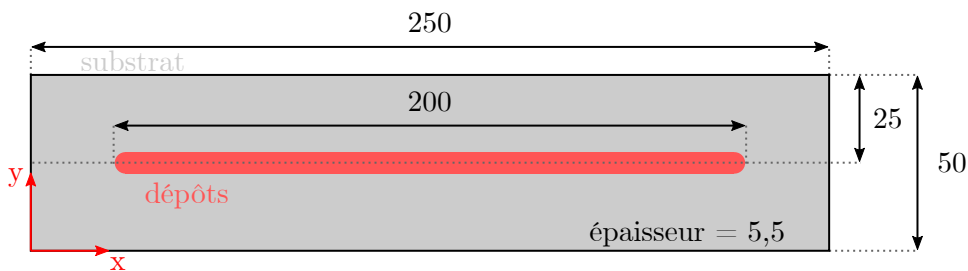


Figure 3.1 – Vue du dessus du substrat et position des dépôts. Dimensions en mm.

Les deux premières stratégies ont pour objectif de mettre en avant l'influence du bridage sur deux cas simples. Un seul cordon est déposé pour chaque cas. Dans la première stratégie, la tôle

est bridée sur un des bords extérieurs courts. Cette configuration permet une première étude des déformations, notamment en cours de dépôt. Dans le second cas, la tôle est bridée sur les deux bords extérieurs courts. Ici, l'objectif est de contraindre la tôle pour modifier la genèse des contraintes résiduelles.

Deux autres stratégies sont définies (en lien avec les travaux préliminaires réalisés par Guilmois [Guilmois, 2021]). Dix cordons sont déposés les uns sur les autres avec une stratégie dite d'aller-retour. Dans le premier cas, les dépôts sont enchaînés sans refroidissement interpasse. Dans le second cas, un retour à la température ambiante est réalisé avant chaque nouveau dépôt. Pour chaque cas (dépôts enchaînés et refroidissement complet interpasse), les conditions de bridage exposées précédemment sont appliquées.

Au final, six stratégies de fabrication faisant intervenir les conditions de bridage et l'histoire thermo-métallurgique sont étudiées. La Figure 3.2 présente un récapitulatif des six stratégies définies.



Figure 3.2 – Stratégies de dépôts définies pour étudier l'influence du bridage et de l'histoire thermo-métallurgique sur la genèse des contraintes et des déformations résiduelles.

Afin de conserver une lisibilité claire, chaque cas a été nommé pour y être associé à sa stratégie. Le Tableau 3.1 récapitule les noms de chaque cas. Ces noms sont utilisés dans toute la suite de ce rapport.

Référence	Stratégie associée
1D_B	1 dépôt avec un substrat bridé des deux côtés
1D_SB	1 dépôt avec un substrat bridé d'un côté et libre de l'autre côté
10D_B_refroid	10 dépôts avec un substrat bridé des deux côtés et un refroidissement complet interpasse
10D_SB_refroid	10 dépôts avec un substrat bridé d'un côté et libre de l'autre côté et un refroidissement complet interpasse
10D_B_enchain	10 dépôts enchainés avec un substrat bridé des deux côtés (sans refroidissement interpasse)
10D_SB_enchain	10 dépôts enchainés avec un substrat bridé d'un côté et libre de l'autre côté (sans refroidissement interpasse)

Tableau 3.1 – Références associées à chaque stratégie de dépôts. B : Bridée, SB : Semi-bridée.

3.2.2 Montage expérimental

Les dépôts ont été faits au sein de l'atelier de l'Institut des Matériaux de Nantes Jean Rouxel, sur le site de Polytech Nantes (voir Figure 3.3). Le poste de soudage MIG/MAG est un TransPuls Synergic 320i de la marque Fronius. Il embarque la plupart des modes de transfert des procédés MAG dont le CMT. Ce poste est connecté à une torche MIG/MAG par l'intermédiaire d'une gaine. La torche est montée sur un bras robotique industriel Yaskawa six axes. Les brides, qui maintiennent le substrat en position haute, sont elles-mêmes fixées sur une table de soudage. La table de soudage est quant à elle montée sur un positionneur deux axes Yaskawa, permettant la rotation de la table de soudage. Cette capacité rotative de la table n'est pas exploitée. Elle reste fixe et parallèle au sol pendant les dépôts. Les autres instruments de mesure Figure 3.3 seront présentés par la suite.

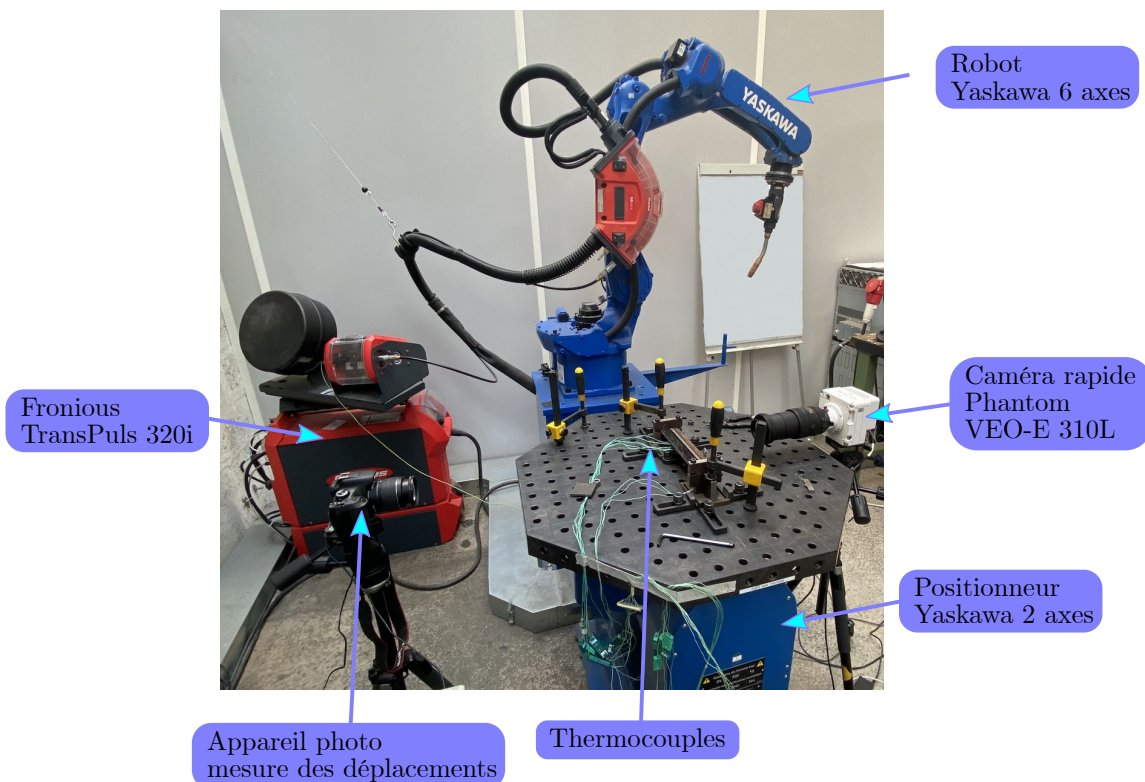


Figure 3.3 – Montage expérimental pour la réalisation des dépôts.

3.2.3 Conditions opératoires

Les dépôts sont tous faits sur un substrat en acier inoxydable 415. Le fil d'apport est lui aussi en acier inoxydable 415 et a un diamètre de 1,2 mm. Un gaz actif avec un mélange d'argon et de 8 % de CO₂ est utilisé. Il est vendu par la société Air Liquide sous le nom commercial ARCAL Speed. Pour chaque début et fin de dépôt, un pré-gaz et un post-gaz de trois secondes sont appliqués.

Les paramètres procédés utilisés pour chaque cas sont repris de la thèse de Guilmois [Guilmois, 2021]. Sur une configuration expérimentale similaire aux cas 5 et 6 Figure 3.2, elle a réalisé un plan d'expérience regroupant une vingtaine d'essais afin d'obtenir une géométrie homogène des murs et une bonne pénétration pour chaque dépôt. Ces paramètres procédés sont regroupés dans le Tableau 3.2. Ces paramètres sont adaptés pour les quatre premières passes pour obtenir un mur homogène en largeur.

Tous les autres paramètres sont contrôlés par le poste de soudage à partir du choix d'une synergie par l'utilisateur. Parmi les nombreux choix proposés, la synergie suivante est utilisée : soudage CMT pour acier 13Cr-4Ni avec gaz de protection Ar-8 % CO₂.

Paramètres	Vf [m/min]	Vt [mm/s]	U (V)	I (A)	Gaz
Dépôts 1 à 4	7	7,5	16,1	176,1	Ar-8 % CO ₂
Dépôts 5 à 10	6,3	8.3	15,7	170	Ar-8 % CO ₂

Tableau 3.2 – Paramètres opératoires utilisés pour les dépôts.

3.3 Mesures expérimentales

Afin de pouvoir mettre en place et valider les modèles numériques, un grand nombre d'observables est mesuré pendant et après les dépôts et sera présenté par la suite.

Les premières mesures concernent la thermique du procédé. L'objectif est d'obtenir suffisamment de données afin de mettre en place et de valider la modélisation thermique du procédé MAG-CMT. Des mesures de température, de longueur de bain, de tension et d'intensité du courant électrique sont réalisées et présentées par la suite.

3.3.1 Instrumentations par thermocouples

Des thermocouples (TC) de type K ont été soudés sur et dans le substrat afin de mesurer l'évolution de la température au cours des dépôts (Figure 3.4). Ils ont été mis en place à l'Institut de Recherche Dupuy de Lôme (IRDL) de Lorient. Deux choix d'instrumentation ont été faits pour réduire le nombre de TC posés pour chaque cas.

Pour le premier choix, une instrumentation complète est faite pour les deux stratégies 10D_B_enchain et 10D_B_refroid. Trois TC avec un diamètre de fil de 50 µm sont fixés en profondeur dans le substrat. Les fils sont préalablement soudés entre eux sous protection gazeuse afin de former une boule de TC (soudure chaude). Ensuite, un perçage de 650 µm est réalisé suivant l'axe z depuis la face envers du substrat et éviter qu'ils ne se touchent. Une gaine en alumine accueille les deux fils de TC pour les isoler du substrat. La boule est ensuite directement soudée au fond du trou par décharge capacitive à l'aide d'une électrode en cuivre. La Figure 3.5 présente le résultat de la pose d'un TC en profondeur. Bien sûr, le trou a un pouvoir isolant et va venir légèrement perturber les flux de chaleur et la mesure de température. Il a été estimé, à travers une étude numérique préliminaire, que le trou perturbait la mesure de température maximale de plus ou moins 40 °C mais que les pentes au chauffage et au refroidissement

n'étaient pas affectées. Cet aspect sera à prendre en compte pour la mise en place des modèles thermiques et la définition des erreurs expérimentales. Cette pose en profondeur permet ainsi d'obtenir une information sur l'évolution de la température au plus proche de la zone fondue lors de la première passe.

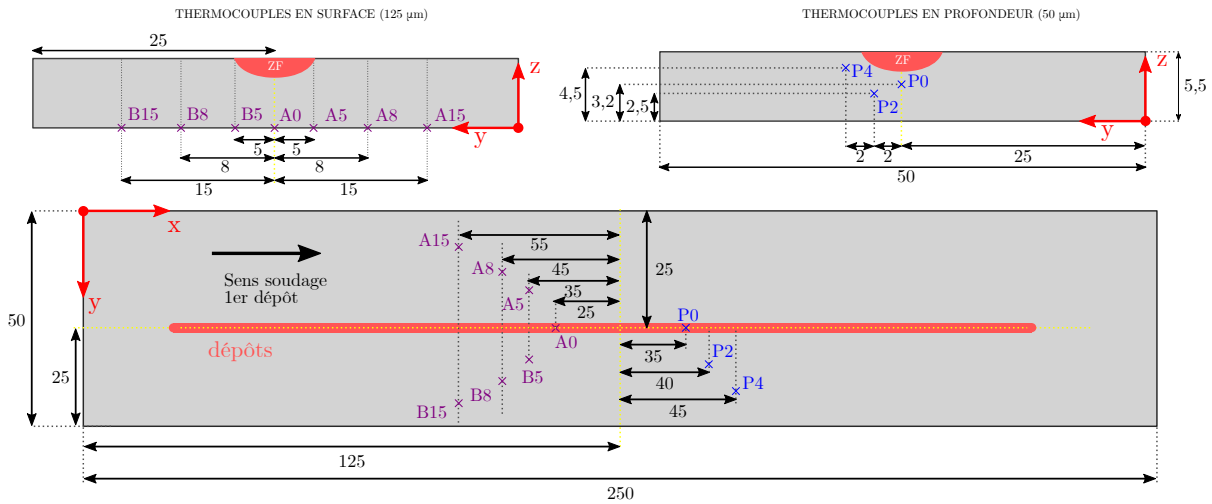


Figure 3.4 – Positions des thermocouples. Les deux figures du haut représentent des plans de coupe dans la tôle. La figure du bas représente la surface inférieure de la tôle.

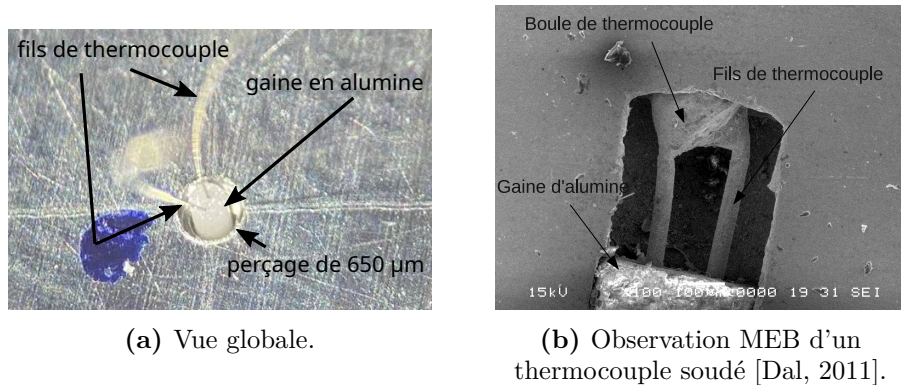


Figure 3.5 – Thermocouple de 50 μm soudé en profondeur dans le substrat.

Sept autres thermocouples sont posés en surface inférieure de la tôle, de part et d'autre du pseudo-plan de symétrie. Les fils ont un diamètre de 125 μm . Les boules de TC sont aussi réalisées sous atmosphère protectrice puis soudées par décharge capacitive sur le substrat. Tous les TC sont décalés suivant l'axe x afin que les TC les plus proches du pseudo-plan de symétrie ne viennent pas perturber les TC les plus éloignés.

Pour les quatre autres stratégies (1D_B, 1D_SB, 10D_SB_enchain et 10D_SB_refroid), les TC en profondeur ne sont pas prévus et seuls trois TC en surface envers sont soudés pour vérifier la reproductibilité d'un essai à l'autre (A0, A5, B5). La fréquence d'acquisition des TC est de 100 Hz. La reproductibilité des mesures de températures est présentée en Annexe A.

La Figure 3.6 présente les mesures de température pour les trois TC en profondeur du cas 10D_B_enchain. Les dépôts enchaînés sans refroidissement interpasse accumulent de la chaleur dans le substrat et la pièce fabriquée. Avec l'enchaînement des passes, et l'éloignement de la source de chaleur, les TC perdent de leur sensibilité à partir de la quatrième passe. Dès la troisième passe, la température se stabilise au-dessus de 750 $^{\circ}\text{C}$ jusqu'au refroidissement final.

Avec cette stratégie, la température Ms de 240 °C n'est jamais atteinte lors du dépôt et la transformation martensitique n'a lieu qu'au moment du refroidissement final.

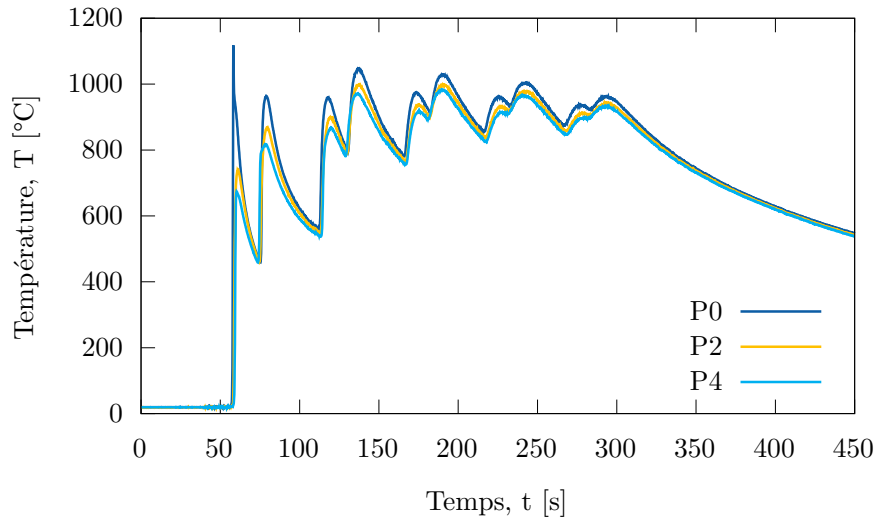


Figure 3.6 – Mesures de température pour les trois TC en profondeur du cas 10D_B_enchain.

Pour la stratégie avec refroidissement complet interpasse, les mesures de TC en profondeur pour le cas 10D_B_refroid sont données par la Figure 3.7. Avec cette stratégie, la température Mf de 70 °C est atteinte après chaque dépôt. Pour les quatre premières passes, les températures maximales vont de 1000 °C à 450 °C. Pour les passes suivantes, les températures maximales sont faibles, de l'ordre de 300 à 250 °C, ce qui traduit un manque d'information sur l'évolution de la température à la fois dans le mur et dans le substrat.

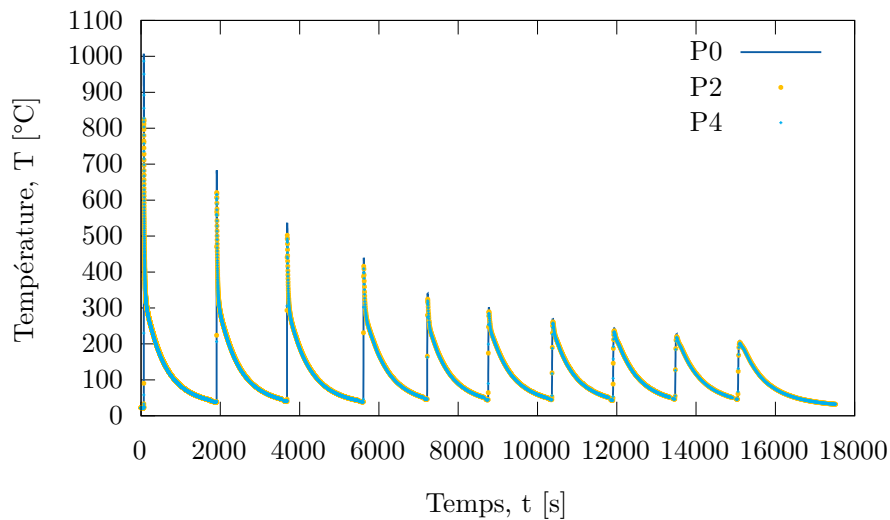


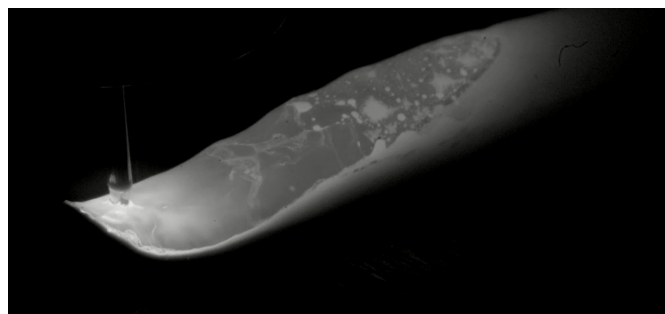
Figure 3.7 – Mesures de température pour les trois TC en profondeur du cas 10D_B_refroid. Pour les TC P2 et P4, un point sur 200 est affiché.

Les mesures de température par TC ont été présentées. Elles apportent une information précise sur l'évolution de la température à différents points du substrat lors des dépôts, qui servira à mettre en place la modélisation thermique. En revanche, pour toutes les stratégies, nous remarquons une perte de sensibilité sur l'évolution de la température à partir du quatrième ou cinquième dépôt qui est due à l'éloignement de la source de chaleur par rapport à la position des thermocouples dans le substrat. Les TC posés dans le substrat ne donnent plus une aussi

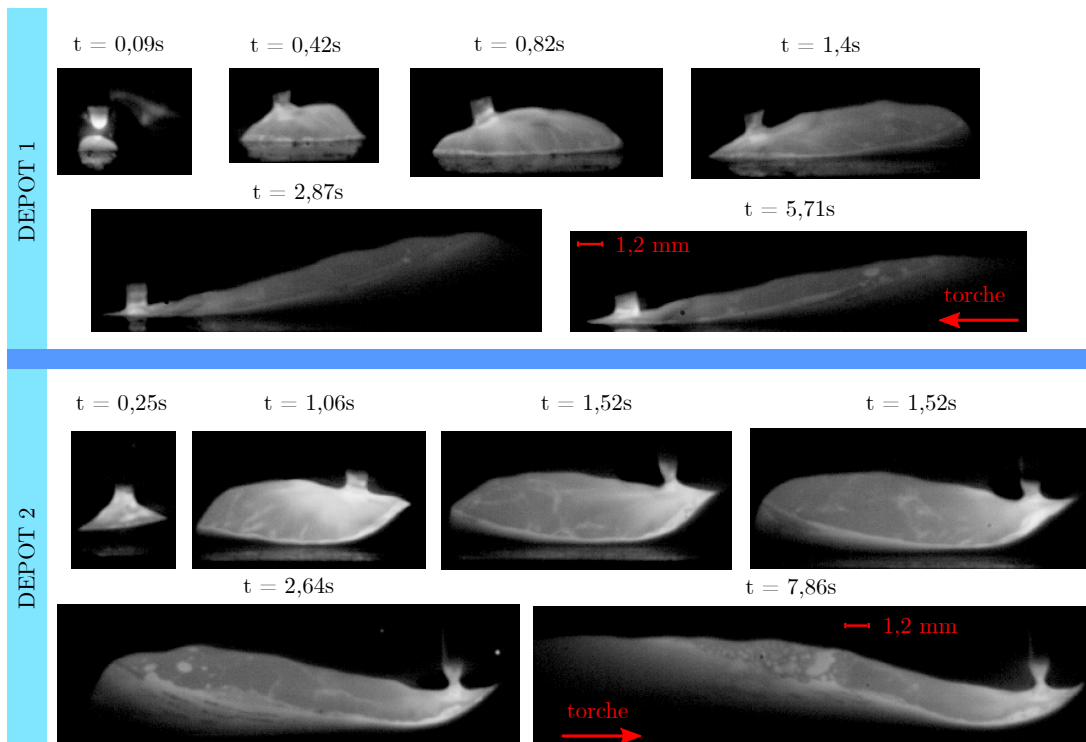
bonne précision sur l'évolution de la température. Ce point sera à prendre en compte pour la mise en place des modèles numériques.

3.3.2 Longueurs de bains

Les longueurs des bains de fusion ont été mesurées à l'aide d'une caméra rapide Phantom VEO-310-L. L'acquisition est faite sans laser d'illumination, mais avec un filtre passband (810 nm) afin d'atténuer la lumière intense de l'arc électrique. L'acquisition se fait à une fréquence de 50 Hz avec une définition d'image de 1280 par 504 pixels. Les capacités « rapides » de la caméra ne sont donc pas exploitées ici afin que l'enregistrement puisse durer jusqu'à 400 secondes, ce qui permet de capturer les longueurs des bains de fusion sur les cas où les 10 passes sont enchaînées. La Figure 3.8 présente un exemple de capture en perspective de la zone courante et lors de l'amorçage pour le premier et le deuxième dépôt du cas avec refroidissement complet interpasse.



(a) Bain de fusion lors de la seconde passe du cas 10D_B_refroid.



(b) Visualisation du bain de fusion dans le cas 10D_B_refroid pour les deux premiers dépôts. Le temps pour le dépôt 2 est relatif et correspond à un temps absolu de 1800 s environ.

Figure 3.8 – Images des zones fondues capturées avec la caméra rapide.

Pour pouvoir mesurer les longueurs de bain, la caméra est positionnée afin de mesurer la longueur des bains en milieu de dépôt dans un régime quasi stationnaire (lorsque la torche se

trouve à mi-longueur du substrat, voir Figure 3.9).

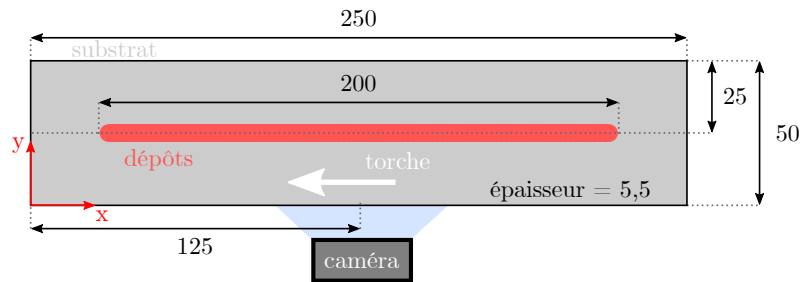


Figure 3.9 – Position de la caméra rapide.

Avant chaque début d'essai, un régleur métrique est utilisé pour calibrer la mesure de la caméra rapide et ainsi faire la conversion pixel/millimètre. La position de la caméra permet de faire une dizaine de mesures et d'obtenir une valeur moyenne de la longueur du bain de fusion pour chaque dépôt.

La Figure 3.10 présente les mesures des longueurs de bain réalisées pour les configurations bridées avec passes enchaînées et refroidissement complet interpasse. Dans le cas où les passes sont enchaînées (D10_B_enchain), les longueurs de bain sont plus grandes, en particulier à partir de la quatrième passe. Elles continuent d'augmenter jusqu'à la dixième passe pour atteindre une longueur moyenne de 35,5 mm. L'écart type est plus important pour ce cas-ci. Cela s'explique par l'enchaînement des passes qui produit un bain de fusion de grande dimension et donc instable. De plus, la présence importante d'oxydes en surface du bain rend la mesure plus compliquée.

Pour le cas avec refroidissement complet interpasse (D10_B_refroid), les bains sont en moyenne moins longs. Pour le premier dépôt, le bain a une longueur de 17,1 mm. À partir de la troisième passe, le bain a une longueur de 24,7 mm. Cette longueur de bain évolue très peu jusqu'à la dixième passe et vaut pour cette dernière 25,6 mm. Le bain de fusion est beaucoup plus stable dans ce cas et la mesure est plus précise.

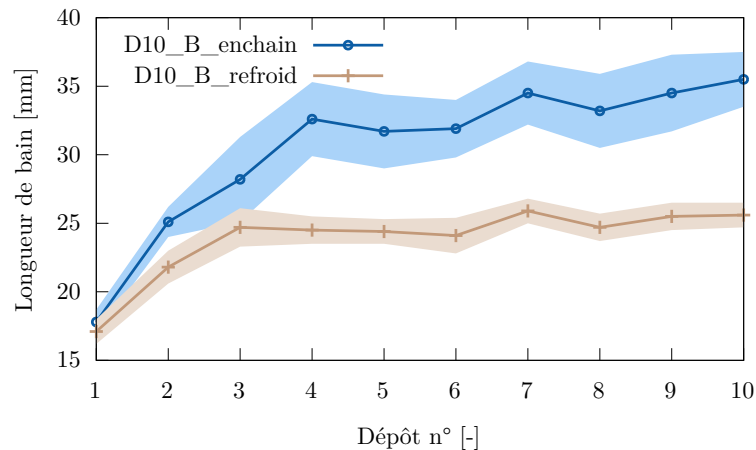


Figure 3.10 – Longueurs de bain pour les configurations avec passes enchaînées et refroidissement complet interpasse.

3.3.3 Mesures électriques

La tension et l'intensité électrique sont mesurées pour estimer la puissance apportée lors de chaque dépôt avec une fréquence d'acquisition de 5000 Hz. La Figure 3.11 présente un exemple de mesures faites au cours du premier dépôt avec plusieurs cycles qui se succèdent. Pour estimer

la puissance apportée, la tension moyenne et l'intensité moyenne sont calculées. Pour les dépôts 1 à 4, la tension moyenne est de 16,1 V et l'intensité moyenne de 176,1 A ce qui donne une puissance estimée est de 2835 W. Pour les dépôts 5 à 10, la tension moyenne est de 15,7 V et l'intensité moyenne de 170 A ce qui donne une puissance estimée de 2670 W. Pour rappel, la puissance est différente puisque les paramètres opératoires comme la vitesse de dévidage du fil et la vitesse d'avance de la torche sont différents.

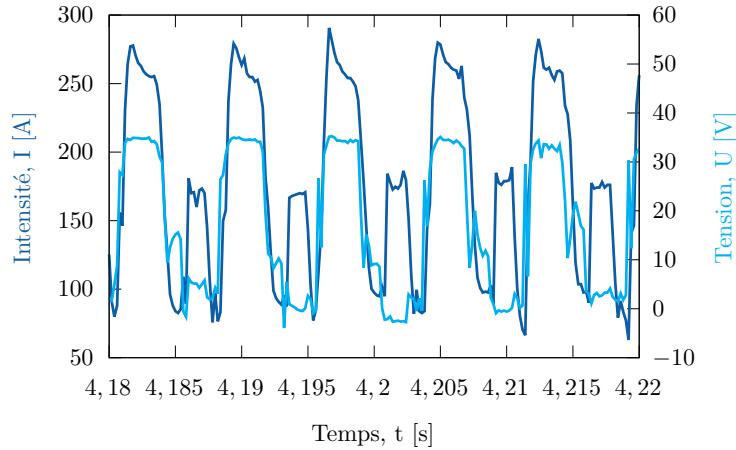


Figure 3.11 – Mesures électriques lors du premier dépôt.

3.3.4 Macrographies

La pénétration de la zone fondue est mesurée pour chaque passe. Nous avons réalisé, en plus des six stratégies, des dépôts « décalés » (voir Figure 3.12). Ce schéma illustre la méthodologie employée pour estimer la pénétration de la zone fondue pour les trois premiers dépôts. Le même principe est appliqué pour les dépôts 4 à 10. Après la fabrication de la pièce, une découpe est réalisée à l'aide d'une tronçonneuse sous fluide refroidissant (voir l'emplacement de la découpe Figure 3.12 représentée par un trait bleu pour les trois premiers dépôts). Les échantillons découpés sont ensuite enrobés à chaud puis polis. Enfin, une attaque électrolytique de 10 secondes à l'acide nitrique à 70 % avec une tension de 15 V et une intensité de 0,3 A est faite afin de révéler la macrostructure.

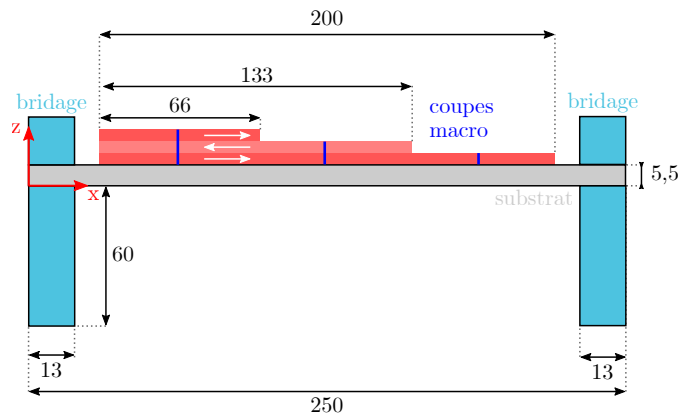


Figure 3.12 – Dépôts décalés pour mesurer la pénétration de la zone fondue.

Les résultats de ces attaques sont donnés par la Figure 3.13. Nous ne présentons ici que les attaques pour 1, 4, 6 et 10 dépôts à titre d'exemple. Les coupes révèlent tout d'abord une différence de géométrie entre les murs. Les murs avec refroidissement complet entre les passes sont plus fins et plus hauts.



Figure 3.13 – Macrographies des murs avec dépôts décalés.

Également pour ces mêmes murs, des bandes de nuances colorées différentes apparaissent pour chaque passe, ce qui laisse penser à l'effet d'un revenu interpasse. Les délimitations des zones fondues sont clairement visibles. En revanche, pour les murs avec dépôts enchaînés, les limites des zones fondues sont très difficiles à estimer.

3.3.5 Cartographies de dureté

Des cartographies de dureté ont été faites sur ces mêmes échantillons provenant des murs avec dépôts décalés. Les échantillons sont polis avant chaque mesure de dureté. Elles sont faites à l'aide d'un duromètre automatique Durascan Struers. Les temps d'acquisition du duromètre, excédant les 24 heures pour un échantillon, nous imposent de faire un compromis sur la densité des points de mesure. Une mesure est réalisée tous les 350 à 450 μm , ce qui donne environ 1200 points mesurés par échantillon.

La Figure 3.14 présente la mesure de dureté après le premier dépôt. La délimitation de la zone fondue (ZF) est représentée par la ligne noire. Dans cette zone fondue et dans la ZAT, la dureté est homogène avec une valeur moyenne de 380 HV qui correspond à la dureté de la martensite de trempe. En s'éloignant, on retrouve une dureté plus faible de 290 HV environ qui correspond au matériau de base qui n'est pas affecté par l'opération de soudage.

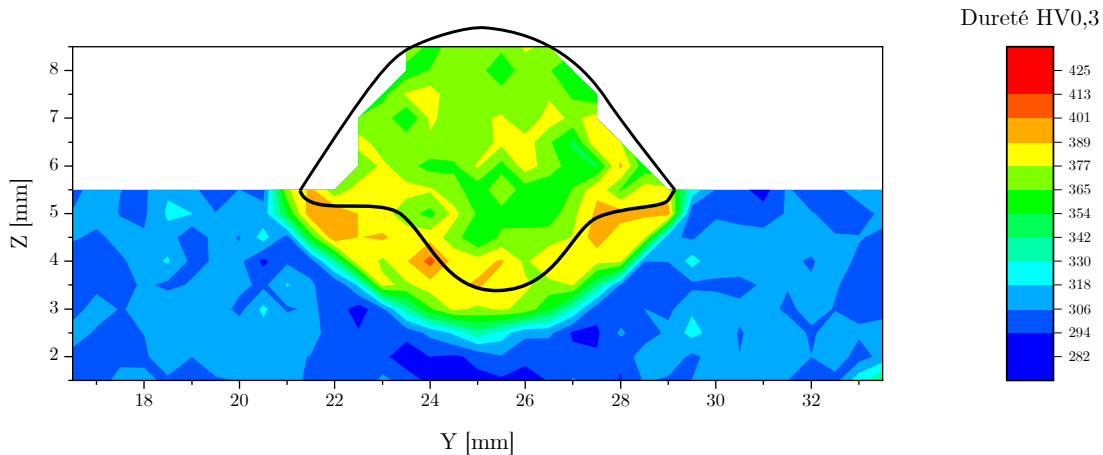


Figure 3.14 – Cartographie de dureté après le premier dépôt.

La Figure 3.15 présente la cartographie de dureté après le deuxième dépôt dans le cas d'un refroidissement complet interpasse. Ici encore, il y a une première zone fondue avec une dureté homogène d'environ 380 HV qui correspond à une zone où de la martensite de trempe s'est formée au refroidissement. En dessous de la ZF, une première zone apparaît avec une dureté qui chute à 330/340 HV. En dessous encore, une seconde zone est présente avec une dureté qui augmente à 400/410 HV. Ces deux zones, faites de martensite de trempe avant le deuxième dépôt, ont subi un revenu de la martensite provoquant à la fois une chute de dureté et une augmentation de dureté. Cette cartographie permet ainsi de mettre en avant un effet de revenu interpasse qui était supposé se produire.

La Figure 3.16 présente la cartographie de dureté après le sixième dépôt dans le cas d'un refroidissement complet interpasse. En plus de la cartographie de dureté, la macrographie est représentée afin de faire une comparaison. Tout d'abord, le même phénomène d'augmentation de dureté de manière successive apparaît, confirmant le changement de dureté liée à l'effet multipasse. En revanche, la baisse de dureté n'est visible que dans le substrat pour le revenu du deuxième dépôt. Le revenu des dépôts suivants ne fait apparaître aucune baisse significative de dureté dans le mur. La comparaison à la macrographie permet de mettre en évidence que les nuances de couleur apparaissent entre les zones où la dureté augmente. Nous pouvons supposer

que ces zones sont celles où la température de revenu interpassage est la plus forte et que de l'austénite reformée apparaît, ce qui pourrait expliquer le changement de dureté.

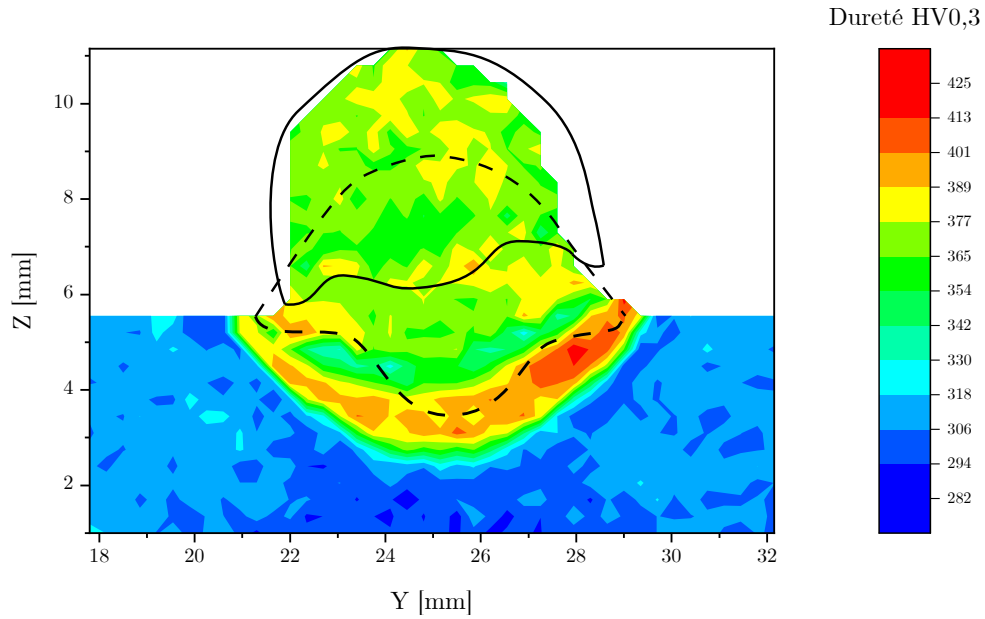


Figure 3.15 – Cartographie de dureté après le deuxième dépôt avec refroidissement complet interpassage.

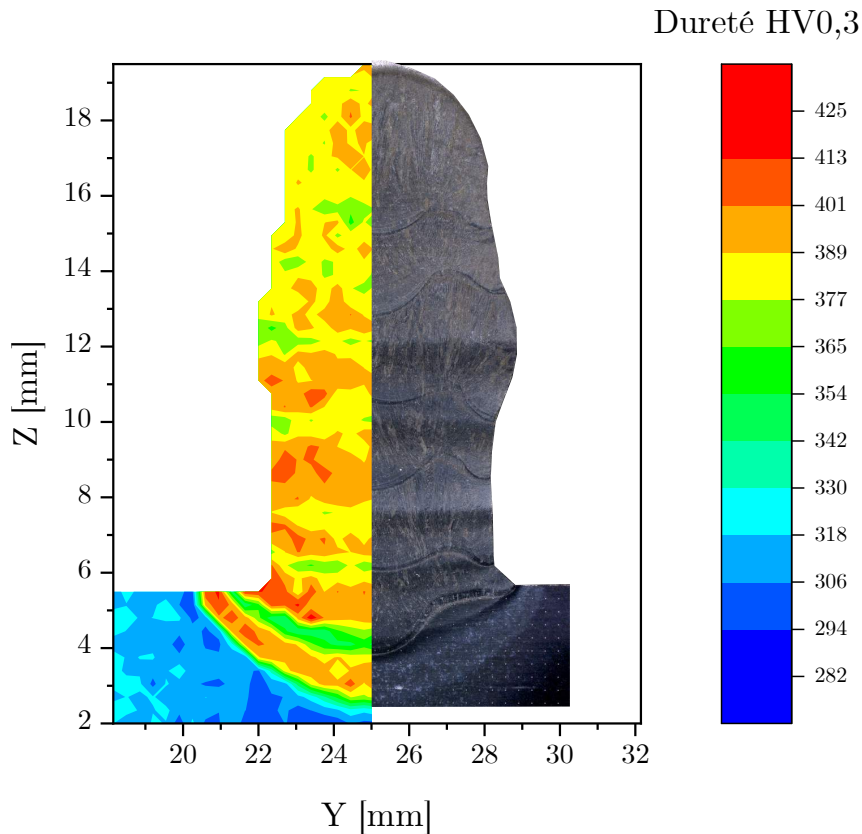


Figure 3.16 – Cartographie de dureté après le sixième dépôt avec refroidissement complet interpassage et la macrographie correspondante.

Enfin, la Figure 3.17 présente une comparaison des cartographies de dureté entre deux stratégies : les dix dépôts enchaînés et les dix dépôts avec refroidissement. Pour le cas où les dépôts

sont faits à la volée (Figure 3.17a), la structure finale du mur a une dureté homogène d'environ 380 HV qui correspond à une structure de martensite de trempe. Les duretés les plus élevées se situent au niveau du substrat avec des valeurs de 405 HV environ, laissant présager l'apparition d'une martensite de trempe différente de celle du mur. Cette différence peut s'expliquer par une différence de microstructure dans le substrat et dans le mur (Figure 3.18). Elle peut aussi s'expliquer par une légère différence de composition chimique (potentiellement plus de carbone dans l'acier 415 constituant le substrat) qui conduit à former une martensite plus trempante et plus dure.

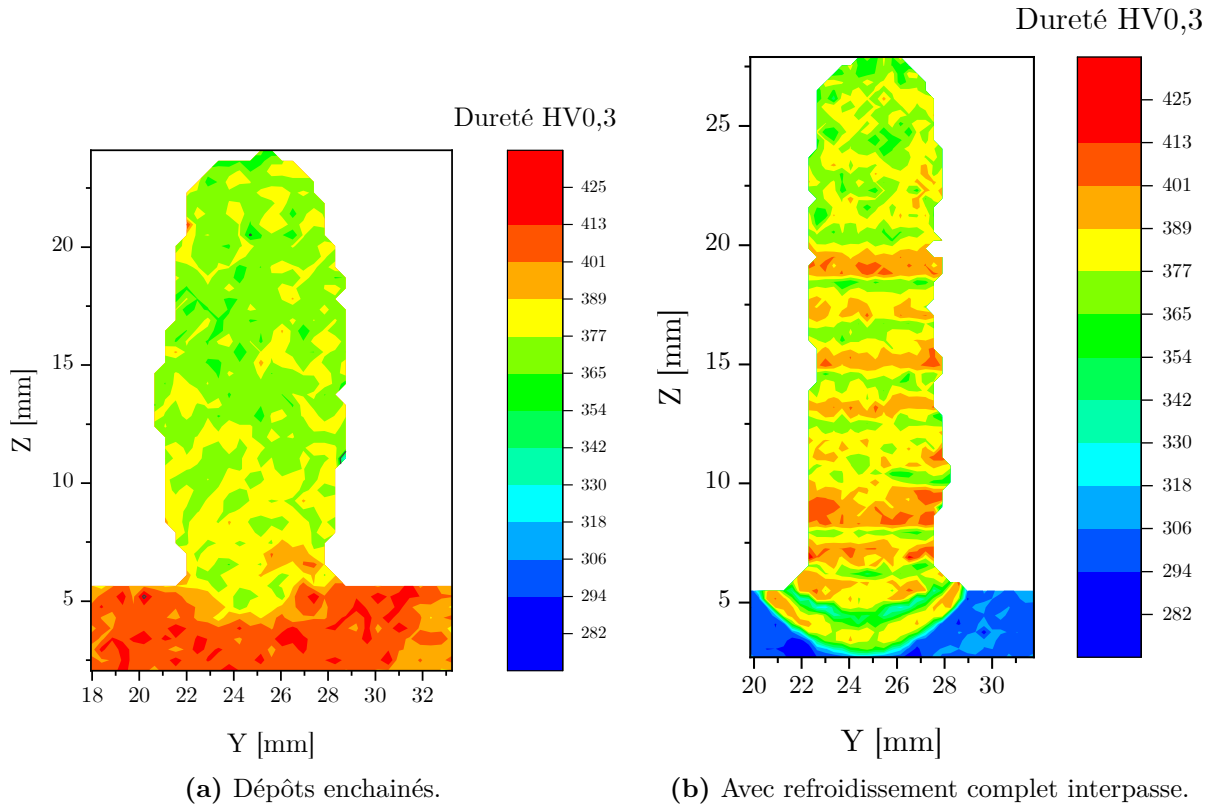


Figure 3.17 – Cartographies de dureté après le dixième dépôt.

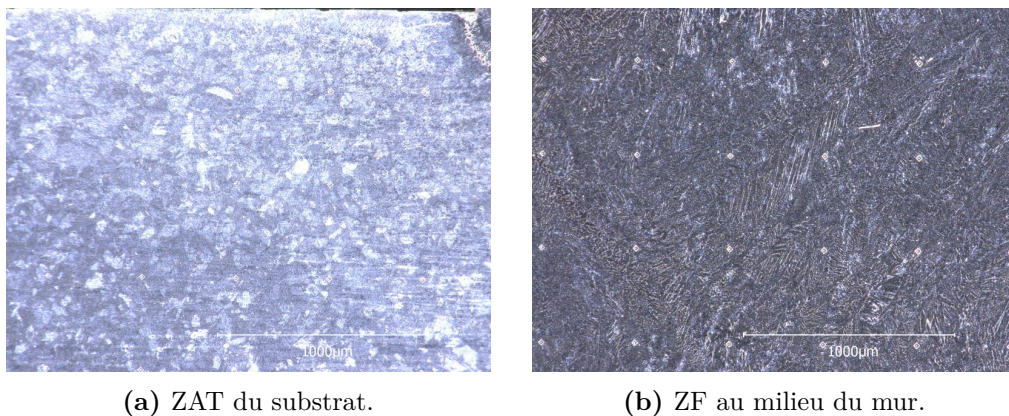


Figure 3.18 – Micrographies du substrat et du mur pour le cas avec dix dépôts enchainés.

Pour le cas avec refroidissement complet interpasse (Figure 3.17b), la dureté correspond à celle déjà présentée avec une structure de martensite de trempe à 380 HV et des bandes de dureté plus élevées à 400/410 HV traduisant l'effet du revenu. Dans le substrat, la dureté du matériau de base à 290 HV est retrouvée.

La comparaison de ces deux stratégies de dépôts met en évidence l'influence de l'histoire thermique sur la métallurgie finale des murs. Lorsque les dépôts sont enchaînés, le mur et une partie importante du substrat sont à haute température et la transformation martensitique n'a lieu qu'au moment du refroidissement final après le dixième dépôt. Pour la stratégie avec refroidissement complet interpasse, une structure de martensite trempée se forme après chaque dépôt. Le dépôt suivant provoque un revenu qui augmente la dureté dans le mur et le substrat. Enfin, pour cette stratégie, l'opération de fabrication n'affecte qu'une petite zone du substrat, comme en témoigne la taille de la ZAT Figure 3.17b.

3.3.6 Déformations in situ par corrélation d'images

Pour les six stratégies de dépôts, la déformation a été mesurée pendant la phase de dépôt et pendant le refroidissement. La mesure se fait par corrélation d'images. Cette méthode consiste à déterminer l'évolution du déplacement ou de la déformation par comparaison d'images successives (Figure 3.19).

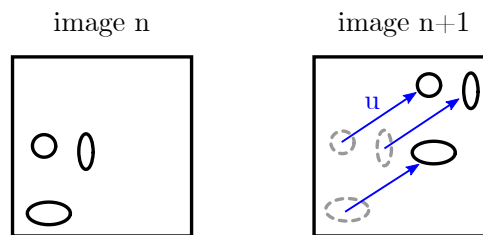


Figure 3.19 – Principe de la mesure de déplacement par corrélation d'images.

Sur chaque substrat, un mouchetis est appliqué à l'aide d'une peinture céramique résistante à une température maximale de 1600 °C. Un clinquant est soudé par laser sur le bord extérieur du substrat pour éviter l'aveuglement de l'appareil photographique par l'arc lors de la capture des images pendant la phase de dépôt (Figure 3.20). La soudure par laser réalisée à 20 mm de la zone de dépôt, d'une épaisseur de 0,2 mm, est jugée sans influence sur une quelconque modification de l'état métallurgique proche de la zone où les dépôts sont réalisés.

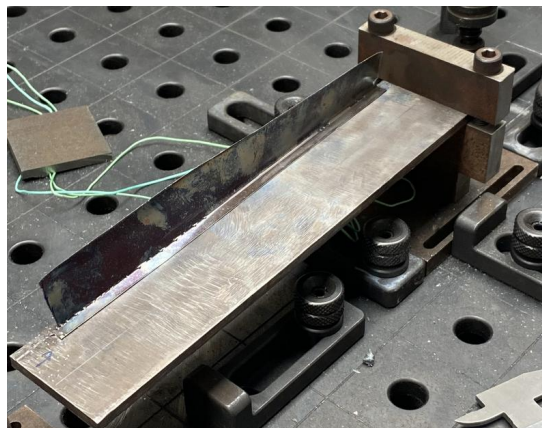


Figure 3.20 – Photographie avant l'étape de dépôts du substrat avec le clinquant soudé par laser.

Les images sont capturées à l'aide d'un appareil photo Canon EOS 1300D. L'acquisition des images se fait à une fréquence de 0,2 Hz, qui est la fréquence maximale admissible par l'appareil photo. La Figure 3.21 présente une image capturée pendant le dixième dépôt du cas 10D_SB_enchain. Cette image montre le rôle important que joue le clinquant pour conserver une image non éblouie par l'arc, en particulier au niveau du substrat.

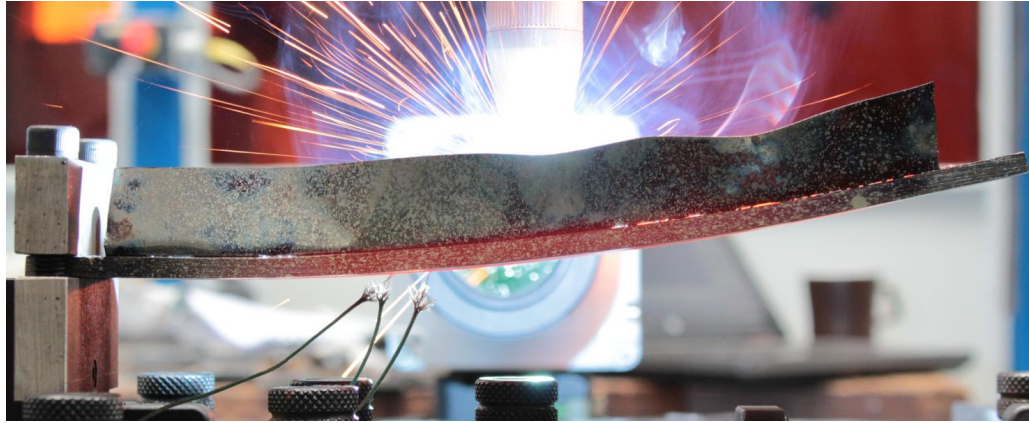


Figure 3.21 – Capture lors du dixième dépôt du cas 10D_SB_enchain.

Le traitement des images et la mesure de déformation par corrélation d'images sont faits à l'aide du logiciel PCC en version 3.8. Ce logiciel, initialement utilisé pour l'acquisition de la caméra rapide Phantom, dispose d'un module de suivi de points. Un filtre est tout d'abord appliqué à toutes les images afin de mettre en évidence les points du mouchetis (Figure 3.22). Un point en bordure du substrat est choisi comme point d'origine et comme point à suivre. Un facteur de conversion mm/pixel est défini en se basant sur l'épaisseur du substrat de 5,5 mm. Le logiciel calcule ensuite automatiquement le déplacement du point et donne en sortie le déplacement du point suivant X et Z. La Figure 3.22 présente un exemple de mesure réalisée par le logiciel à trois instants différents de la stratégie 10D_SB_enchain. Le trait bleu représente le déplacement calculé entre le temps de départ $t = 0$ et le temps actuel de l'image.

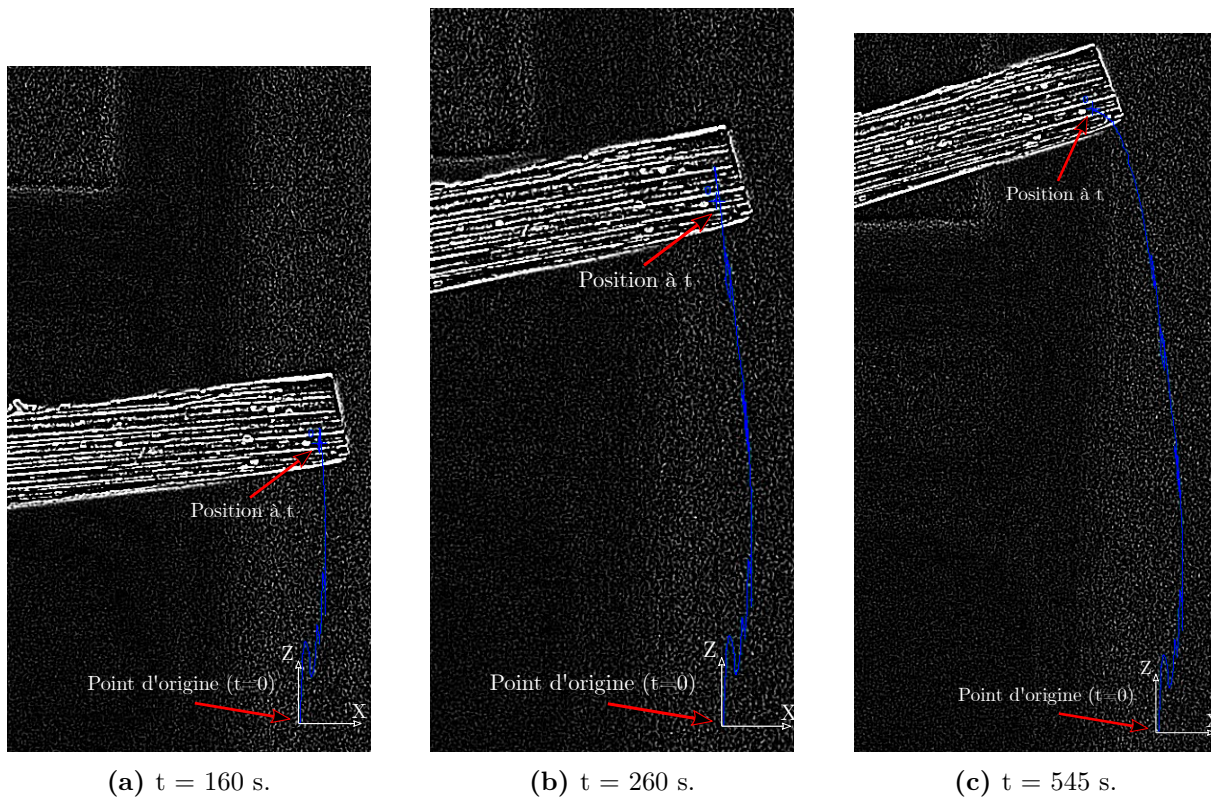


Figure 3.22 – Mesure du déplacement d'un point du mouchetis par corrélation d'images pour la stratégie 10D_SB_enchain.

Nous présentons par la suite les résultats des mesures en matière de déplacement pour la stratégie 10D_SB_enchain. Deux essais ont été réalisés pour vérifier la reproductibilité. La Figure 3.23 présente le déplacement d'un point en bordure du substrat au cours du temps pendant la phase de dépôt. Les traits verticaux bleus représentent le début et la fin de chaque dépôt. L'évolution générale du déplacement pour les deux essais est identique, mais les valeurs de déplacement sont différentes, notamment à partir de 150 s. A la fin de la phase de dépôt à $t = 260$ s, le déplacement est de 27,3 mm pour l'essai 1 et 22,8 mm pour l'essai 2, soit une différence de 4,5 mm ou 16 %. Cette différence s'explique principalement par un effondrement du mur pour l'essai 2 au niveau du bord libre à cause de l'accumulation de la chaleur. Sur ces deux courbes, les dépôts impairs (la torche part du bord bridé et se déplace vers le bord libre) sont caractérisés par un déplacement qui augmente suivant Z. Les dépôts pairs (la torche part du bord libre et se déplace vers le bord bridé) sont eux caractérisés par une stabilisation ou une diminution du déplacement suivant Z.

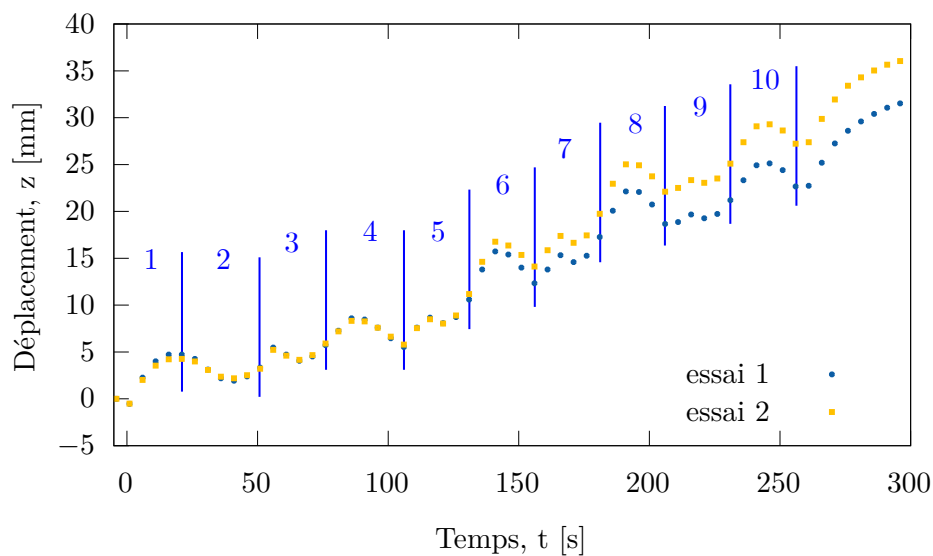


Figure 3.23 – Mesures de déplacement d'un point en bordure du substrat pour le cas 10D_SB_enchain pendant la phase de dépôt.

La Figure 3.24 présente pour les deux mêmes essais l'évolution du déplacement pendant les phases de dépôt et de refroidissement. Le déplacement maximal est atteint au cours du refroidissement à $t = 570$ s avec un déplacement de 34,8 mm pour l'essai 1 et un déplacement de 38,4 mm pour l'essai 2. Ce déplacement maximal atteint représente en moyenne 14,6 % de la longueur du substrat de 250 mm. Le déplacement diminue ensuite à cause de la transformation martensite qui combine le phénomène de plasticité de transformation et un changement de compacité. Le déplacement se stabilise ensuite à partir de $t = 1500$ s et le déplacement final vaut 27,2 mm pour l'essai 1 et 32,6 mm pour l'essai 2 soit une différence de 5,4 mm ou 17 %. Ces différences peuvent être dues à une thermique du procédé légèrement différente d'un essai à l'autre (effondrement du mur pour l'essai 2, température de l'atelier différente). Saint-Germain [Saint-Germain, 2006] montre que ce type de configuration expérimentale est très sensible à la thermique du procédé. Sur un essai « ligne de fusion » et sur une configuration de bridage équivalente, il montre qu'une variation de 150 °C (sur un thermocouple placé à 6 mm de la zone de fusion) entraîne des variations de déplacements finales de 40 %.

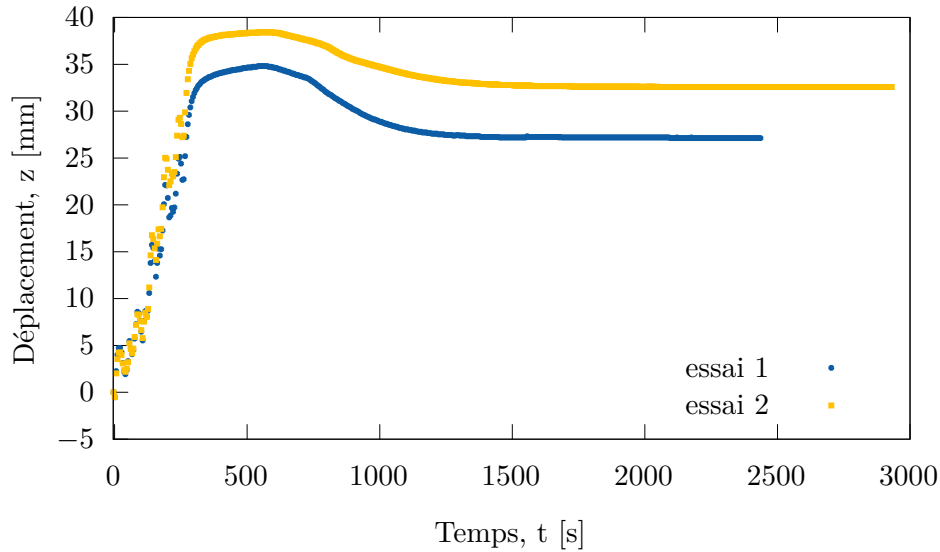


Figure 3.24 – Mesures de déplacement d’un point en bordure du substrat pour le cas 10D_SB_enchain pendant les phases de dépôt et de refroidissement.

3.3.7 Déformations après dépôts par scan 3D

La déformée finale des substrats après débridage est mesurée à l’aide d’un scan laser 3D portable FARO Quantum S de l’IRDL. Cette appareil permet normalement de mesurer et vérifier les côtes géométriques d’une pièce après usinage et a été utilisé pour mesurer les déformations résiduelles des substrats. Il mesure les formes géométriques d’un objet, soit avec un laser, soit avec un palpeur. Nous avons utilisé le laser, qui est plus flexible et plus adapté à notre besoin. Le laser permet de produire un nuage de points en 3D avec un espacement des points de $50\ \mu\text{m}$. Un fichier stl est généré et permet d’estimer la déformation finale de la pièce fabriquée (voir Figure 3.25). Nous présentons par la suite les scans 3D des deux essais 10D_SB_enchain.

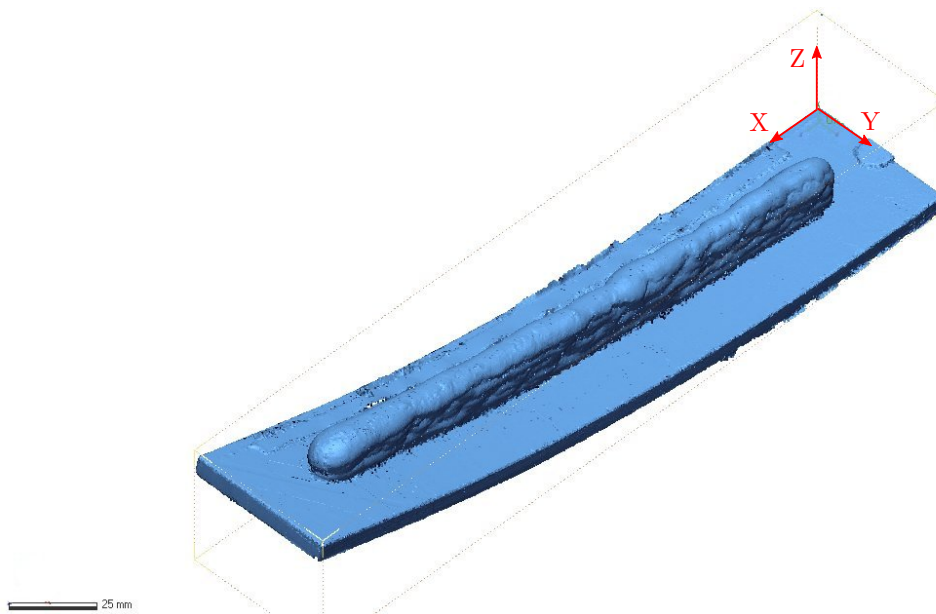


Figure 3.25 – Scan 3D de l’essai 2 de la stratégie 10D_SB_enchain. (On remarque l’effondrement du mur au niveau du bord libre, à gauche).

La Figure 3.26 présente la déformée longitudinale mesurée par scan 3D. Le déplacement

à $x = 0$ correspond au bord bridé. Les déplacements maximaux mesurés sont au niveau du bord libre à $x = 250$ mm. La valeur maximale du déplacement vaut 26,8 mm pour l'essai 1 et 33,9 mm pour l'essai 2. Ces valeurs finales de déplacements sont proches des valeurs mesurées par corrélation d'image. Les quelques différences sont liées aux incertitudes des instruments de mesure et possiblement au positionnement du substrat pendant le scan 3D.

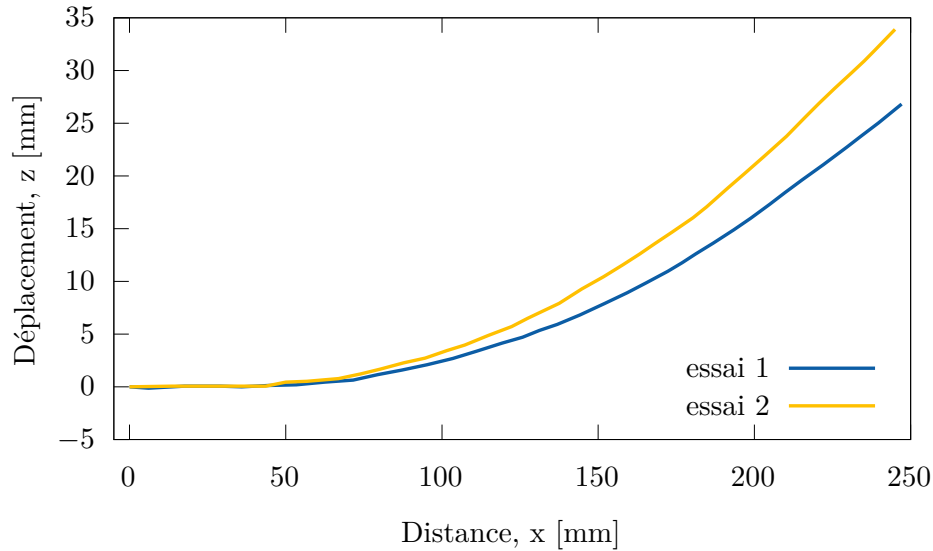


Figure 3.26 – Déformées longitudinales mesurées par scan 3D pour deux essais avec la stratégie de dépôt 10D_SB_enchain.

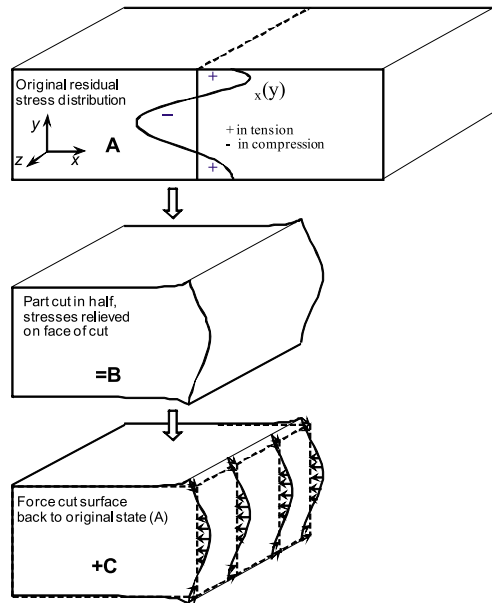
Ces mesures de déplacements, qui atteignent des valeurs très élevées, montrent l'intérêt d'une telle configuration pour l'étude et la mise en place d'un modèle numérique prédictif de l'état de déformation. L'objectif d'avoir une observable importante est donc atteint et permettra la confrontation du modèle numérique aux mesures expérimentales.

3.3.8 Contraintes résiduelles par la méthode du contour

Les contraintes résiduelles ont été évaluées par la méthode du contour. Nous avons fait appel à la société Mat-in-Meca pour réaliser ces mesures. La méthode du contour est une méthode destructive qui permet d'évaluer les contraintes résiduelles. Elle s'appuie sur la redistribution des contraintes après un enlèvement de matière. La méthode s'effectue en plusieurs étapes (voir Figure 3.27).

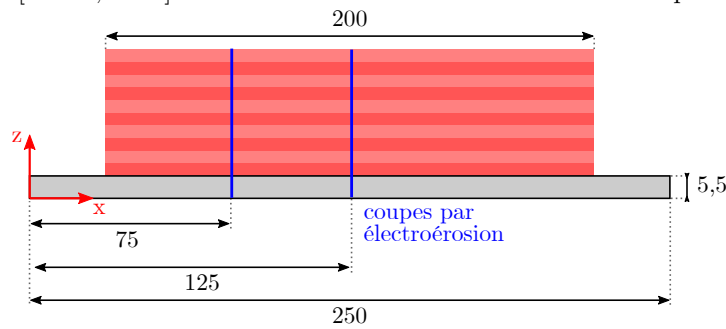
Tout d'abord, une découpe de l'échantillon est réalisée dans le plan normal à la direction de mesure des contraintes. La découpe doit être réalisée sans induire d'écrouissage dans l'échantillon afin de ne pas modifier l'état de contraintes. Dans notre cas, le prestataire a réalisé la découpe par électroérosion. Avant l'étape de découpe, un mortier qui épouse les formes du mur est installé (Figure 3.27b). Il permet de conserver une vitesse de découpe constante afin de minimiser les erreurs de découpe. La découpe est réalisée à mi-longueur de chaque éprouvette (Figure 3.27c), sauf pour l'éprouvette 10_D_B_enchain (une première découpe à mi-longueur n'a pas été concluante et a ensuite été réalisée au premier tiers). Nous précisons que le prestataire a dû réaliser un fraisage des surfaces extérieures des quatre éprouvettes avant de réaliser la découpe par électroérosion (10_D_SB_enchain, 10_D_B_enchain, 10_D_SB_refroid et 10_D_B_refroid). En effet, la couche épaisse d'oxydes présente sur les murs a provoqué un court-circuit à chaque tentative de découpe par électroérosion. L'enlèvement de matière est de 0,75 mm sur les surfaces latérales et de 2 à 3 mm sur les surfaces supérieures du mur. Après découpe, les surfaces libres se déforment à cause du relâchement des contraintes internes, dans

la direction normale au plan de coupe. Le déplacement des deux surfaces déformées a été ensuite mesuré par profilométrie laser. La dernière étape consiste à réaliser un calcul par éléments finis en élasticité linéaire. Le champ de déplacement des deux surfaces est préalablement filtré puis moyenné pour réduire les différentes erreurs de mesures liées à la découpe. Ce champ de déplacement est ensuite imposé dans le calcul pour retrouver une surface plane et ainsi déterminer les niveaux de contraintes résiduelles de l'échantillon. Le prestataire a utilisé un module d'Young E de 206 GPa et un coefficient de poisson ν de 0,29 pour réaliser le calcul numérique. Ces données ont été caractérisées à l'IMN par ultrason par Théodore [Théodore, 2023] sur une tôle d'acier 415 de 13 mm d'épaisseur.



(a) Principe de la méthode du contour [Prime, 2009].

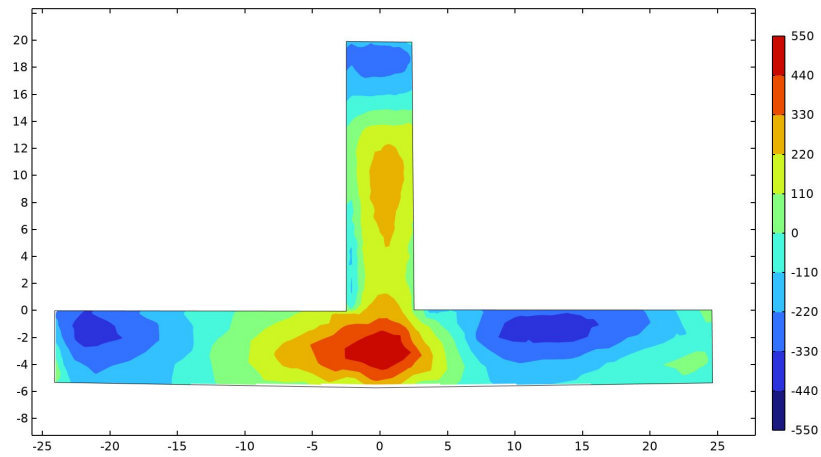
(b) Mortier posé pour améliorer l'étape de découpe.



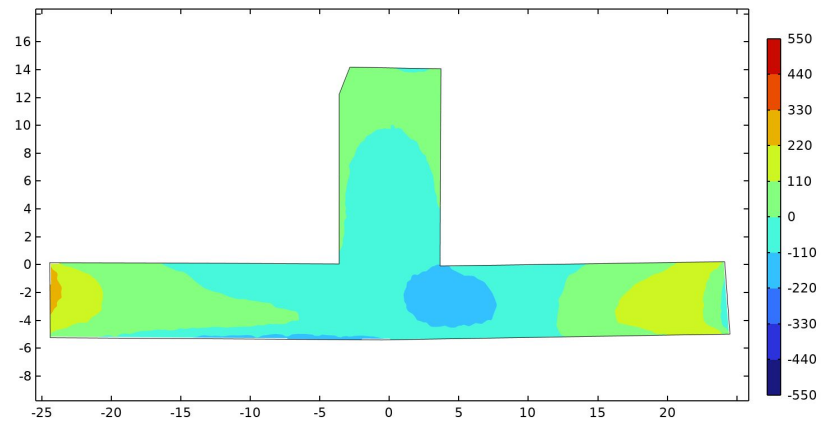
(c) Positions des coupes par électroérosion.

Figure 3.27 – Mesure de contraintes résiduelles par la méthode du contour.

La Figure 3.28 présente les cartographies de contraintes résiduelles longitudinales pour deux stratégies de dépôts différentes. L'histoire thermo-métallurgique modifie grandement l'état de contraintes résiduelles. Pour la stratégie de dépôts avec refroidissement complet interpasse, des zones de fortes contraintes en traction et en compression sont visibles à la fois dans le substrat et dans le mur. Pour la stratégie de dépôts enchaînés, les niveaux de contraintes sont faibles avec des gradients moins importants.



(a) Cas 10D_B_refroid.



(b) Cas 10D_B_enchain.

Figure 3.28 – Cartographies de contraintes longitudinales résiduelles mesurées par la méthode du contour. Dimensions de la grille en mm.

Ce chapitre a présenté les différentes instrumentations du procédé de fabrication MAG-CMT qui ont été mises en place. Les conséquences thermiques, métallurgiques et mécaniques ont pu être analysées et l'influence de l'histoire thermo-métallurgique a été mise en évidence. Toutes ces données vont permettre par la suite de confronter les résultats des modèles numériques qui seront développés.

Chapitre 4

Caractérisation et modélisation du comportement thermo-métallurgique de l'acier inoxydable 415

Résumé : Des essais de dilatométrie libre, au chauffage et au refroidissement, sont réalisés dans des conditions thermiques de soudage pour mettre en avant les transformations métallurgiques de l'acier 415. De plus, des traitements thermiques sont réalisés pour caractériser le revenu de la martensite de trempe. Des modèles sont choisis et les paramètres sont identifiés.

Sommaire

4.1	Introduction	82
4.2	Caractérisation des propriétés thermophysiques	82
4.2.1	Capacité thermique massique	82
4.2.2	Masse volumique	83
4.2.3	Diffusivité thermique	84
4.2.4	Calcul de la conductivité thermique	84
4.3	Caractérisations des transformations métallurgiques	86
4.3.1	Montage expérimental	86
4.3.2	Essais de dilatométrie libre au chauffage	88
4.3.3	Essais de dilatométrie libre au refroidissement	90
4.3.4	Revenu de la martensite de trempe	92
4.3.5	Caractéristiques thermo-métallurgiques	95
4.4	Modélisation des transformations métallurgiques	96
4.4.1	Transformations au chauffage	96
4.4.2	Transformation au refroidissement	99
4.4.3	Revenu de la martensite de trempe	99

"This is where your story begins. The day they departed. Despite knowing the journey... and where it leads... I embrace it. And I welcome every moment of it."

Louise Banks (Denis Villeneuve, Arrival, 2016)

4.1 Introduction

La modélisation numérique d'une opération de fabrication arc-fil nécessite des données matériaux pour résoudre les différentes équations. L'état de l'art publié sur les propriétés de l'acier inoxydable 415 est presque nul. Dans un premier temps, nous avons caractérisé les propriétés thermo-physiques puis les transformations métallurgiques de l'acier. Nous présentons par la suite les méthodes de caractérisation et les résultats.

4.2 Caractérisation des propriétés thermophysiques

La modélisation thermique passe par la résolution de l'équation de la chaleur, présentée section 2.3.1. Différentes propriétés thermophysiques de l'acier sont nécessaires pour résoudre cette équation : conductivité thermique, capacité thermique massique et masse volumique. Nous présentons par la suite les outils et résultats qui ont permis l'obtention de ces propriétés.

4.2.1 Capacité thermique massique

La capacité thermique massique (C_p) a été mesurée à l'IRDL par calorimétrie différentielle à balayage (Differential Scanning Calorimetry) à l'aide d'un analyseur thermique LABSYS EVO de la marque Setaram. La mesure par DSC consiste à calculer une différence de flux de chaleur entre un échantillon de référence dont les propriétés sont connues (dans notre cas de l'alumine) et un échantillon à analyser. L'échantillon analysé provient d'une des tôles de 415. La mesure de C_p est faite au chauffage et au refroidissement entre 50 °C et 1300 °C à une vitesse de balayage de 5 K/min. Les résultats sont présentés par la Figure 4.1. Cette mesure permet de visualiser les enthalpies de deux transformations métallurgiques : une transformation austénitique au chauffage à partir de 500 °C et une transformation martensitique au refroidissement à partir de 300 °C.

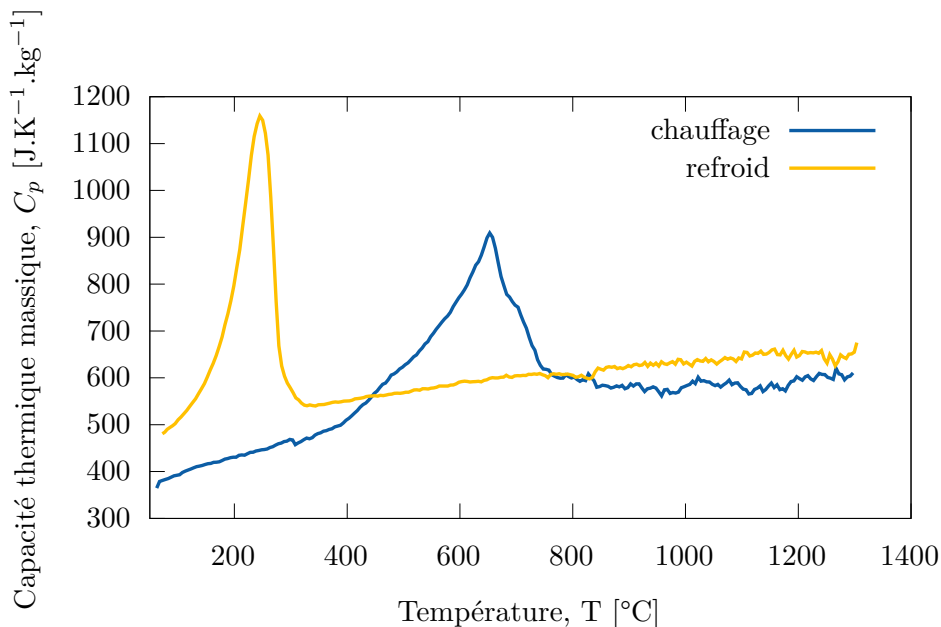


Figure 4.1 – Capacité thermique massique de l'acier inoxydable 415.

En plus de cette mesure de C_p , une mesure par DSC jusqu'à 1550 °C a été réalisée pour identifier les températures de solidus et liquidus de l'acier 415. Le signal DSC n'a pas été traité pour réaliser une mesure de C_p et nous ne présentons ici que le signal brut (Figure 4.2). Ce signal brut met en évidence, en plus des transformations austénitique et martensitique déjà présentées, une transformation austénite/ferrite delta aux alentours des 1200/1300 °C. La fusion

et la solidification du matériau sont clairement visibles avec un changement brutal de signal lié à l'enthalpie de changement d'état du matériau. La fusion et la solidification sont décalées par rapport à la température, ce qui peut s'expliquer par l'inertie thermique due à la quantité de matière utilisée. Pour déterminer les températures de solidus et de liquidus, nous nous sommes basés uniquement sur le flux de chaleur de la solidification. En effet, les limites des zones fondues des macrographies et des images par caméra rapide, sur lesquelles nous nous baserons pour mettre en place la modélisation thermique, sont celles de la solidification. La température de solidus T_s vaut 1390 °C et la température de liquidus T_l vaut 1440 °C.

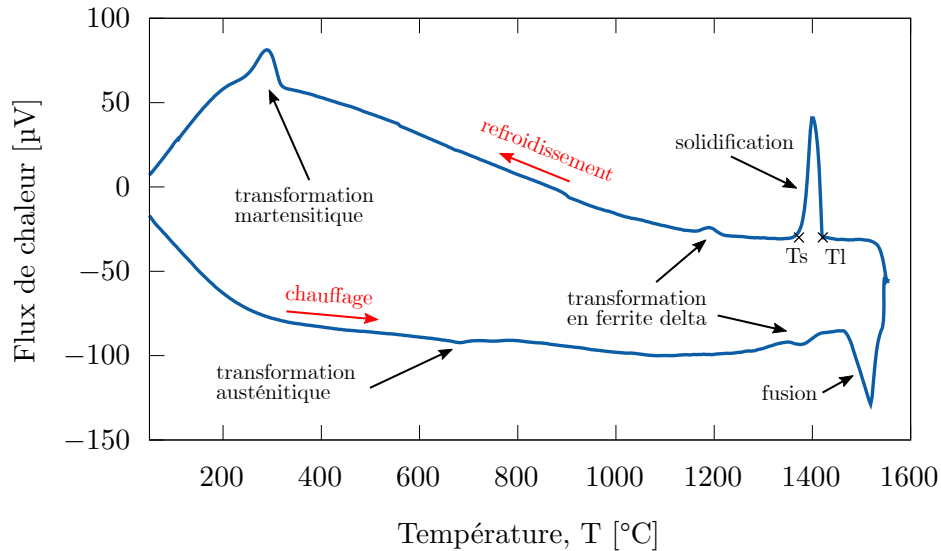


Figure 4.2 – Flux de chaleur d'un essai de DSC pour mesurer les températures de solidus et de liquidus de l'acier 415.

4.2.2 Masse volumique

La masse volumique est mesurée avec un dilatomètre de l'IRDL de la marque LINSEIS. Un échantillon d'une des tôles de 415 est prélevé et ses dimensions géométriques (longueur L_0 , largeur l_0 , épaisseur e_0) ainsi que sa masse m_0 sont mesurées. Un capteur LVDT mesure la variation de longueur au cours du chauffage et du refroidissement. La masse volumique, en faisant l'hypothèse d'isotropie, est finalement calculée par l'équation (4.1).

$$\rho(T) = \frac{m_0}{v(T)} = \frac{m_0}{L(T) \times l(T) \times e(T)} = \frac{m_0}{(L_0 + dL(T)) \times (l_0 + dl(T)) \times (e_0 + de(T))} \quad (4.1)$$

$$dL(T) = L_0 \frac{dL}{L_0} \quad (4.2)$$

$$dl(T) = l_0 \frac{dl}{l_0} \quad (4.3)$$

$$de(T) = e_0 \frac{de}{e_0} \quad (4.4)$$

La masse volumique est calculée au chauffage et au refroidissement de 20 °C jusqu'à 900 °C. Les résultats des mesures sont donnés par la Figure 4.3

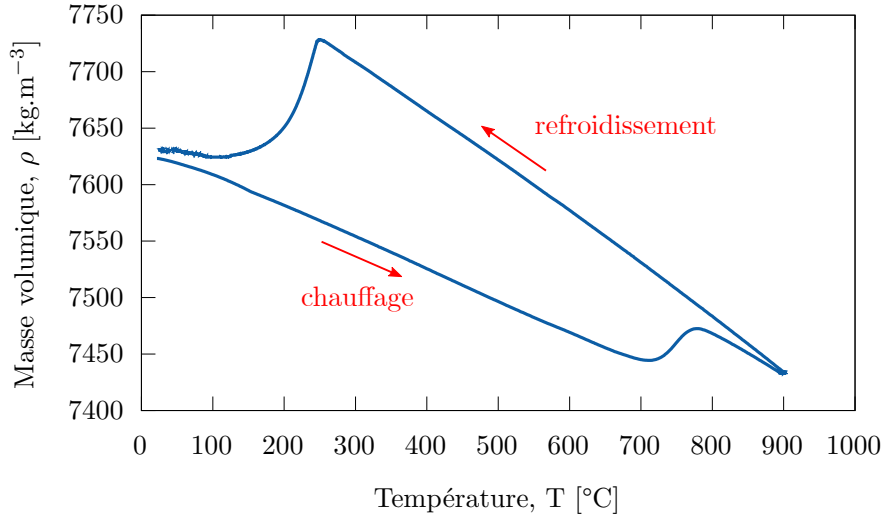


Figure 4.3 – Masse volumique de l'acier inoxydable 415.

4.2.3 Diffusivité thermique

La diffusivité thermique est mesurée par méthode laser-flash à l'IRDL à l'aide d'un diffusimètre LFA 457 MicroFlash de la marque NETZSCH. Un échantillon de 5 x 5 mm et de 1 mm d'épaisseur est prélevé dans une des tôles de 415 et un graphite est appliqué sur la surface de mesure. La mesure est faite au chauffage et au refroidissement de 20 à 900 °C. La mesure de diffusivité est connue pour sa grande dispersion. Ainsi, deux mesures sont réalisées pour chaque température. Les résultats sont donnés par la Figure 4.4.

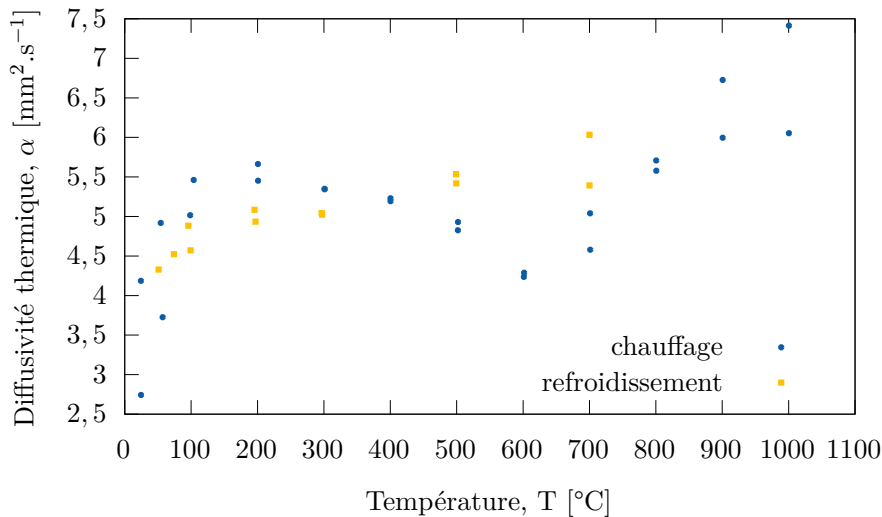


Figure 4.4 – Diffusivité thermique de l'acier inoxydable 415.

4.2.4 Calcul de la conductivité thermique

Les mesures présentées précédemment permettent de calculer la conductivité thermique du matériau. Ce calcul est donné par l'équation (4.5).

$$\lambda(T) = \alpha(T) \times \rho(T) \times C_p(T) \quad (4.5)$$

Pour ce calcul, nous avons fait plusieurs hypothèses simplificatrices. Nous avons pris une valeur moyenne de la diffusivité thermique α mesurée au chauffage et au refroidissement. Nous avons choisi les mesures de masse volumique ρ faites au chauffage uniquement. Enfin, nous avons considéré les mesures de capacité thermique massique C_p vraies, sans prendre en compte les chaleurs latentes de transformations métallurgiques. Les propriétés thermophysiques utilisées pour le calcul de la conductivité thermique sont données par la Figure 4.5.

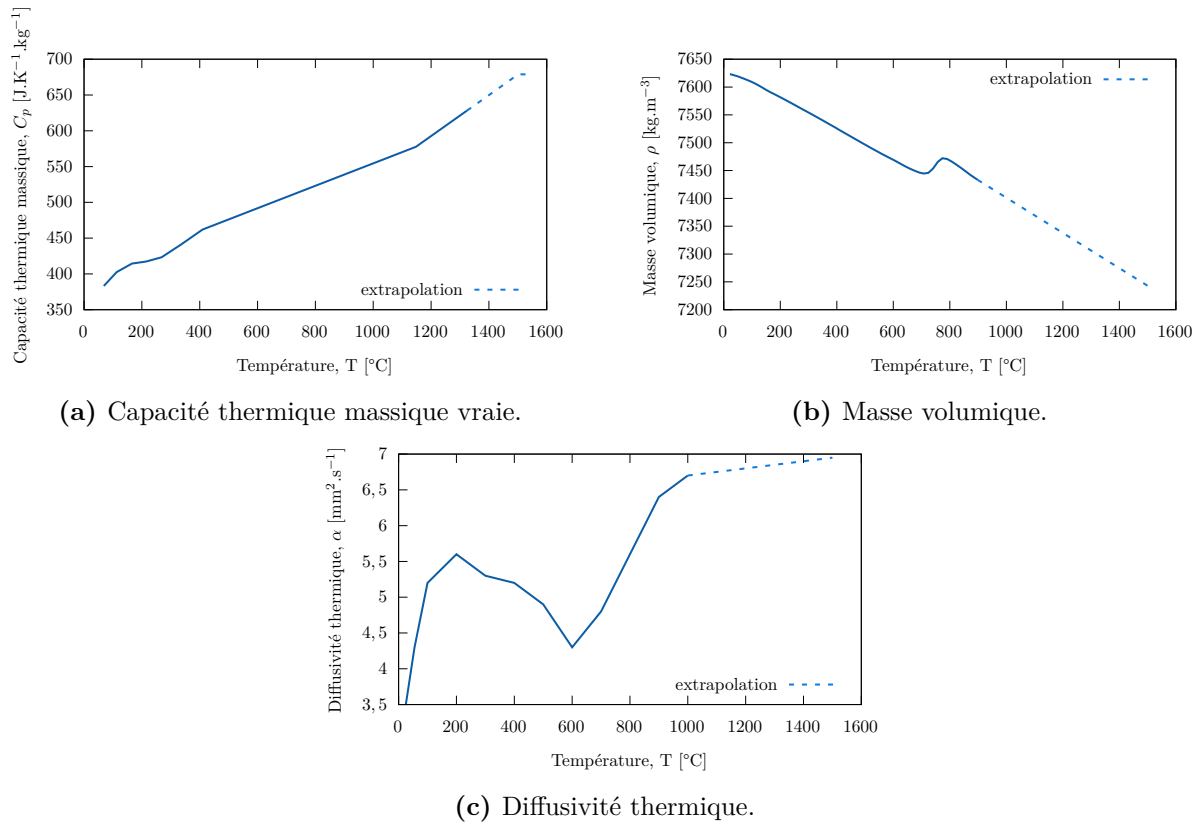


Figure 4.5 – Propriétés thermophysiques considérées pour le calcul de la conductivité thermique.

La conductivité thermique calculée est donnée par la Figure 4.6.

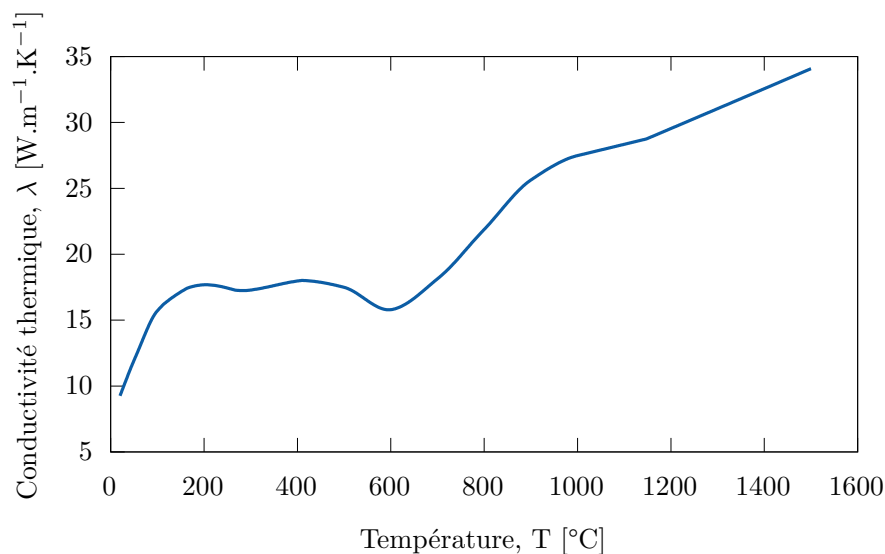


Figure 4.6 – Conductivité thermique de l'acier inoxydable 415.

Ces données thermophysiques caractérisées permettront par la suite de mettre en place la modélisation thermique du procédé de fabrication arc-fil.

4.3 Caractérisations des transformations métallurgiques

Il a été montré en section 1.6.3 que l'acier inoxydable 415 peut subir des transformations de phases métallurgiques lors de l'opération de fabrication arc-fil. Ces transformations métallurgiques ont une influence importante sur l'état mécanique final de la structure et ne peuvent pas être ignorées. Des caractérisations des transformations métallurgiques qui peuvent survenir lors de l'opération de fabrication ont été entreprises.

4.3.1 Montage expérimental

Des essais de dilatométrie libre en conditions thermiques de soudage ont été réalisés. L'essai de dilatométrie libre consiste à appliquer un cycle thermique sur un matériau libre de se déformer. Il permet de mettre en avant la dilatation thermique du matériau et les transformations métallurgiques qui peuvent apparaître (Figure 4.7).

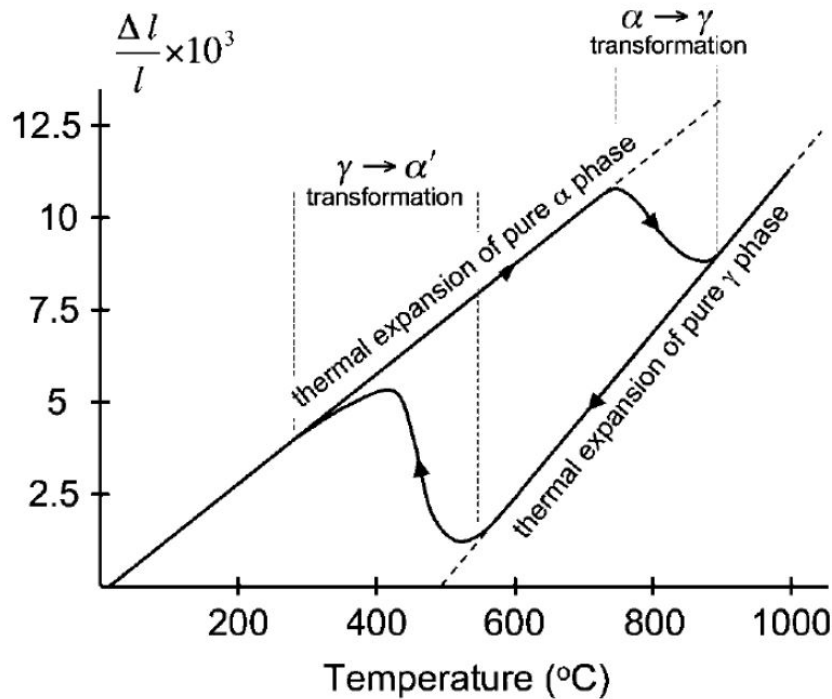


Figure 4.7 – Essai de dilatométrie libre mettant en avant les transformations de phase d'un acier martensitique [Kolebina, 2015].

Ces essais sont réalisés à l'aide d'un simulateur thermo-mécanique Gleeble 3500 présent à l'IRDL. Cette machine permet de réaliser des essais thermique et/ou mécanique sur une éprouvette. Le montage est présenté Figure 4.8.

Une éprouvette cylindrique est placée dans une enceinte sous vide primaire ou secondaire entre deux mors en cuivre. Ces mors sont placés dans des mâchoires refroidies à l'eau. Le chauffage de l'éprouvette se fait par effet Joule avec une vitesse de chauffe maximale théorique de 10 000 °C par seconde. Le chauffage est régulé à l'aide d'un thermocouple central TC1 soudé par décharge capacitive au milieu de l'éprouvette (Figure 4.9). Le refroidissement de l'éprouvette peut être libre ou contrôlé à l'aide d'un kit de trempe à l'hélium, à l'argon ou à l'eau. L'essai mécanique, de traction ou de compression ou à force nulle, est piloté par un vérin hydraulique

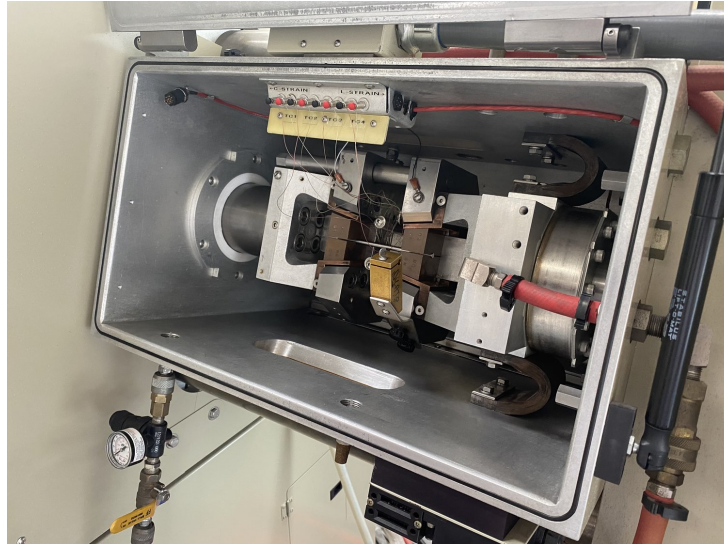


Figure 4.8 – Montage de l'éprouvette sur la machine Gleebel avant l'essai.

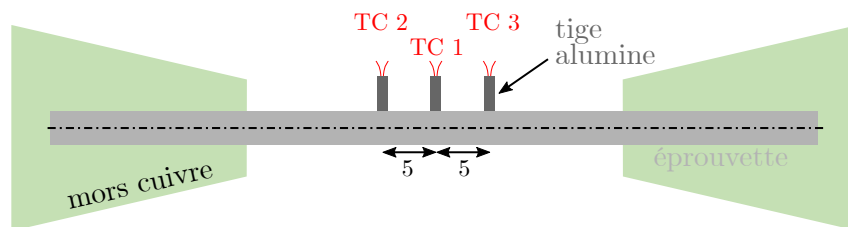


Figure 4.9 – Schéma du montage sur la machine Gleebel.

qui peut imposer une vitesse de déplacement allant jusqu'à 1 m par seconde. Une cellule de force de 100 kN mesure l'effort pendant l'essai.

L'essai de dilatométrie libre est réalisé avec cette machine Gleebel sous vide primaire (ou secondaire lorsque l'essai dépasse les 1000 °C) sur des éprouvettes cylindriques de 6 mm de diamètre (voir les dimensions géométriques Figure 4.10). Les éprouvettes ont été usinées à l'IMN et prélevées dans des tôles de 415.

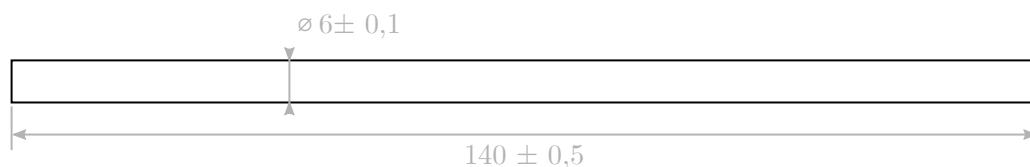


Figure 4.10 – Dimensions géométriques des éprouvettes pour les essais de dilatométrie libre.

La mesure de la déformation est faite avec un extensomètre diamétral qui mesure la variation de diamètre de l'éprouvette au cours de l'essai au niveau de l'emplacement du TC1 (voir Figure 4.11). En effet, le chauffage par effet Joule provoque un gradient de température dans le sens longitudinal (Figure 4.12) rendant difficile la mesure de la déformation avec un extensomètre longitudinal.

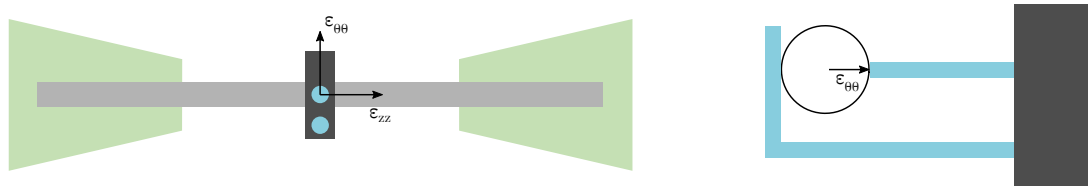


Figure 4.11 – Mesure de la déformation avec un extensomètre diamétral.

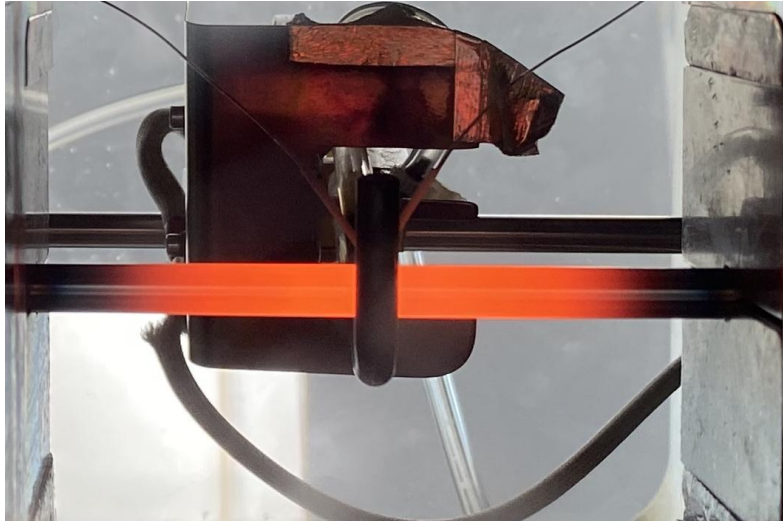


Figure 4.12 – Visualisation du gradient de température dans l'éprouvette lors d'un essai Gleeble.

4.3.2 Essais de dilatométrie libre au chauffage

Les objectifs des essais au chauffage sont d'identifier les températures A_{c1} et A_{c3} de début et de fin de transformation austénitique et d'observer une possible influence de la vitesse de chauffage sur ces températures. Nous avons réalisé des essais en faisant varier la vitesse de chauffage de 1 K/s à 200 K/s. Ces essais sont conduits sur des éprouvettes dans deux états métallurgiques initiaux différents :

- le matériau de base (MB), qui constitue la phase métallurgique des tôles de 415 à l'état de réception. Ces tôles ont été laminées à chaud puis trempées (formation d'une martensite de trempe MT) et ont ensuite subi un revenu de 2 heures à 600 °C. L'état initial des éprouvettes est de type martensite revenue (MR) ;
- Nous avons préalablement réalisé un traitement thermique d'austénitisation à 950 °C pendant 30 minutes puis de trempe sur le matériau de base. L'état initial des éprouvettes est de type martensite trempée (MT).

La Figure 4.13 présente les résultats des essais de dilatométrie libre au chauffage pour un essai réalisé sur le matériau de base (MB). Avant 650 °C, le chauffage en phase martensitique du matériau de base (MB) se traduit par une évolution linéaire de la déformation en fonction de la température. La transformation du MB à l'austénite est visible par un changement brutal du signal dilatométrique. Pour un chauffage lent de 1 K/s, la transformation commence vers 670 °C et se termine vers 820 °C. L'augmentation de la vitesse de chauffe se traduit par un retard de la transformation métallurgique. Pour un chauffage de 100 K/s, le début de la transformation métallurgique se situe à 790 °C et la fin de la transformation est à 905 °C. On observe également une saturation de la transformation et un chauffage à 200 K/s ne fait presque pas évoluer ces températures de transformation. Lorsque toute l'austénite est formée, le signal dilatométrique redevient linéaire.

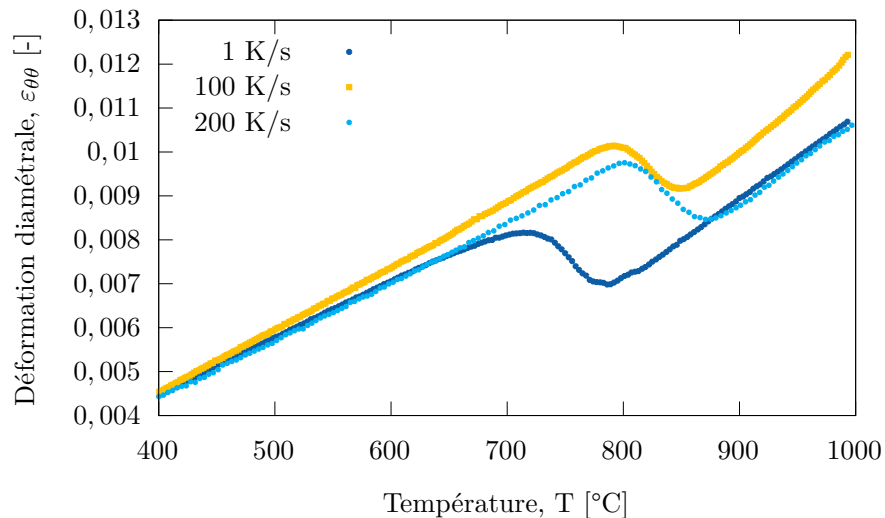


Figure 4.13 – Essais de dilatométrie libre au chauffage lors d’une transformation du matériau de base (MB) vers l’austénite (A).

La Figure 4.14 présente les résultats des essais de dilatométrie libre au chauffage pour un essai réalisé sur la martensite de trempe (MT). Ici aussi, la vitesse de chauffe retarde la transformation métallurgique jusqu’à atteindre une saturation de la transformation pour des vitesses de 100 à 200 K/s. Cependant, pour une même vitesse de chauffage, les températures de transformation ne sont pas les mêmes pour un essai réalisé sur le matériau de base et sur la martensite de trempe. De plus, la transformation austénitique pour la martensite de trempe semble s’effectuer sur un plus petit intervalle de température.

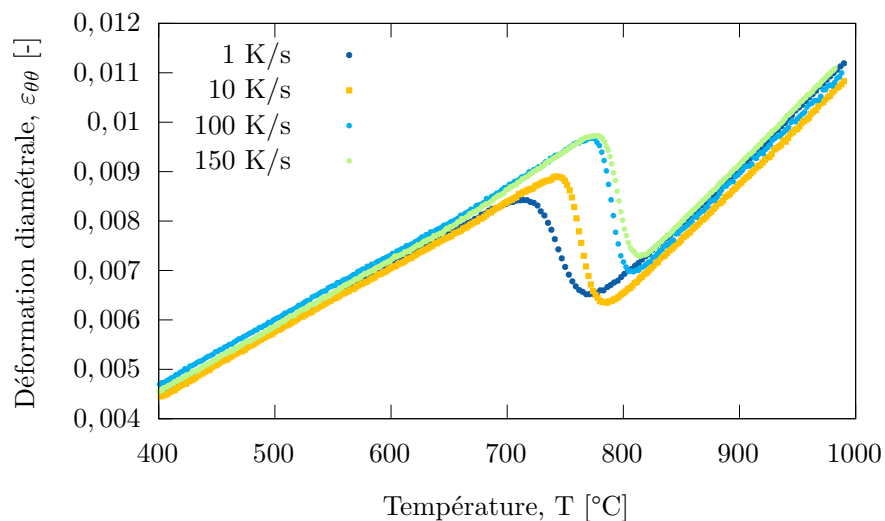


Figure 4.14 – Essais de dilatométrie libre au chauffage lors d’une transformation de la martensite de trempe (MT) vers l’austénite (A).

Pour confirmer ces résultats, des diagrammes TTA (Temps-Température-Austénitisation) ont été tracés (voir Figures 4.15a et 4.15b). Ces digrammes donnent les temps nécessaires pour atteindre les températures de transformation Ac_1 et Ac_3 lors d’un chauffage continu. Ils confirment deux observations faites sur les essais de dilatométrie libre :

- les températures Ac_1 et Ac_3 sont différentes pour une austénitisation du matériau de

base et de la martensite de trempe ;

- l'intervalle de température de la transformation est plus court pour une transformation de la martensite de trempe vers l'austénite.

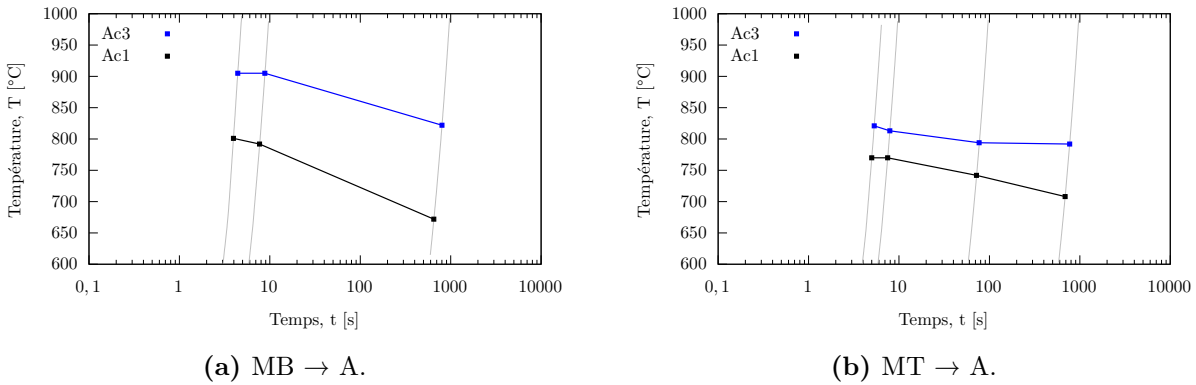


Figure 4.15 – Diagrammes TTA de l'acier inoxydable 415.

4.3.3 Essais de dilatométrie libre au refroidissement

Des essais de dilatométrie libre ont également été réalisés au refroidissement. Les objectifs sont multiples :

- vérifier que seule la transformation martensitique peut apparaître pour toutes les conditions de refroidissement ;
- déterminer les températures de début et de fin de transformation martensitique en fonction de la température maximale atteinte lors du chauffage et de la vitesse de refroidissement.

Température maximale atteinte au chauffage

Le premier paramètre que nous avons étudié est la température maximale atteinte lors du chauffage. En effet, une croissance des grains peut apparaître à haute température et possiblement modifier la température de début de transformation martensitique M_s . Pour chaque essai, l'éprouvette est chauffée à une vitesse de 150 K/s. Aucun temps de maintien n'est effectué lorsque la température maximale est atteinte et le refroidissement commence directement après. Au refroidissement, la vitesse est contrôlée à 1 K/s, qui représente la vitesse moyenne de refroidissement lors de la transformation martensitique pendant les essais de dépôts.

Les résultats sont présentés Figure 4.16. Pour des températures maximales atteintes de 950 °C et de 1000 °C, M_s vaut respectivement 235 °C et 239 °C. Pour une température maximale atteinte de 1250 °C, M_s vaut 260 °C. Il y a donc bien à première vue une légère influence de la température maximale atteinte au chauffage sur la température de début de transformation martensitique M_s .

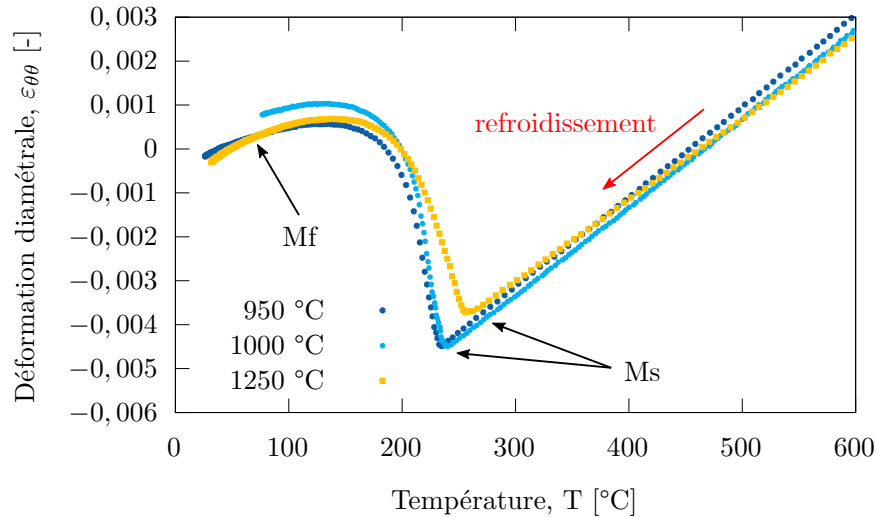


Figure 4.16 – Influence de la température maximale atteinte lors du chauffage sur des essais de dilatométrie libre au refroidissement.

Vitesse de refroidissement

Afin de confirmer que seule la transformation martensitique peut se produire avec l'acier 415, un second paramètre étudié est la vitesse de refroidissement. Le chauffage est réalisé à une vitesse de 150 K/s et la température maximale atteinte est de 1000 °C. Au refroidissement, les vitesses étudiées sont de 0,5 K/s, 1 K/s (proche des conditions du procédé), et 6 K/s. Pour atteindre une vitesse de 6 K/s, une trempe à l'hélium est réalisée.

Les résultats sont présentés Figure 4.17. Le signal dilatométrique de l'essai à 0,5 K/s est perturbé par des décrochages liés à un possible glissement de l'extensomètre. Ces décrochages ne semblent cependant pas perturber la mesure de la déformation au moment de la transformation martensitique.

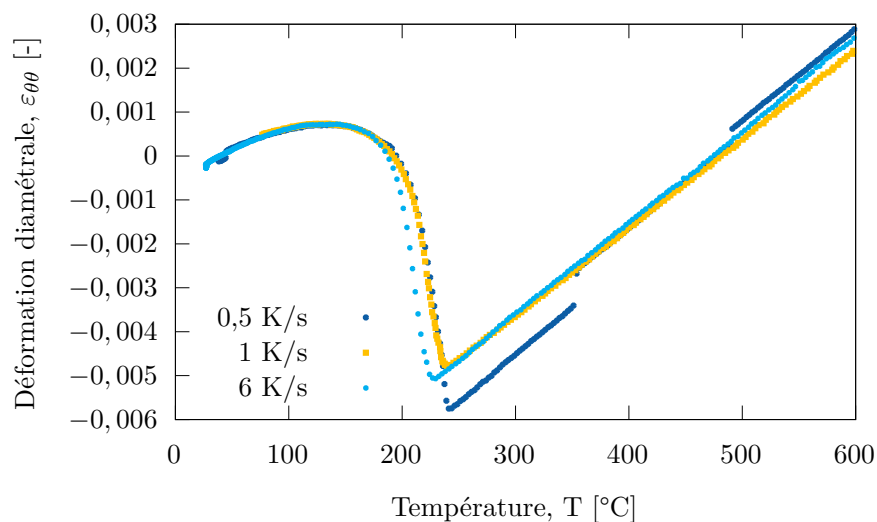


Figure 4.17 – Influence de la vitesse de refroidissement sur des essais de dilatométrie libre.

Pour les vitesses de refroidissement de 0,5 K/S, 1 K/s et 6 K/s, la température M_s vaut respectivement 242 °C, 239 °C et 229 °C. La température M_s diminue légèrement lorsque la vitesse de refroidissement augmente fortement. Cette vitesse de 6 K/s n'est pas attendue lors

du procédé de fabrication. Enfin, seule une transformation martensitique apparaît pour les trois essais.

Ces essais de dilatométrie libre ont permis de mettre en avant les transformations métallurgiques qui peuvent apparaître au chauffage et au refroidissement lors de l'opération de fabrication additive. Ces essais permettront par la suite de mettre en place un modèle adapté de transformations de phases.

4.3.4 Revenu de la martensite de trempe

Comme il vient d'être montré, l'acier inoxydable 415 se transforme en martensite de trempe au refroidissement. La succession des dépôts lors de l'opération de fabrication provoque un revenu de cette martensite de trempe.

Traitements thermiques

Afin de caractériser le phénomène de revenu, des essais de traitements thermiques ont été entrepris. L'objectif est d'estimer le degré de revenu du matériau en fonction de la température de revenu et du temps de revenu. Pour limiter le nombre d'essais, la méthodologie développée dans la thèse de Gauthier [Gauthier, 2014] pour étudier le vieillissement des électrodes en cuivre dans le cadre du soudage par résistance par point est reprise. Le principe est de réaliser le traitement thermique sur une éprouvette Gleeble et d'exploiter le gradient de température (voir Figure 4.18). Quatre thermocouples sont soudés par décharge capacitive sur la demi-longueur de l'éprouvette. Ces quatre mesures permettent de remonter au profil parabolique de température le long de la demi-longueur de l'éprouvette. Ainsi, un seul essai correspond à un temps de maintien et permet d'accéder aux conséquences du revenu sur une plage de température, de $T=TC1$ à $T=TC4$.

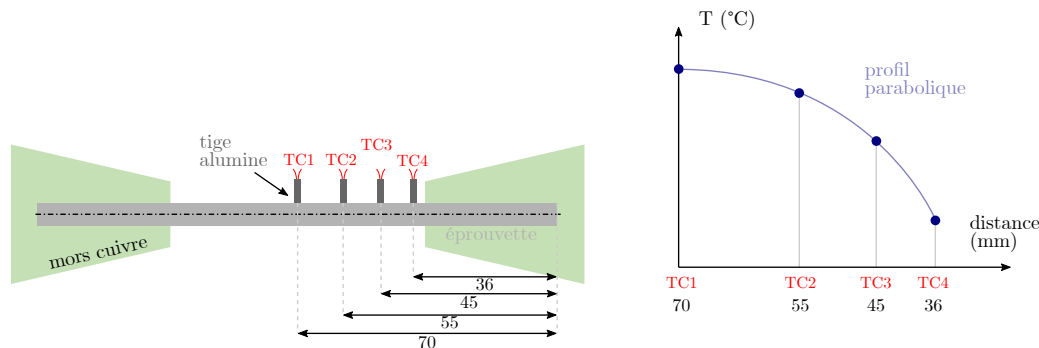


Figure 4.18 – Exploitation du gradient thermique pour la réalisation de traitements thermiques de revenu.

Pour chaque essai, une température de consigne est imposée au niveau du TC1. Un chauffage à 5 K/s jusqu'à 550 °C puis un second chauffage à 2 K/s jusqu'à 700 °C sont imposés. Ces vitesses, relativement lentes par rapport aux cinétiques du procédé de fabrication, sont choisies à partir d'une étude préliminaire pour éviter le dépassement de température (overshoot) lorsque le chauffage s'arrête. Les phases de chauffage sont suivies d'une phase de maintien à 700 °C. Cinq temps de maintien ont été choisis : 30 secondes ; 2 minutes ; 5 minutes ; 10 minutes et 30 minutes. Les temps de maintien longs (10/30 minutes) sont choisis pour permettre d'utiliser le modèle pour simuler des traitements thermiques de revenu après dépôts à partir du modèle qui sera développé et identifié. Enfin, lorsque le maintien en température est terminé, une trempe à l'hélium est réalisée pour stopper le revenu du matériau. La température du TC1 passe de 700 °C à 250 °C en 1,5 s environ.

La Figure 4.19 présente les mesures de températures lors du traitement thermique de revenu avec un maintien de 2 minutes. L'intervalle de température exploitable pour caractériser le revenu est donc compris entre la mesure du TC1 de 700 °C et la mesure du TC4 de 350 °C.

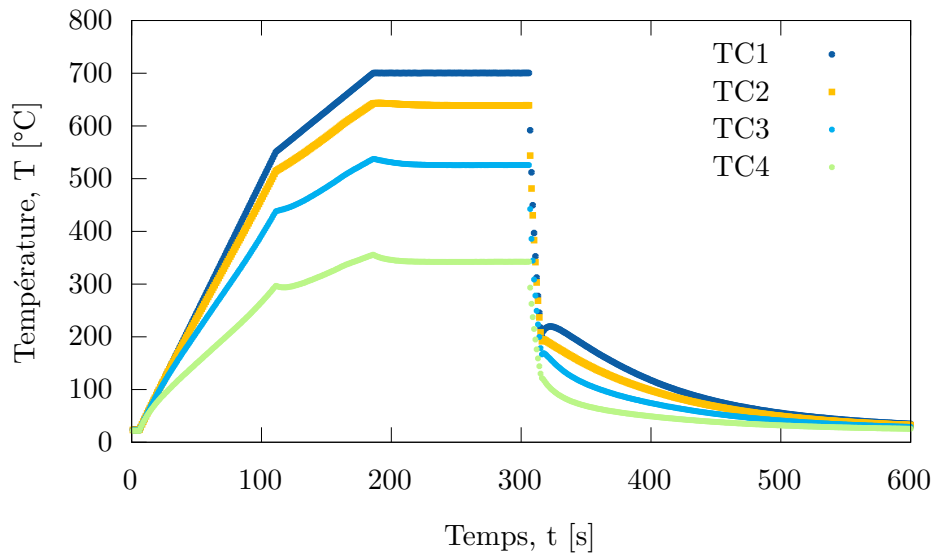


Figure 4.19 – Mesures de température pour l'essai de traitement thermique de revenu de 2 minutes.

Mesures de dureté

Après les traitements thermiques de revenu, les cinq éprouvettes sont coupées en deux dans le sens de la longueur à l'aide d'une tronçonneuse Struers de l'IRDL. Les échantillons découpés sont ensuite enrobés à froid puis polis. Des mesures de dureté ont finalement été réalisées à l'aide du duromètre automatique Durascan Struers de l'IMN. Nous faisons l'hypothèse que le gradient de température dans l'épaisseur est négligeable. Ainsi, 4 à 5 mesures sont faites pour en déduire une valeur moyenne de dureté pour une température. Les mesures suivant la longueur de l'éprouvette sont espacées de 1 mm (voir Figure 4.20).

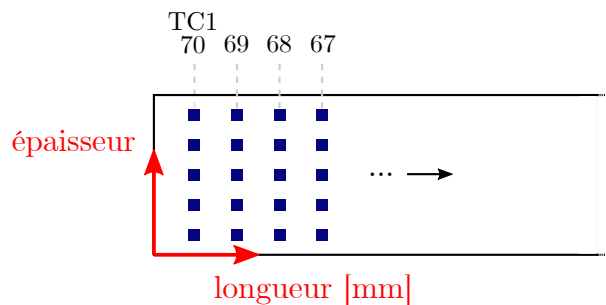


Figure 4.20 – Emplacement des mesures de dureté après les traitements thermiques de revenu.

Les mesures de température des quatre thermocouples au moment du maintien en température, présentées Figure 4.19, sont ensuite utilisées pour déterminer le profil parabolique de température suivant la longueur de l'éprouvette (des études numériques pour simuler des essais Gleeble ont notamment confirmé l'aspect parabolique du profil de température [Gauthier, 2014]). Une fonction polynomiale d'ordre deux est définie et est identifiée à partir de ces quatre mesures de température (voir Figure 4.21). Ce profil de température identifié permet ainsi de faire le lien entre la dureté mesurée et la température de revenu.

La Figure 4.22 présente les mesures de dureté en fonction des températures équivalentes de traitements thermiques pour les cinq temps de maintien. Les duretés mesurées du matériau de base (MB) et de la martensite de trempe (MT) sont affichées par des traits gris continus. Pour un traitement thermique compris entre 350 °C et 550 °C environ, la dureté augmente par rapport à celle de la MT. Elle augmente proportionnellement pour des temps de maintien de 30 s, 2 minutes et 5 minutes. Pour des temps de 10 et 30 minutes, la dureté n'augmente plus, voire baisse par rapport au traitement de 5 minutes.

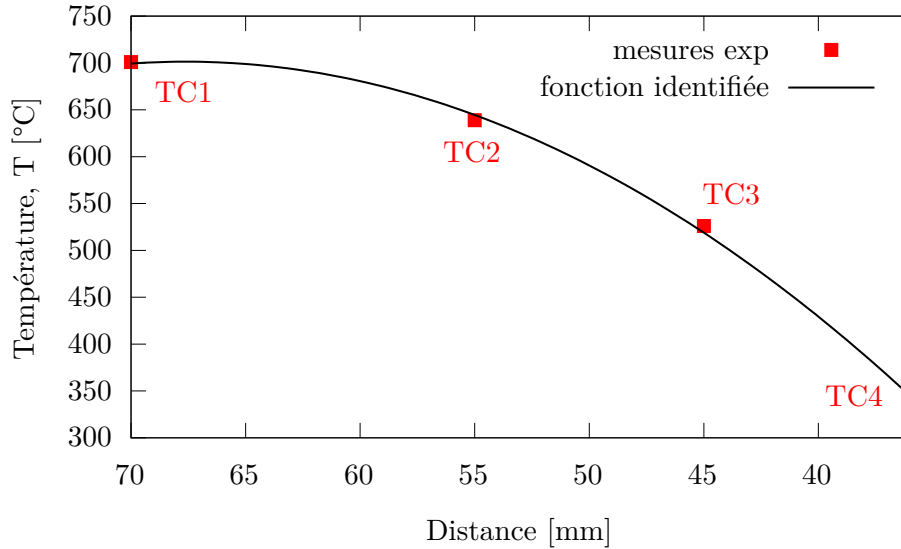


Figure 4.21 – Profil polynomial de température d'ordre 2 identifié à partir des quatre mesures de températures pour un revenu de 2 minutes. Nous précisons que le profil n'est pas extrapolé et est bien identifié entre le TC1 et le TC4.

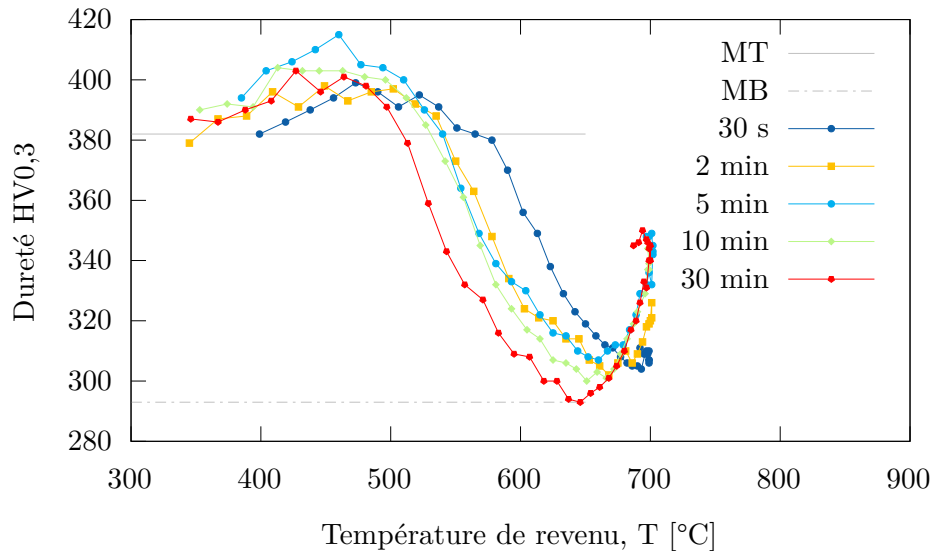


Figure 4.22 – Évolution de la dureté en fonction du temps et de la température après un traitement thermique de revenu de la martensite de trempe. Les barres d'erreurs ne sont volontairement pas représentées pour faciliter la visibilité. L'écart-type moyen pour chaque mesure est compris entre ± 2 et 8 HV.

Pour un traitement thermique compris entre 550 °C et 650/680 °C, la dureté chute fortement.

Ce phénomène d'adoucissement est plus important quand la température est élevée et proche de 650 °C, même pour des temps courts de 30 secondes et 2 minutes. Pour rappel, cette chute de dureté est probablement provoquée par la transformation d'une partie de la MT en austénite de réversion enrichie en nickel qui reste stable lors du refroidissement et ne se transforme pas en MT. Pour un traitement de 30 minutes à 640/650 °C, la dureté du matériau de base (MB) est retrouvée. Pour des températures supérieures à 650/680 °C, la dureté augmente. Une partie plus importante de la MT se transforme en austénite de réversion, empêchant l'enrichissement en nickel. Une partie de cette austénite se transforme en MT au refroidissement. Des graphiques complémentaires pour visualiser l'évolution de la dureté en fonction du traitement de revenu sont disponibles en Annexe B. Ces courbes d'évolution de dureté montrent la complexité du revenu de l'acier inoxydable 415.

4.3.5 Caractéristiques thermo-métallurgiques

Les essais de dilatométrie libre au chauffage et au refroidissement renseignent également les propriétés thermo-métallurgiques de chaque phase. Les coefficients de dilatation thermique ainsi que la différence de compacité entre les phases sont déduits suivant la méthode présentée en Figure 4.23. Les coefficients identifiés sont donnés dans le Tableau 4.1. Nous n'avons pas remarqué de différence notable entre le coefficient de dilatation de la martensite de trempe ou revenue et considérons par la suite un même coefficient pour toutes les phases martensitiques.

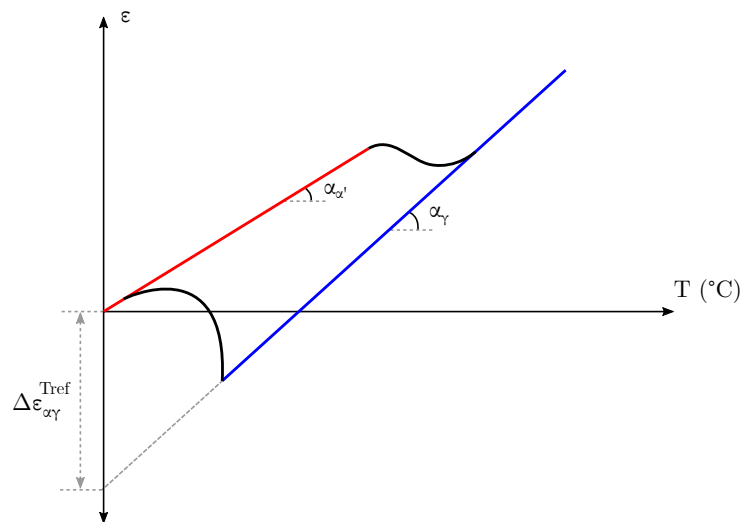


Figure 4.23 – Mesure des propriétés thermo-métallurgiques des phases.

$\alpha_{\alpha'}(T) [K^{-1}]$	$\alpha_{\gamma}(T) [K^{-1}]$	$\Delta_{\alpha\gamma}^{Tref} [-]$
$2,17 \cdot 10^{-9} \times T + 1,18 \cdot 10^{-5}$	$1,92 \cdot 10^{-9} \times T + 1,7 \cdot 10^{-5}$	$9,4 \cdot 10^{-3}$

Tableau 4.1 – Propriétés thermo-métallurgiques identifiées.

Les transformations métallurgiques de l'acier inoxydable 415 qui peuvent apparaître au chauffage comme au refroidissement ont été présentées. Nous avons identifié une première transformation au chauffage où la martensite revenue et la martensite de trempe se transforment en austénite. Cette transformation métallurgique est sensible à la vitesse de chauffage et un retard apparaît pour de hautes vitesses de chauffage. Les températures de début et de fin de transformation dépendent de la structure initiale de l'acier (revenu ou trempée). Au refroidissement, une seule transformation métallurgique a été identifiée. L'austénite se transforme en martensite de trempe. La température de début de transformation semble être légèrement dépendante de

la température maximale atteinte au chauffage. Enfin, un second chauffage de l'acier à des températures intermédiaires provoque un revenu de l'acier qui modifie fortement la dureté. Cette dernière diminue pour de faibles températures et augmente pour de plus hautes températures. Ces transformations métallurgiques identifiées expérimentalement vont permettre de faire un choix de modélisation. Le choix des modèles et l'identification des paramètres sont présentés dans la partie suivante.

4.4 Modélisation des transformations métallurgiques

Les transformations métallurgiques identifiées expérimentalement sont les suivantes :

- Si le chauffage dépasse la température $Ac1$, la martensite se transforme en austénite. Cette transformation dépend de la structure initiale. Deux transformations sont donc modélisées : matériau de base vers austénite ($MB \rightarrow A$ qui représente une zone du substrat qui subit une austénitisation) et martensite de trempe vers austénite ($MT \rightarrow A$ qui représente une zone du mur qui subit une austénitisation) ;
- Au refroidissement, l'austénite formée au chauffage va se transformer en martensite de trempe ($A \rightarrow MT$) ;
- Lors d'un second chauffage en dessous de la température $Ac1$, la martensite de trempe peut subir un revenu qui augmente ou diminue la dureté. Deux transformations de revenu sont considérées. Une première où le durcissement est associé à un phénomène de précipitation de carbures et la martensite de trempe se transforme en martensite précipitée ($MT \rightarrow MP$). Une deuxième où la chute de dureté est associée à un adoucissement de la martensite précipitée qui se transforme en martensite adoucie ($MP \rightarrow MA$).

4.4.1 Transformations au chauffage

Au chauffage, si la température dépasse $Ac1$, la martensite se transforme en austénite. Pour modéliser cette transformation, le modèle de Leblond et Devaux [Leblond et Devaux, 1984] a été utilisé. Ce modèle est à la fois simple à identifier et facile à intégrer numériquement pour un code de calcul par éléments finis. L'équation différentielle de ce modèle, qui traduit l'évolution du taux de transformation de l'austénite est donnée par l'équation (4.6).

$$\dot{z}_A = \frac{Z_{eq}(T) - z_A}{\tau(T)} \quad (4.6)$$

avec $Z_{eq}(T)$ une fonction d'équilibre qui traduit la formation de phase pour un chauffage infiniment lent et $\tau(T)$ une fonction afin de retarder la transformation lorsque la vitesse de chauffage augmente.

Dans la publication originale, Leblond et Devaux ne proposent pas d'équation ou de modèle pour la fonction $Z_{eq}(T)$ et seules des valeurs de température sont données. Pour décrire au mieux l'évolution de la transformation austénitique pour un chauffage lent (1 K/s), nous avons choisi une fonction sigmoïde à deux paramètres :

$$Z_{eq}(T) = \frac{1}{(1 + \exp(-a(T - T_{1/2})))} \quad (4.7)$$

avec a un paramètre qui décrit la forme de la sigmoïde et $T_{1/2}$ la température lorsque 50 % d'austénite est formée.

La fonction de retard $\tau(T)$ est donnée par le modèle actuellement implémenté dans le Code_Aster [EDF, 2013]. Cette fonction à 5 paramètres (voir l'équation (4.8)) permet de décrire

convenablement la cinétique de transformation austénitique pour un chauffage rapide.

$$\tau(T) \begin{cases} \tau_1 & \text{pour } T \leq T_1 \\ \tau_{i-1} + \frac{T - T_{i-1}}{T_i - T_{i-1}} (\tau_i - \tau_{i-1}) & \text{pour } T_{i-1} < T \leq T_i \\ \tau_5 & \text{pour } T > T_5 \end{cases} \quad (4.8)$$

Les paramètres de ce modèle de transformation sont identifiés à partir de l'évolution des proportions de phases métallurgiques obtenues expérimentalement. Pour ce faire, la méthode des leviers est utilisée. Elle consiste à calculer la proportion de phases métallurgiques à partir de la courbe de déformation des essais de dilatométrie. Bien que cette méthode ne soit pas parfaitement juste et entraîne une erreur liée à la diffusion du carbone lors de la transformation, elle est suffisante pour une application de soudage. Les paramètres a et $T_{1/2}$ de la fonction d'équilibre $Z_{eq}(T)$ sont identifiés à l'aide de Gnuplot sur les essais de dilatométrie libre à une vitesse de 1 K/s. Les 5 paramètres de la fonction $\tau(T)$ sont identifiés à l'aide de SiDoLo [Pilvin, 2010]. C'est un logiciel de simulation et d'identification. Il permet à l'utilisateur de programmer un modèle différentiel en Fortran. Plusieurs méthodes numériques permettent d'identifier un jeu de paramètres qui réduit l'écart entre les mesures expérimentales et celles prédites par le modèle programmé. Nous avons identifié les paramètres pour deux transformations : le matériau de base en austénite (MB \rightarrow A) et la martensite de trempe en austénite (MT \rightarrow A)

La Figure 4.24 présente l'évolution de la proportion d'austénite pour transformation (MB \rightarrow A) en fonction de la température pour différentes vitesses de chauffage. Les résultats du modèle identifié sont représentés par des traits noirs continus. Malgré des différences visibles à la fin de la transformation pour un chauffage à 100 K/s, le modèle reproduit convenablement la transformation austénitique.

La Figure 4.25 présente l'évolution de la proportion d'austénite pour transformation (MT \rightarrow A) en fonction de la température pour différentes vitesses de chauffage. Les différences entre le modèle identifié et les essais sont plus marquées. En particulier pour une transformation à 10 K/s, le modèle prédit un début de transformation en avance d'une dizaine de degrés Celsius et prédit une fin de transformation en retard d'une dizaine de degrés Celsius. Pour les vitesses de chauffage de 100 et 150 K/s, le modèle prédit une température de début d'austénitisation d'une vingtaine de degrés en dessous des essais, mais prédit correctement les températures de fin de transformation.

Les valeurs des coefficients identifiés sont donnés dans le Tableau 4.2. Globalement, les deux modèles d'austénitisation prédisent convenablement les évolutions de proportions d'austénite pour différentes vitesses de chauffage. Les quelques différences visibles ne devraient a priori pas avoir de réelle influence pour la simulation du procédé de fabrication additive.

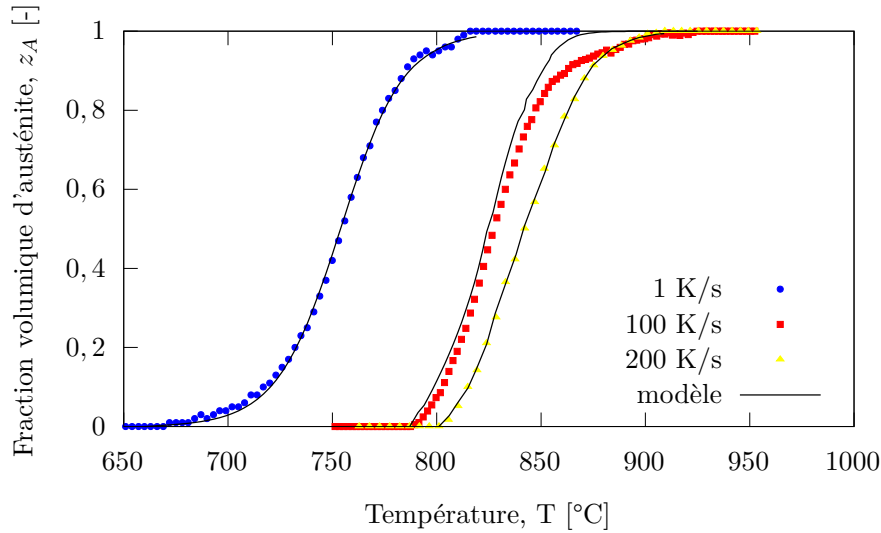


Figure 4.24 – Fraction volumique d'austénite pour une transformation (MB \rightarrow A) lors d'un chauffage à différentes vitesses et comparaison avec le modèle identifié.

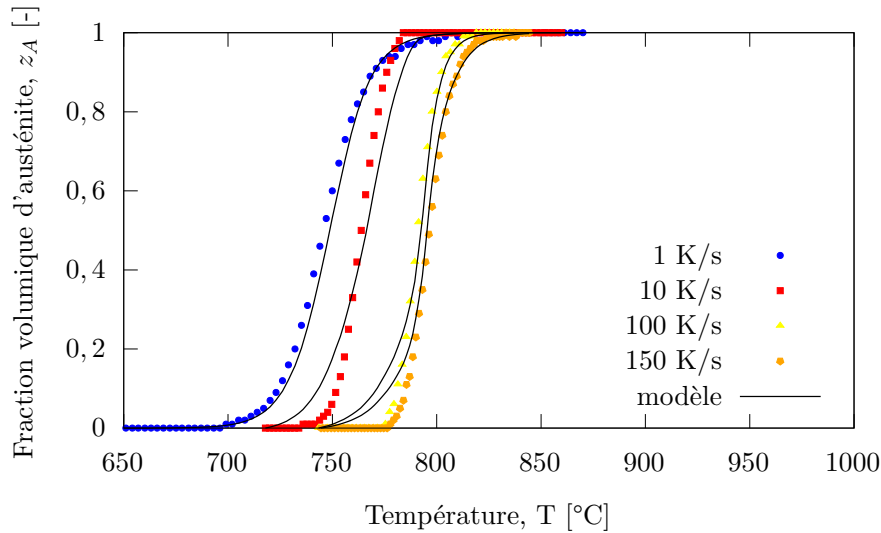


Figure 4.25 – Fraction volumique d'austénite pour une transformation (MT \rightarrow A) lors d'un chauffage à différentes vitesses et comparaison avec le modèle identifié.

Transformation	a [K^{-1}]	$T_{1/2}$ [$^{\circ}\text{C}$]	τ_1 [s]	τ_2 [s]	τ_3 [s]	τ_4 [s]
MB \rightarrow A	$6,2 \cdot 10^{-2}$	750,5	41	14	1,2	0,2
MT \rightarrow A	$9,4 \cdot 10^{-2}$	745,1	47	12	1,2	0,17
Transformation	τ_5 [s]	T_1 [$^{\circ}\text{C}$]	T_2 [$^{\circ}\text{C}$]	T_3 [$^{\circ}\text{C}$]	T_4 [$^{\circ}\text{C}$]	T_5 [$^{\circ}\text{C}$]
MB \rightarrow A	0,06	600	601	783	824	865
MT \rightarrow A	0,05	640	670	768	790	795

Tableau 4.2 – Coefficients identifiés du modèle de transformation austénitique.

4.4.2 Transformation au refroidissement

Au refroidissement, l'austénite (A) formée au chauffage va se transformer en martensite de trempe (MT). Cette transformation métallurgique displacive et indépendante de la vitesse de refroidissement a été modélisée avec le modèle de Koistinen et Marburger [Koistinen et Marburger, 1959] :

$$z_{MT} = z_A^0 [1 - \exp(-k(Ms - T))] \quad (4.9)$$

avec z_A^0 la proportion d'austénite disponible à transformer, k un paramètre matériau, Ms une température de début de transformation et T la température.

La méthode des leviers est également utilisée pour convertir l'évolution de la déformation des essais de dilatométrie en proportion de phase martensitique. La Figure 4.26 présente les évolutions de fraction de phase martensitique ainsi que la réponse du modèle identifié. Ces évolutions de proportions de phases confirment que la température de début de transformation Ms varie légèrement en fonction de la température maximale atteinte au chauffage et dans une moindre mesure de la vitesse de refroidissement. Devant le nombre d'essais réduit, il n'est pas possible d'identifier clairement les paramètres qui ont une influence sur la température Ms . Nous avons donc fait l'hypothèse de choisir une température Ms constante. Les données identifiées sont données dans le Tableau 4.3. Le modèle reproduit bien l'allure générale de la transformation métallurgique avec des différences qui sont visibles au début de la transformation.

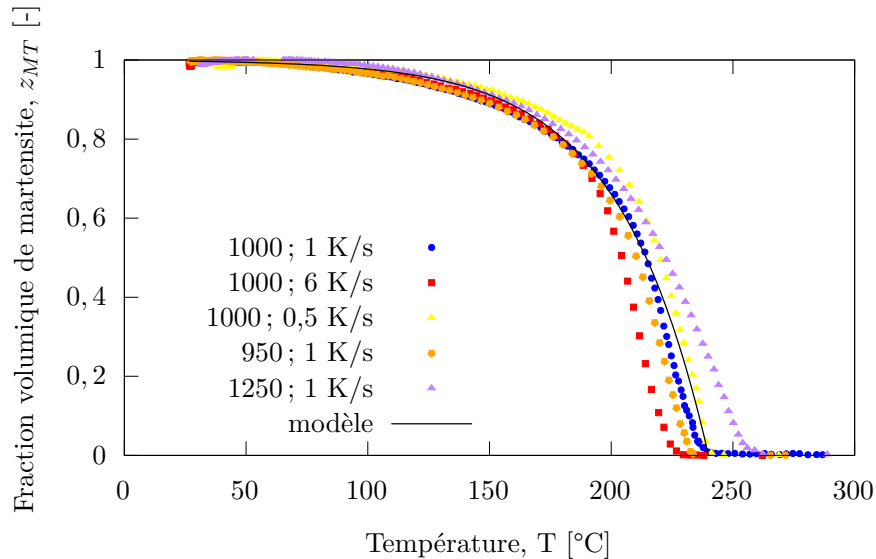


Figure 4.26 – Fraction volumique de martensite de trempe (MT) pour une transformation (A \rightarrow MT) lors d'un refroidissement et comparaison avec le modèle identifié. La légende de chaque courbe représente : température maximale atteinte au chauffage ; vitesse de refroidissement.

Ms [°C]	k [K ⁻¹]
240	$2,7 \cdot 10^{-2}$

Tableau 4.3 – Coefficients identifiés du modèle de transformation martensitique.

4.4.3 Revenu de la martensite de trempe

Comme il a été montré précédemment, le revenu de la martensite de l'acier inoxydable 415 est complexe. Les mesures de dureté réalisées sur des traitements thermiques montrent que la dureté peut diminuer ou augmenter. Nous faisons plusieurs hypothèses simplificatrices afin de mettre en place le modèle :

- nous ne cherchons pas à décrire physiquement les phénomènes d'adoucissement et de précipitation. L'étude bibliographique a notamment montré que cette approche demande une quantité importante de données matériaux que nous ne sommes pas en mesure de caractériser dans le temps imparti d'une thèse. Ainsi, nous retenons une approche cinétique se basant uniquement sur la mesure de dureté ;
- la précipitation représentée par une augmentation de dureté et l'adoucissement représenté par une baisse de dureté sont modélisés par deux lois propres indépendantes ;

Le modèle que nous présentons par la suite se base sur les travaux de Zavala [Zavala, 2006]. Dans le cadre du soudage monopasse TIG, il a étudié les phénomènes de précipitation et d'adoucissement de précipités riches en cuivre qui apparaissent dans un acier inoxydable martensitique à durcissement structural 17-4PH. Ce modèle a également été utilisé par Gauthier [Gauthier, 2014] pour modéliser le vieillissement des électrodes en cuivre dans le cadre du soudage par résistance par point. Bien que l'acier 415 ne contient pas de cuivre et que les phénomènes physiques mis en jeu sont différents, les évolutions de dureté sont similaires à celles de l'acier 17-4PH.

En premier lieu, nous définissons les phases métallurgiques et les transformations qui peuvent apparaître :

- pour un chauffage à basse température ($T < 500$ °C), la martensite de trempe (phase initialement présente à 100 %) se transforme en martensite précipitée ($MT \rightarrow MP$) ;
- pour un chauffage à plus haute température ($T > 500$ °C), la martensite précipitée se transforme en martensite adoucie ($MP \rightarrow MA$).

Un facteur de revenu est ensuite défini pour la martensite précipitée et adoucie. Il permet d'estimer la proportion de phases précipitées ou adoucies formée à partir des mesures expérimentales de dureté.

$$z_{MP} = \frac{HV - HV_{MT}}{HV_{MP} - HV_{MT}} \quad (4.10)$$

$$z_{MA} = \frac{HV_{MP} - HV}{HV_{MP} - HV_{MA}} \quad (4.11)$$

avec HV la mesure de dureté, $HV_{MT} = 382$ la dureté de 100 % de la martensite trempée, $HV_{MP} = 415$ la dureté de 100 % de la martensite précipitée et $HV_{MA} = 293$ la dureté de 100 % de la martensite adoucie.

Avec ces formulations, la proportion de phase précipitée z_{MP} vaut 0 lorsque la dureté HV est égale à la dureté mesurée de la martensite de trempe HV_{MT} et z_{MP} vaut 1 lorsque la dureté HV est égale à la dureté maximale mesurée HV_{MP} . De même, la proportion de phase adoucie z_{MA} vaut 0 lorsque la dureté HV est égale à la dureté maximale mesurée HV_{MP} et z_{MA} vaut 1 lorsque la dureté HV est égale à la dureté minimale mesurée HV_{MA} .

Pour faire le lien avec les traitements thermiques réalisés, Zavala définit un paramètre d'équivalence P temps-température.

$$P(T, t) = t \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (4.12)$$

avec t le temps du palier isotherme, Q une énergie d'activation, R la constante des gaz parfaits et T la température en Kelvin du palier isotherme.

Les proportions de phases précipitées z_{MP} et adoucies z_{MA} peuvent aussi s'exprimer à l'aide d'une relation de type JMA :

$$z(T, t) = \bar{z}(T) \left[1 - \exp\left(\ln\left(\frac{1}{2}\right) \left(\frac{t}{t_{0,5}(T)}\right)^{n(T)}\right)\right] \quad (4.13)$$

avec $z(T, t)$ la proportion de phases précipitées ou adoucies, $\bar{z}(T)$ la proportion de phases maxi-

males qui peut apparaître à la température T , $t_{0,5}$ le temps nécessaire pour former 50 % de phases à une température donnée.

En introduisant le paramètre d'équivalence P , la relation de type JMA devient :

$$z(T, t) = \bar{z}(T) \left[1 - \exp \left(\ln \left(\frac{1}{2} \right) \left(\frac{P(T, t)}{P_{0,5}} \right)^{n(T)} \right) \right] \quad (4.14)$$

avec $P_{0,5}$ le paramètre d'équivalence pour 50 % de phase formée.

Afin d'introduire le modèle dans le code de calcul par éléments finis, la relation est réécrite sous forme différentielle :

$$\frac{dz}{dt} = n \left(\frac{\bar{z}(T) - z}{\tau(T)} \right) \left[\ln \left(\frac{\bar{z}(T)}{\bar{z}(T) - z} \right) \right]^{\frac{n-1}{n}} \quad (4.15)$$

$$\tau(T) = \frac{P_{0,5} \left(-\ln \frac{1}{2} \right)^{-\frac{1}{n}}}{\exp \left(-\frac{Q}{RT} \right)} \quad (4.16)$$

Les paramètres du modèle à identifier sont alors :

- $\bar{z}(T)$ la proportion de phases maximales qui peut apparaître ;
- Q l'énergie d'activation des phénomènes de précipitation et d'adoucissement.
- $P_{0,5}$ le paramètre d'équivalence pour une proportion de phases de 50 % ;
- n une constante ;

Pour la fonction $\bar{z}(T)$, nous faisons l'hypothèse que le phénomène de précipitation ne peut commencer qu'à partir d'une température supérieure à 350 °C. Ainsi, $\bar{z}(T)$ vaut 0 lorsque la température est inférieure ou égale à 350 °C et 1 pour les températures supérieures.

Par souci de simplicité, l'énergie d'activation des phénomènes de précipitation et d'adoucissement est prise égale. La valeur de l'énergie d'activation $Q = 233$ kJ/mol provient de la littérature [Bojack *et al.*, 2014] et a été déduite à partir de traitements de revenu sur un acier 13Cr-6Ni.

Les valeurs de $P_{0,5}$ sont déduites en traçant les proportions de phases en fonction de la variable $\ln P$. Les proportions de phases sont calculées avec les équations (4.10) et (4.11) à partir des mesures de dureté expérimentales. Enfin, la constante n du modèle de JMA est identifiée. La Figure 4.27 présente la comparaison expérience/modèle de JMA.

Pour la précipitation, les mesures expérimentales sont fortement dispersées. Pour une valeur $\ln P$ égale, la fraction volumique de phase peut varier de 30 %. Une tendance générale se dégage tout de même, que le modèle reproduit bien. Pour l'adoucissement, les mesures sont moins dispersées. Le modèle reproduit bien l'allure générale avec des différences plus marquées pour 10 % et 90 % de phases. Ces différences s'expliquent par le choix du paramètre $P_{0,5}$ et de la constante n (forme générale de la courbe) afin de faire correspondre le modèle pour des proportions de phases de 0 % et de 100 %. Les paramètres identifiés des deux modèles sont donnés dans le Tableau 4.4.

Afin de mieux apprécier les résultats du modèle identifié, nous faisons une comparaison entre les mesures de dureté expérimentales et les duretés prédites par le modèle pour quelques températures de revenu (voir Figure 4.28). Pour la précipitation, les résultats du modèle sont difficiles à apprécier en raison de la grande dispersion des mesures de dureté expérimentales. La

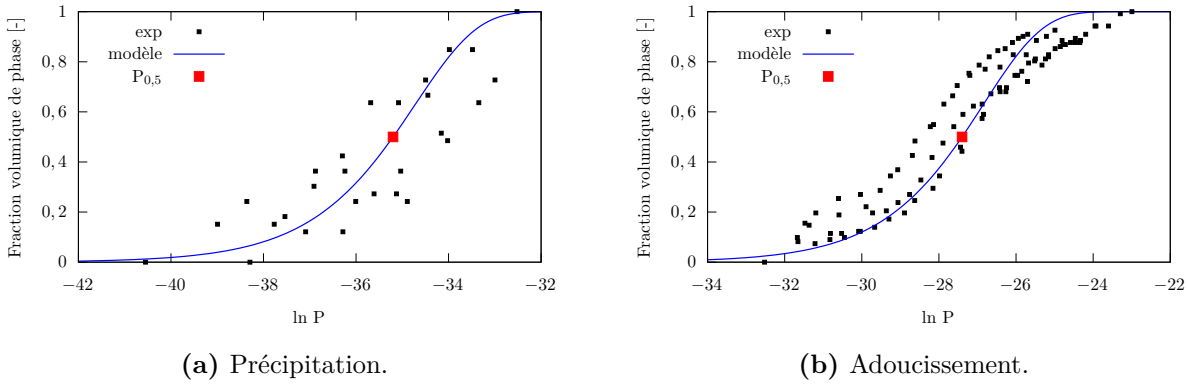


Figure 4.27 – Proportions de phases en fonction du paramètre d'équivalence $\ln P$ et comparaison au modèle identifié.

tendance du modèle à prédire une dureté plus élevée pour une température plus élevée de 460 °C est tout de même respectée. Pour l'adoucissement, le modèle reproduit convenablement les duretés expérimentales. Le modèle a une légère tendance à surestimer la dureté pour des temps de revenu courts et à sous-estimer la dureté pour des temps de revenu longs.

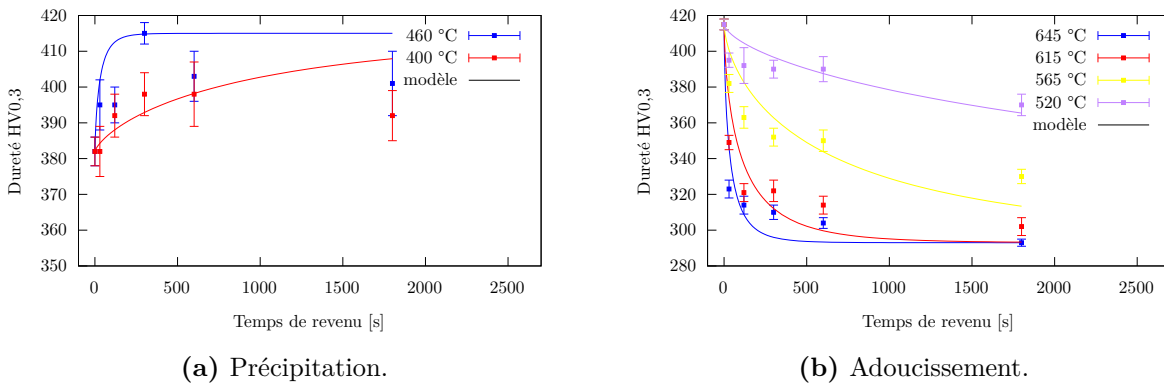


Figure 4.28 – Comparaison des duretés mesurées et calculées par les modèles pour différents temps de revenu.

Transformation	Q [kJ.mol ⁻¹]	R [J.mol ⁻¹ .K ⁻¹]	$P_{0,5}$ [-]	n
Précipitation	233	8,314	$\exp(-35,2)$	0,75
Adoucissement	233	8,314	$\exp(-27,4)$	0,65

Tableau 4.4 – Coefficients identifiés des modèles de précipitation et d'adoucissement.

En conclusion sur ce chapitre, les transformations métallurgiques susceptibles d'apparaître pendant l'opération de fabrication additive ont été mises en avant. Des modèles ont été choisis et les paramètres ont été identifiés. Ces modèles vont permettre de calculer l'évolution des proportions de phases métallurgiques pendant toute l'étape de fabrication de la pièce.

Chapitre 5

Caractérisation et modélisation du comportement mécanique de l'acier inoxydable 415

Résumé : Des essais de traction/relaxation et de traction/compression sont réalisés sur une grande gamme de température pour toutes les phases métallurgiques. Un modèle élasto-viscoplastique (EVP) est défini pour chaque phase et les paramètres sont identifiés par méthode inverse à partir des essais mécaniques.

Sommaire

5.1 Montage expérimental	104
5.1.1 Essais de traction/relaxation	104
5.1.2 Essais de traction/compression	105
5.1.3 Géométrie et instrumentation des éprouvettes	105
5.1.4 Dépouillement des essais	106
5.2 Caractérisation du matériau de base	107
5.2.1 Descriptif des essais	107
5.2.2 Résultats des essais mécaniques	107
5.3 Caractérisation de l'austénite	109
5.3.1 Descriptif des essais	109
5.3.2 Résultats des essais de traction/relaxation	109
5.3.3 Résultats des essais de traction/compression	111
5.4 Caractérisation de la martensite de trempe	112
5.4.1 Descriptif des essais	112
5.4.2 Résultats des essais mécaniques	113
5.5 Caractérisation de la martensite revenue	115
5.5.1 Martensite précipitée (MP)	115
5.5.2 Martensite adoucie (MA)	115
5.6 Bilan sur le comportement mécanique	116
5.7 Modélisation du comportement mécanique	117
5.7.1 Matériau de base	117
5.7.2 Austénite	118
5.7.3 Martensite de trempe	120
5.7.4 Martensite revenue	122
5.8 Plasticité de transformation (TRIP)	122
5.8.1 Essais de dilatométrie sous contrainte	122
5.8.2 Modélisation de la plasticité de transformation	123

« Eh ! Ça va vite ! Ça va vite ! Ça va trop vite ! Ça va trop vite ! »

Nathalie Morin (Patrice Leconte, Les Bronzés font du ski, 1979)

Les phases métallurgiques de l'acier inoxydable 415 ont été clairement identifiées au chapitre précédent. La prédiction des contraintes et des déformations nécessite de pouvoir décrire le comportement mécanique de chaque phase métallurgique qui peuvent apparaître au cours d'une opération de fabrication arc-fil. Ce chapitre a plusieurs objectifs :

- mettre en place des essais mécaniques afin de caractériser les propriétés mécaniques de l'acier pour chaque phase métallurgique et sur une grande plage de température ;
- réaliser des essais de dilatométrie sous contrainte pour mettre en avant le phénomène de plasticité de transformation (effet TRIP) ;
- choisir des modèles de comportement adaptés et identifier les paramètres.

5.1 Montage expérimental

Les essais de caractérisation sont réalisés avec la machine Gleeble 3500 de l'IRDL, présentée au chapitre précédent. Ces essais visent à déterminer le comportement de l'acier sur une grande plage de température et pour toutes les phases métallurgiques susceptibles d'apparaître lors de l'opération de fabrication arc-fil. De plus, les essais doivent permettre de décrire le comportement du matériau en cyclage mécanique et de mettre en évidence l'effet Bauschinger (diminution de la limite d'élasticité lorsque le chargement change de direction).

5.1.1 Essais de traction/relaxation

Des essais de traction/relaxation ont été réalisés. Ces essais visent à mettre en évidence la sensibilité du comportement mécanique de l'alliage à la vitesse de chargement. De plus, ils visent à identifier les effets de relaxation en température (fluage). Ces essais sont constitués ainsi (voir Figure 5.1) :

- plusieurs phases de traction à des vitesses de déformation allant de 10^{-2} s^{-1} à 10^{-5} s^{-1} ;
- des phases de relaxation de 50 secondes après chaque phase de traction.

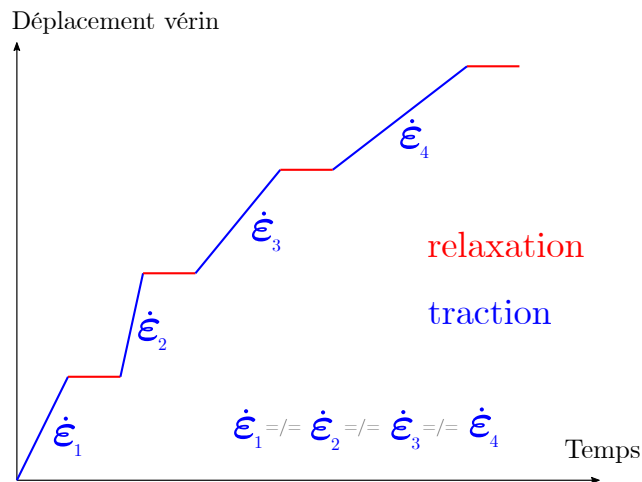


Figure 5.1 – Principe des essais de traction/relaxation.

Le pilotage de ces essais se fait sur le déplacement du vérin. La mesure de la déformation est faite avec un extensomètre diamétral (pour les essais allant de 250 °C à 1250 °C) et avec un extensomètre longitudinal pour les essais à 20 °C. Pour chaque phase métallurgique et pour chaque température, le lien déplacement du vérin/déformation diamétrale est différent. Ainsi, une campagne d'essais mécaniques préliminaires a été nécessaire. Des essais de traction monotone ont été réalisés à une vitesse de déformation de 10^{-3} s^{-1} et ont permis d'estimer le niveau de

déformation diamétrale atteint pour un certain déplacement de vérin imposé. Il a ensuite été possible de définir le protocole expérimental des essais de traction/relaxation.

5.1.2 Essais de traction/compression

Le modèle vise à simuler la fabrication d'une pièce où dix cordons de soudure sont déposés les uns sur les autres. Le comportement cyclé (thermiquement et/ou mécaniquement) du matériau doit par conséquent être pris en compte par le modèle. Des essais de traction/compression complémentaires, pour quelques températures caractéristiques, sont réalisés pour mettre en avant l'effet Bauschinger de l'acier (Figure 5.2).

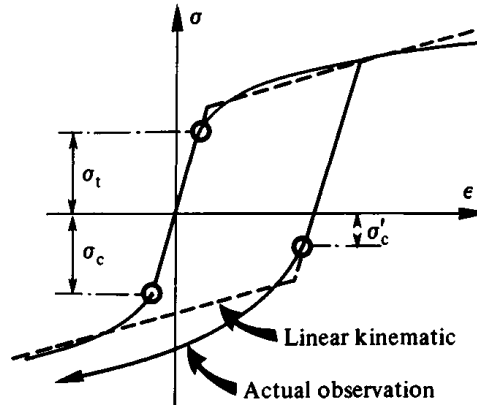


Figure 5.2 – Effet Bauschinger. La limite d'élasticité en compression σ'_c après un premier essai de traction est plus faible que si l'essai de compression était directement réalisé (σ_c) [Lemaitre et Chaboche, 1994].

5.1.3 Géométrie et instrumentation des éprouvettes

Pour les essais de traction/relaxation entre 650 °C et 1250 °C, des éprouvettes cylindriques de 10 mm de diamètre sans rétreint sont utilisées (voir Figure 5.3). En effet, à ces hautes températures, la mesure de l'effort, la régulation du déplacement du vérin et la mesure de déformation de l'extensomètre diamétral sont très sensibles et nécessitent d'avoir un diamètre important d'éprouvette.

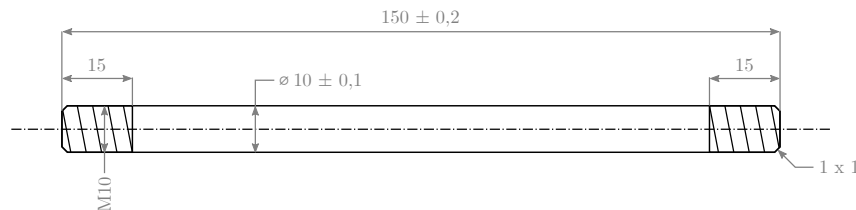


Figure 5.3 – Géométrie d'éprouvette sans rétreint (dimensions : mm).

Pour les essais de traction/relaxation entre 250 °C et 550 °C et tous les essais de traction/compression, une éprouvette de 10 mm de diamètre avec un rétreint de 6 mm est utilisée (Figure 5.4). Pour les essais à basse température, le rétreint sert principalement à réduire l'effort maximal sous les 100 kN que peut mesurer la cellule de force. Pour les essais de traction/compression, ce rétreint sert à réduire le possible flambement des éprouvettes.

Les éprouvettes ont été usinées dans l'atelier de l'UFR SSI à Lorient. Elles sont prélevées dans des tôles de 415 dans le sens de laminage.

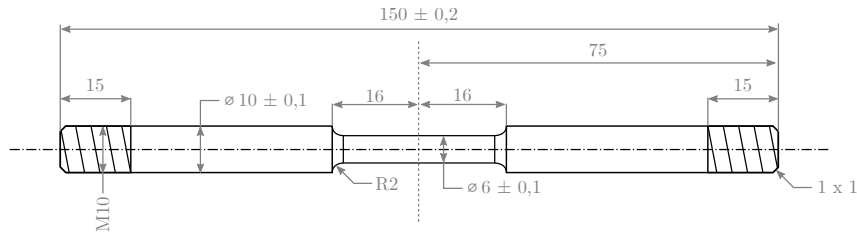


Figure 5.4 – Géométrie d'éprouvette avec rétreint (dimensions : mm).

Pour chaque essai, l'éprouvette est instrumentée de trois thermocouples de type K de 250 μm . La régulation en température est pilotée par la mesure du TC1 central. Les deux autres TC sont placés de part et d'autre du TC1 à 5 mm pour apprécier le gradient de température dans l'éprouvette et confirmer une symétrie de ce gradient par rapport au TC1.

5.1.4 Dépouillement des essais

Pour chaque essai, nous présenterons les courbes de contrainte longitudinale vraie en fonction de la déformation diamétrale ou longitudinale vraie.

Pour les essais en température, de 250 $^{\circ}\text{C}$ à 1250 $^{\circ}\text{C}$, le gradient de température longitudinal impose de mesurer la déformation au centre de l'éprouvette. La déformation est mesurée à l'aide d'un extensomètre diamétral (voir Figure 5.5) et est calculée par l'équation suivante :

$$\varepsilon_{\theta\theta} = \ln \frac{d}{d_0} \quad (5.1)$$

avec d le diamètre mesuré pendant l'essai et d_0 le diamètre initial de l'éprouvette.

La contrainte longitudinale vraie est calculée à partir de l'équation suivante :

$$\sigma_{zz} = \frac{4F}{\pi d^2} \quad (5.2)$$

avec F la force mesurée par la cellule de force au cours de l'essai et d le diamètre mesuré pendant l'essai.

Les essais à 20 $^{\circ}\text{C}$ ne permettent pas d'utiliser l'extensomètre diamétral. En effet, sans gradient de température, l'éprouvette ne se déforme pas exactement au centre et donc pas à l'endroit où les tiges de l'extensomètre sont placées. Un extensomètre longitudinal est alors utilisé. Il est constitué de deux tiges en quartz fixées à l'éprouvette par un élastique. Afin d'empêcher le glissement des tiges, des fils de thermocouples sont préalablement soudés à l'éprouvette (voir Figure 5.5).

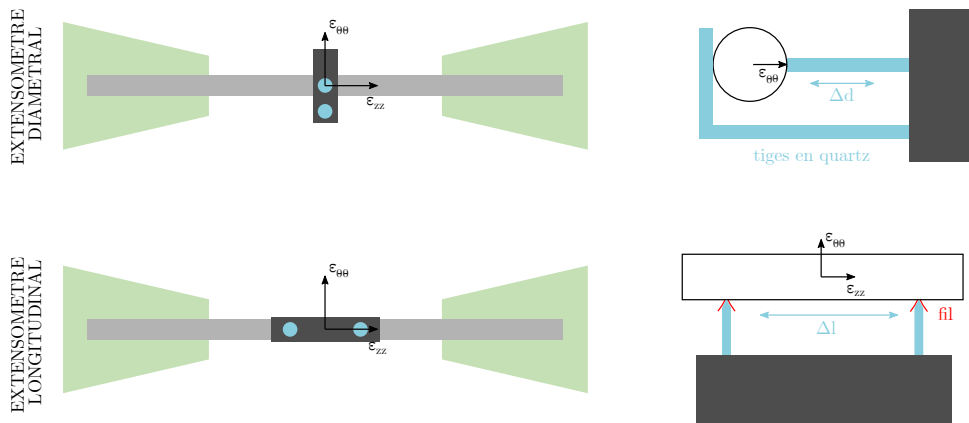


Figure 5.5 – Mesure des déformations longitudinale et diamétrale.



Figure 5.6 – Montage expérimental d'un essai de traction à 20 °C et mesure de la déformation avec un extensomètre longitudinal.

Pour les essais à 20 °C, la déformation longitudinale est calculée de la manière suivante :

$$\varepsilon_{zz} = \ln \frac{l}{l_0} = \ln \left(1 + \frac{l - l_0}{l_0} \right) \quad (5.3)$$

avec l_0 la longueur initiale de la zone utile entre les deux tiges de l'extensomètre et l la longueur de la zone utile entre les deux tiges pendant l'essai.

Pour ces mêmes essais, la contrainte longitudinale vraie est calculée par l'équation suivante :

$$\sigma_{zz} = \frac{4F}{\pi d_0^2} \left(1 + \frac{l - l_0}{l_0} \right) \quad (5.4)$$

avec F la force mesurée par la cellule de force au cours de l'essai, d_0 le diamètre initial de l'éprouvette, l_0 la longueur initiale de la zone utile entre les deux tiges de l'extensomètre et l la longueur de la zone utile entre les deux tiges pendant l'essai.

Par la suite, les résultats d'essais sont présentés pour chacune des phases métallurgiques identifiées au chapitre précédent.

5.2 Caractérisation du matériau de base

5.2.1 Descriptif des essais

Le matériau de base a été caractérisé par des essais de traction/relaxation aux températures suivantes : 250 °C ; 400 °C ; 550 °C et 650 °C. Des essais de traction/compression complémentaires ont été réalisés aux températures suivantes : 20 °C ; 450 °C ; 600 °C.

Les essais sont réalisés de la manière suivante :

- chauffage de l'éprouvette à une vitesse de 100 K/s à force nulle avec un déplacement de vérin libre (dilatométrie libre) jusqu'à la température d'essai ;
- maintien à force nulle et à la température d'essai pendant 30 secondes pour assurer une homogénéité de la température dans la section de l'éprouvette ;
- début de l'essai mécanique par le déplacement imposé du vérin.

5.2.2 Résultats des essais mécaniques

Les résultats des essais de traction/relaxation du matériau de base sont présentés Figure 5.7. La déformation $\varepsilon_{\theta\theta}$ est négative puisque le diamètre de l'éprouvette diminue pendant l'essai de traction. Ces courbes montrent en premier lieu l'influence importante de la température sur le comportement mécanique. La contrainte atteinte pour une déformation $\varepsilon_{\theta\theta}$ de -0,015 est

presque multipliée par 3 entre les essais à 650 °C et à 250 °C. Également, les effets de relaxation importants apparaissent dès 400 °C et sont plus marqués pour les températures de 550 °C et 650 °C. L'effet de la vitesse de chargement est surtout visible pour l'essai à 650 °C, avec des amplitudes de traction différentes.

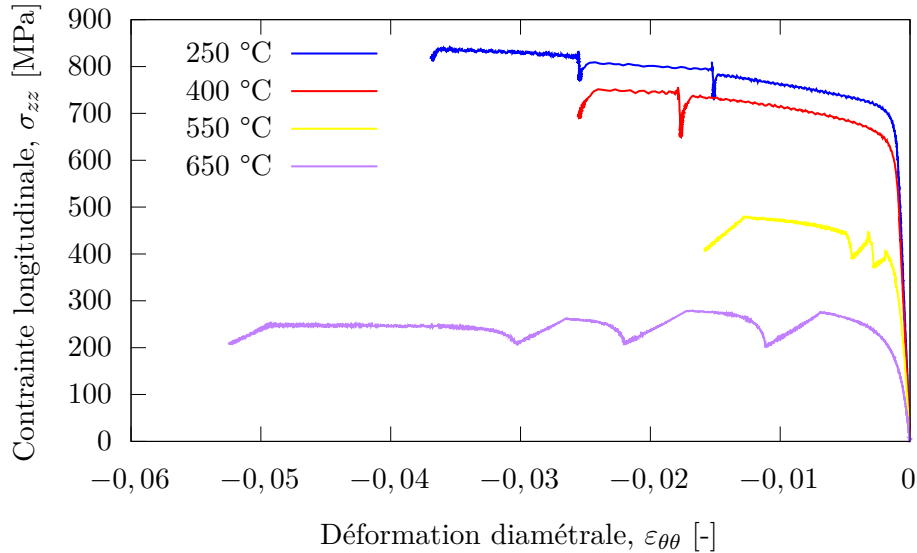


Figure 5.7 – Comportement mécanique du matériau de base lors d'essais de traction/relaxation.

Les résultats des essais de traction/compression sont présentés en Figure 5.8.

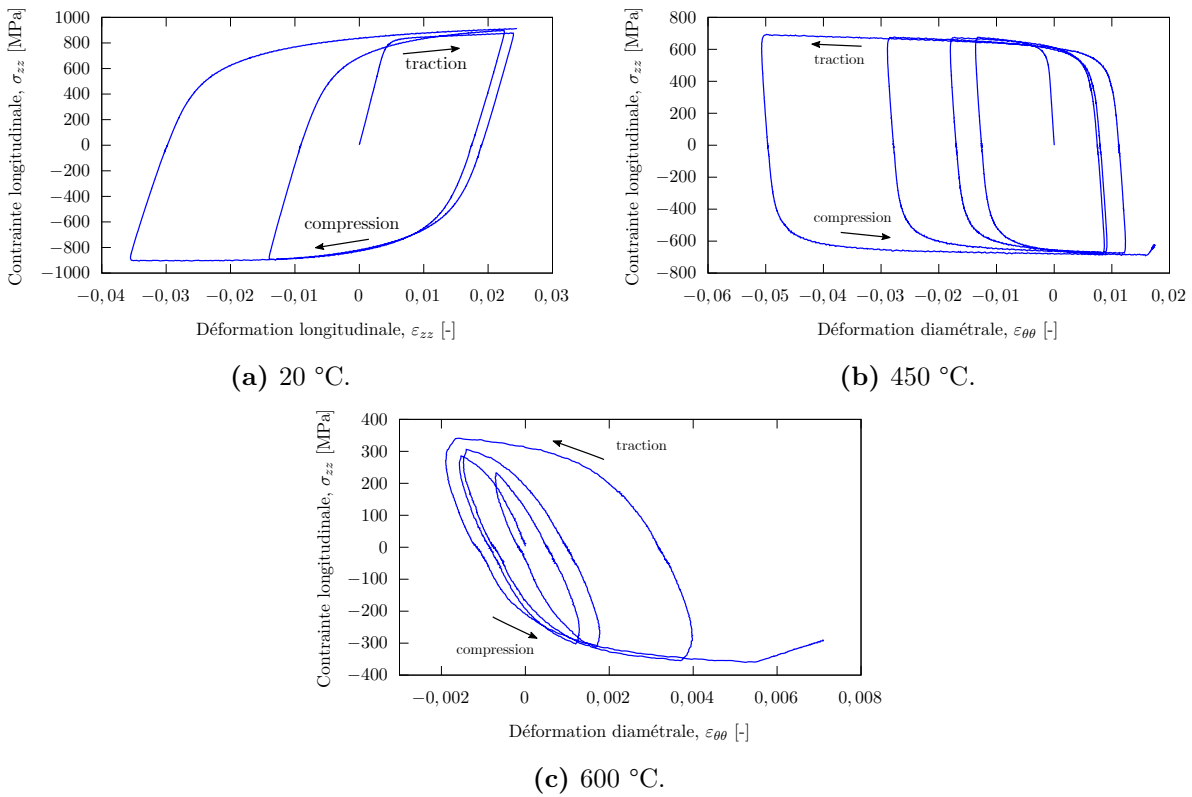


Figure 5.8 – Comportement mécanique du matériau de base lors d'essais de traction/compression.

Les essais à 20 °C sont représentés avec la mesure de déformation longitudinale (déformation positive → traction) et les essais à 450 et 600 °C avec la mesure de déformation diamétrale (déformation négative → traction). On remarque que les essais ne sont pas symétriques et que la déformation a tendance à se décaler plus en traction ou en compression d'un essai à l'autre. Ce phénomène est lié à la méthode de pilotage sur le vérin qui ne permet pas de viser un niveau de déformation précis. Des études réalisées à l'IRDL ont montré qu'un pilotage sur l'extensomètre n'était pas envisageable (résultats fortement perturbés et difficilement exploitables, risque d'endommagement de la machine si l'extensomètre tombe). Ce phénomène n'est cependant pas problématique pour une application de fabrication additive (puisque les modèles mécaniques utilisés pour la fabrication additive sont généralement simplifiés) et les résultats d'essais sont suffisants pour identifier un modèle mécanique. Ces courbes montrent également l'aspect cinématique de l'écroutissage du matériau de base avec une absence presque totale d'écroutissage isotrope (augmentation du domaine de charge).

5.3 Caractérisation de l'austénite

5.3.1 Descriptif des essais

La phase austénitique de l'acier 415 apparaît en totalité au chauffage à partir de 850/900 °C, mais reste présente sur une grande plage de température au refroidissement, jusqu'à la température de début de transformation martensitique M_s de 240 °C. Nous avons caractérisé cette phase métallurgique uniquement au refroidissement. Des essais de traction/relaxation ont été entrepris aux températures suivantes : 300 °C ; 500 °C ; 650 °C ; 800 °C ; 950 °C et 1250 °C. En complément, des essais de traction/compression ont été réalisés aux températures suivantes : 400 °C ; 725 °C et 900 °C.

Les essais sont réalisés de la manière suivante :

- chauffage de l'éprouvette à une vitesse de 100 K/s à force nulle avec un déplacement de vérin libre (dilatométrie libre) jusqu'à la température de 950 °C ;
- maintien à force nulle et à la température d'austénitisation de 950 °C pendant 60 secondes pour assurer une formation d'austénite à 100 % ;
- maintien en température (essai à 950 °C) ou chauffage à 100 K/s jusqu'à la température d'essai (essai à 1250 °C) ou refroidissement libre jusqu'à la température d'essai (essais de 300 à 900 °C) ;
- maintien à force nulle et à la température d'essai pendant 30 secondes pour assurer une homogénéité de la température dans l'épaisseur de l'éprouvette ;
- début de l'essai mécanique par le déplacement imposé du vérin.

5.3.2 Résultats des essais de traction/relaxation

Les résultats des essais de traction/relaxation de l'austénite sont présentés Figure 5.9. Une fois encore, ces courbes montrent la grande dépendance du comportement mécanique à la température. Des effets visqueux apparaissent en particulier à partir de 800 °C et se caractérisent par une sensibilité à la vitesse de chargement et par une baisse significative de la contrainte pendant les phases de relaxation. Pour les températures à 500 °C et 650 °C, les courbes semblent bruitées et des effets particuliers apparaissent, que nous présentons par la suite.

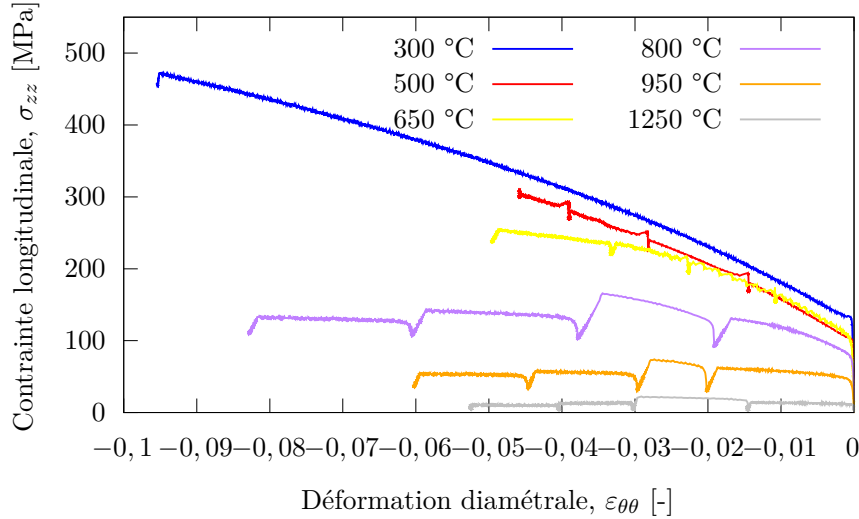


Figure 5.9 – Comportement mécanique de l'austénite lors d'essais de traction/relaxation.

Mise en évidence d'effets de vieillissement dynamique

Les courbes de traction/relaxation de l'austénite à 500 °C et 650 °C semblent bruitées. Il s'agit d'effets de vieillissement dynamique qui apparaissent dans l'alliage dans une certaine gamme de température et de vitesse de déformation (voir Figure 5.10).

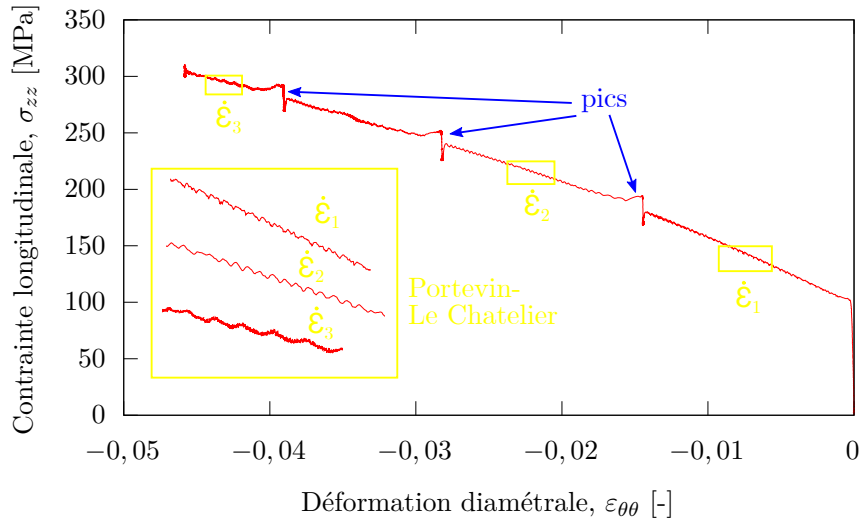


Figure 5.10 – Essai de traction/relaxation de l'austénite à 500 °C. Mise en évidence de phénomènes de vieillissement dynamique.

Les essais ont été dédoublés et confirment bien qu'il s'agit d'un phénomène matériau (voir Figure 5.11). Ces effets, provoqués par des interactions entre les solutés d'alliage et les dislocations, se manifestent principalement par une sensibilité quasi nulle à la vitesse de chargement et des effets de relaxation difficilement perceptibles. Nous reconnaissons deux phénomènes principaux :

- des pics de contraintes à chaque nouvelle phase de chargement ;
- des oscillations d'amplitudes variables qui dépendent de la vitesse de sollicitation (effet Portevin-Le Chatelier).

Ces phénomènes ont été remarqués sur une même plage de température sur un acier inoxydable 316L(N) par Le [Le, 2014]. Dans les faits, ces phénomènes sont très complexes à modéliser

et demandent un travail de thèse à part entière. Par exemple, Wang [Wang, 2011] s'y est attaché et a modélisé ces phénomènes sur un alliage au carbone-manganèse TU48C. Pour le développement d'un modèle simulant un procédé de fabrication additive, nous ferons abstraction de ces phénomènes.

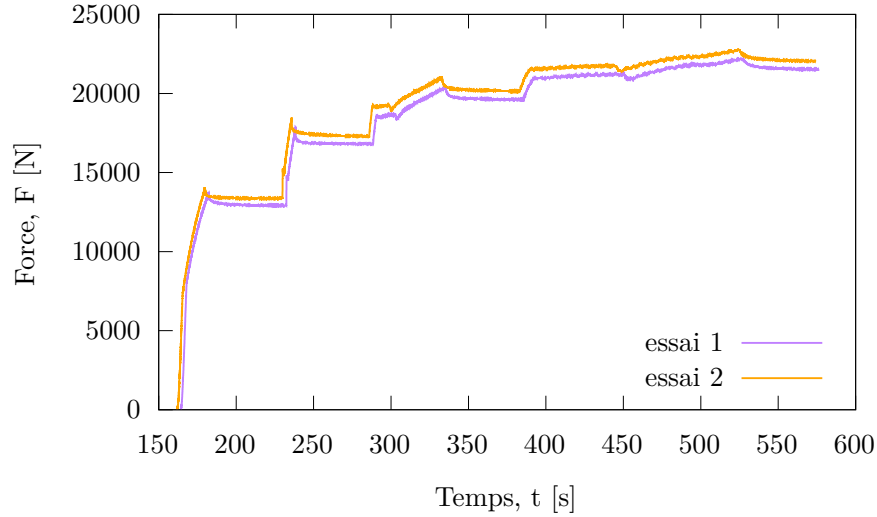


Figure 5.11 – Reproductibilité de l'essai de traction/relaxation de l'austénite à 500 °C.

5.3.3 Résultats des essais de traction/compression

Les résultats des essais de traction/compression sont donnés par la Figure 5.12.

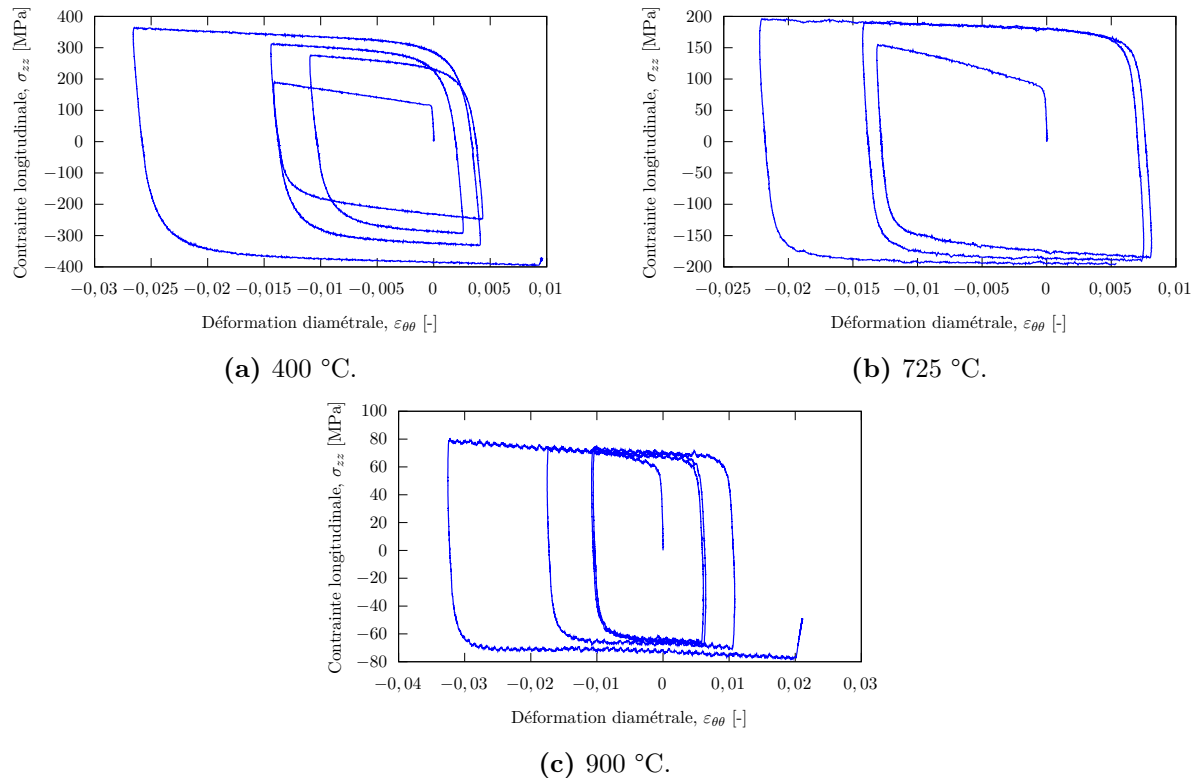


Figure 5.12 – Comportement mécanique de l'austénite lors d'essais de traction/compression.

5.4 Caractérisation de la martensite de trempe

5.4.1 Descriptif des essais

La martensite de trempe apparaît en totalité après un premier chauffage avec austénitisation puis un refroidissement jusqu'à une température de 70 °C. Elle a été caractérisée par des essais de traction/relaxation aux températures suivantes : 250 °C ; 400 °C ; 550 °C et 650 °C. Des essais de traction/compression complémentaires ont été réalisés aux températures suivantes : 20 °C ; 400 °C ; 550 °C.

La caractérisation de la martensite de trempe a été plus difficile. Nous avons dû adapter le protocole expérimental au fur et à mesure. Le premier protocole d'essai était le suivant :

- chauffage de l'éprouvette à une vitesse de 100 K/s à force nulle avec un déplacement de vérin libre (dilatométrie libre) jusqu'à la température de 950 °C ;
- maintien à force nulle et à la température d'austénitisation de 950 °C pendant 60 secondes pour assurer une formation d'austénite à 100 % ;
- refroidissement libre jusqu'à 30 °C pour former la martensite de trempe ;
- chauffage de l'éprouvette à 100 K/s jusqu'à la température de caractérisation ;
- maintien à force nulle et à la température de caractérisation pendant 30 secondes pour assurer une homogénéité de la température dans l'épaisseur de l'éprouvette ;
- début de l'essai mécanique via le déplacement imposé du vérin.

Ce protocole expérimental n'a pas permis de caractériser la martensite de trempe. En effet, la déformation et la rupture de l'éprouvette ne se faisaient pas au centre. Par exemple, un essai à 550 °C a été doublé et le même phénomène s'est répété deux fois (voir Figure 5.13). En premier lieu, nous avons supposé que le gradient de température était responsable et avons changé les mors cuivre par des mors inox pour réduire le gradient de température. La rupture a encore eu lieu au même endroit lors de ce troisième essai.

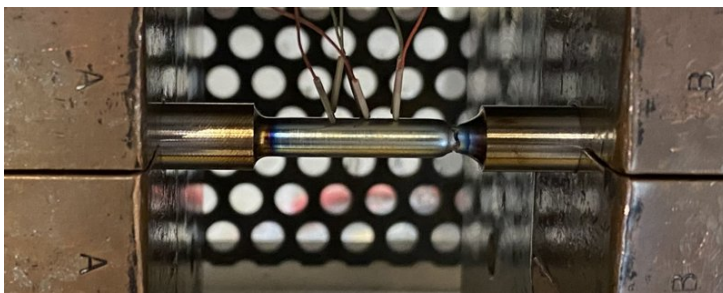


Figure 5.13 – Rupture de l'éprouvette lors d'un essai de caractérisation mécanique de la martensite de trempe à 550 °C.

Une seconde hypothèse a été formulée et le gradient métallurgique dans l'éprouvette a été mis en cause. En effet, le gradient de température dans l'éprouvette provoque un gradient de phases métallurgiques pendant le traitement d'austénitisation (illustré par la Figure 5.14). Nous supposons donc que de la martensite de trempe s'est formée au centre de l'éprouvette et que les zones proches des rétreints n'ont pas été affectées et sont constituées du matériau de base. Pendant l'essai de caractérisation, la martensite de trempe à 550 °C a des propriétés mécaniques plus élevées que la zone du matériau de base qui se trouve à 350/400 °C. La déformation et la rupture ont donc lieu dans la zone la plus ductile où se trouve la phase métallurgique initiale du matériau à 350/400 °C.

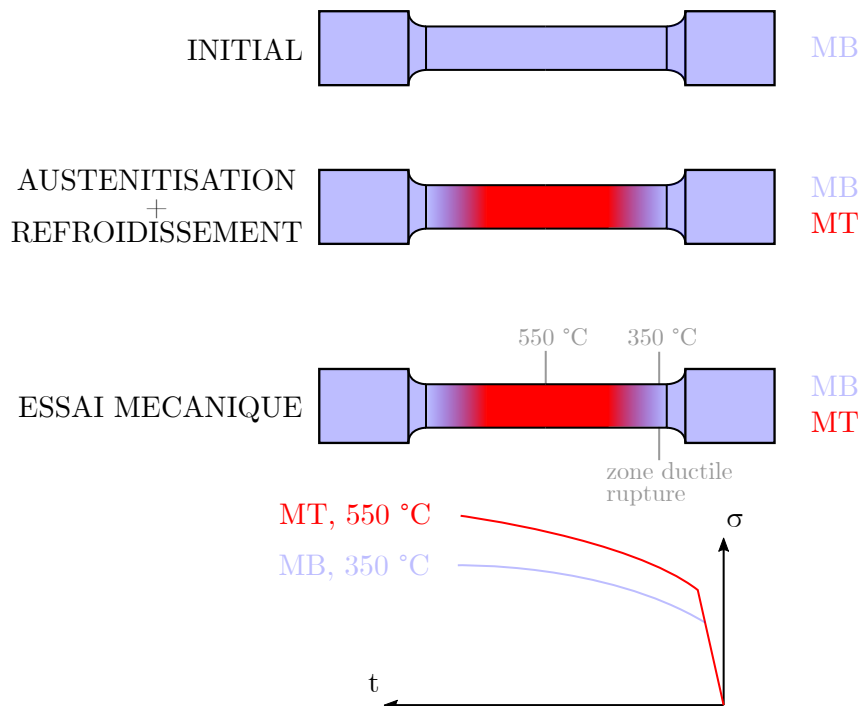


Figure 5.14 – Hypothèse formulée concernant la rupture de l'éprouvette. MT : martensite de trempe, MB : matériau de base.

Le protocole expérimental a ainsi dû être adapté. Avant usinage, les tôles de 415 subissent un traitement thermique d'austénitisation au four. Elles sont chauffées jusqu'à 950 °C et maintenues à cette température pendant 30 minutes puis subissent un refroidissement naturel. Bien entendu, nous nous éloignons alors des conditions thermiques du procédé de fabrication additive. Néanmoins, cette méthode a permis de caractériser la martensite de trempe. Le protocole retenu pour la caractérisation de la martensite de trempe est le suivant :

- chauffage de l'éprouvette qui a subi un traitement thermique à une vitesse de 100 K/s à force nulle avec un déplacement de vérin libre (dilatométrie libre) jusqu'à la température d'essai ;
- maintien à force nulle et à la température d'essai pendant 20 secondes pour assurer une homogénéité de la température dans l'épaisseur de l'éprouvette ;
- début de l'essai mécanique par le déplacement imposé du vérin.

Nous précisons également que les phases de relaxation ont été réduites à 20 s pour limiter le revenu de la martensite de trempe pendant l'essai de caractérisation.

5.4.2 Résultats des essais mécaniques

Les résultats des essais de traction/relaxation sont présentés Figure 5.15. Par rapport au matériau de base, la martensite de trempe est plus résistante et moins ductile. Également, les effets de relaxation et une sensibilité à la vitesse de chargement n'apparaissent que pour l'essai à 650 °C.

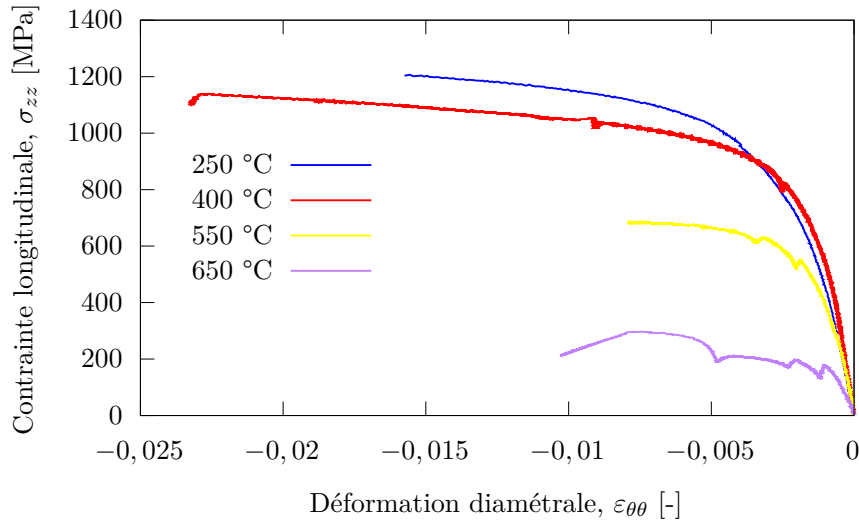


Figure 5.15 – Comportement mécanique de la martensite de trempe lors d'essais de traction/relaxation.

Les résultats des essais de traction/compression sont présentés Figure 5.16. La martensite de trempe possède des propriétés mécaniques très élevées, en particulier à 550 °C où les niveaux de contraintes en traction et en compression atteignent les 800 MPa.

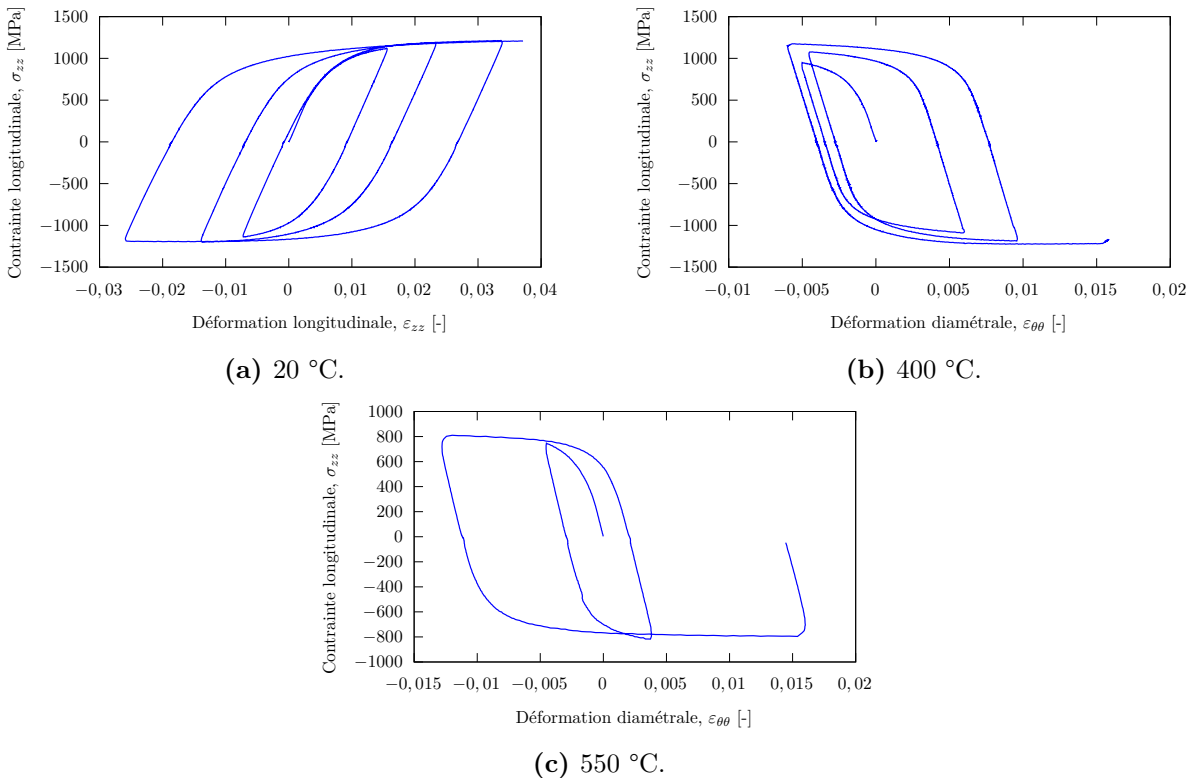


Figure 5.16 – Comportement mécanique de la martensite de trempe lors d'essais de traction/compression.

5.5 Caractérisation de la martensite revenue

Nous avons réalisé des essais de traction/relaxation afin d'estimer l'évolution des propriétés mécaniques avec le revenu de la martensite de trempe. Ces quelques essais ont pour but de faire des hypothèses simplificatrices et de décrire le comportement du revenu à partir des données du matériau de base et de la martensite de trempe.

5.5.1 Martensite précipitée (MP)

Un essai de traction/relaxation de la martensite précipitée a été réalisé à 400 °C. Le protocole pour la caractérisation est le suivant :

- les éprouvettes ont subi le même traitement thermique au four que celles utilisées pour la martensite de trempe et ont ensuite été usinées ;
- chauffage de l'éprouvette à 100 K/s jusqu'à 460 °C puis maintien à cette température pendant 5 minutes (afin de former une structure de 100 % de martensite précipitée) ;
- l'éprouvette est refroidie jusqu'à 400 °C puis est maintenue à cette température pendant 20 secondes ;
- début de l'essai mécanique par le déplacement imposé du vérin.

La Figure 5.17 présente les résultats de cet essai et les compare aux résultats du même essai réalisé sur la martensite de trempe. Il n'y a aucune différence de comportement mécanique et les deux courbes se superposent. La précipitation augmente la dureté de l'acier, mais ne modifie pas, à première vue, les propriétés mécaniques de la martensite de trempe.

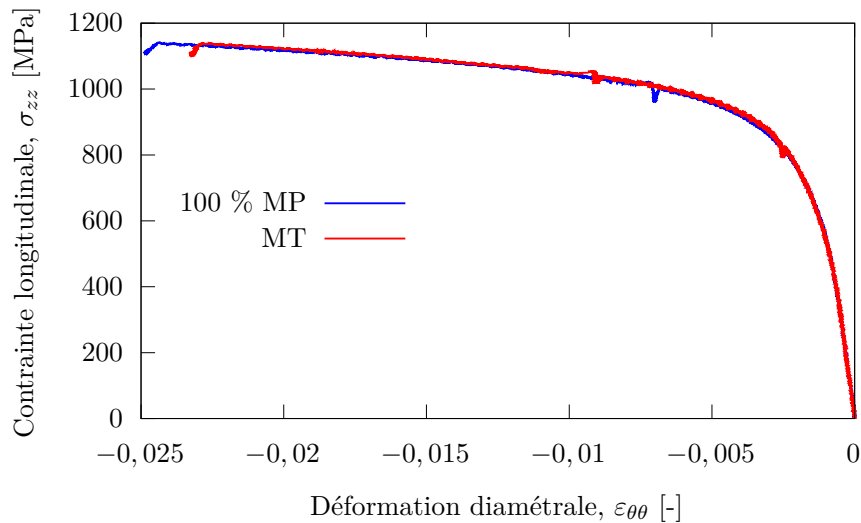
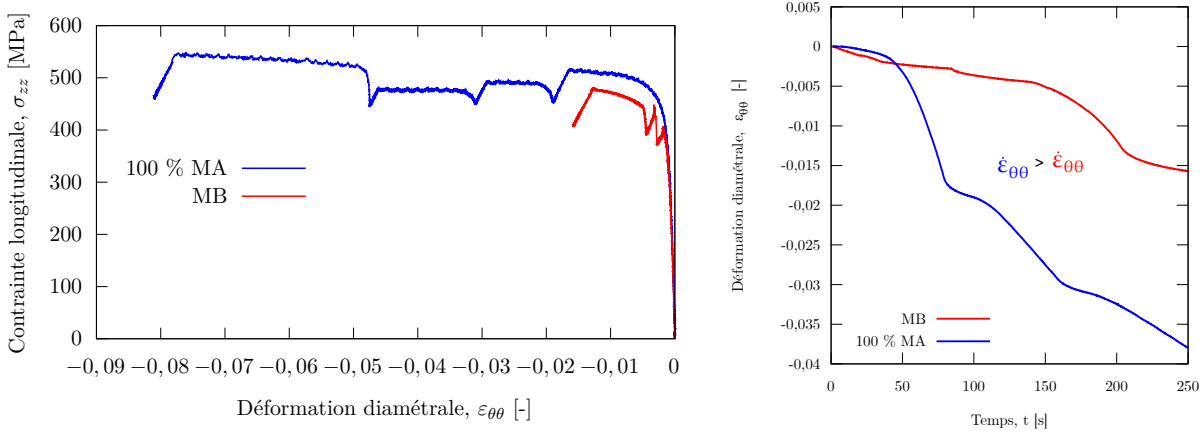


Figure 5.17 – Comparaison du comportement mécanique de la martensite de trempe (MT) et de martensite précipitée (MP) lors d'un essai de traction/relaxation.

5.5.2 Martensite adoucie (MA)

Pour la martensite adoucie, un essai de traction/relaxation est réalisé à 550 °C. Le protocole de caractérisation est le même que pour la martensite précipitée mis à part le traitement thermique pour obtenir une martensite entièrement adoucie. L'éprouvette est chauffée à 650 °C à une vitesse de 100 K/s et est maintenue à cette température pendant 30 minutes. Elle est ensuite refroidie à 550 °C pour réaliser l'essai mécanique à cette température. La Figure 5.18a présente les résultats de cet essai et les compare aux résultats du même essai réalisé sur le matériau de base. Le comportement entre la martensite adoucie et le matériau de base est très proche, avec

une contrainte légèrement supérieure pour la martensite adoucie, qui peut être imputée à une vitesse de sollicitation plus élevée (Figure 5.18b).



(a) Essai de traction/relaxation.

(b) Déformation au cours de l'essai. Un décalage sur le temps est fait pour comparer les essais.

Figure 5.18 – Comparaison du comportement mécanique de la martensite adoucie (MA) et du matériau de base lors d'essais de traction/relaxation.

5.6 Bilan sur le comportement mécanique

Les essais de caractérisation du comportement mécanique de chaque phase ont révélé une grande dépendance des propriétés mécaniques à la température. Pour de hautes températures, des effets visqueux apparaissent (relaxation et dépendance à la vitesse de chargement). La Figure 5.19 compare les propriétés mécaniques à 400 °C de trois phases métallurgiques de l'acier 415 susceptibles d'apparaître lors de l'opération de fabrication additive.

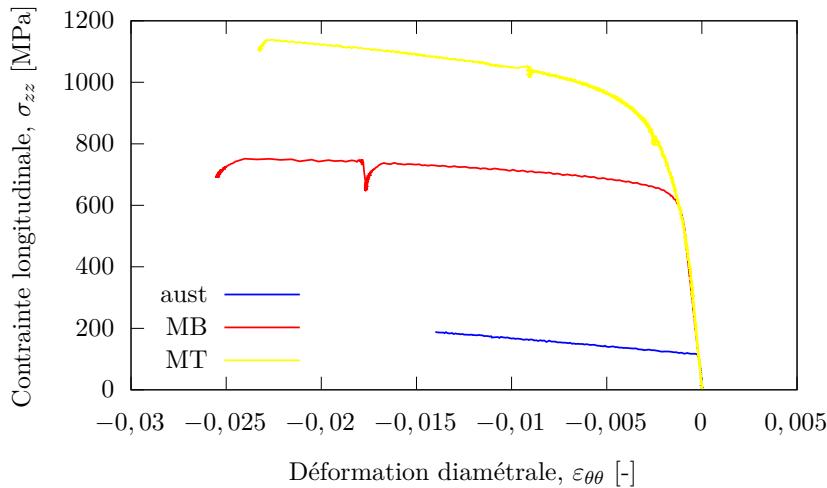


Figure 5.19 – Comparaison des propriétés mécaniques de trois phases métallurgiques de l'acier 415 à 400 °C.

Une modélisation multiphasée du comportement mécanique de l'acier 415 semble impérative tant les propriétés mécaniques sont différentes. Également, des essais mécaniques ont été réalisés sur la martensite revenue. Ces essais mécaniques, bien que réduits en nombre, permettront de faire des hypothèses pour décrire le comportement mécanique de la martensite revenue.

5.7 Modélisation du comportement mécanique

Nous présentons par la suite les modèles de comportement retenus pour chaque phase métallurgique (en 1D). Les paramètres matériaux de ces modèles sont identifiés à l'aide de SiDoLo [Pilvin, 2010] à partir des essais mécaniques présentés précédemment. L'identification est faite, avec comme hypothèse, un coefficient de poisson ν constant ($\nu = 0,33$) qui n'évolue pas en fonction de la température.

5.7.1 Matériau de base

Pour le matériau de base, un modèle élasto-visco-plastique (EVP) à écrouissage purement cinématique est retenu (voir équation (5.5)). L'écrouissage cinématique X est défini à l'aide d'une première variable cinématique X_1 non linéaire et d'une seconde variable X_2 linéaire (voir équations (5.6)).

$$\dot{\varepsilon}^{vp} = \left\langle \frac{|\sigma - X| - \sigma_y}{K} \right\rangle^n \text{sign}(\sigma - X) \text{ si } |\sigma - X| > \sigma_y \quad (5.5)$$

$$\begin{cases} X = X_1 + X_2 \\ X_1 = C\alpha \\ X_2 = B\varepsilon^{vp} \end{cases} \quad \dot{\alpha} = \dot{\varepsilon}^{vp} - \gamma\alpha\dot{p} \quad (5.6)$$

avec σ la contrainte, σ_y la limite d'élasticité, X une variable d'écrouissage cinématique, \dot{p} le taux de déformation plastique cumulée, K une variable d'écrouissage liée à la partie visqueuse du matériau et n un coefficient qui traduit la sensibilité de la réponse mécanique à la vitesse de chargement.

Les résultats de l'identification pour les essais de traction/relaxation du matériau de base sont présentés Figure 5.20. Le modèle reproduit convenablement la réponse mécanique. Quelques différences apparaissent pour les températures d'essais de 250 °C et 400 °C, qui peuvent être imputées à la mesure expérimentale de la déformation qui perd en précision à basse température et rend l'identification plus délicate. Pour les essais de traction/compression (Figure 5.21), le modèle reproduit globalement bien la réponse mécanique cyclée du matériau de base.

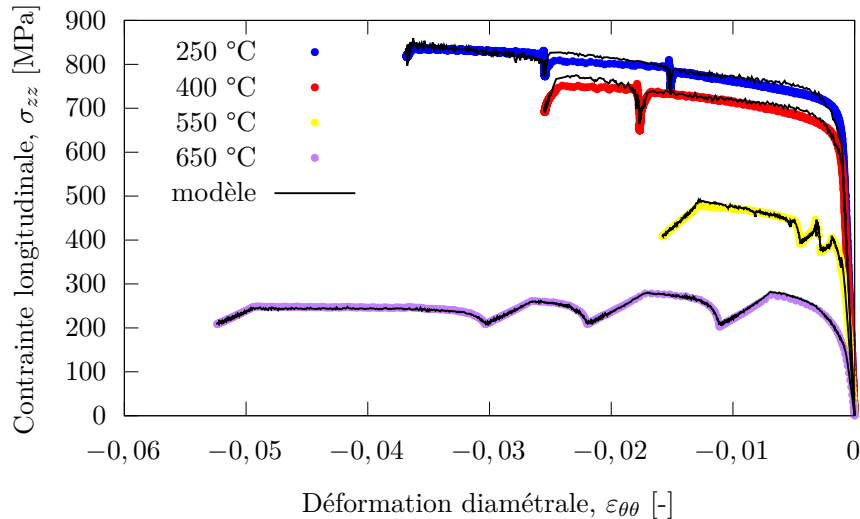


Figure 5.20 – Comparaison entre le modèle identifié et les essais expérimentaux pour le matériau de base (MB).

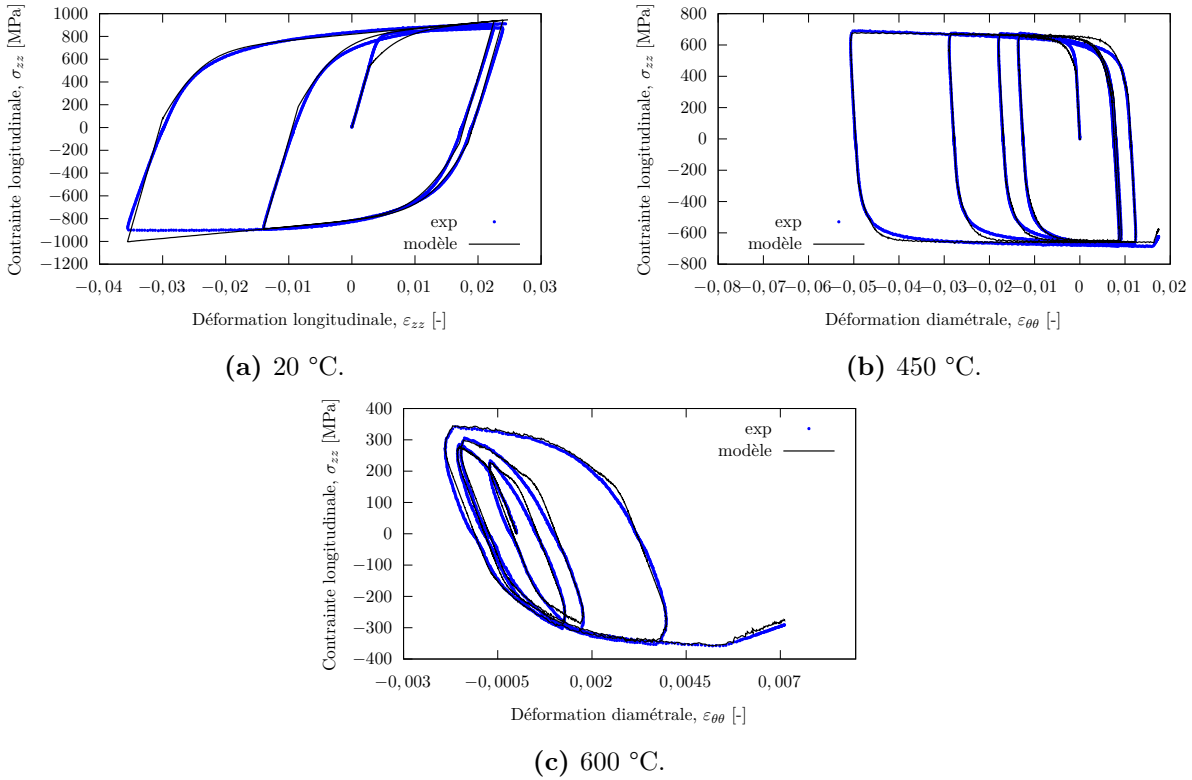


Figure 5.21 – Comparaison entre le modèle identifié et les essais expérimentaux pour le matériau de base (MB).

Les coefficients identifiés sont présentés Tableau 5.1. L'évolution de ces coefficients en fonction de la température est cohérente. Par exemple, le paramètre n diminue quand la température augmente, ce qui signifie que le matériau est de plus en plus sensible à la vitesse de chargement.

Température [°C]	20	250	400	450	550	600	650
E [GPa]	195	198	188	173	125	105	69
σ_y [MPa]	395	357	120	26	1,8	0	0
C [GPa]	96,9	60,6	45	45	45	40	30,6
γ [-]	320	514	459	276	587	599	406
B [MPa]	5320	1600	1393	78	0	0	0
n [-]	105	52,8	42	19,7	10,7	7,1	6,7
K [MPa.s ⁻¹]	155	303	548	664	834	788	565

Tableau 5.1 – Coefficients identifiés du modèle EVP pour le matériau de base (MB).

5.7.2 Austénite

Pour l'austénite, un modèle élasto-visco-plastique (EVP) à écrouissage mixte isotrope et cinématique est retenu (voir équation (5.7)). L'écrouissage isotrope R est défini par une loi de type Voce à laquelle un terme linéaire Hp est ajouté pour représenter la non-saturation de la contrainte. Pour les essais mettant en évidence des phénomènes de vieillissement dynamique (500 °C et 650 °C), une moyenne mobile est faite sur les données expérimentales pour faciliter l'identification du modèle.

$$\dot{\varepsilon}^{vp} = \left\langle \frac{|\sigma - X| - \sigma_y - R}{K} \right\rangle^n \text{sign}(\sigma - X) \text{ si } |\sigma - X| > (\sigma_y + R) \quad (5.7)$$

$$\begin{cases} R = Q(1 - \exp(-bp)) + Hp \\ X = X_1 + X_2 \\ X_1 = C\alpha \quad \dot{\alpha} = \varepsilon^{vp} - \gamma\alpha\dot{p} \\ X_2 = B\varepsilon^{vp} \end{cases} \quad (5.8)$$

Les résultats de l'identification sur les essais de traction/relaxation sont présentés Figure 5.23. Le modèle reproduit bien les essais de la phase austénitique et en particulier les phases de relaxation à haute température.

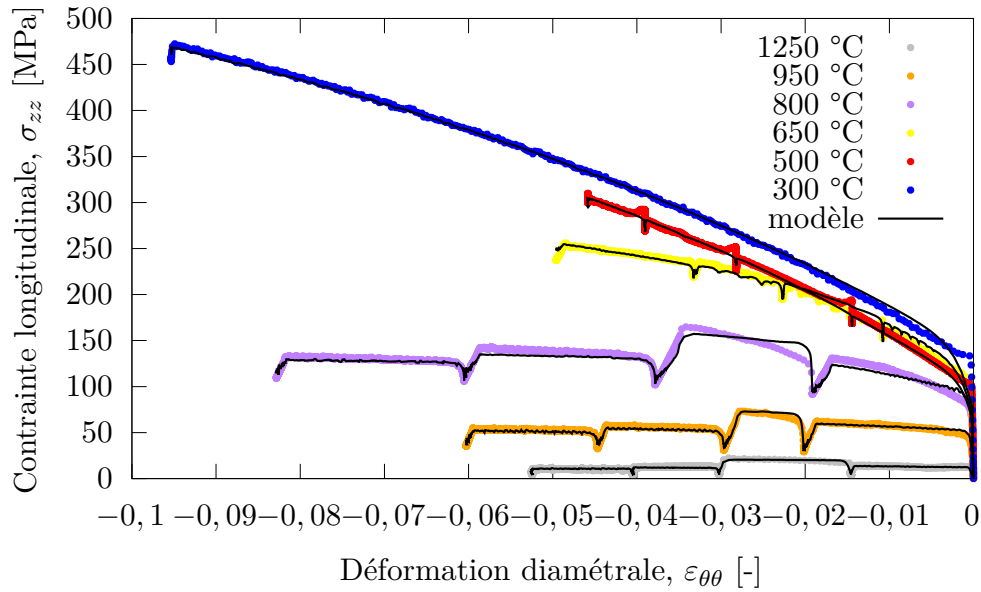
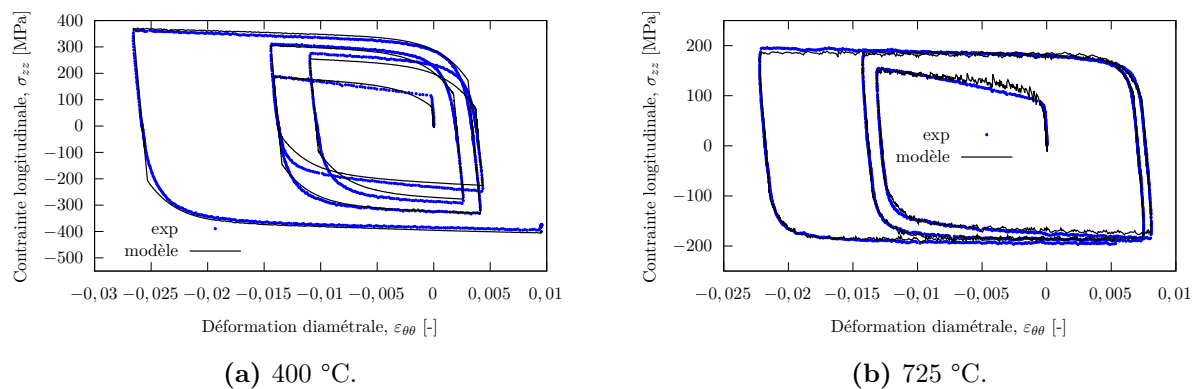
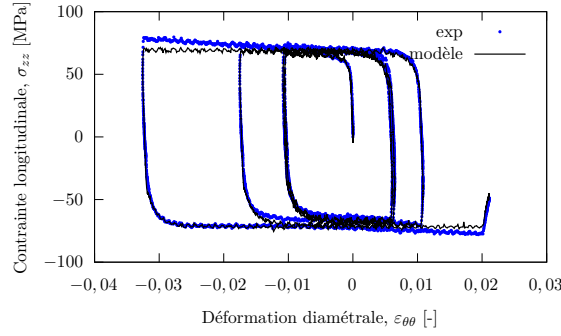


Figure 5.22 – Comparaison entre le modèle identifié et les essais expérimentaux pour l'austénite.

Les résultats de l'identification sur les essais de traction/compression sont présentés Figure 5.22. Les coefficients identifiés sont donnés Tableau 5.2.





(c) 900 °C.

Figure 5.23 – Comparaison entre le modèle identifié et les essais expérimentaux pour l'austénite.

Température [°C]	300	400	500	650	725	800	900	950	1250
E [GPa]	159	151	135	126	110	105	52	50	15
σ_y [MPa]	61	48	37	3,5	0	0	0	0	0
Q [MPa]	463	327	403	131	70	49	14,5	17,8	3
b [-]	5,4	4	6,6	22	33	26	2	15	30
H [MPa]	102	95	208	208	18	37,4	0	0	0
C [GPa]	18,2	17,1	17	17	16,7	7	2,3	0	0
γ [-]	304	221	470	386	533	571	362	0	0
B [MPa]	94	96	76	76	0	0	0	0	0
n [-]	41	33	32,4	23,7	8,8	8,6	6	6,3	5,3
K [MPa.s ⁻¹]	20	30	33,5	91	173	173	184	142	42

Tableau 5.2 – Coefficients identifiés du modèle EVP pour l'austénite.

5.7.3 Martensite de trempe

Pour la martensite de trempe, un modèle élasto-visco-plastique (EVP) à écrouissage mixte isotrope et cinématique est retenu (voir équation (5.9)). L'écrouissage isotrope R est défini avec un seul terme linéaire Hp afin de mieux décrire le comportement de la martensite de trempe à basse température.

$$\dot{\varepsilon}^{vp} = \left\langle \frac{|\sigma - X| - \sigma_y - R}{K} \right\rangle^n \text{sign}(\sigma - X) \text{ si } |\sigma - X| > (\sigma_y + R) \quad (5.9)$$

$$\begin{cases} R = Hp \\ X = X_1 + X_2 \\ X_1 = C\alpha \quad \dot{\alpha} = \dot{\varepsilon}^{vp} - \gamma\alpha\dot{p} \\ X_2 = B\varepsilon^{vp} \end{cases} \quad (5.10)$$

Les résultats de l'identification pour la martensite de trempe sont présentés Figures 5.24 et 5.25. Les coefficients identifiés sont donnés dans le Tableau 5.3.

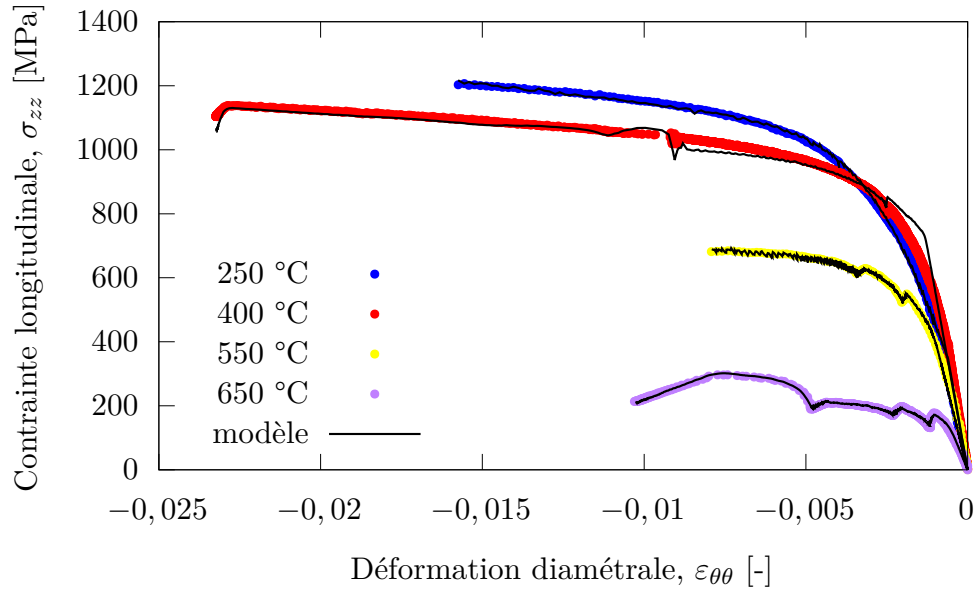


Figure 5.24 – Comparaison entre le modèle identifié et les essais expérimentaux pour la martensite de trempe (MT).

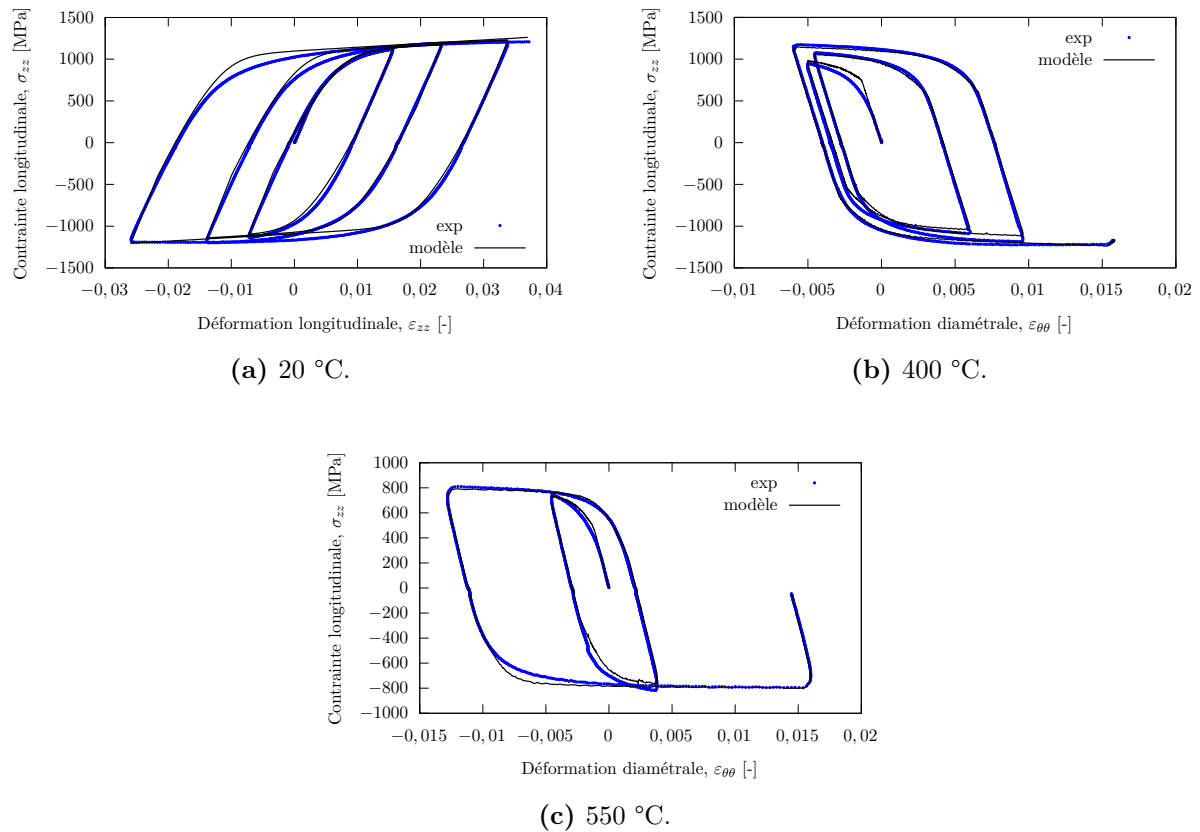


Figure 5.25 – Comparaison entre le modèle identifié et les essais expérimentaux pour la martensite de trempe (MT).

Température [°C]	20	250	400	550	650
E [GPa]	190	190	184	134	82
σ_y [MPa]	257	110	92	25	0
H [MPa]	188	1785	1785	0	0
C [GPa]	355,4	285	77,2	143	36,8
γ [-]	489	412	359	666	558
B [MPa]	4335	4300	1248	0	0
n [-]	91	45	41	15,7	6,7
K [MPa.s ⁻¹]	120	287	827	774	594

Tableau 5.3 – Coefficients identifiés du modèle EVP pour la martensite de trempe (MT).

5.7.4 Martensite revenue

Un essai de traction/relaxation à 400 °C sur la martensite précipitée (MP) a montré que le comportement mécanique était identique à celui de la martensite de trempe (MT). Un autre essai à 550 °C sur la martensite adoucie (MA) a montré que le comportement mécanique était très proche de celui du matériau de base. Ainsi, nous faisons les hypothèses suivantes pour décrire le comportement mécanique de la martensite revenue :

- Martensite précipitée (MP) : comportement élasto-visco-plastique (EVP) à écrouissage mixte isotrope et cinématique. Les coefficients matériaux sont ceux identifiés pour la martensite de trempe (MT) ;
- Martensite adoucie (MA) : comportement élasto-visco-plastique (EVP) à écrouissage cinématique. Les coefficients matériaux sont ceux identifiés pour le matériau de base (MB).

5.8 Plasticité de transformation (TRIP)

5.8.1 Essais de dilatométrie sous contrainte

Lors d'une transformation martensitique, la martensite sous contrainte oriente ses lattes dans une direction préférentielle et génère à l'échelle macroscopique une déformation inélastique qualifiée de plasticité de transformation. Des essais de dilatométrie sous contrainte ont été réalisés pour caractériser le phénomène de plasticité de transformation.

Les éprouvettes sont celles utilisées pour les essais de dilatométrie libre avec un diamètre de 6 mm (voir Figure 4.10). L'éprouvette est chauffée à 100 K/s jusqu'à 950 °C et est maintenue à cette température pendant 60 secondes. Pendant la transformation martensitique au refroidissement, un chargement en traction, allant de 30 à 120 MPa, est appliqué (voir le principe de l'essai Figure 5.26). La charge est appliquée 50 °C avant le début de la transformation ($M_s+50 = 290$ °C) et est retirée après la fin de la transformation ($M_f-20 = 50$ °C). Les résultats de ces essais sont présentés Figure 5.27. Lorsque la charge appliquée augmente, la déformation diamétrale diminue. De plus, la température de début de transformation martensitique est de plus en plus retardée à mesure que la contrainte appliquée augmente.

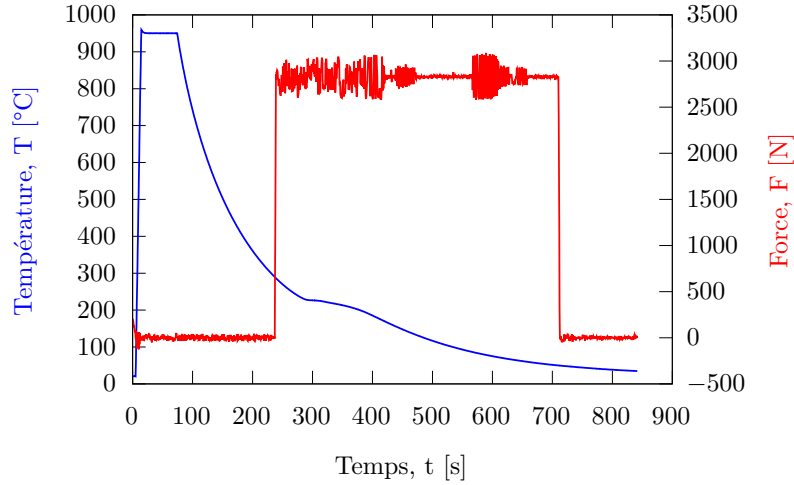


Figure 5.26 – Principe de l'essai de dilatométrie sous contrainte avec application d'une charge pendant la transformation métallurgique au refroidissement.

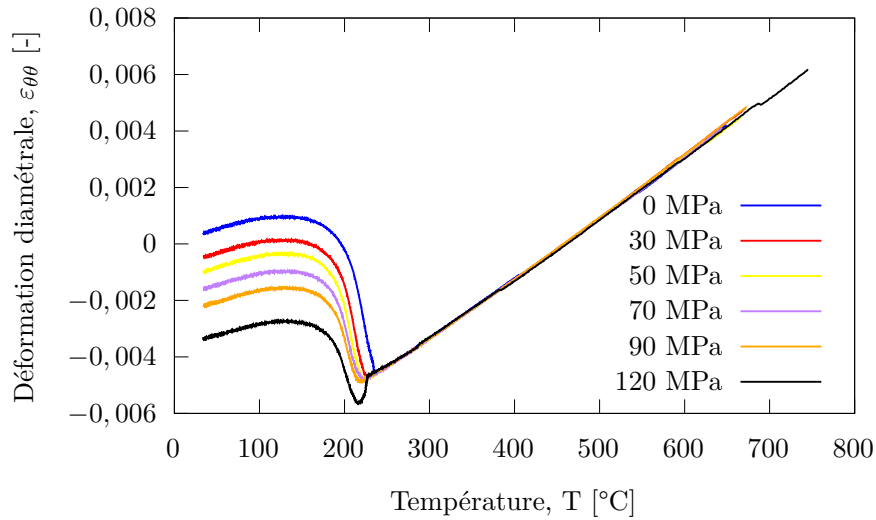


Figure 5.27 – Essai de dilatométrie sous contrainte au refroidissement.

5.8.2 Modélisation de la plasticité de transformation

Comme décrit en section 2.3.3, la déformation de plasticité de transformation peut être exprimée par une relation de proportionnalité avec la contrainte appliquée :

$$\varepsilon^{pt} = K\phi(z)\sigma \quad (5.11)$$

avec K un coefficient matériau, $\phi(z) = z(2 - z)$ une fonction de saturation et σ la contrainte appliquée.

Pour rappel, la déformation diamétrale $\varepsilon_{\theta\theta}$ et la contrainte longitudinale σ_{zz} sont mesurées au cours de l'essai de dilatométrie sous contrainte. Sous l'hypothèse d'isotropie ($\varepsilon_{\theta\theta}^{pt} = \varepsilon_{rr}^{pt}$) et de conservation du volume ($\text{Tr}(\underline{\varepsilon}^{pt}) = 0$), la déformation longitudinale peut être exprimée de la manière suivante [Ramard, 2018] :

$$\varepsilon_{zz}^{pt} = -2\varepsilon_{\theta\theta}^{pt} \quad (5.12)$$

Ainsi, la déformation de plasticité de transformation peut être réécrite :

$$\varepsilon_{zz}^{pt} = -2\varepsilon_{\theta\theta}^{pt} = K\phi(z)\sigma_{zz} \quad (5.13)$$

Il reste alors à identifier le coefficient matériau K . Pour ce faire, nous traçons la déformation de plasticité de transformation finale en fonction de la contrainte appliquée (Figure 5.28). La pente K^* de cette courbe permet d'en déduire K par la relation suivante :

$$K = -2K^* = 5,9 \cdot 10^{-5} \text{ MPa}^{-1} \quad (5.14)$$

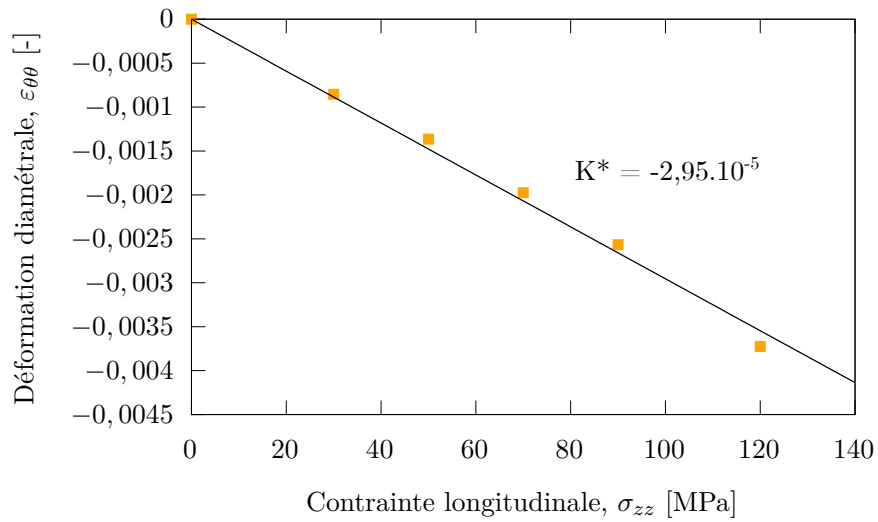


Figure 5.28 – Déformation de plasticité de transformation en fonction du chargement appliqué.

Conclusion sur les moyens expérimentaux mis en œuvre

Cette partie a présenté tous les essais expérimentaux mis en œuvre dans le cadre de cette thèse. Un premier chapitre a présenté les instrumentations des dépôts réalisés par fabrication additive MAG-CMT de l'acier inoxydable 415. Ces instrumentations ont permis de produire des données expérimentales concernant les conséquences thermique, métallurgique et mécanique du procédé sur le matériau. Ces conséquences dépendent en particulier de la stratégie de dépôt choisie. Ces données serviront à valider le modèle numérique.

Dans un deuxième chapitre, les caractérisations thermo-métallurgiques de l'acier inoxydable martensitique 415 ont été réalisées. Les propriétés thermo-physiques, nécessaires pour la mise en place de la modélisation thermique, ont été mesurées. Les transformations métallurgiques dans des conditions de fabrication additive ont été mises en avant. Des modèles cohérents ont été choisis et identifiés sur la base de ces essais.

Dans un troisième chapitre, des essais de caractérisation mécanique ont été faits. Ils ont mis en avant la grande dépendance du comportement mécanique à la température et à la métallurgie de l'acier. Un modèle elasto-visco-plastique, adapté à la modélisation du procédé de fabrication additive, a été choisi et identifié pour toutes les phases métallurgiques susceptibles d'apparaître lors de l'opération de fabrication. De plus, le phénomène de plasticité de transformation, qui traduit l'effet de la métallurgie sur la mécanique, a été caractérisé à l'aide d'essais de dilatométrie sous contrainte et un modèle a été identifié.

Tous les éléments sont désormais réunis pour mettre en place la modélisation numérique du procédé de fabrication additive, avec l'acier inoxydable martensitique 415, afin de prédire les déformations et les contraintes résiduelles consécutives à la superposition des cordons.

Troisième partie

*Simulation numérique du procédé de
fabrication MAG-CMT*

Introduction à la simulation numérique du procédé de fabrication MAG-CMT

Les instrumentations du procédé MAG-CMT ainsi que les caractérisations de l'acier inoxydable martensitique 415 ont été présentées dans la partie précédente. Ces données vont permettre de développer des modèles numériques dans cette partie en suivant deux méthodes de modélisation différentes.

Le premier chapitre présente la méthode qualifiée « d'équivalente », que l'on retrouve couramment dans la littérature pour la modélisation des procédés de soudage ou de fabrication additive. Elle s'appuie sur des hypothèses fortes pour modéliser des transferts de chaleur. Les phénomènes physiques ainsi que les écoulements sont négligés et une source de chaleur équivalente est utilisée pour modéliser l'apport de chaleur. Des calculs métallurgiques et mécaniques sont par la suite réalisés pour prédire l'état de déformations et de contraintes résiduelles à l'issue de l'opération de fabrication. Nous présenterons tout d'abord les développements numériques réalisés pour implémenter les modèles métallurgiques ainsi que les modèles mécaniques dans le code de calcul par éléments finis, COMSOL Multiphysics. À la suite de la validation de ces développements par des cas tests simplifiés, les modèles de dépôts seront présentés. À chaque étape de la modélisation (thermique, métallurgique et mécanique), nous validerons les résultats à partir des mesures issues des instrumentations présentées dans la partie précédente.

Dans un deuxième chapitre, nous présenterons une méthode plus innovante pour prédire l'état de déformations et de contraintes résiduelles. Cette approche dite « multi-échelle » repose sur un calcul couplé entre deux échelles de modélisation. Les écoulements et les transferts de chaleur sont calculés dans un premier modèle à l'échelle du bain de fusion afin de prédire le champ de température et la forme finale du cordon de soudure. Ces deux résultats sont ensuite utilisés en données d'entrée d'un modèle thermo-métallurgique et mécanique à l'échelle d'une pièce entière. Les modèles, et en particulier, la méthodologie de transfert d'échelle seront présentés. Les résultats des modèles seront comparés aux mesures expérimentales et aux résultats de la modélisation équivalente.

Chapitre 6

Simulation thermo-métallurgique et mécanique du procédé à l'échelle de la pièce

Résumé : Un modèle thermique, métallurgique et mécanique est développé pour prédire l'état de déformations et de contraintes résiduelles à l'issue de l'opération de fabrication additive. Le code de calcul par éléments finis, les développements numériques ainsi que le modèle et ses hypothèses sont présentés. Les résultats du modèle sont comparés aux mesures des essais à chaque étape.

Sommaire

6.1	Présentation du code de calcul	132
6.2	Implémentions des modèles métallurgiques	132
6.2.1	Approche retenue	132
6.2.2	Validation de l'approche	133
6.3	Implémentions des modèles mécaniques	136
6.3.1	Approche retenue	136
6.3.2	Validation de l'approche	136
6.4	Simulation thermique du procédé	138
6.4.1	Hypothèses de modélisation	138
6.4.2	Géométrie	139
6.4.3	Modélisation de l'apport de chaleur et des pertes	139
6.4.4	Modélisation de l'apport de matière	141
6.4.5	Maillage et résolution numérique	142
6.4.6	Résultats des simulations thermiques	142
6.5	Simulation métallurgique du procédé	151
6.5.1	Résultats - Proportions de phases métallurgiques	152
6.5.2	Résultats - Calcul de dureté	155
6.6	Simulation mécanique du procédé	158
6.6.1	Mise en données	158
6.6.2	Résultats des simulations mécaniques	161
6.6.3	Bilan sur la modélisation mécanique	174

"You want to know how I did it ? This is how I did it, Anton : I never saved anything for the swim back."

Vincent (Andrew Niccol, GATTACA, 1997)

Ce chapitre présente tous les développements réalisés pour mettre en place un modèle prédictif de l'état de déformations et de contraintes résiduelles d'une structure fabriquée en MAG-CMT.

6.1 Présentation du code de calcul

Les modèles numériques qui seront présentés dans cette partie ont tous été développés avec le code de calcul par éléments finis COMSOL Multiphysics en version 6.1. Ce code a été choisi pour différentes raisons :

- l'expérience acquise par l'IRDL au fil des années d'utilisation ;
- ce logiciel de simulation numérique possède par défaut un grand nombre de physiques pour mettre en place les modèles (thermique, mécanique de fluides, mécanique des solides, méthodes d'interfaces libres, etc.) ;
- les couplages entre les physiques modélisées sont faciles à mettre en place ;
- l'utilisateur peut programmer des physiques qui ne seraient pas disponibles afin de compléter la modélisation.

Nous présenterons dans un premier temps les développements numériques réalisés pour mettre en place les modèles.

6.2 Implémentations des modèles métallurgiques

6.2.1 Approche retenue

L'un des objectifs des modèles développés dans cette thèse est de pouvoir prédire l'évolution des phases métallurgiques lors de l'opération de fabrication additive. Deux possibilités se présentent en vue d'atteindre cet objectif. La première consiste à utiliser le module métallurgique « Metal Processing » implémenté dans COMSOL. Il a été utilisé pendant plusieurs mois dans le cadre de cette thèse et nous estimons qu'il ne permet pas de répondre aux objectifs de la thèse. En particulier, les conclusions que nous tirons après l'utilisation de ce module sont les suivantes :

- l'analyse métallurgique avec ce module est beaucoup trop coûteuse en temps de calcul. Pour un élément fini hexaédrique (en 3D), le calcul des proportions de phases passe par une évaluation quadratique aux 8 points d'intégration de l'élément. L'utilisateur n'a pas la main sur la méthode d'évaluation. Dans la littérature, pour obtenir des temps de calcul acceptables, la métallurgie est classiquement résolue au seul point d'intégration situé au centroïde de l'élément ;
- les analyses thermique, métallurgique et mécanique doivent être résolues en même temps et un découplage des physiques n'est pas possible. Ainsi, il ne paraît pas envisageable d'espérer obtenir une solution en moins de plusieurs semaines, voire plusieurs mois de calcul avec une telle approche ;
- l'analyse mécanique ne peut être faite qu'avec un modèle élasto-plastique à écrouissage purement isotrope. Nous souhaitons conserver le modèle élasto-visco-plastique (EVP) identifié et ne pas le dégrader en un modèle élasto-plastique pour limiter les hypothèses simplificatrices sur le comportement mécanique du matériau.

À la suite de cette étude, le choix a été fait d'implémenter à la main les modèles métallurgiques pour conserver une liberté totale sur la mise en données du modèle. COMSOL propose des équations génériques de type EDO (équations différentielles ordinaires) et EAD (équations algébro-différentielles) qui permettent à l'utilisateur de définir des modèles différentiels de type :

$$e_a \frac{\partial^2 z}{\partial t^2} + d_a \frac{\partial z}{\partial t} = f \quad (6.1)$$

avec e_a et d_a des coefficients d'amortissement/de masse, f un terme source et z la variable dépendante (qui dans notre cas est la proportion de phase).

Ainsi, les trois équations présentées au chapitre 4 et qui constituent les modèles métallurgiques sont implémentées de cette manière dans COMSOL. Ces équations sont évaluées sur un unique point d'intégration d'un élément fini, situé au centroïde de l'élément. La Figure 6.1 illustre le calcul des proportions de phases pour une transformation du matériau de base vers l'austénite.

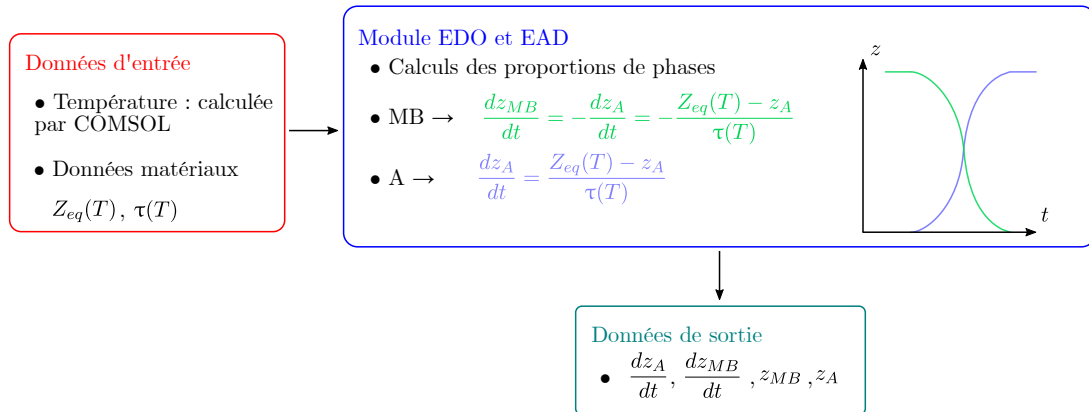


Figure 6.1 – Calcul des proportions de phases pour une transformation du matériau de base (MB) vers l'austénite (A).

6.2.2 Validation de l'approche

À la suite, un cas test a été simulé pour valider le calcul des proportions de phases dans COMSOL. Nous avons simulé un traitement thermique de revenu de 30 secondes réalisé sur une éprouvette cylindrique Gleeble et présenté à la section 4.3.4.

Le modèle est mis au point sur une configuration 2D axisymétrique et un quart de l'éprouvette est modélisée. Le traitement thermique est constitué de deux cycles thermiques. Le premier cycle consiste à chauffer toute l'éprouvette jusqu'à 950 °C et à la refroidir jusqu'à la température ambiante. Le second cycle thermique correspond au traitement thermique de revenu de la martensite de trempe réalisé sur l'éprouvette Gleeble. L'analyse thermique est conduite avec une condition de type Dirichlet et la température est imposée sur tout le domaine (en faisant l'hypothèse que la température est identique dans toute la section de l'éprouvette). En particulier, pour le second cycle thermique, le profil polynomial de température déduit en section 4.3.4 est directement imposé sur le domaine suivant la longueur z de l'éprouvette. La Figure 6.2 présente les résultats de l'analyse thermique ainsi qu'une comparaison avec les mesures expérimentales de température pour le second cycle thermique de revenu. Le profil de température suivant la longueur z de l'éprouvette est correctement reproduit.

L'analyse métallurgique est ensuite réalisée avec comme données d'entrée le champ de température de l'analyse thermique. Les proportions de phases calculées par le modèle sont présentées Figure 6.4. Les résultats sont cohérents. Au niveau du TC1, la température de revenu est la plus élevée et la martensite adoucie est présente en majorité. Entre le TC1 et le TC4, la température est plus faible et le revenu provoque une formation de martensite précipitée. Enfin, au niveau du TC4, la température est trop faible pour provoquer un revenu et la martensite de trempe reste inchangée. En complément, l'évolution des proportions de phases en un point situé à $z = 50$ mm est présentée Figure 6.3.

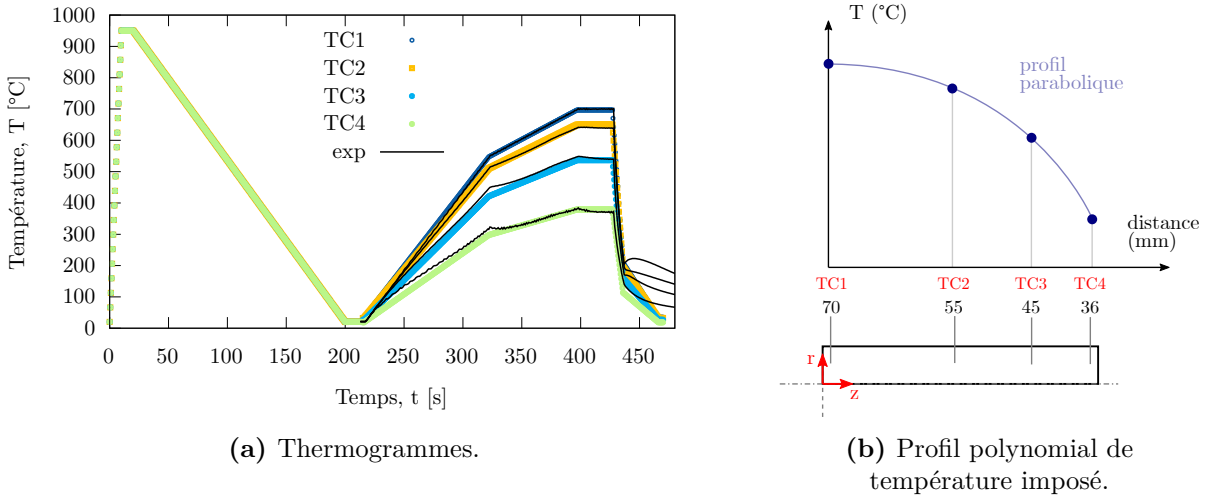


Figure 6.2 – Résultats de l'analyse thermique pour le traitement thermique de revenu de 30 s et comparaison aux mesures expérimentales.

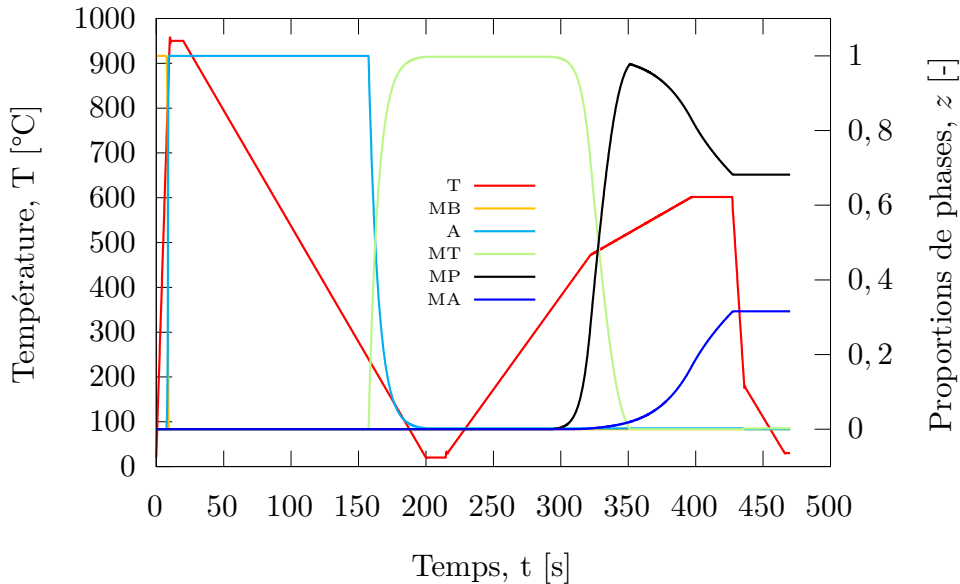


Figure 6.3 – Évolution des proportions de phases en fonction du cycle thermique d'un point situé à $z = 50$ mm. T : température, MB : matériau de base, A : austénite, MT : martensite de trempe, MP : martensite précipitée et MA : martensite adoucie.

Afin de valider les résultats de l'analyse métallurgique, les duretés prédites par le modèle sont comparées aux mesures de dureté faites sur les éprouvettes Gleeble. Le calcul des duretés se fait sur la base des phases métallurgiques à partir de l'équation (6.2) et des mesures de dureté pour des phases métallurgiques pures.

$$HV = z_{MB}HV_{MB} + z_{MT}HV_{MT} + z_{MP}HV_{MP} + z_{MA}HV_{MA} \quad (6.2)$$

avec $HV_{MB} = 293$ la dureté du matériau de base, $HV_{MT} = 382$ la dureté de la martensite de trempe, $HV_{MP} = 415$ la dureté de la martensite précipitée et $HV_{MA} = 293$ la dureté de la martensite adoucie.

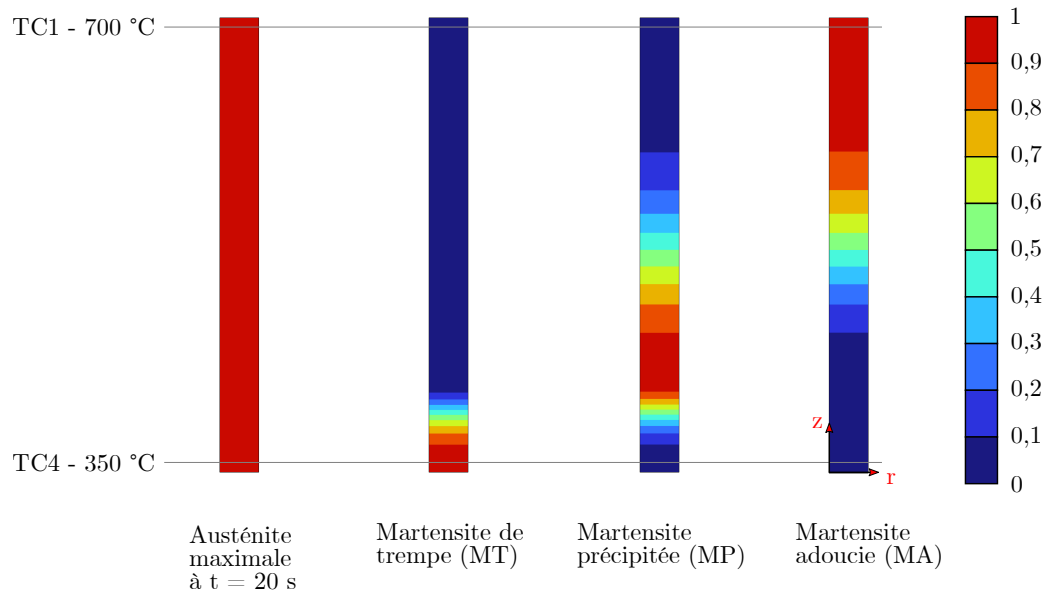


Figure 6.4 – Proportions de phases métallurgiques calculées par le modèle après un traitement thermique de revenu de 30 s.

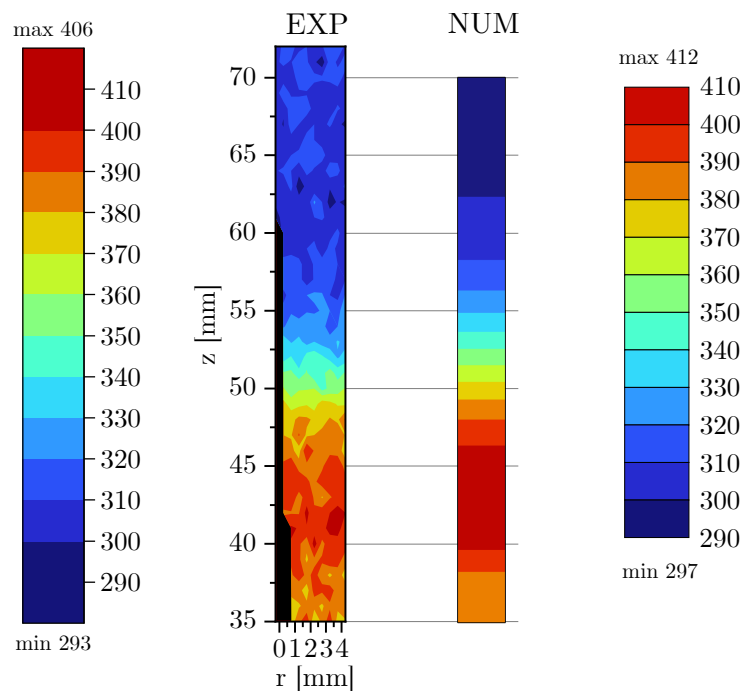


Figure 6.5 – Duretés calculées par le modèle et comparaison aux duretés mesurées de l'éprouvette Gleeble pour un revenu de 30 s. Les valeurs minimales et maximales, calculées par le modèle ou mesurées sur les éprouvettes, sont représentées sur chaque légende.

Les résultats du modèle en termes de duretés sont présentés Figure 6.5. Dans son ensemble, le modèle prédit convenablement l'évolution des duretés le long de l'éprouvette avec quelques différences. En suivant la longueur z , de 70 à 62 mm, le modèle surestime l'adoucissement et la dureté prédite est inférieure de 10 à 15 HV. De 63 mm à 43 mm, l'évolution est cohérente avec un décalage spatial de 1 ou 2 mm suivant z et le modèle surestime la mesure de dureté de 10 à 20 HV. Sur le reste de l'éprouvette, la dureté prédite par le modèle est légèrement surestimée de 5 à 10 HV.

Ce modèle simplifié a permis de valider l'approche numérique mise en place dans COMSOL. Le calcul des phases métallurgiques est cohérent et la dureté prédite par le modèle est globalement en accord avec les mesures expérimentales.

6.3 Implémentations des modèles mécaniques

A la suite de ce calcul métallurgique, le calcul mécanique peut être effectué mais certains développements numériques ont été nécessaires et sont présentés ci-après.

6.3.1 Approche retenue

L'approche retenue pour la modélisation mécanique repose sur l'hypothèse des petites perturbations et sur une décomposition de la déformation totale, comme présentée dans la section 2.3.3. COMSOL possède par défaut une bibliothèque conséquente de lois de comportement et les déformations élastiques, visco-plastiques ainsi que la dilatation thermique sont directement calculées. En revanche, la différence de compacité entre phases et le phénomène de plasticité de transformation doivent être implémentés. La différence de compacité entre phases est prise en compte par l'ajout d'une déformation thermique dépendante de la proportion de phase austénitique (voir équation (2.48)). Le phénomène de plasticité de transformation est ajouté avec l'opérateur `taux de déformation inélastique` de COMSOL.

Pour la description du comportement multiphasé, nous avons retenu une approche simplifiée avec une loi des mélanges linéaire pondérée sur les proportions de phases métallurgiques. En effet, nous estimons qu'une approche par homogénéisation, complexe et coûteuse en termes de temps de calcul, n'est pas particulièrement justifiée pour l'acier 415. Cet acier est monophasé mis à part pendant la transformation austénitique au chauffage et pendant la transformation martensitique au refroidissement, qui ne débute qu'à partir de 240 °C (où les effets visqueux sont négligeables). Bien sûr, l'écrouissage du mélange austénite/martensite ne sera pas correctement décrit pendant la transformation martensitique, mais c'est un choix qui a été fait en connaissance de cause.

6.3.2 Validation de l'approche

Afin de valider l'approche, un essai de dilatométrie sous contrainte (essai Satoh [Satoh, 1972]) a été simulé. L'essai est modélisé en configuration 2D axisymétrique sur un élément quadrangle linéaire dont les déplacements longitudinaux sont bloqués et auquel la température est imposée sur tous les noeuds. Deux cycles thermiques successifs, avec un chauffage jusqu'à 1200 °C suivi d'un refroidissement jusqu'à 30 °C, sont modélisés.

Les résultats thermo-métallurgiques sont présentés Figure 6.6. Les résultats attendus sont retrouvés. Lors du premier cycle, le matériau de base se transforme en austénite au chauffage puis en martensite de trempe au refroidissement. Lors du second cycle, la martensite de trempe subit un revenu qui la transforme en martensite précipitée puis en martensite adoucie. La martensite adoucie est ensuite transformée en austénite. Cette austénite se transforme finalement en martensite de trempe au refroidissement.

Nous validons ensuite l'analyse mécanique par une comparaison de la contrainte calculée à des essais. Les données de ces essais proviennent d'un industriel qui a réalisé des essais Satoh sur des éprouvettes prélevées dans un bloc en acier 13Cr-4Ni [Depradeux, 2013]. Pour respecter la confidentialité, les données ont été adimensionnées par une valeur arbitraire σ_{zz}^* . La Figure 6.7 présente l'évolution de la contrainte lors du premier cycle thermique. Lors du premier cycle au chauffage, une contrainte de compression se développe puisque le matériau essaie de se dilater mais les déplacements sont bloqués. Le modèle reproduit convenablement l'évolution de la

contrainte avec une légère différence au moment de la transformation austénitique à 800 °C.

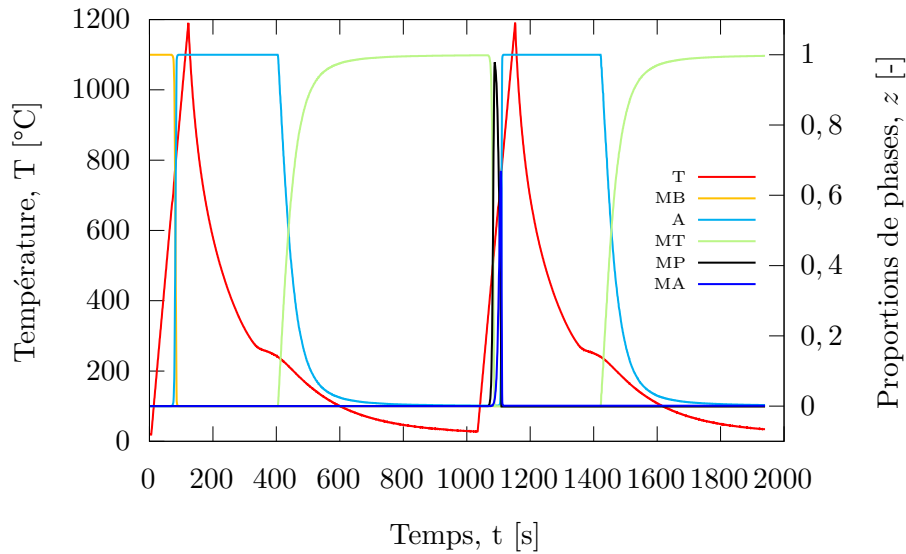


Figure 6.6 – Évolution des proportions de phases au cours de deux cycles thermiques successifs de l'essai Satoh.

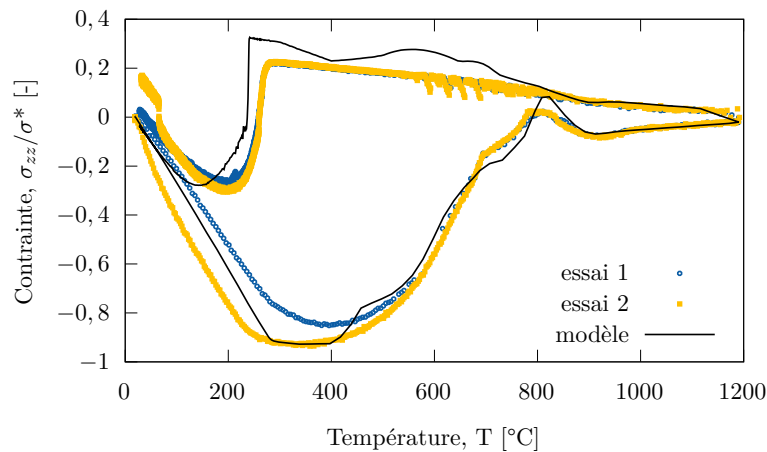


Figure 6.7 – Évolution de la contrainte en fonction de la température au cours du premier cycle thermique de l'essai Satoh et comparaison à des essais expérimentaux [Depradeux, 2013].

Au refroidissement, une contrainte de traction se développe puisque le matériau, dont les déplacements sont bloqués, essaie de se rétracter. La contrainte est également bien prédite par le modèle jusqu'à 750 °C. Entre 750 °C et 400 °C, le modèle surestime la contrainte de traction. Cela s'explique possiblement par les effets de vieillissement dynamique qui sont apparus à ces températures lors des essais de caractérisation du matériau. Aux mêmes températures, la contrainte mesurée lors de l'essai Satoh semble également bruitée. À partir de 270/240 °C, la transformation martensitique a lieu et un changement brutal sur l'évolution de la contrainte est visible à cause du changement de compacité entre la phase austénitique et la phase martensitique, ainsi que du phénomène de plasticité de transformation. On remarque une légère différence sur la température de début de transformation martensitique entre le modèle et les résultats des essais, écart qui peut s'expliquer par une légère différence de composition chimique entre les aciers de Depradeux et le nôtre. La contrainte finale presque nulle est correctement prédite par le modèle.

Les résultats du deuxième cycle sont présentés Figure 6.8. Les résultats sont ici plus mitigés. Au chauffage, la contrainte de compression est dans un premier temps surestimée par le modèle puis est sous-estimée à partir de 550 °C. Au refroidissement, à partir de 750 °C, la contrainte de traction est surestimée et est supérieure à la contrainte calculée par le modèle pour le premier cycle. Cette forte surestimation s'explique par la non-prise en compte de la restauration de l'écroissage pendant la transformation austénitique. Cependant, la contrainte finale à la fin du deuxième cycle est presque nulle et est bien prédite par le modèle.

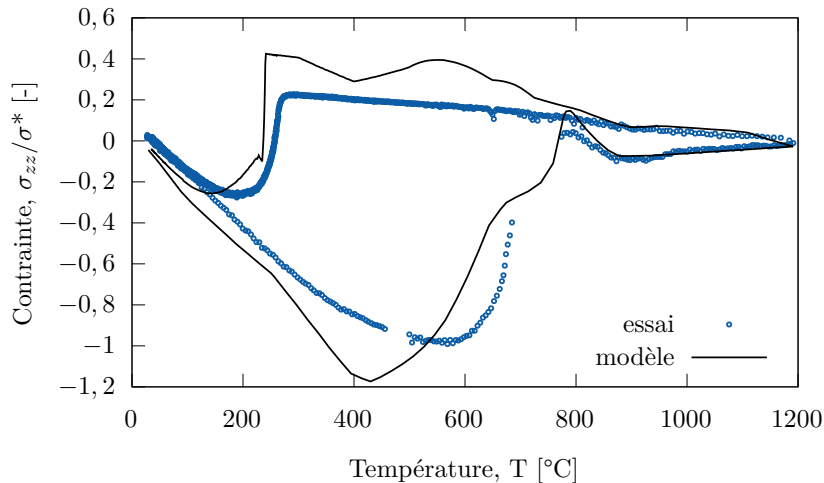


Figure 6.8 – Évolution de la contrainte en fonction de la température au cours du deuxième cycle thermique de l'essai Satoh et comparaison à des essais expérimentaux [Depradeux, 2013].

Les implémentations numériques des modèles métallurgique et mécanique ont été présentées. Ces implémentations ont été validées sur des cas simples. Le modèle prédit correctement l'évolution des phases métallurgiques ainsi que de la contrainte.

6.4 Simulation thermique du procédé

Pour prédire l'état mécanique final de la pièce fabriquée, la première étape consiste à calculer le champ de température dans la pièce tout au long de la fabrication. Ainsi, la modélisation thermique du procédé est mise en place et est présentée par la suite.

6.4.1 Hypothèses de modélisation

Afin de simplifier le problème et de calculer le champ de température dans des temps raisonnables, des hypothèses simplificatrices sont formulées :

- les analyses thermique et métallurgique sont découplées. Ainsi, les chaleurs latentes de transformation de phases ne sont pas explicitement prises en compte et les propriétés thermo-physiques ne dépendent pas explicitement des phases métallurgiques. L'analyse thermique est fait dans un premier temps puis les résultats servent de données d'entrée à un deuxième calcul métallurgique ;
- les phénomènes physiques de l'état liquide, comme les mouvements de convection du bain de fusion ou la déformation de la surface libre ne sont pas résolus ;
- l'aspect symétrique de la configuration expérimentale est exploité et seule la moitié de la structure est modélisée. La configuration du modèle est tridimensionnelle ;
- des brides maintiennent le substrat de faible épaisseur en position haute. Le pompage thermique des brides est jugé sans influence sur les résultats et n'est pas pris en compte.

6.4.2 Géométrie

La Figure 6.9 présente les deux géométries utilisées. Comme exprimé précédemment, seule la moitié des pièces fabriquées est modélisée. Également, les géométries des cordons de soudure sont simplifiées afin de faciliter le maillage mais la hauteur ainsi que la largeur des murs sont prises en compte en fonction de la stratégie de dépôts, avec refroidissement ou enchaînés, en accord avec les résultats expérimentaux.

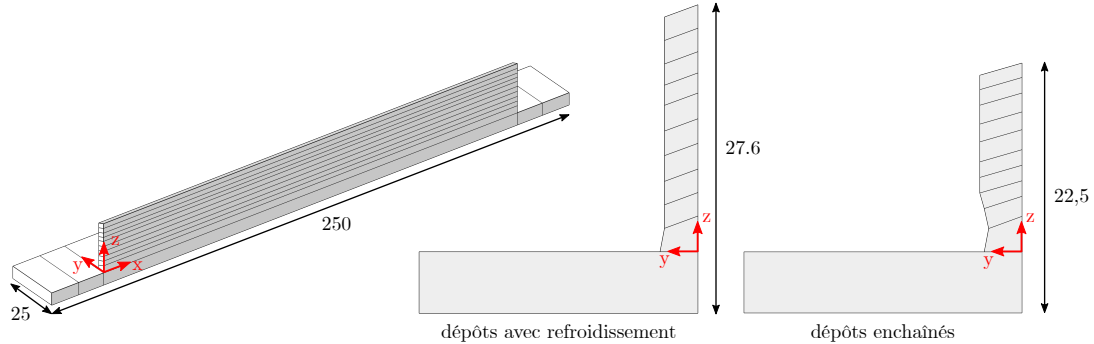


Figure 6.9 – Géométrie du substrat et des dépôts. Dimensions en mm.

6.4.3 Modélisation de l'apport de chaleur et des pertes

Les calculs du champ de température et des flux de chaleur passent par la résolution de l'équation de la chaleur formulée en température :

$$\begin{cases} \rho C_p^{eq} \frac{\partial T}{\partial t} = \text{div} \left(\lambda^{eq} \vec{\text{grad}}(T) \right) + Q \\ C_p^{eq} = C_p(T) + L_f D_f(T) \text{ avec } D_f(T) = \frac{1}{\sqrt{\pi \Delta T^2}} \exp \left(-\frac{(T-T_{fus})^2}{\Delta T^2} \right) \\ \lambda^{eq} = \lambda(T) |_{T \leq T_{fus}} + k \times \lambda(T) |_{T > T_{fus}} \end{cases} \quad (6.3)$$

avec ρ la masse volumique, C_p^{eq} la capacité thermique équivalente prenant en compte la chaleur latente de fusion, L_f la chaleur latente de fusion, λ^{eq} la conductivité équivalente, Q les sources volumiques et k un coefficient multiplicateur de la conductivité thermique au-dessus de la température de fusion.

Les propriétés thermo-physiques utilisées pour la simulation thermique sont présentées Figure 6.10.

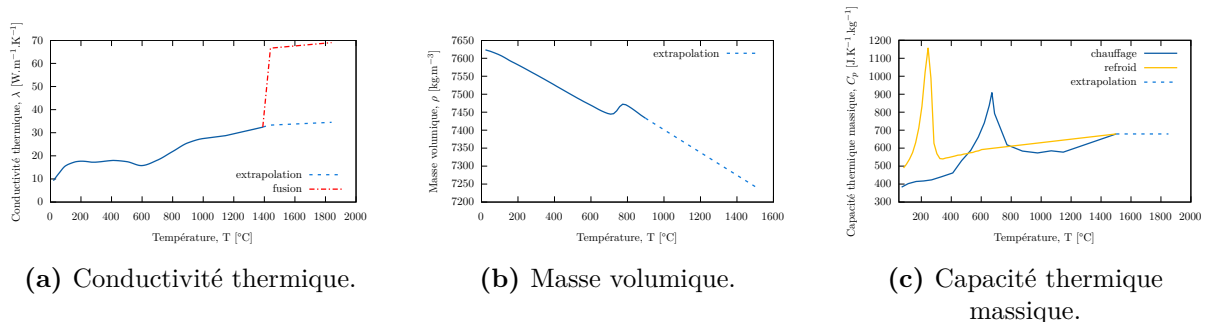


Figure 6.10 – Propriétés thermo-physiques utilisées pour la simulation thermique. La chaleur latente de fusion vaut 260 kJ.kg^{-1} , qui est une valeur couramment retrouvée dans la littérature pour les aciers inoxydables.

En particulier, nous avons fait le choix d'utiliser une capacité thermique massique différente au chauffage et au refroidissement afin de mieux reproduire les profils de température pendant les

phases de refroidissement. Également, la conductivité thermique a été artificiellement multipliée par 2 dans le bain de fusion afin d'obtenir des longueurs de bords plus proches de la réalité.

L'apport de chaleur et de matière du procédé MAG-CMT provoque des mouvements hydrodynamiques importants dans le bain de fusion. Ainsi, l'apport de chaleur est modélisé avec une source volumique en double ellipsoïde proposée par Goldak [Goldak *et al.*, 1984], qui est classiquement utilisée dans la littérature pour les procédés MIG/MAG pour des applications de soudage :

$$\left\{ \begin{array}{l} Q_f(x_s, y_s, z_s) = \eta UI \frac{f_f 6\sqrt{3}}{a_f b c \pi \sqrt{\rho i}} \exp \left[-3 \left(\frac{x_s^2}{a_f^2} + \frac{y_s^2}{b^2} + \frac{z_s^2}{c^2} \right) \right] \\ \text{avec } Q_f \text{ pour } x_s \geq 0 \text{ (en avant de l'arc)} \\ Q_r(x_s, y_s, z_s) = \eta UI \frac{f_r 6\sqrt{3}}{a_r b c \pi \sqrt{\rho i}} \exp \left[-3 \left(\frac{x_s^2}{a_r^2} + \frac{y_s^2}{b^2} + \frac{z_s^2}{c^2} \right) \right] \\ \text{avec } Q_r \text{ pour } x_s < 0 \text{ (en arrière de l'arc)} \\ \text{continuité du flux pour } x_s = 0 \rightarrow f_f = \frac{2a_f}{a_f + a_r} \text{ et } f_r = \frac{2a_r}{a_f + a_r} \end{array} \right. \quad (6.4)$$

avec x_s, y_s, z_s les coordonnées dans le repère de la source, η le rendement, U la tension, I l'intensité et a_f, a_r, b, c les paramètres géométriques de la source.

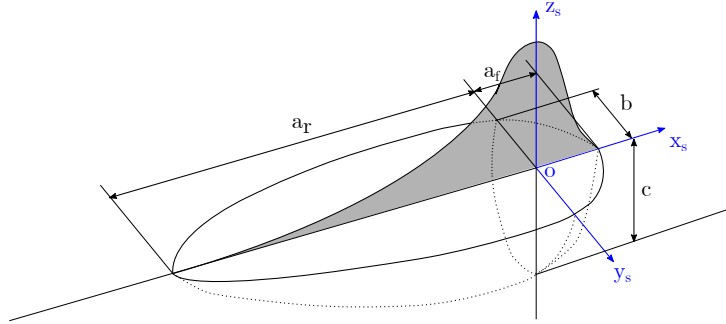


Figure 6.11 – Illustration de la source volumique en double ellipsoïde de Goldak.

Les paramètres géométriques de la source ont été recalés à partir des mesures de températures par thermocouples, des mesures de longueurs de bain fondu ainsi que des macrographies. Les paramètres identifiés sont présentés Tableau 6.1. Pour chaque dépôt, l'origine suivant z_s se trouve en milieu de cordon. À l'exception du point d'origine de la source suivant z_s , les paramètres identifiés pour la source de chaleur sont les mêmes pour les stratégies avec dépôts enchaînés et refroidissement complet interpasse.

Dépôt n	η	U [V]	I [A]	a_f [mm]	a_r [mm]	b [mm]	c [mm]
1	0,7	16,1	176,1	4,7	11,7	4,8	3,1
2	0,85	16,1	176,1	3,4	18	4,8	2,9
3	0,85	16,1	176,1	3,4	22	4,8	2,9
4	0,85	16,1	176,1	3,4	20	4,8	2,9
5 à 10	0,85	15,7	170	3,4	16	4,8	2,9

Tableau 6.1 – Paramètres identifiés de la source volumique de chaleur.

En plus de l'apport de chaleur du procédé, des pertes par convection et par rayonnement sont également prises en compte :

$$q_c = h(T - T_{ext}) \quad (6.5)$$

$$q_r = \sigma_{SB}\varepsilon(T^4 - T_{ext}^4) \quad (6.6)$$

avec h le coefficient d'échange convectif, T_{ext} la température extérieure, $\sigma_{SB} = 5,67.10^{-8}$ [$\text{W.m}^{-2}.\text{K}^{-4}$] la constante de Stefan-Boltzmann et ε l'émissivité du matériau.

La valeur de l'émissivité ε de l'acier 415 dépend de plusieurs paramètres dont l'état d'oxydation des surfaces en contact avec l'air ambiant. Nous nous sommes basés sur des mesures de la littérature réalisées sur des aciers 13Cr-4Ni sous forme de blocs ou de matériaux soudés [Santos *et al.*, 2015]. Dans notre modèle, l'émissivité dépend de la température maximale atteinte et vaut 0,25 lorsque la température maximale est inférieure à 700 °C et vaut 0,8 lorsque celle-ci est supérieure à 700 °C.

Le coefficient d'échange convectif h a été recalé par rapport aux pentes lors du refroidissement des thermogrammes et a été fixé à $15 \text{ W.m}^2.\text{K}^{-1}$. La température extérieure T_{ext} , tout comme la température initiale des domaines de calcul (substrat + cordon) est prise égale à 20 °C.

La Figure 6.12 illustre les surfaces d'application des pertes par convection et par rayonnement.

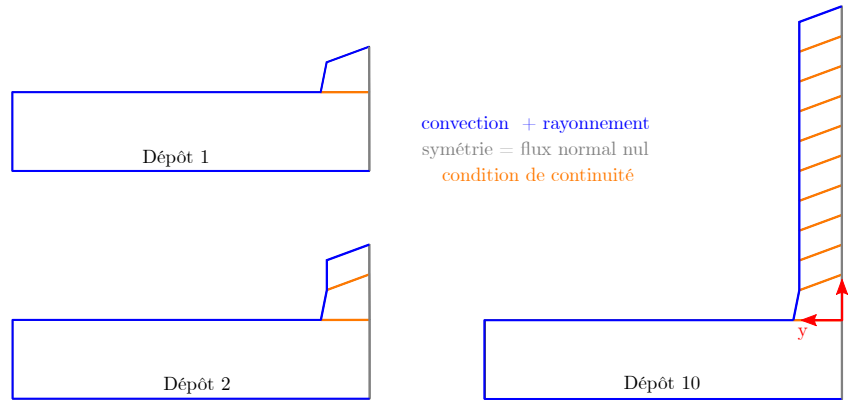


Figure 6.12 – Conditions aux limites du modèle thermique.

6.4.4 Modélisation de l'apport de matière

Pour modéliser l'apport de matière de l'analyse thermique, le module d'activation des propriétés, disponible dans COMSOL est utilisé. Les éléments finis de la pièce fabriquée sont tous présents dès le début du calcul. Cependant, les éléments qui correspondent à la matière qui n'est pas encore déposée se voient affecter des propriétés thermo-physiques réduites dans le but de stopper les transferts thermiques. La conductivité thermique λ vaut $0,1 \text{ W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$ et la masse volumique ρ vaut 1 kg.m^{-3} .

La méthode d'apport de matière diffère en fonction de la stratégie de dépôts modélisée. Pour la première stratégie avec refroidissement complet interpasse, nous négligeons l'apport de matière en fonction de l'avance de la source de chaleur. Les éléments de matière sont activés cordon par cordon avant chaque début de dépôt (voir Figure 6.13). Cette méthode n'induit pas réellement d'erreur puisque la pièce fabriquée refroidit jusqu'à une température proche de la température ambiante après chaque dépôt.

Cette modélisation de l'apport de matière n'est pas envisageable lorsque les dépôts sont enchaînés. En effet, la pièce monte rapidement à des hautes températures (700/900 °C). Au moment de l'activation des propriétés des éléments du cordon de soudure, la chaleur diffuse très rapidement dans la matière alors que la source de chaleur est encore éloignée. Ainsi, la matière est ici apportée de manière corrélée à l'avancement de la torche (voir Figure 6.14).

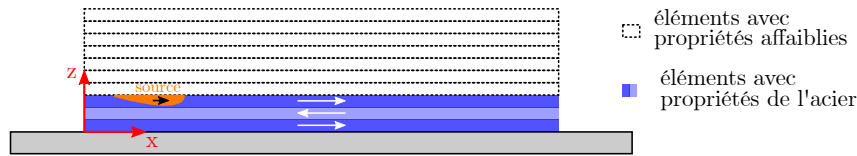


Figure 6.13 – Modélisation de l'apport de matière pour la stratégie de dépôts avec refroidissement complet interpasse.



Figure 6.14 – Modélisation de l'apport de matière pour la stratégie de dépôts enchaînés.

6.4.5 Maillage et résolution numérique

Les deux géométries ont été maillées avec des éléments hexaédriques à interpolation linéaire. Les cordons de soudure ainsi que le substrat en-dessous du premier cordon sont maillés avec des éléments de 0,6 mm. La Figure 6.15 présente le maillage de la géométrie pour le cas avec des dépôts suivi d'un refroidissement complet interpasse.

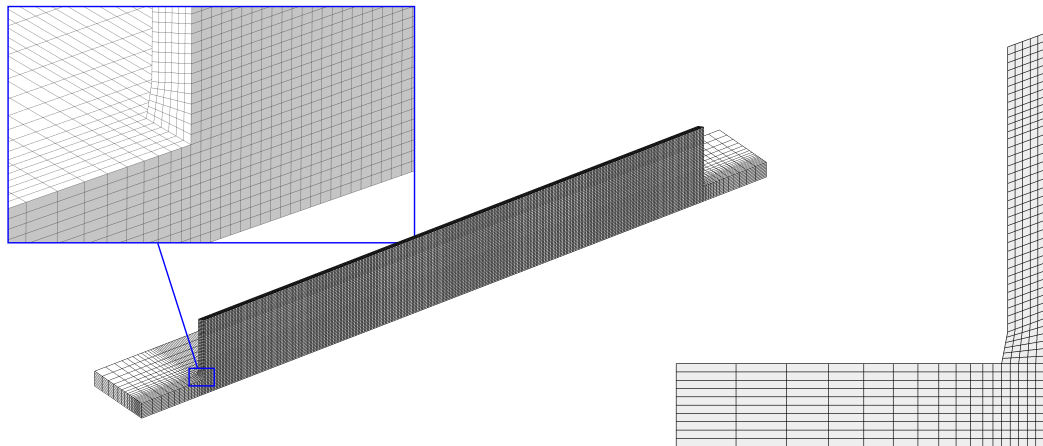


Figure 6.15 – Maillage du modèle thermique.

L'analyse thermique est conduite avec le solveur PARDISO de COMSOL. La gestion du pas de temps est réalisée avec le solveur temporel BDF (Backward Differentiation Formula) de COMSOL. Pendant les phases de dépôt, le pas de temps est fixé manuellement à 0,1 seconde. Pendant les phases de refroidissement, le pas de temps est également fixé manuellement passant progressivement de 0,1 seconde au début du refroidissement jusqu'à un pas maximal de 10 secondes à la fin du refroidissement.

Les calculs ont tous été réalisés sur une station de calcul Linux disposant d'un processeur Intel Xeon W-2175 de 14 cœurs (28 threads) et de 128 GO de mémoire vive. Les temps de calcul sur 14 cœurs sont de 2 h et 36 min pour la stratégie avec refroidissement complet interpasse et de 1 h et 45 min pour la stratégie avec dépôts enchaînés.

6.4.6 Résultats des simulations thermiques

Par la suite, nous présentons en premier lieu les résultats de l'analyse thermique pour un mono-dépôt suivi d'un refroidissement complet.

Mesures de température - 1 mono-dépôt

La Figure 6.16 présente les résultats issus de la simulation thermique d'un mono-dépôt avec une comparaison aux mesures de température issues des thermocouples posés en profondeur (cas expérimental 10D_B_refroid). Pour les thermocouples P0 et P2, les résultats du modèle sont en bon accord avec les mesures de température. En particulier, les pentes au chauffage, la température maximale atteinte ainsi que les pentes au refroidissement sont correctement simulées. Pour le thermocouple P4, les pentes au chauffage et au refroidissement sont bien reproduites également. En revanche, la température maximale est sous-estimée de 150 °C par le modèle. Pour rappel, la reproductibilité des mesures de température des essais expérimentaux est présentée en Annexe A. Les mesures du thermocouple P4 entre deux essais montrent un écart important de la température maximale de 350 °C. Il est ainsi difficile de valider la mesure de température maximale du thermocouples P4.

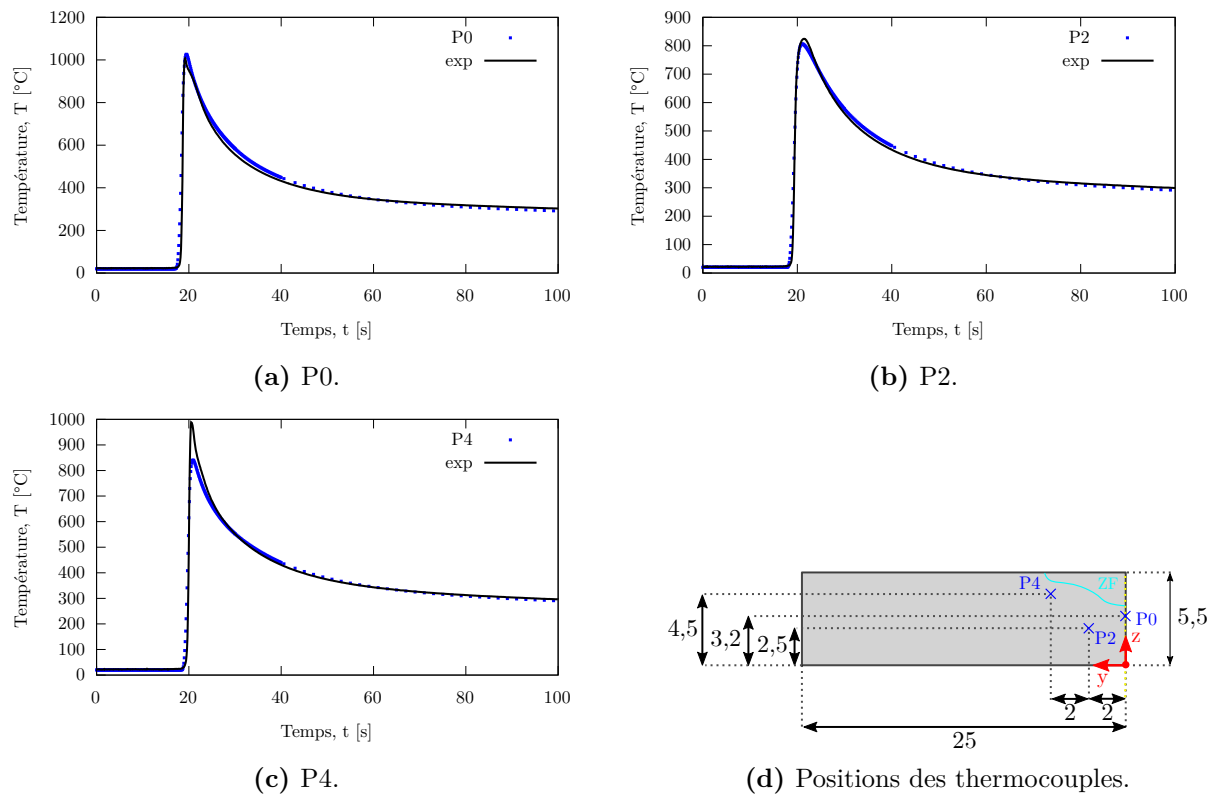


Figure 6.16 – Thermogrammes issus de la simulation thermique lors du premier dépôt et comparaison aux mesures de température des thermocouples en profondeur.

En complément, la Figure 6.17 présente les résultats issus de la simulation thermique avec une comparaison aux mesures de température issues des thermocouples posés en surface du substrat. Ici, encore le modèle reproduit correctement l'évolution de la température au cours du dépôt, en particulier pour les thermocouples A0, A5 et A8. Pour le thermocouple A15, le modèle ne refroidit pas suffisamment par rapport aux mesures de température. Pour les thermocouples posés de part et d'autre du pseudo plan de symétrie (A5/B5, A8/B8 et dans une moindre mesure A15/B15), le profil de température du modèle se trouve bien entre les deux mesures, ce qui valide l'hypothèse formulée où seulement la moitié de la pièce fabriquée a besoin d'être modélisée.

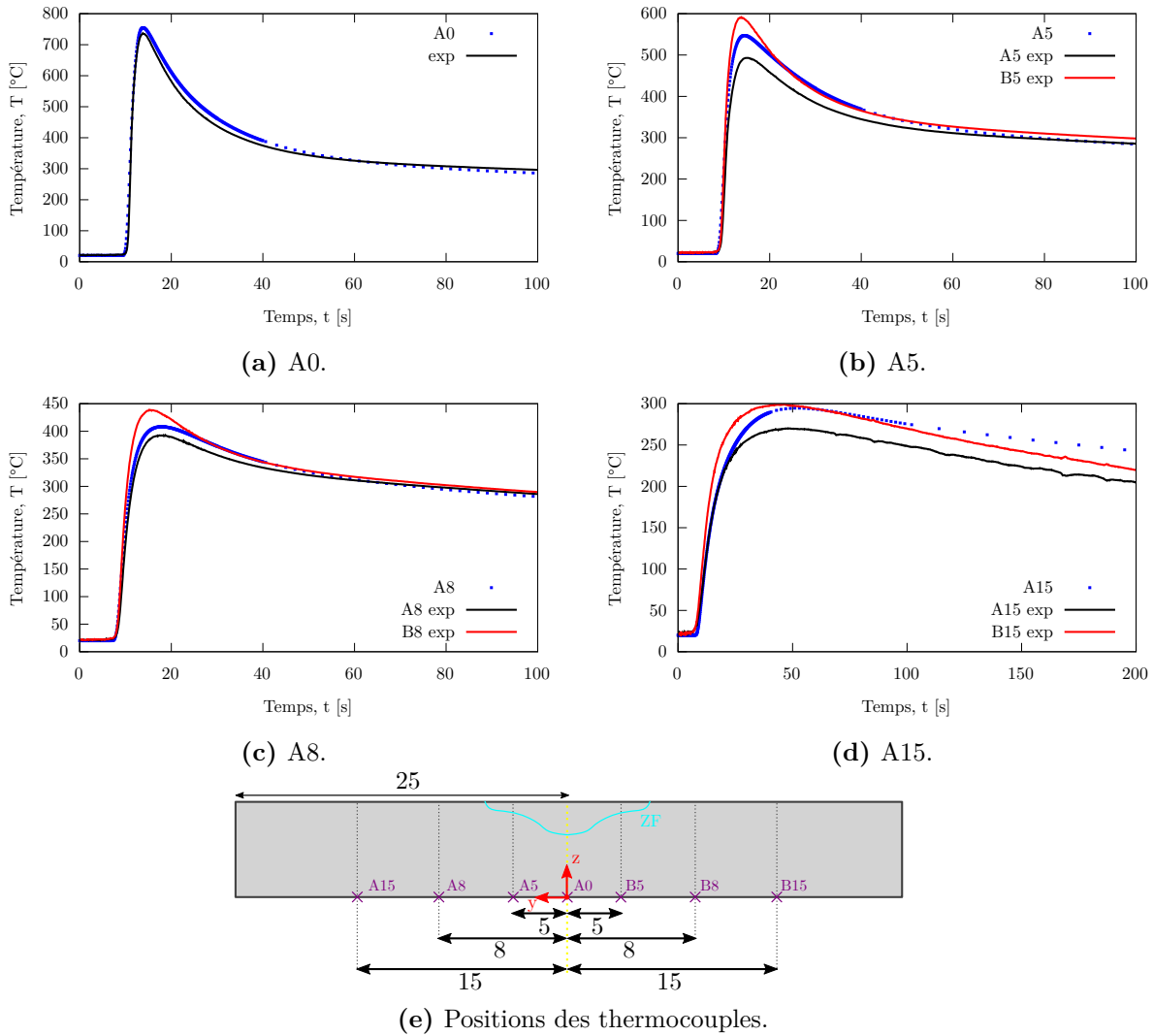


Figure 6.17 – Thermogrammes issus de la simulation thermique lors du premier dépôt et comparaison aux mesures de température des thermocouples en surface.

Mesures de température - 10 dépôts

Nous présentons par la suite les résultats issus des simulations thermiques de 10 dépôts suivant les deux stratégies définies. En premier lieu, les résultats du modèle ainsi qu'une comparaison aux mesures de température par thermocouples sont présentés pour la stratégie de dépôts enchaînés (voir Figures 6.18 et 6.19).

Globalement, pour tous les thermocouples, les températures maximales sont bien simulées au cours des trois premières passes avec quelques différences. Pour le thermocouple P0, des différences de 120 °C pour le dépôt 1 et de 45 °C pour le dépôt 2 sont visibles (voir Figure 6.18a). Pour le thermocouple P4 (voir Figure 6.19a), des différences plus importantes de 150 °C pour le dépôt 1 et de 95 °C pour le dépôt 2 sont visibles. Pour les autres thermocouples, les différences sont plus faibles, de l'ordre de 50 °C à 10 °C. À partir du quatrième dépôt, le modèle sous-estime les températures maximales pour tous les thermocouples. La géométrie du modèle est à haute température en tous points (tous les thermocouples sont à 600 °C au moins) et nous ne cachons pas la difficulté de trouver des paramètres de source adaptés, tout en restant cohérent sur les dimensions de bains fondus que nous présenterons dans la partie suivante. Enfin, au moment du refroidissement final, le modèle surestime le refroidissement.

Les mesures des thermocouples posés en surface (A5, A8, voir Figure 6.18a) montrent une très bonne symétrie des mesures de température par rapport au cordon de soudure. On remarque cependant un décrochage du thermocouple B15 à partir du quatrième dépôt (voir Figure 6.18a).

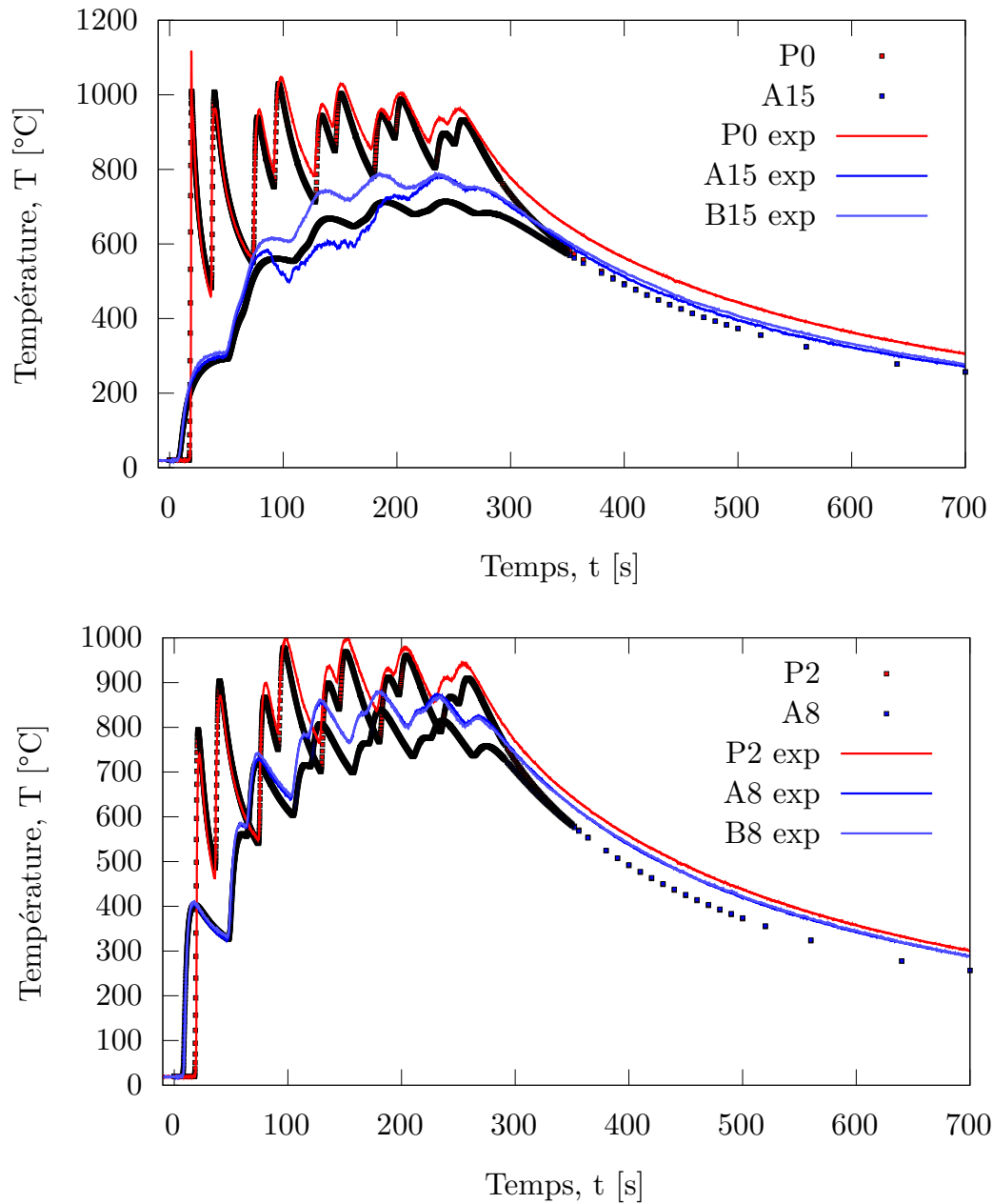
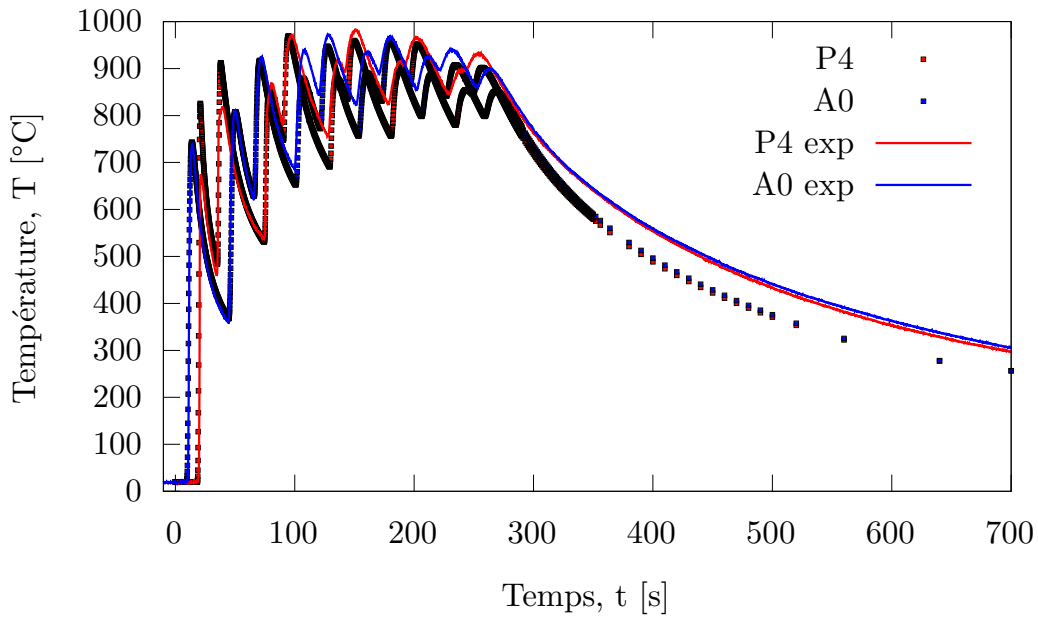
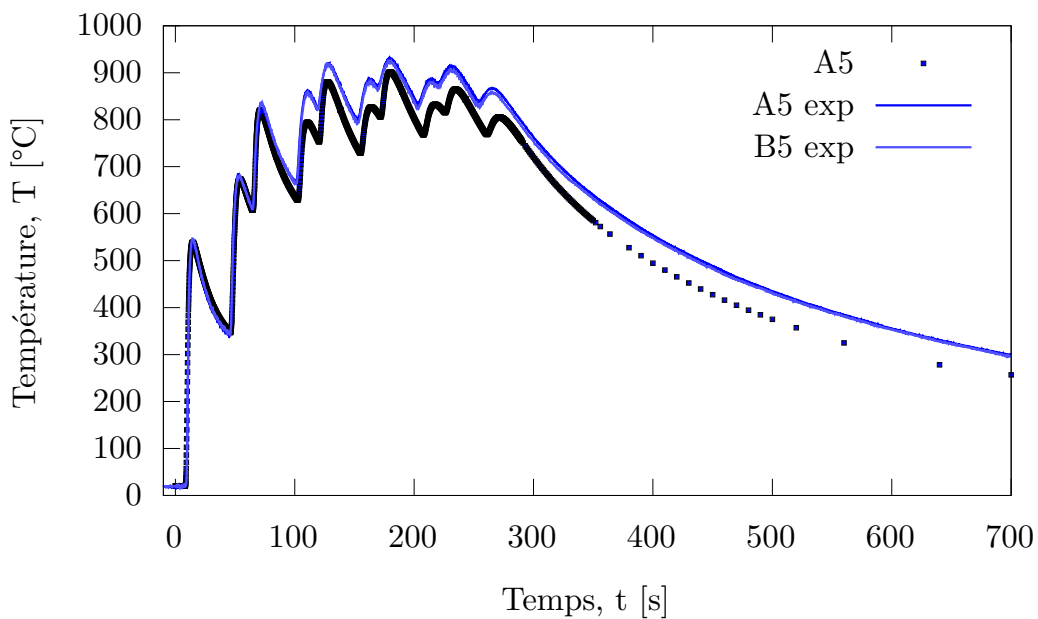


Figure 6.18 – Thermogrammes issus de la simulation thermique de 10 dépôts enchaînés et comparaison aux mesures de température des thermocouples.



(a) P4/A0.



(b) A5.

Figure 6.19 – Thermogrammes issus de la simulation thermique de 10 dépôts enchaînés et comparaison aux mesures de température des thermocouples.

Les résultats du modèle ainsi qu'une comparaison par rapport aux mesures de température par thermocouples sont présentés Figure 6.20 pour la stratégie de dépôts avec refroidissement complet interpasse. Pour les trois premiers dépôts, les différences sur les valeurs de température maximale sont en moyenne inférieures à 50 °C, sauf pour le thermocouple P4 où des écarts plus importants de 150 °C environ sont visibles pour le premier dépôt (voir Figure 6.20c). Les pentes au refroidissement sont aussi bien reproduites par le modèle (voir le zoom du thermocouple P0 sur la Figure 6.20).

À partir du quatrième et du cinquième dépôt, les différences sur les valeurs de température maximale sont en moyenne plus réduites, de 10 à 20 °C. Cela s'explique par l'éloignement de la

source de chaleur des points de mesure, qui rend la valeur de la température maximale du modèle moins sensible aux paramètres choisis pour la source équivalente de chaleur. En revanche, les pentes au refroidissement sont globalement moins bien reproduites et le modèle a tendance à surestimer le refroidissement (voir le zoom du thermocouple P2 sur la Figure 6.20).

En conclusion, la modélisation thermique du procédé de fabrication selon deux stratégies de dépôt a été mise en place. Le modèle reproduit convenablement les cycles thermiques en différents points du substrat, ce qui signifie que les flux de chaleur sont globalement bien reproduits. Les écarts sur les valeurs de température maximale et au niveau des pentes au refroidissement nous paraissent suffisamment faibles pour ne pas avoir d'influence significative sur les simulations métallurgique et mécanique qui seront présentées par la suite.

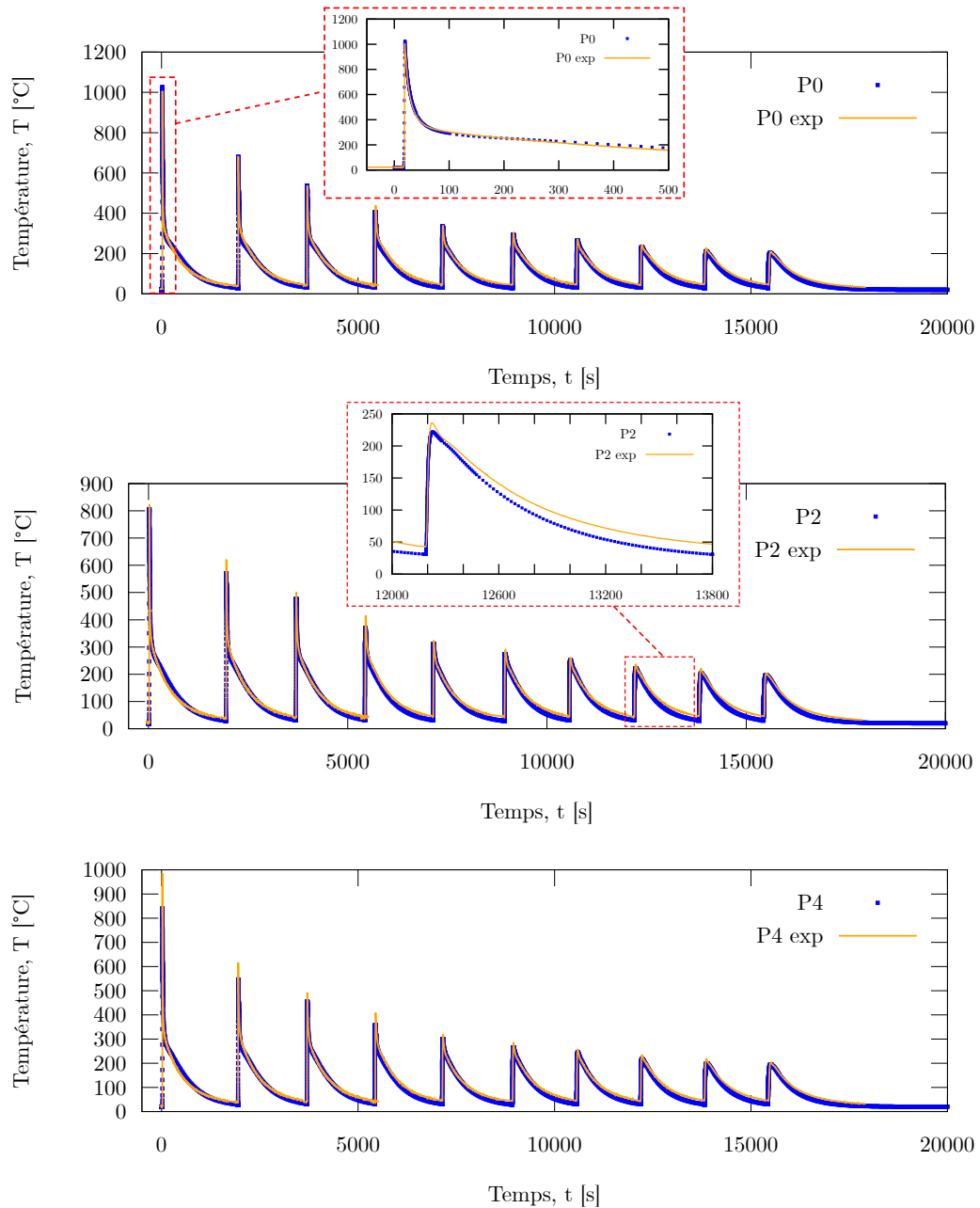


Figure 6.20 – Thermogrammes issus de la simulation thermique de 10 dépôts avec refroidissement complet interpassee et comparaison aux mesures de température des thermocouples.

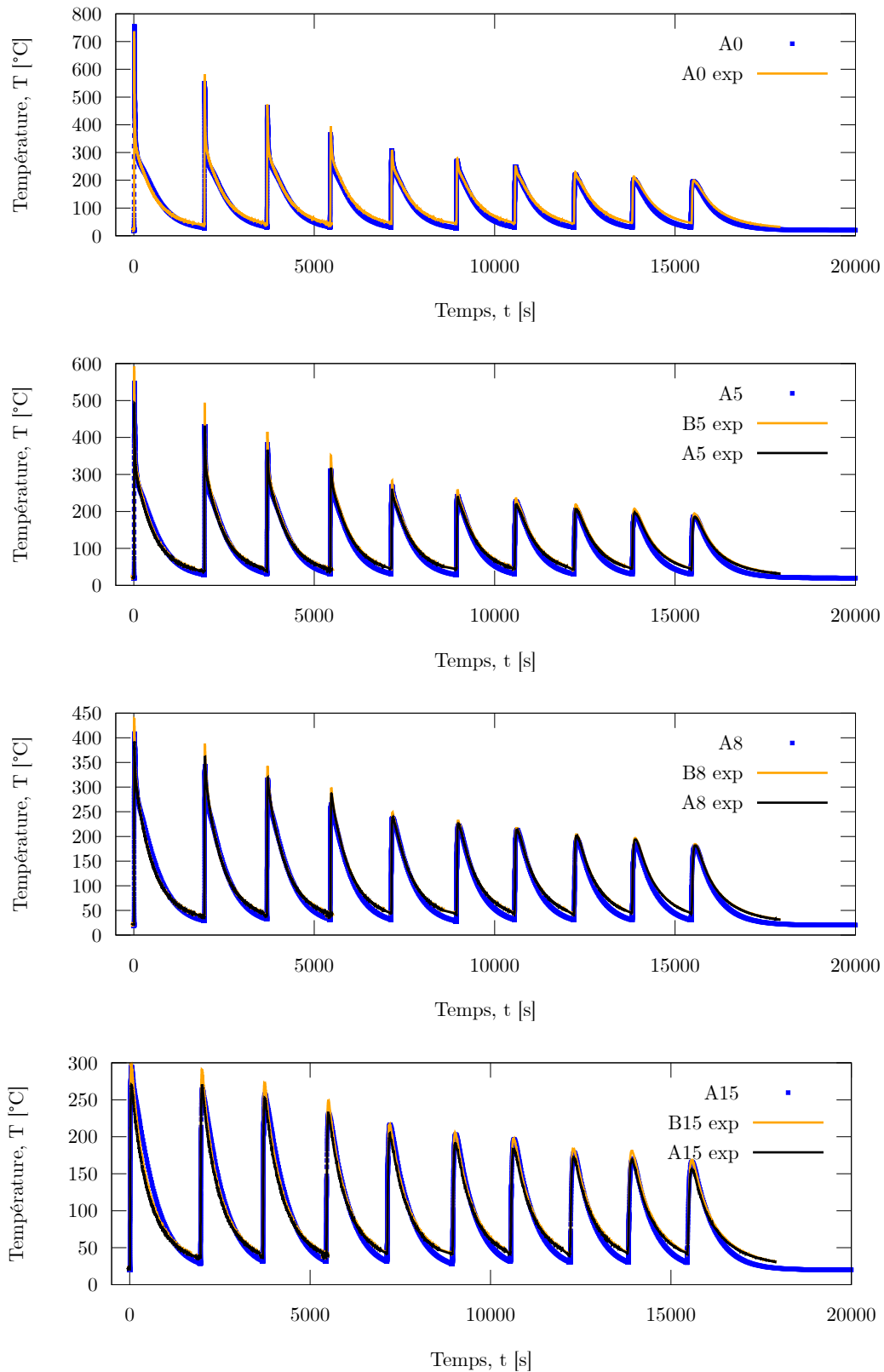


Figure 6.20 – Thermogrammes issus de la simulation thermique de 10 dépôts avec refroidissement complet interpasse et comparaison aux mesures de température des thermocouples.

Longueurs de bain

Afin de valider les résultats du modèle thermique, nous comparons également les longueurs de bain issues du modèle aux mesures réalisées par caméra rapide (présentées section 3.3.2). Dans le modèle, les longueurs de bain sont mesurées par rapport à la position des isovaleurs des températures de liquidus et de solidus afin d'estimer la longueur du bain sur un certain intervalle (voir Figure 6.21). En effet, lors des mesures de longueur de bain par caméra rapide, il est difficile de distinguer précisément les limites du bain (présence d'oxydes en surface, contraste insuffisant). Également, la mesure des longueurs de bain se fait selon le même point de vue que la caméra rapide (face au mur).

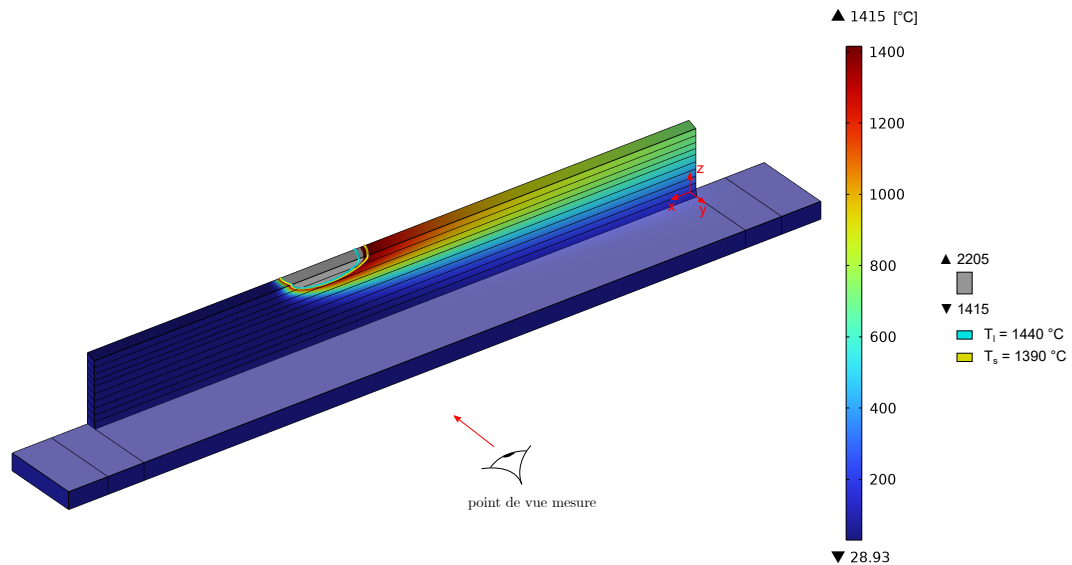


Figure 6.21 – Champ de température lors du dixième dépôt de la stratégie de dépôts avec refroidissement complet interpasse.

La Figure 6.22 présente les mesures de longueur de bain issues du modèle thermique et une comparaison aux mesures par caméra rapide. Pour la stratégie avec refroidissement complet interpasse, l'accord modèle/expérience est bon. Les longueurs de bain du modèle des 10 dépôts sont cohérentes avec les mesures de la caméra rapide. En revanche, pour la stratégie avec dépôts enchaînés, les résultats sont plus mitigés. Pour les quatre premiers dépôts, les longueurs de bain du modèle sont cohérentes par rapport aux mesures de la caméra rapide. Pour les cinquième et sixième dépôts, les longueurs de bain simulées sont légèrement supérieures, de 4 à 5 mm. À partir du sixième dépôt, les longueurs de bain du modèle sont largement surestimées de 10 à 20 mm, soit presque la moitié des longueurs de bain mesurées par la caméra rapide. Cette surestimation peut être liée aux paramètres de source équivalente, pas suffisamment adaptés pour obtenir les bonnes longueurs de bain. Cependant, par souci de simplification, nous avons fait le choix de conserver les mêmes paramètres de source équivalente entre la stratégie avec dépôts suivi d'un refroidissement complet interpasse et dépôts enchaînés. Les paramètres de source identifiés et utilisés pour cette stratégie sont ainsi un compromis entre des longueurs de bain surestimées et des mesures de température sous-estimées.

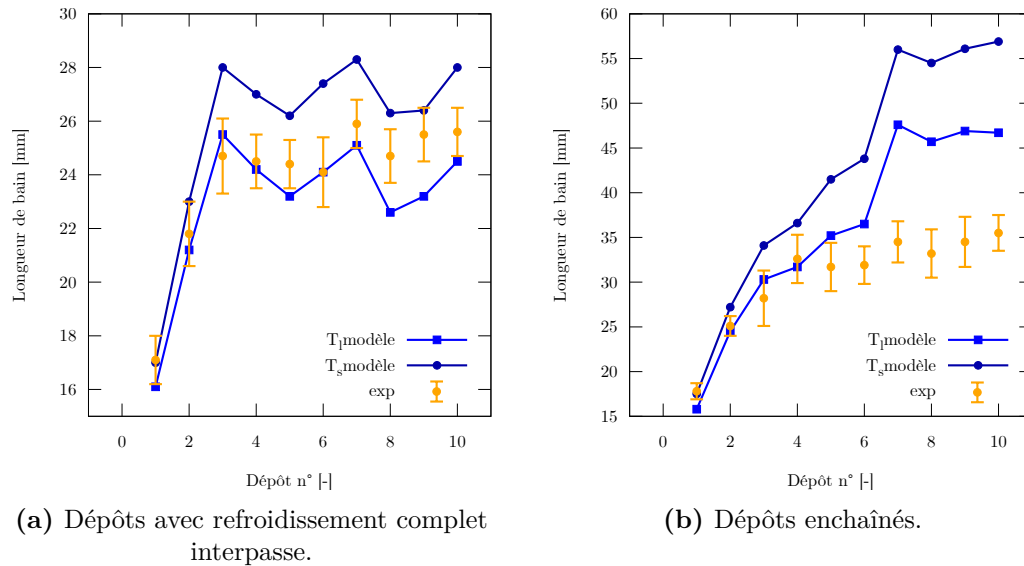


Figure 6.22 – Longueurs de bain de fusion et comparaison aux mesures réalisées par caméra rapide.

Pénétration de la Zone Fondue

Un dernier résultat est analysé afin de valider la modélisation thermique. Nous comparons les formes et les pénétrations des zones fondues. Cette comparaison ne se fait que pour la stratégie de dépôts avec refroidissement complet interpasse. Pour rappel, les macrographies du cas avec dépôts enchaînés, présentées dans la section 3.3.4, ne permettent pas de visualiser correctement les limites de zones de fondues. Ainsi, aucune comparaison n'est faite pour cette stratégie de dépôt.

Les résultats des formes de zones fondues (ZF) issues du modèle avec une comparaison à des macrographies sont présentés Figure 6.23. Les ZF sont colorées en gris et représentent les zones où la température est supérieure à 1415 °C, soit la température de fusion de l'acier 415. Sur les macrographies, les limites des ZF sont représentées par des traits continus noirs. Les macrographies révèlent une pénétration de ZF particulière, dite en « doigts de gant » pour tous les dépôts, que le modèle ne reproduit pas. En effet, la source de chaleur équivalente utilisée assume une répartition gaussienne de la densité de puissance volumique qui ne permet pas de simuler une zone fondue aussi complexe. Également, cette forme complexe de ZF peut s'expliquer par les phénomènes physiques du bain de fusion (chute des gouttes, force de Lorentz, ...) qui ne sont pas pris en compte par le modèle. Malgré cette différence assez prononcée de la forme de la zone fondue, les positions des ZF suivant la hauteur z sont globalement bien représentées par le modèle. À ce stade, nous estimons que ce résultat est satisfaisant et est suffisant pour une prédiction de l'état mécanique de la pièce fabriquée.

En conclusion, la modélisation thermique ainsi que les résultats de la simulation thermique du procédé de fabrication additive ont été présentés. Ce type de modélisation repose sur des hypothèses fortes qui ont été formulées sur les transferts de chaleur (phénomènes physiques et effets hydrodynamiques du bain de fusion négligés) et le choix a été fait de représenter l'apport de chaleur par une source équivalente dont les paramètres ont été recalés sur différentes observables. L'identification des paramètres de la source tout comme la récolte des observables expérimentales sont des étapes très chronophages, valables uniquement pour un jeu de paramètres procédé et qui ne permettent pas de mettre au point une modélisation thermique que l'on pourrait qualifier de prédictive. Globalement, les résultats de la simulation thermique sont satisfaisants et seront les données d'entrée de la simulation métallurgique, présentée par la suite.

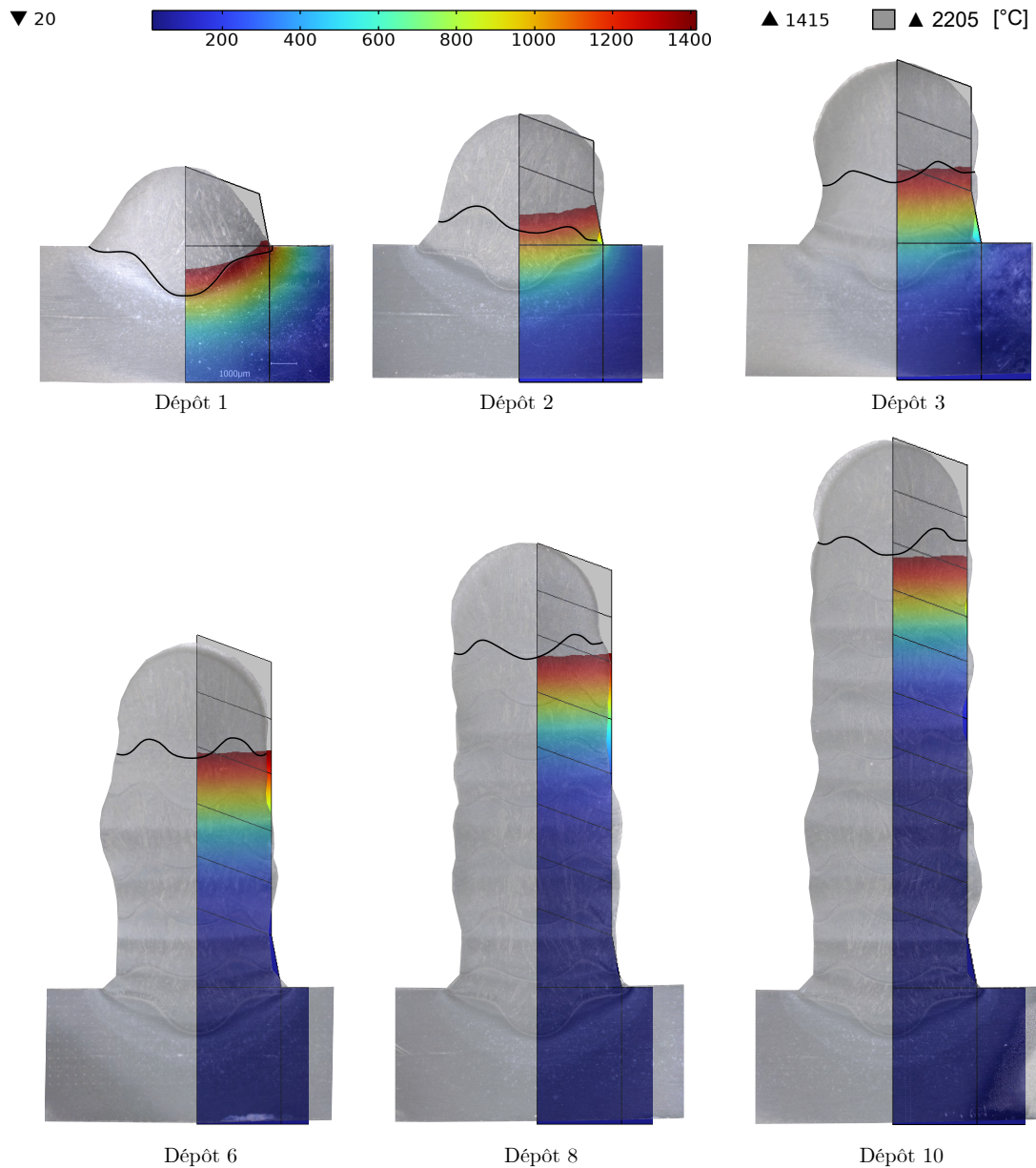


Figure 6.23 – Forme des zones fondues du modèle de dépôts avec refroidissement complet interpasse (plan de coupe à $x = 100$ mm) et comparaison aux macrographies des murs avec dépôts décalés.

6.5 Simulation métallurgique du procédé

La simulation métallurgique du procédé vise à prédire l'apparition des différentes phases métallurgiques au cours de l'étape de fabrication additive. La modélisation métallurgique et les développements numériques ont été présentés en section 6.2. Ici, la donnée d'entrée est le champ de température issue de la simulation thermique. Le maillage des modèles thermique et métallurgique est identique. Les proportions de phases sont évaluées au seul point d'intégration de l'élément, situé au centroïde. Le matériau de base (MB) est défini comme la phase métallurgique initiale sur tout le domaine de calcul (substrat + cordon).

Le solveur temporel alpha généralisé est utilisé pour la gestion du pas de temps. Pendant les phases de dépôt, le pas de temps est fixé manuellement à 0,001 s. Pendant les phases de refroidissement, le pas de temps est aussi fixé manuellement, passant de 0,1 s juste après la fin du dépôt

à 10 s à la fin du refroidissement. Les modèles métallurgiques sont résolus avec un solveur itératif GMRES (Generalized Minimum RESidual) disponible dans COMSOL Multiphysics. Les temps de calcul sur 14 cœurs sont de 32 h pour la stratégie avec refroidissement complet interpasse et de 28 h pour la stratégie de dépôts enchaînés. Nous présentons par la suite les résultats de la simulation métallurgique.

6.5.1 Résultats - Proportions de phases métallurgiques

Le premier résultat qui est analysé est la proportion de phases métallurgiques prédites par le modèle. Nous analysons en particulier les résultats après chaque dépôt.

Dépôts enchaînés

Pour la stratégie de dépôts enchaînés, nous analysons en premier lieu la proportion maximale d'austénite formée après chaque dépôt (voir Figure 6.24).

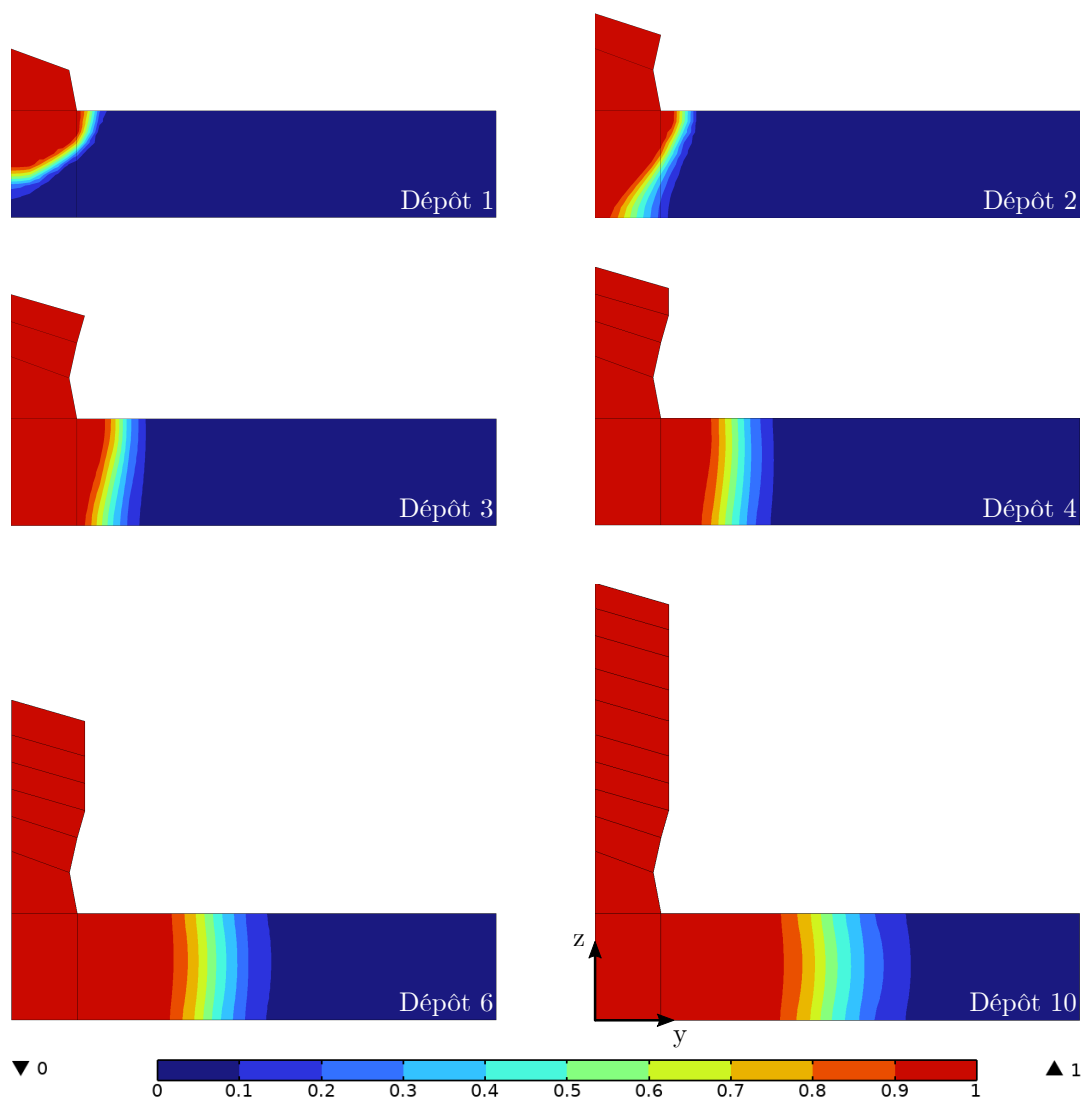


Figure 6.24 – Proportions maximales d'austénite calculées par le modèle à la fin de chaque dépôt pour la stratégie de dépôts enchaînés (plan de coupe à $x = 100$ mm).

À la fin du premier dépôt, la taille de la zone où de l'austénite est formée est relativement réduite, avec une formation totale d'austénite dans la ZF (zone fondue) du cordon et du substrat et dans une ZAT (zone affectée thermiquement) relativement réduite dans le substrat. Avec

l'enchaînement des dépôts et l'accumulation de la chaleur dans la pièce, la ZAT dans le substrat augmente progressivement jusqu'à atteindre un certain équilibre à partir du sixième dépôt. Après le dixième dépôt, les 10 cordons ainsi qu'un tiers du substrat sont constitués en totalité d'austénite. Une zone de transition (ZT) où une formation partielle d'austénite a lieu, et qui correspond également à un tiers du substrat, est visible. Enfin, un autre tiers du substrat, qui correspond à la zone la plus éloignée des cordons, reste non affecté pendant l'opération de fabrication.

La Figure 6.25 présente les proportions finales de matériau de base (MB) et de martensite de trempe (MT) formées après le refroidissement final. Les proportions de martensite revenue ne sont volontairement pas représentées puisqu'elles sont égales à zéro. Pour cette stratégie de fabrication, les transformations métallurgiques s'étendent sur une zone relativement grande qui comprend les dix cordons et deux tiers du substrat. La structure finale de la pièce fabriquée est constituée de martensite de trempe dans tous les cordons et dans un tiers du substrat. Le reste du substrat, qui est éloigné des cordons déposés, est constitué de matériau de base non affecté par l'opération de fabrication additive.

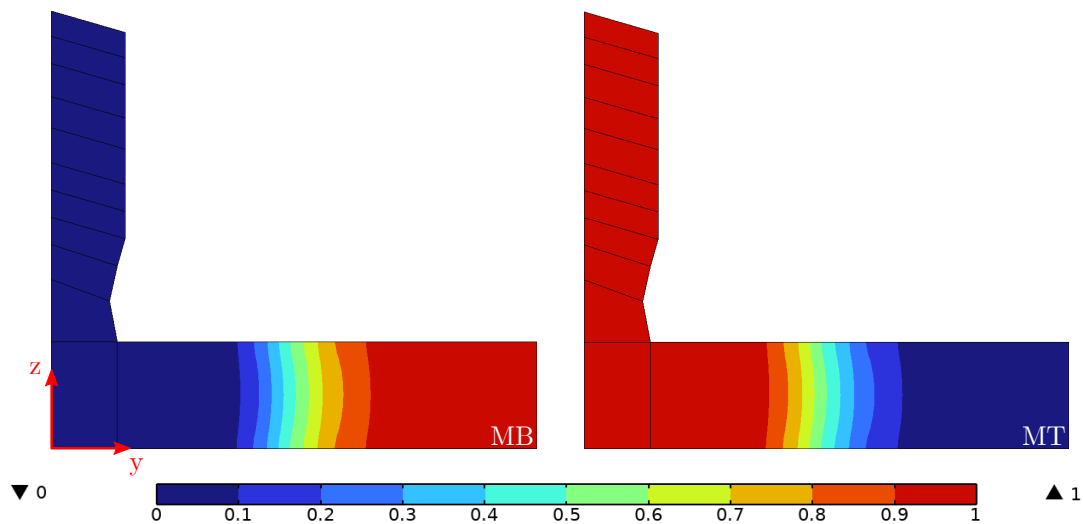


Figure 6.25 – Proportions finales de phases métallurgiques calculées par le modèle pour la stratégie de dépôts enchaînés (plan de coupe à $x = 100$ mm).

Dépôts avec refroidissement complet interpasse

Pour la stratégie de dépôts avec refroidissement complet interpasse, les proportions de phases métallurgiques calculées par le modèle après chaque dépôt et chaque phase de refroidissement sont présentées Figure 6.26. Les proportions de phases calculées à l'issue du premier dépôt sont identiques pour les deux stratégies de dépôts puisque les paramètres de sources et la forme géométrique du cordon sont identiques. De la martensite de trempe (MT) s'est formée dans le cordon de soudure et dans une zone relativement réduite du substrat. À l'issue du deuxième dépôt, l'austénite formée au chauffage s'est transformée en martensite de trempe (MT) au refroidissement dans les deux cordons de soudure et dans une petite zone du substrat. La martensite de trempe (MT) qui n'a pas été transformée au chauffage dans le substrat s'est transformée à la fois en martensite précipitée (MP), jusqu'à des valeurs de 80 %, et en martensite adoucie (MA), jusqu'à des proportions de 40 %. À mesure que les dépôts avec refroidissement s'enchaînent, le même schéma d'apparition des phases métallurgiques est visible avec une tendance du modèle à prédire de moins en moins de martensite précipitée (MP), à hauteur de 60 % pour le dixième dépôt, et de plus en plus de martensite adoucie (MA), à hauteur de 70 % pour la dixième dépôt.

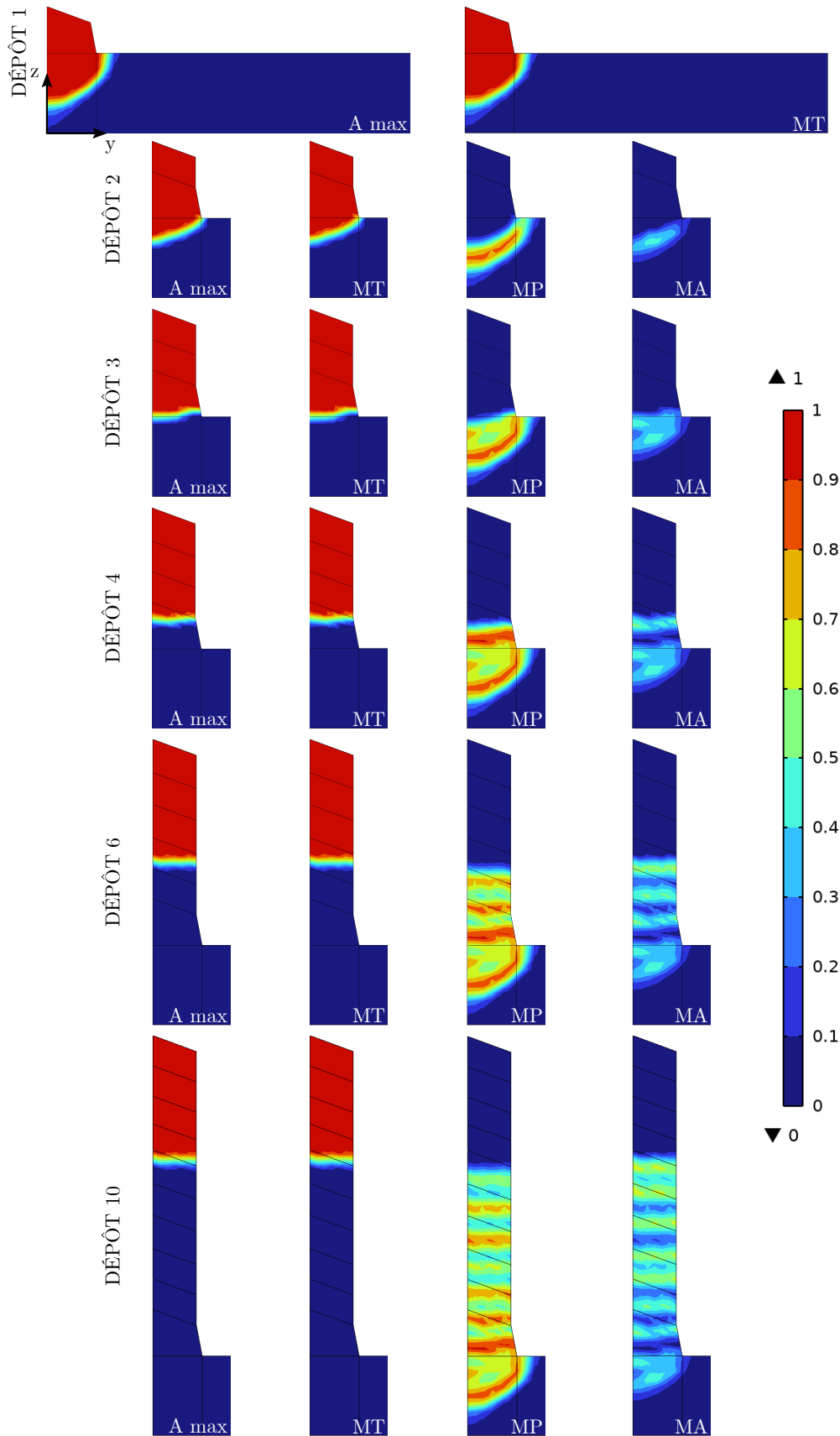


Figure 6.26 – Proportions finales de phases métallurgiques calculées par le modèle pour la stratégie de dépôts avec refroidissement complet interpasse (plan de coupe à $x = 100$ mm).

Un autre résultat intéressant du modèle peut être mis en avant. Au cours du premier dépôt, la zone austénitisée est relativement réduite, principalement à cause du pompage thermique du substrat. À mesure que les dépôts s'enchaînent, la zone d'austénitisation est de plus en plus étalée suivant la hauteur, jusqu'à toucher quatre cordons de soudure pour le dixième dépôt. Le pompage thermique du substrat est de moins en moins important et les flux de chaleur sont de plus en plus dirigés suivant la hauteur du mur fabriqué. Le calcul des proportions de phases métallurgiques permet ainsi d'analyser les différences de transferts thermiques, d'une configuration initiale proche d'une opération de soudage, jusqu'à une configuration de plus en plus représentative de la fabrication additive.

6.5.2 Résultats - Calcul de dureté

Afin de valider le calcul des proportions de phases par le modèle, nous comparons les résultats aux mesures de dureté réalisées sur les murs.

Dépôts enchaînés

Nous comparons tout d'abord les résultats pour la stratégie de dépôts enchaînés à l'issue du dixième dépôt et du refroidissement final. Le calcul de dureté est identique à celui présenté en section 6.2, à partir de l'équation (6.2). Les résultats du modèle ainsi qu'une comparaison aux mesures de dureté sont présentés Figure 6.27. Au niveau des dix cordons déposés, la dureté de la martensite de trempe de 380 HV environ est globalement bien retrouvée. En revanche, au niveau du substrat, une zone de dureté élevée est visible sur les mesures expérimentales avec des pics à 420/430 HV, qui n'est pas reproduite par le modèle. Elle peut être la conséquence d'une composition chimique légèrement différente entre l'acier 415 qui compose les tôles et le fil d'apport, voire le métal déposé qui a pu changer de composition par rapport au fil d'apport suite à la vaporisation des éléments d'alliage ou bien une structure métallurgique différente entre le substrat et les dépôts due à l'accumulation de la chaleur pendant l'opération de fabrication. Par manque de temps, nous n'avons pas pu caractériser aussi finement que voulu les transformations métallurgiques de l'acier 415. Cette comparaison aux mesures expérimentales montre des premières limites du modèle métallurgique qui reste finalement simplifié.

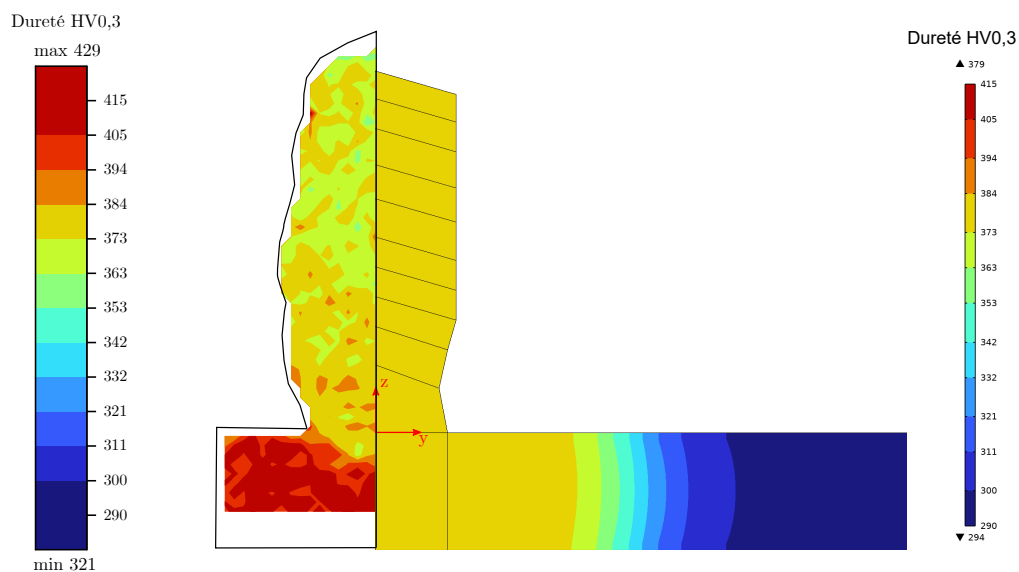


Figure 6.27 – Calcul de dureté issu du modèle avec une comparaison aux mesures expérimentales pour la stratégie de dépôts enchaînés (plan de coupe à $x = 100$ mm).

Dépôts avec refroidissement complet interpasse

Pour la stratégie de dépôts avec refroidissement complet interpasse, les calculs de dureté du modèle après chaque phase de refroidissement ainsi qu'une comparaison aux mesures expérimentales sont présentés Figure 6.28. À l'issue du premier dépôt, le modèle prédit correctement les zones de dureté. Une zone homogène de 380 HV0,3 au niveau du cordon et une petite zone dans le substrat sont visibles et correspondent à la formation de la martensite de trempe. Une deuxième zone correspond au substrat non affecté avec une dureté d'environ 280/290 HV0,3. À l'issue du deuxième dépôt, le modèle reproduit également bien l'évolution de dureté. On retrouve une zone de dureté homogène de 380 HV0,3 dans les deux cordons de soudure. Au niveau du substrat, l'effet du revenu interpasse est bien simulé avec une bande de faible dureté de 320/340 HV0,3, qui correspond à la zone de martensite adoucie et une deuxième bande de dureté élevée de 390/410 HV0,3, qui correspond à la zone de martensite précipitée. Pour les troisième et quatrième dépôts, les résultats du modèle numérique sont plus mitigés. Le modèle prédit des zones de faible dureté qui ne sont pas visibles sur les cartographies issues des mesures expérimentales. Cependant, le modèle prédit convenablement les zones de forte dureté. Les résultats du modèle après le sixième et le dixième dépôts sont de plus en plus éloignés des mesures expérimentales. Le modèle prédit des bandes de faible dureté qui ne sont pas visibles sur les cartographies expérimentales. Également, un décalage spatial suivant l'axe z des bandes de forte dureté est de plus en plus important quand le nombre de dépôts augmente.

Nous faisons plusieurs hypothèses pour expliquer ces différences :

- **La chimie du matériau caractérisé** : Par manque de temps, nous avons préféré extraire des éprouvettes dans les tôles de 415 pour caractériser le revenu. Des légères différences de compositions chimiques entre les tôles et le fil, avec un acier issu des tôles qui aurait tendance à s'adoucir plus facilement, peuvent expliquer les différences. Bien sûr, l'idéal serait de caractériser le revenu de l'acier 415 qui compose le fil en partant d'une analyse sur un mur déposé et il s'agit d'une des perspectives à ces travaux de thèse ;
- **La méthode de caractérisation du revenu** : Pour ce faire, nous avons réalisé des traitements thermiques sur la machine Gleeble en exploitant le gradient longitudinal de température. Cette méthode ne permet pas de chauffer l'éprouvette rapidement (vitesse maximale de 2 K/s). Ainsi, il est très probable que pour un temps de maintien de 30 s, le temps de traitement thermique est en réalité supérieur de plusieurs dizaines de secondes. Le modèle identifié sur des temps rapides est donc probablement faussé et n'est pas suffisamment adapté à la modélisation d'un procédé de fabrication additive ;
- **La modélisation thermique** : Les thermocouples (TC) posés dans le substrat permettent de mesurer la température avec précision au cours du premier dépôt. À partir des troisième et quatrième dépôts, la sensibilité des mesures par TC baisse avec l'éloignement de la source de chaleur. On peut donc remettre en cause les résultats issus de la simulation thermique, qui sont de moins en moins fiables. Les résultats des calculs en termes de proportions de phases, qui prédisent une proportion de martensite adoucie de plus en plus importante à mesure que le nombre de dépôts augmente, vont dans ce sens. Une des perspectives à cette thèse serait d'utiliser d'autres moyens de mesure (pyrométrie, caméra infrarouge) afin de mesurer précisément la température au plus proche de la zone de dépôts pour améliorer la modélisation thermique du procédé.

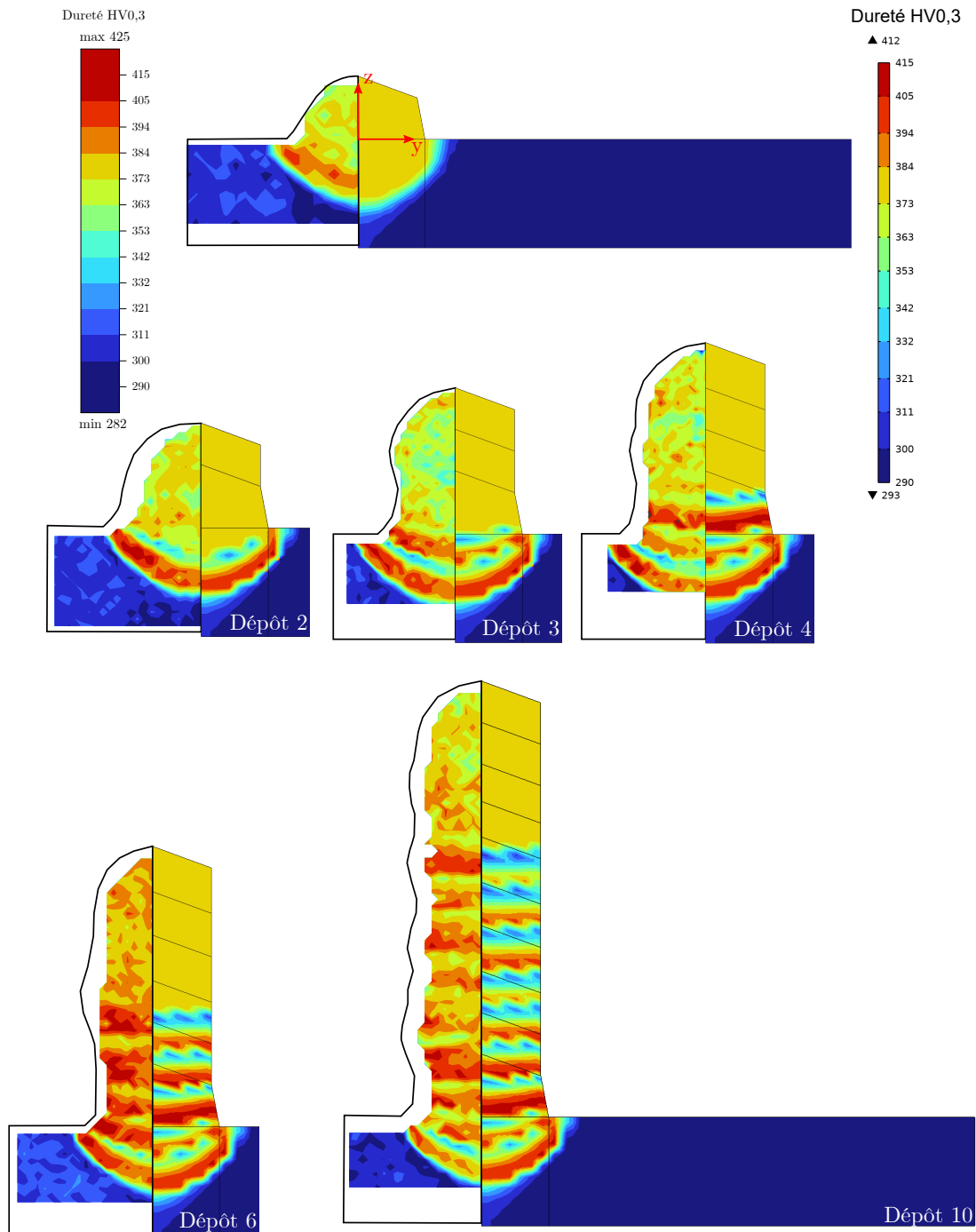


Figure 6.28 – Calculs de dureté issus du modèle avec une comparaison aux mesures expérimentales pour la stratégie de dépôts avec refroidissement complet interpasse (plan de coupe à $x = 100$ mm).

En conclusion de la simulation métallurgique, l'influence du temps de refroidissement interpasse sur le calcul des proportions de phases métallurgiques finales a été démontrée. Lorsque les dépôts sont enchaînés sans phase de refroidissement, la chaleur s'accumule dans la pièce et la structure finale est faite de martensite de trempe, à la fois dans les cordons déposés et dans une zone importante du substrat. Une zone réduite du substrat, la plus éloignée des cordons de soudure, est constituée du matériau de base non affecté. Lorsque les dépôts sont réalisés avec des phases de refroidissement complètes, la structure finale est faite de martensite de trempe dans les zones les plus en hauteur et de martensite revenue (martensite précipitée et martensite adoucie) dans le reste du mur. Également, la zone non affectée constituée de matériau de

base compose la quasi totalité du substrat, puisque la chaleur ne s'accumule pas et se dissipe au moment du refroidissement. Le calcul de dureté du modèle permet une prédiction correcte des différentes zones de dureté en fonction de l'histoire thermo-métallurgique. Le modèle reste cependant simplifié et ne permet pas de prédire avec une grande précision la dureté dans certaines zones spécifiques (zone du substrat dans le cas des dépôts enchaînés et zones de revenu dans le cas des dépôts avec refroidissement complet interpassé). L'influence de ces différences sur les résultats des simulations mécaniques, que nous présenterons dans la section suivante, sont difficiles à estimer dans un premier temps. L'objectif initial qui était de faire varier fortement l'histoire thermo-métallurgique lors de l'opération de fabrication additive et de mettre au point un outil numérique prenant en compte ses effets est de notre point de vue globalement atteint. Les résultats, en termes de proportions de phases, sont les données d'entrée de la modélisation mécanique que nous présentons dans la section suivante.

6.6 Simulation mécanique du procédé

Tout comme pour les analyses thermique et métallurgique, qui ont été découplées et résolues séparément, l'analyse mécanique est également découplée. Elle utilise en données d'entrée à la fois les mesures de température issues des simulations thermiques ainsi que les proportions de phases calculées par les simulations métallurgiques.

6.6.1 Mise en données

Comportement matériau

La description de la modélisation mécanique a été présentée en détail en section 2.3.3. Par la suite, nous rappelons brièvement les équations qui constituent le modèle mécanique tridimensionnel. Pour rappel, les lois de comportement ont été identifiées sur la base d'essais 1D uniaxiaux. Nous généralisons en 3D le comportement mécanique du matériau en faisant une hypothèse d'isotropie. Cette hypothèse simplificatrice peut paraître forte, notamment aux vues des structures très anisotropes des pièces fabriquées. Nous faisons cette hypothèse puisque les données matériaux ont été identifiées sur les tôles de 415 et ne permettent en aucun cas de prendre en compte l'anisotropie du matériau qui constitue les dépôts. Ainsi, en faisant l'hypothèse des petites perturbations et d'une décomposition additive de la déformation totale, le comportement mécanique du modèle 3D est le suivant :

$$\boldsymbol{\xi} = \boldsymbol{\xi}^e + \boldsymbol{\xi}^{th} + \boldsymbol{\xi}^{vp} + \boldsymbol{\xi}^{pt} \quad (6.7)$$

- Élasticité linéaire (loi de Hooke généralisée) :

$$\boldsymbol{\xi}^e = \frac{1 + \nu}{E} \boldsymbol{\sigma} - \frac{\nu}{E} \text{Tr}(\boldsymbol{\sigma}) \mathbf{Id} \quad (6.8)$$

- Déformation thermo-métallurgique :

$$\begin{cases} \boldsymbol{\xi}^{th} = z_{\alpha'} \boldsymbol{\xi}_{\alpha'}^{th} + z_{\gamma} \boldsymbol{\xi}_{\gamma}^{th} \\ \boldsymbol{\xi}_{\alpha'}^{th} = \alpha_{\alpha'} (T - T_{ref}) \mathbf{Id} \\ \boldsymbol{\xi}_{\gamma}^{th} = \alpha_{\gamma} (T - T_{ref}) \mathbf{Id} - \Delta \varepsilon_{\alpha' \gamma}^{T_{ref}} \mathbf{Id} \end{cases} \quad (6.9)$$

- Déformation visco-plastique (modèle de type Lemaitre-Chaboche) :

- Fonction de charge associée au critère de plasticité de von Mises (indépendant de la pression hydrostatique) :

$$f(\boldsymbol{\sigma}, \boldsymbol{\underline{X}}, R_i) = J_2(\boldsymbol{\sigma} - \boldsymbol{\underline{X}}) - R_i - \sigma_{y,i} \quad (6.10)$$

$$J_2(\underline{\sigma} - \underline{X}) = \sqrt{\frac{3}{2} (\underline{s} - \underline{X}) : (\underline{s} - \underline{X})} \quad (6.11)$$

avec $\underline{\sigma}$ le tenseur des contraintes, \underline{X} le tenseur de rappel de l'écroissage cinématique, R_i une variable d'écroissage isotrope, $\sigma_{y,i}$ la limite d'élasticité initiale et \underline{s} le déviateur du tenseur des contraintes avec $\underline{s} = \underline{\sigma} - \frac{1}{3}\text{Tr}(\underline{\sigma})\mathbf{Id}$

- Description de l'écroissage :

$$\begin{cases} \text{Écroissage isotrope :} & R_i = Q_i (1 - \exp(-b_i p)) + H_i p \\ \text{Écroissage cinématique :} & \underline{X} = \underline{X}_1 + \underline{X}_2 \\ \underline{X}_1 = \frac{2}{3} C_i \underline{\alpha} & \dot{\underline{\alpha}} = \dot{\underline{\xi}}^{vp} - \gamma_i \underline{\alpha} \dot{p} \\ \underline{X}_2 = \frac{2}{3} B_i \underline{\xi}^{vp} & \end{cases} \quad (6.12)$$

avec $p = \int_0^t \dot{p} dt$ la déformation plastique cumulée avec $\dot{p} = \sqrt{\frac{2}{3} \dot{\underline{\xi}}^{vp} : \dot{\underline{\xi}}^{vp}}$

- Loi d'écoulement visco-plastique, selon la règle de normalité :

$$\dot{\underline{\xi}}^{vp} = \frac{3}{2} \dot{p} \frac{\underline{s} - \underline{X}}{J_2(\underline{\sigma} - \underline{X})} \quad (6.13)$$

- Intensité de l'écoulement visco-plastique :

$$\dot{p} = \left\langle \frac{f}{K_i} \right\rangle^{n_i} \quad \text{si } f \geq 0 \quad (6.14)$$

• Plasticité de transformation :

$$\dot{\underline{\xi}}^{pt} = \frac{3}{2} K \frac{d\phi(z_{\alpha'})}{z_{\alpha'}} \dot{z}_{\alpha'} \underline{s} \quad \text{avec } \phi(z_{\alpha'}) = z_{\alpha'} (2 - z_{\alpha'}) \quad (6.15)$$

• Description du comportement multiphasé (loi des mélanges linéaire pondérée sur les proportions de phases) :

$$D(z_i, T) = \sum_i z_i D_i(T) \quad (6.16)$$

avec z_i la proportion de phases i , D_i le coefficient matériau et T la température

Pour la description du comportement du matériau au-dessus de la température de fusion, deux grandes techniques ressortent dans la littérature. La première consiste à faire évoluer les propriétés du modèle élasto-visco-plastique pour tendre vers un fluide newtonien (les variables d'écroissage sont progressivement annulées, le module d'Young E prend une valeur réduite de l'ordre de 0,01 GPa, la variable d'écroissage de la partie visqueuse K tend vers 0,5 MPa.s⁻¹ et la variable de sensibilité à la vitesse de déformation n tend vers 1). La deuxième méthode, qui a été retenue pour ce modèle, consiste à conserver les coefficients identifiés à 1250 °C et à considérer une restauration fictive de l'écroissage au-dessus de la température du solidus. Ainsi, lorsque la température est supérieure à 1390 °C, la variable p est annulée et vaut 0. Cette deuxième méthode a été choisie dans la mesure où elle permet d'obtenir un calcul numérique beaucoup plus stable. En complément, la dilatation thermique est coupée au-dessus de T_s (déformation thermique constante).

Un autre point concernant la restauration de l'écroissage pendant les transformations métallurgiques doit être traité. Les essais Satoh fournis par un industriel et présentés en section 6.3.2 laissent à penser que l'acier 415 subit une restauration quasi-totale de l'écroissage lorsque la martensite se transforme en austénite au chauffage. Bien que nous ayons réussi à implémenter ce phénomène de restauration sur un élément fini en 1D dans COMSOL, nous n'avons pas réussi à généraliser la modélisation de ce phénomène à un cas 3D, principalement à cause des

cinétiques de transformations de phases très rapides. Nous nous sommes confrontés à de grosses difficultés numériques : temps de calcul fortement allongés voire une non-convergence des calculs, calculs incohérents de la variable p . Ainsi, nous faisons l'hypothèse d'ignorer la restauration de l'écaillage pendant les transformations de phases et considérons une transmission totale de l'écaillage de la phase mère vers la phase fille.

Enfin, l'analyse mécanique est réalisée en statique en négligeant les termes d'inertie.

Géométrie, maillage et conditions aux limites

Les géométries utilisées sont identiques aux analyses thermiques et métallurgiques. Les géométries sont maillées avec des éléments de 1 mm environ dans les cordons et la zone située en périphérie des cordons dans le substrat. Les éléments finis utilisés sont des hexaèdres à interpolation linéaire réduite (8 nœuds et 1 point d'intégration situé au centroïde). En effet, pour des analyses mécaniques de procédés de soudage, les éléments à interpolation réduite sont conseillés puisqu'ils offrent des temps de calculs fortement réduits et sont globalement moins rigides que les éléments à intégration complète et permettent de mieux décrire le comportement mécanique des structures soudées [Bergheau, 2004, Saint-Germain, 2006].

Pour représenter le système de bridage, les déplacements des nœuds en surface sont bloqués pendant toute l'étape de fabrication. Afin d'analyser les résultats en termes de déformations résiduelles et de contraintes résiduelles, ces degrés de liberté sont libérés après le refroidissement final pour représenter le débridage de la pièce.

Stratégie d'apport de matière

L'apport de matière est modélisé avec l'activation des propriétés, disponible dans COMSOL. Pour toutes les stratégies de dépôts, tous les éléments finis sont initialement présents dans le modèle. À l'instant initial, le substrat est considéré comme activé (propriétés mécaniques réelles de l'acier) et les éléments qui composent les cordons de soudure sont désactivés. L'activation des propriétés se fait avec l'avancement de la torche. En particulier, les propriétés sont activées au refroidissement, lorsque la température passe sous le solidus T_s (voir Figure 6.29). Les éléments aux propriétés désactivées ont leurs coefficients de la matrice d'élasticité (tenseur des rigidités) qui sont multipliés par 10^{-4} . Également, au moment de l'activation des propriétés, les éléments sont activés avec une contrainte et une déformation élastique nulle.

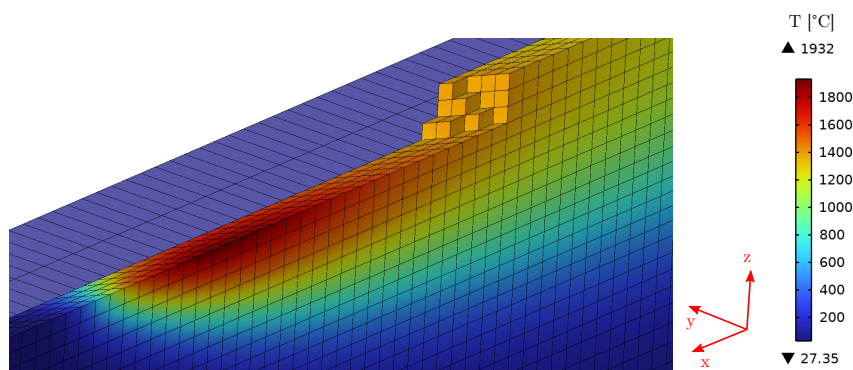


Figure 6.29 – Visualisation de l'apport de la matière au cours du sixième dépôt de la stratégie de dépôts avec refroidissement complet interpasse.

Résolution numérique

L'analyse mécanique est résolue avec le solveur PARDISO de COMSOL et l'option « non-linéarité géométrique » est utilisée. Elle est recommandée pour toute analyse mécanique où des

déformations importantes sont attendues. La gestion du pas de temps est faite avec le solveur temporel alpha généralisé. Le pas de temps est fixé manuellement à 0,005 s pendant les phases de dépôts. Pendant les phases de refroidissement, il est fixé manuellement et varie entre 0,05 s et 5 s. À titre indicatif, les temps de calcul sur 14 cœurs sont de 88 heures pour la stratégie de dépôts enchaînés et de 96 heures pour la stratégie de dépôts avec refroidissement complet interpasse. Les conditions de bridage du substrat ne changent presque pas les temps de calcul.

6.6.2 Résultats des simulations mécaniques

Nous présentons ici les résultats issus des simulations mécaniques. En premier lieu, nous présentons les déformations au cours des dépôts avec une comparaison aux mesures de déplacement du substrat réalisées par corrélation d'image. Ensuite, les déformations résiduelles des substrats seront comparées aux mesures faites à l'aide d'un scan laser 3D. Enfin, les valeurs simulées de contraintes résiduelles seront comparées aux mesures réalisées par la méthode du contour.

Déformations in situ

Tout d'abord, nous analysons l'évolution du déplacement vertical suivant l'axe z d'un point du substrat au cours d'un mono-dépôt suivi d'un refroidissement complet interpasse. Le point est situé sur le bord libre (voir Figure 6.30a). Les résultats du modèle avec une comparaison aux mesures expérimentales sont présentés Figure 6.30.

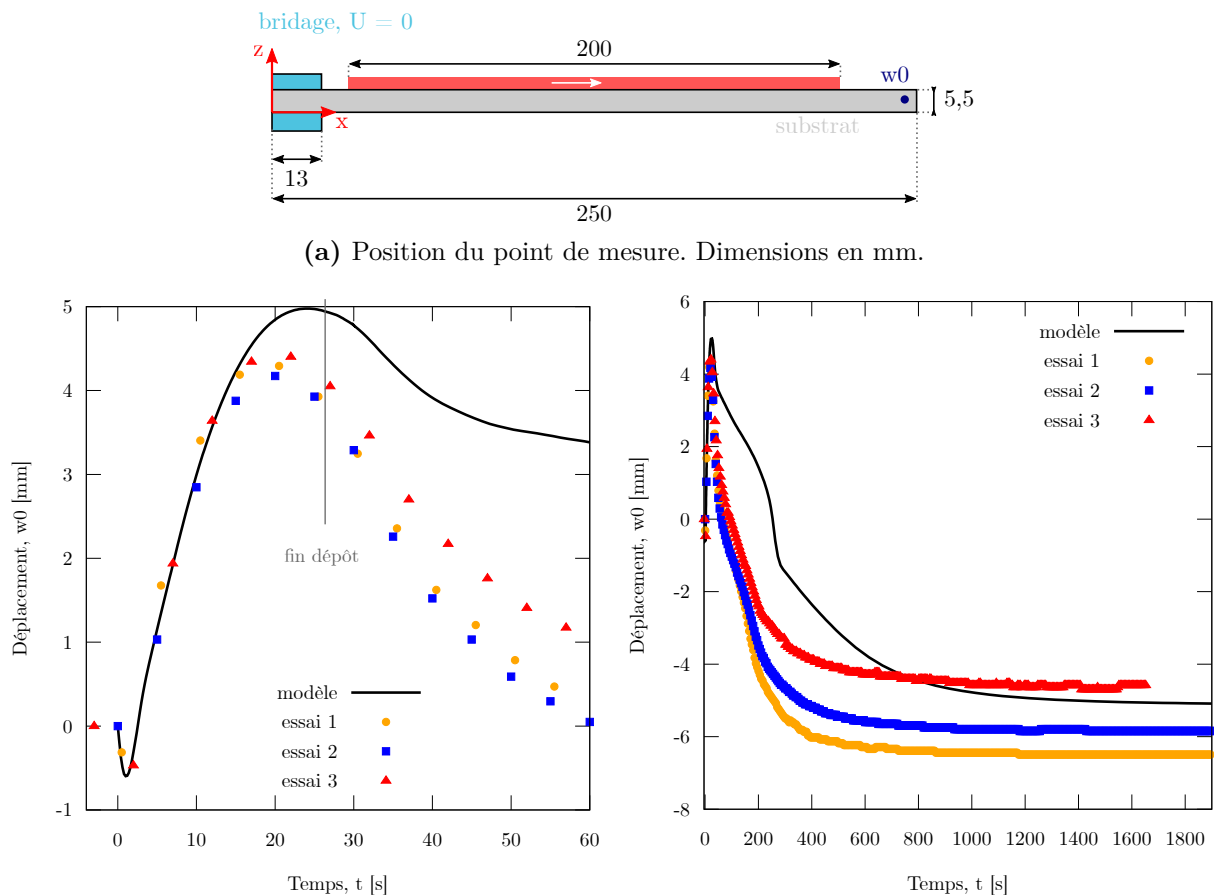


Figure 6.30 – Déplacement vertical du point w_0 du substrat au cours d'un mono-dépôt suivi d'un refroidissement complet (cas expérimental 1D_SB_refroid).

Pendant toute la phase de dépôt, l'allure du déplacement du point w_0 est positif et est bien reproduite par le modèle. À la fin du dépôt, le modèle surestime le déplacement d'environ 0,8 mm.

Lorsque le refroidissement débute, les résultats du modèle divergent des mesures expérimentales avec une surestimation assez importante du déplacement sur l'intervalle de temps de 40 s à 400 s, probablement lié à la transformation martensitique qui combine le changement de compacité et le phénomène de plasticité de transformation. Une des hypothèses est que la température de début de transformation martensitique, fixée à 240 °C, soit trop faible et soit en réalité plus élevée. Une deuxième hypothèse concerne la description du comportement mécanique multiphasé par une loi des mélanges linéaire qui ne permet pas de décrire avec précision le comportement mécanique du mélange martensite/austénite pendant la transformation martensitique. De plus, nous remarquons une dispersion assez importante des mesures expérimentales d'un essai à l'autre à partir de 200 s, qui peut s'expliquer par une différence de température de l'atelier pendant la phase de refroidissement de la pièce (de 10 °C à 35 °C). Malgré ces différences, l'allure générale du déplacement du point w0 est bien reproduite par le modèle et le déplacement final de -5,1 mm à 1800 s est globalement bien reproduit par le modèle.

Nous analysons ensuite le déplacement du même point w0 (situé sur le bord libre du substrat) pour la stratégie de dépôts enchaînés (cas expérimental 10D_SB_enchain). Les résultats du modèle avec une comparaison aux mesures réalisées par corrélation d'images sont présentés Figure 6.31. Au cours des premiers dépôts jusqu'à 150 s, le modèle reproduit très convenablement l'allure et les niveaux de déplacement mesurés, avec une légère surestimation du déplacement à 90 s. À partir de 150 s et jusqu'à la fin des dépôts à 270 s, le modèle reproduit bien l'allure générale du déplacement mais sous-estime le déplacement du point w0. C'est notamment sur cet intervalle de temps que les mesures de température du modèle sont sous-estimées, ce qui peut expliquer ces différences.

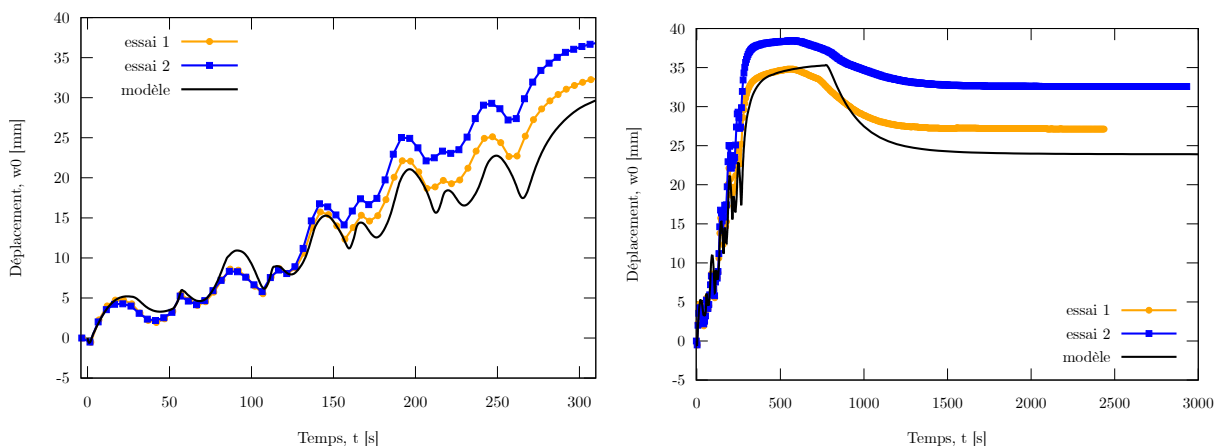


Figure 6.31 – Déplacement vertical du point w0 du substrat au cours de 10 dépôts enchaînés (cas expérimental 10D_SB_enchain).

De 270 s jusqu'à 750/800 s, lors du refroidissement, le déplacement du point w0 augmente jusqu'à des niveaux très importants. Les niveaux maximums de déplacement du modèle de 35,3 mm reproduisent bien ceux de l'essai 1 de 34,8 mm mais sous-estiment ceux de l'essai 2 de 38,4 mm. À partir de 800 s, la transformation martensitique est visible et le déplacement chute brutalement. Nous remarquons que la chute du déplacement du modèle est en retard de plusieurs dizaines de secondes par rapport aux deux essais expérimentaux. Ce retard peut s'expliquer par une température de début de transformation martensitique du modèle de 240 °C trop faible (d'autant plus que les températures à ces instants sont déjà sous-estimées par le modèle). Après 2000 s, le déplacement du point w0 calculé par le modèle se stabilise à 24 mm et est sous-estimé par rapport aux déplacements stabilisés des deux essais, de 27,2 mm pour l'essai 1 et de 32,6 mm pour l'essai 2.

Nous analysons ensuite le déplacement vertical du même point w0 au cours des dépôts pour

la stratégie avec refroidissement complet interpasse (voir Figure 6.32). Les mesures de déplacement ont été faites par corrélation d'images en suivant le protocole présenté en section 3.3.6. Les images du dixième dépôt, qui servent à faire la mesure par corrélation d'images, n'ont pas pu être exploitées et nous ne présentons le déplacement du point w_0 que pour les 9 premiers dépôts. L'évolution globale du déplacement du point w_0 est différente de la stratégie de dépôts enchaînés, présentée précédemment. Ici, le déplacement expérimental du point w_0 est une succession de déplacements vers le haut en phase de dépôt et vers le bas en phase de refroidissement. Cette allure générale du déplacement est reproduite par le modèle. En particulier, les valeurs de déplacement prédites par le modèle pour les trois premiers dépôts sont en bon accord avec les mesures expérimentales. Les différences sont comprises entre 1 et 2 mm que ce soit à la fin de chaque dépôt (amplitude maximale du déplacement vers le haut) ou à la fin du refroidissement (amplitude maximale du déplacement vers le bas). À partir du quatrième dépôt et surtout à partir du cinquième dépôt, les résultats prédits par le modèle divergent fortement des mesures expérimentales. Jusqu'au neuvième dépôt, les niveaux de déplacement, qu'ils soient à la fin du dépôt ou à la fin du refroidissement, sont différents. À la fin du neuvième dépôt, le déplacement maximal prédit par le modèle vaut 3 mm contre 7,8 mm pour l'essai. Après l'étape de refroidissement, le déplacement prédit par le modèle vaut -1,5 mm contre 5,3 mm pour l'essai.

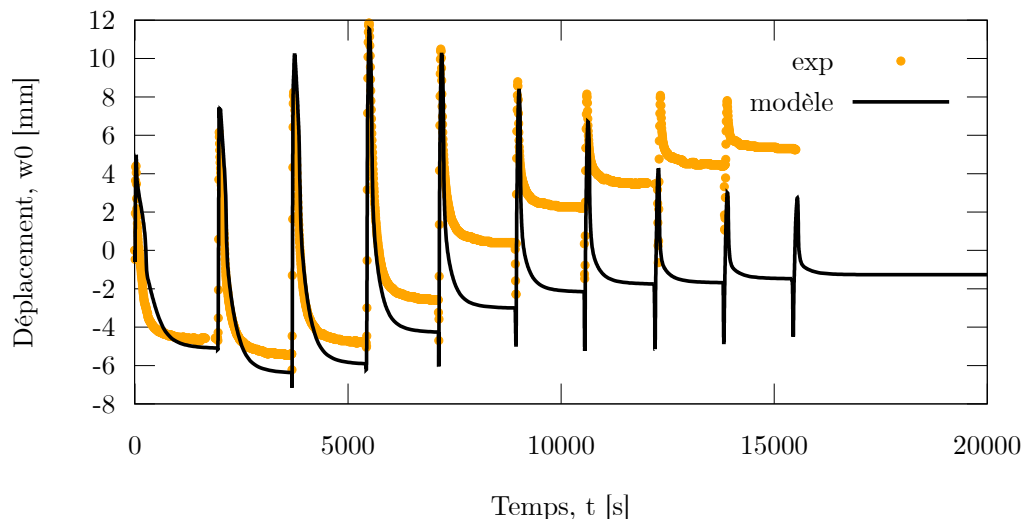


Figure 6.32 – Déplacement du point w_0 du substrat au cours de 10 dépôts avec refroidissement complet interpasse (cas expérimental 10D_SB_refroid).

Nous avons identifié plusieurs points qui peuvent expliquer ces grandes différences :

- **La simulation thermique** : Premièrement, les thermocouples placés dans le substrat perdent rapidement de leur sensibilité à cause de l'éloignement de la source de chaleur. L'identification des paramètres de source de chaleur est alors de moins en moins fiable. Également, l'utilisation d'une source équivalente de type Goldak peut être remise en question pour la simulation d'un procédé de fabrication additive. Ce modèle de source a été initialement développé pour la simulation thermique des procédés de soudage en prenant en compte le pompage thermique important du substrat. Des études numériques sur les procédés de fabrication additive montrent que ce modèle de source ne reproduit pas avec précision les flux de chaleur et induit des erreurs dans l'estimation des déformations [Montevocchi *et al.*, 2016]. Des études complémentaires sont à réaliser à la fois sur des mesures de température dans la périphérie du bain de fusion mais également sur la modélisation de l'apport de chaleur.
- **Les conditions de refroidissement** : Le modèle a tendance à bien reproduire les phases

de refroidissement au cours des 3 à 4 premiers dépôts mais refroidit trop rapidement pour les dépôts suivants, ce qui peut induire une erreur qui se cumule à chaque dépôt. Un essai de dépôt avec refroidissement complet interpassage est réalisé sur une journée complète et la température de l'atelier varie de 10 à 35 °C. Cet aspect n'est pas pris en compte par le modèle et constitue une autre perspective d'amélioration du modèle.

- **Le choix de la température M_s** : Nous avons fait l'hypothèse d'une température M_s constante (le nombre d'essais étant limité et ne permettant pas de mettre en avant avec précision les conditions qui font varier M_s). Comme le montre l'étude de sensibilité présentée en Annexe C, un changement de 30 °C sur M_s modifie grandement la déformation finale de la pièce.
- **La modélisation du revenu de la martensite** : En complément de la simulation thermique qui ne permet pas de prédire avec précision les zones de revenu, nous avons fait des hypothèses fortes sur le comportement mécanique de la martensite revenue (ces hypothèses se basent sur un nombre trop faible d'essais). Des essais de caractérisation complémentaires doivent être réalisés.
- **Le matériau utilisé pour la caractérisation mécanique** : Devant le nombre important d'essais qui devaient être réalisés pour identifier les lois de comportement, nous avons caractérisé l'acier 415 provenant de tôles laminées (70 essais de traction/relaxation et traction/compression ont été réalisés, en prenant en compte les essais dédoublés, les essais ratés). L'idéal serait bien sûr de caractériser le matériau qui compose les murs (prise en compte de la chimie du matériau, de la microstructure et de l'anisotropie des propriétés mécaniques) mais il ne nous a pas semblé possible dans les temps impartis de réaliser une telle caractérisation sur les murs. Des essais préliminaires doivent être réalisés sur les murs afin de comparer les propriétés mécaniques avec celles de l'acier qui compose les tôles. Si de grandes différences apparaissent, des campagnes de caractérisation complémentaires seront à réaliser.
- **La description du comportement multiphasé** : Nous avons fait l'hypothèse forte d'une loi des mélanges linéaire pour décrire le comportement mécanique multi-phasé de l'acier 415. La description du mélange austénite/martensite pendant les phases de refroidissement est sans grande hésitation trop erronée et des erreurs s'accumulent sur l'évolution de la déformation à chaque phase de refroidissement. Un modèle d'homogénéisation (méso-modèle ou modèle auto-cohérent) devra être implémenté dans COMSOL afin de réaliser une étude comparative et de quantifier l'erreur induite par l'hypothèse d'une loi des mélanges linéaire.
- **La restauration de l'écrouissage pendant la transformation austénitique** : Les essais Satoh fournis par un industriel montrent que l'écrouissage de l'acier 415 se restaure lorsque la martensite se transforme en austénite. Ici, ce phénomène a été négligé dans les modèles, puisque nous n'avons pas réussi à l'implémenter en 3D dans COMSOL (calcul numérique instable voire qui ne converge pas, résultats incohérents). Des développements numériques complémentaires sont à envisager afin de prendre en compte ce phénomène.

En plus de ces résultats en termes de déplacement au cours des dépôts, nous analysons par la suite les résultats des modèles en termes de déformations résiduelles.

Déformations résiduelles

Les déformations résiduelles des substrats ont été mesurées après dépôt par scan laser 3D. Ces données sont comparées aux profils de déformée longitudinale issus des simulations mécaniques. Nous analysons les résultats après le refroidissement total et après le débridage de la tôle (représenté par une libération des degrés de liberté au niveau des surfaces encastrées).

La Figure 6.33 présente le champ de déplacement et la déformée de la pièce à $t = 600$ s pour la stratégie 10D_SB_enchain. La ligne blanche continue représente la ligne de coupe d'où sont

extraits les champs de déplacement du modèle et des scan laser 3D.

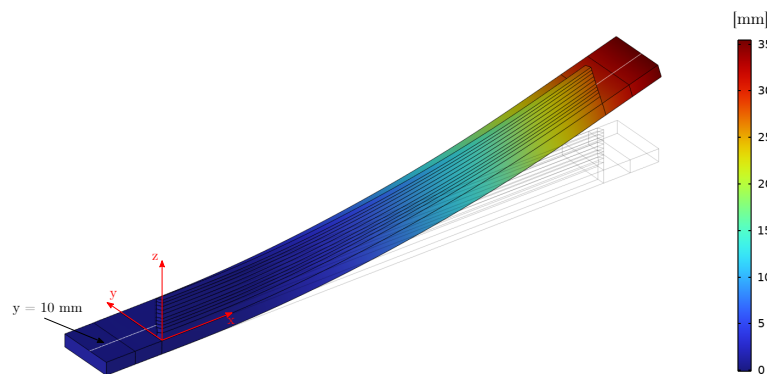


Figure 6.33 – Champ de déplacement et déformée de la pièce (x1) à $t = 600$ s (stratégie 10D_SB_enchain) et position de la ligne de coupe pour l'estimation des déformations résiduelles.

Mono-dépôt

En premier lieu, nous analysons les profils de déformée à la suite d'un mono-dépôt et d'un refroidissement complet. La Figure 6.34 compare les profils de déformée issus des modèles et des scans 3D pour les deux stratégies de bridage. La tendance générale est bien reproduite par le modèle avec une flèche verticale négative. Cette flèche est supérieure pour le cas semi-bridé et le modèle reproduit bien cette tendance. En revanche, il y a des écarts sur les niveaux de déplacement. Pour la stratégie bridée, le déplacement de la flèche ($y = 225$ mm) prédit par le modèle vaut $-2,9$ mm contre $-3,9$ mm pour l'essai. Pour la stratégie semi-bridée, le modèle prédit une flèche de $-5,4$ mm contre $-8,2$ mm pour l'essai.

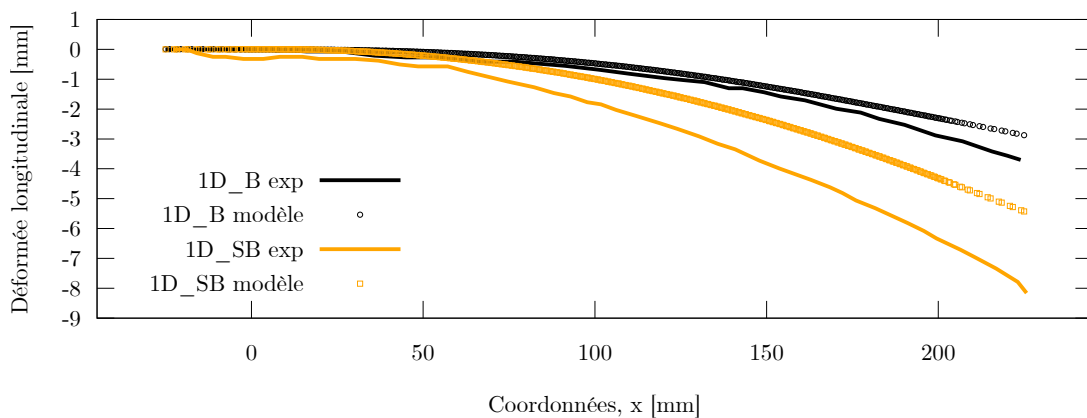


Figure 6.34 – Profil des déformées longitudinales après refroidissement et débridage. B : tôle bridée, SB : tôle semi-bridée.

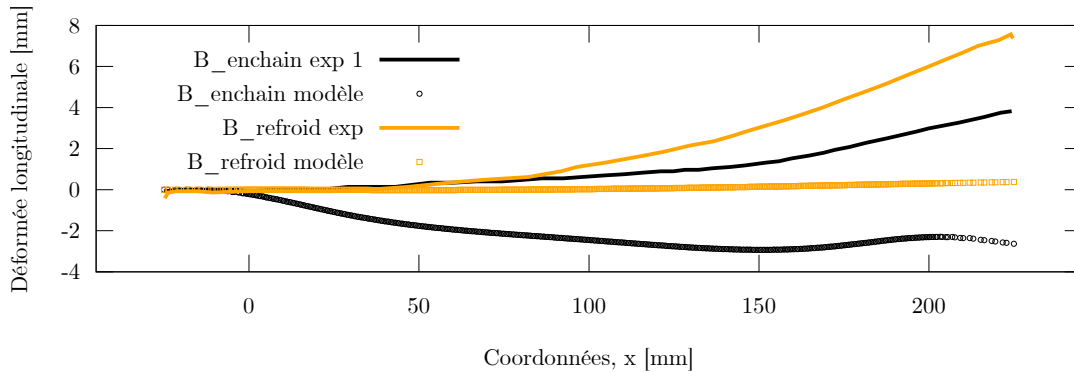
Multi-dépôt - Influence de la stratégie de dépôts

Nous analysons ensuite les déformations résiduelles des configurations multi-dépôts. La Figure 6.35 présente la déformée finale après débridage issue du modèle avec une comparaison aux mesures faites par scan 3D. Nous analysons en particulier l'influence de la stratégie de dépôts (dépôts enchaînés ou avec refroidissement complet interpasse).

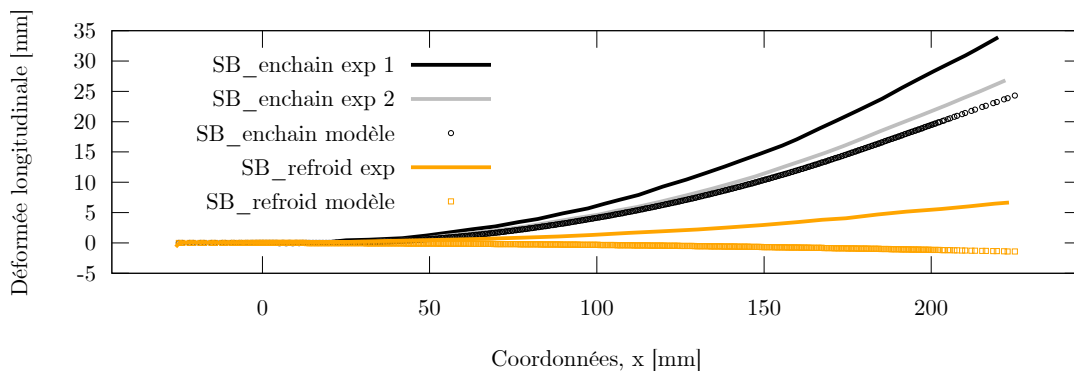
Pour les tôles bridées (voir Figure 6.35a), le profil de la déformée issu du modèle n'est pas en accord avec les essais, que ce soit au niveau de l'allure ou des valeurs de flèche maximale. Le modèle prédit soit une flèche presque nulle (dépôts avec refroidissement), soit une flèche négative

(dépôts enchaînés) alors que les mesures de flèche issues des essais sont positives. Les conditions de bridage du modèle sont possiblement trop sévères (déplacements nuls des nœuds des surfaces en contact avec les brides) et ne représentent pas correctement le bridage des essais (brides de faible épaisseur qui n'ont pas une rigidité infinie et qui sont serrées entre elles par deux écrous, difficulté de quantifier le bridage expérimental et donc sa reproductibilité).

Pour les tôles semi-bridées (voir Figure 6.35b), les tendances générales du modèle sont meilleures, mais les niveaux de déplacement ne sont pas du même ordre de grandeur. Le modèle permet de bien différencier les deux stratégies de dépôts mais reste incapable de prédire correctement les valeurs de flèches maximales.



(a) Tôles bridées



(b) Tôles semi-bridées

Figure 6.35 – Profil des déformées longitudinales après refroidissement et débridage. Mise en évidence de l'influence de la stratégie de dépôts.

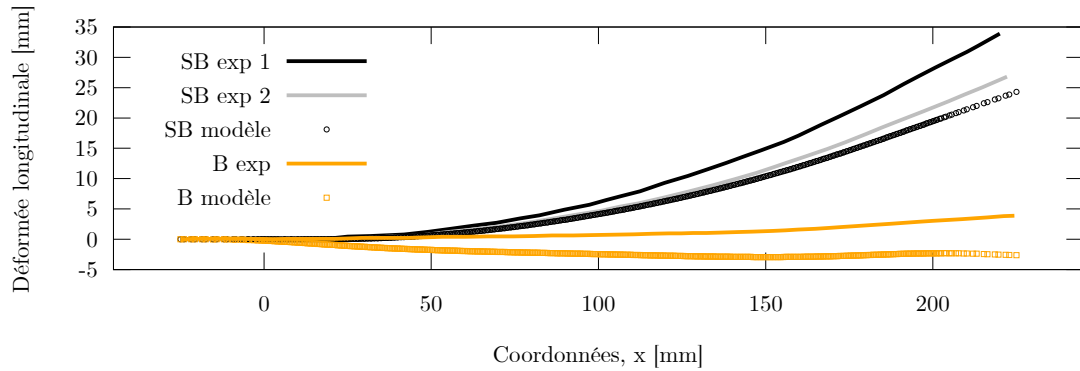
Multi-dépôt - Influence de la stratégie de bridage

Enfin, nous analysons les résultats du modèle afin de mettre en avant l'influence du mode de bridage (voir Figure 6.36).

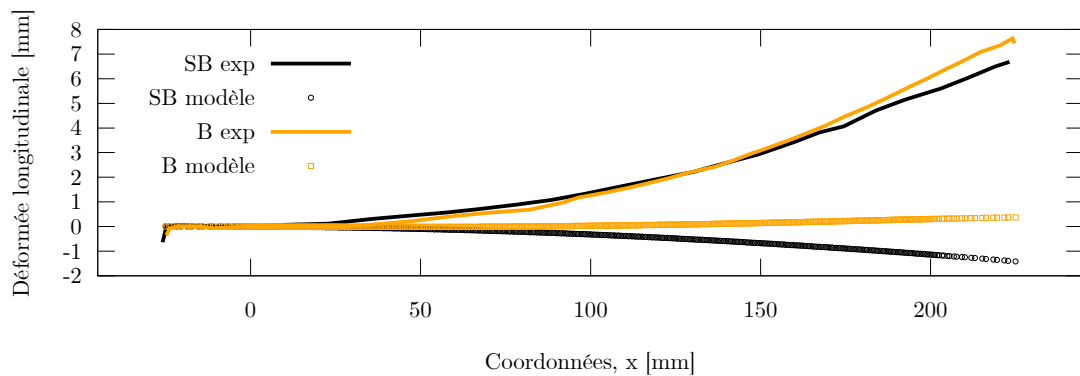
Pour la stratégie de dépôts enchaînés (voir Figure 6.36a), le bridage permet de réduire de manière assez importante la déformée finale de la tôle. Le modèle arrive à transcrire cette tendance, sans pour autant prédire les valeurs de la flèche maximale avec précision.

Pour la stratégie de dépôts avec refroidissement (voir Figure 6.36b), les résultats d'essais montrent que le bridage n'a pas de réelle influence et que la flèche finale est positive et équivalente pour les deux stratégies de bridage. Les résultats du modèle ne sont pas en accord avec les mesures d'essais pour les deux stratégies de bridage. Comme il a été dit précédemment, le modèle n'est pas en mesure de montrer des résultats satisfaisants pour cette stratégie de dépôts avec refroidissement complet interpassé. Ces différences s'expliquent principalement par une

modélisation thermique peu précise, une température M_s potentiellement mal définie et un comportement mécanique de la martensite revenue qui repose sur des hypothèses trop fortes.



(a) Dépôts enchaînés.



(b) Dépôts avec refroidissement complet interpasse.

Figure 6.36 – Profil des déformées longitudinales après refroidissement et débridage. Mise en évidence de l'influence du mode de bridage.

Les résultats en termes de déformations ont été présentés. Nous analysons par la suite les contraintes résiduelles à l'issue de la fabrication de la pièce.

Contraintes résiduelles

En premier lieu, nous présentons les cartographies de contraintes résiduelles issues des modèles numériques et des mesures de contraintes par la méthode du contour afin d'effectuer une première évaluation des résultats. Le plan de coupe se situe à mi-distance des cordons déposés, sauf pour le cas 10D_B_enchain où le plan de coupe se situe à $x = 50$ mm (cette position est due à la seconde découpe de l'échantillon pour la mesure des contraintes par la méthode du contour, comme présenté en section 3.3.8). La Figure 6.37 présente la position des plans de coupe pour comparer les cartographies.

La Figure 6.38 présente une comparaison des contraintes résiduelles à l'issue du premier dépôt pour les deux stratégies de bridage.

Pour la stratégie semi-bridée (voir Figure 6.38a), le modèle calcule une première zone de contraintes en compression au niveau du cordon de soudure. Ces niveaux élevés en compression s'expliquent par la transformation martensitique qui a lieu au refroidissement final et principalement à cause du changement de compacité lorsque l'austénite se transforme en martensite. Autour de cette zone, le modèle prédit une zone de fortes contraintes en traction, qui est due à un acier qui n'a pas subi de transformation de phase et qui s'est rétracté au moment du refroi-

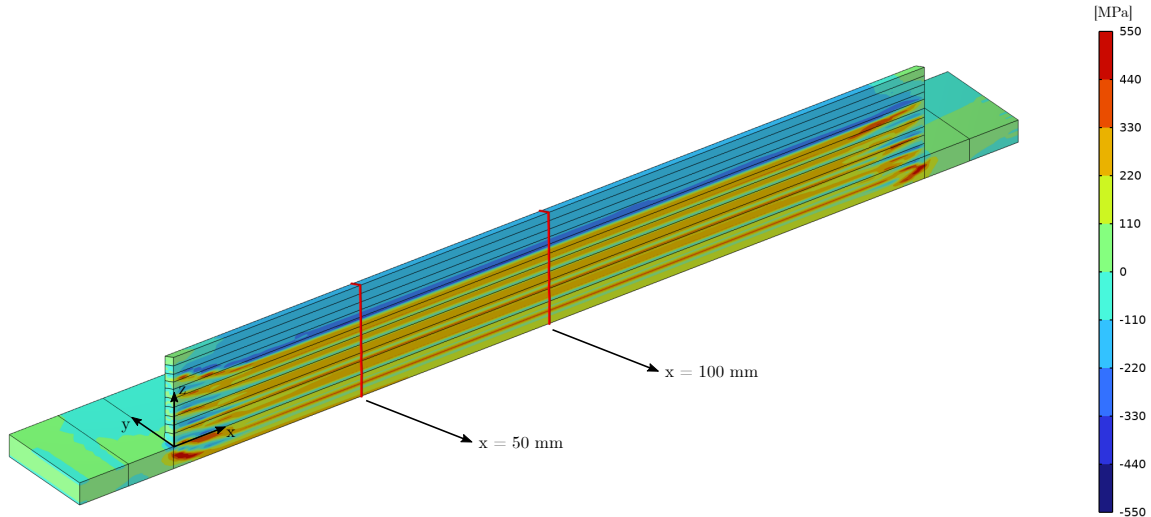
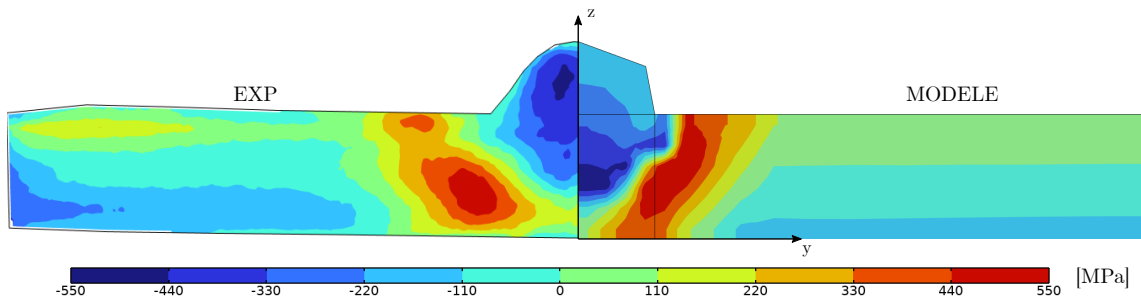


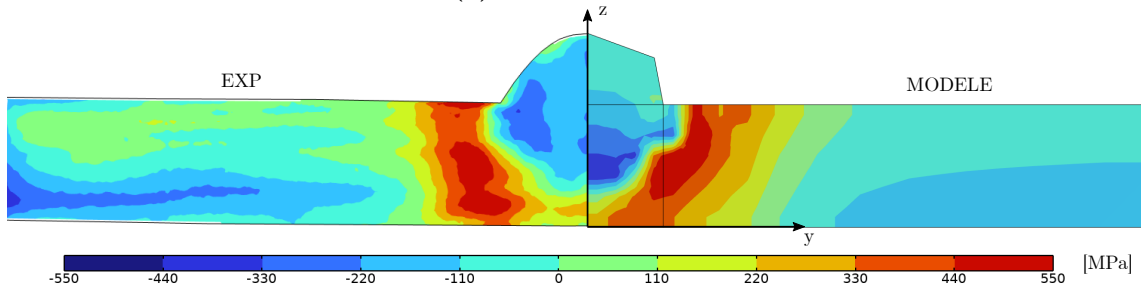
Figure 6.37 – Contraintes résiduelles longitudinales (σ_{xx}) à l'issue des dépôts (stratégie 10_SB_refroid) et positions des plans de coupe.

dissement final. Les niveaux de contraintes dans le reste du substrat sont globalement faibles et l'opération de fabrication additive n'engendre des contraintes résiduelles que dans une zone restreinte autour du cordon.

Pour la stratégie bridée (voir Figure 6.38b), les résultats du modèle sont identiques sauf au niveau du cordon de soudure. Les niveaux de contraintes en compression sont plus faibles. Lorsque la transformation martensitique s'effectue, la tôle bridée contraint le matériau. Le phénomène de plasticité de transformation est plus important et compense le changement de compacité entre phases, ce qui réduit les niveaux de contraintes en compression.



(a) Tôle semi-bridée.



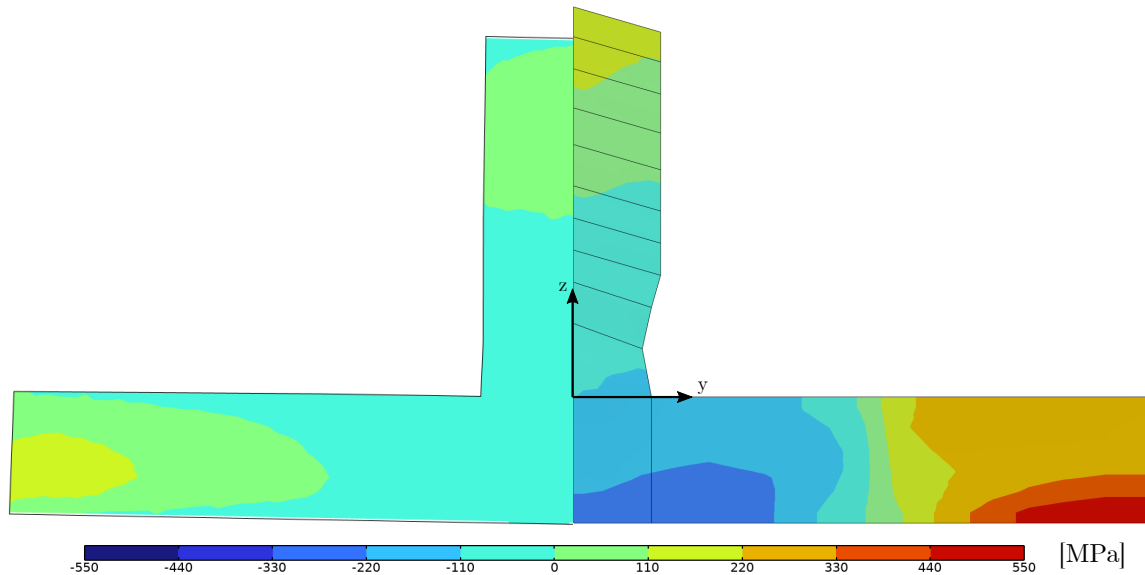
(b) Tôle bridée.

Figure 6.38 – Contraintes résiduelles longitudinales (σ_{xx}). Plan de coupe en $x = 100$ mm.

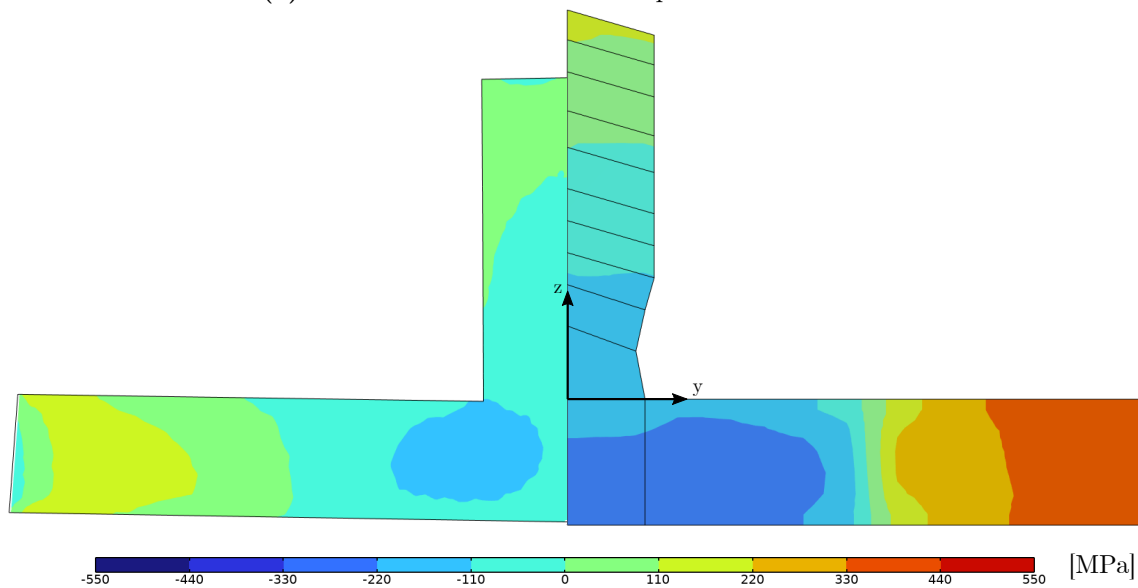
Les résultats du modèle sont globalement en accord avec les mesures expérimentales et l'effet du bridage est bien reproduit par le modèle. La répartition spatiale des contraintes de compression dans le cordon est différente entre les modèles et les essais. Elle peut s'expliquer

par un gradient de température qui n'est pas suffisamment bien décrit par le modèle ou par des défauts de découpe lors des mesures par la méthode du contour.

Nous présentons ensuite les cartographies de contraintes pour la stratégie de dépôts enchaînés (Figure 6.39).



(a) Tôle semi-bridée. Plan de coupe en $x = 100$ mm.



(b) Tôle bridée. Plan de coupe en $x = 50$ mm.

Figure 6.39 – Contraintes résiduelles longitudinales (σ_{xx}) pour la stratégie de dépôts enchaînés.

Pour la stratégie bridée, le calcul prédit une première zone de contraintes en traction en haut du mur, ce qui est en accord avec les mesures expérimentales. En bas du mur et dans le substrat sous le premier cordon, le modèle calcule une zone de contraintes en compression, en accord avec les mesures expérimentales, mais surestimée dans la partie la plus inférieure. Au niveau du substrat, dans la partie la plus éloignée des cordons, le modèle prédit une zone de contraintes en traction et qui est surestimée par rapport aux mesures expérimentales. Pour la stratégie semi-bridée, les résultats sont équivalents, avec des différences dans la zone du substrat la plus proche des cordons. Des contraintes de compression sont calculées sur une plus grande zone, ce qui semble en accord avec les mesures expérimentales. Pour cette stratégie de dépôts, les résultats

du modèle sont cohérents. Le modèle surestime les niveaux de contraintes en compression dans le substrat. C'est aussi dans cette zone du substrat que les mesures de dureté entre le modèle et les essais ne sont pas reproduites par le modèle (dureté de 380 HV pour le modèle contre 420/430 HV pour les essais), ce qui peut expliquer ces différences.

La Figure 6.40 présente les cartographies de contraintes pour la stratégie de dépôts avec refroidissement complet interpasse.

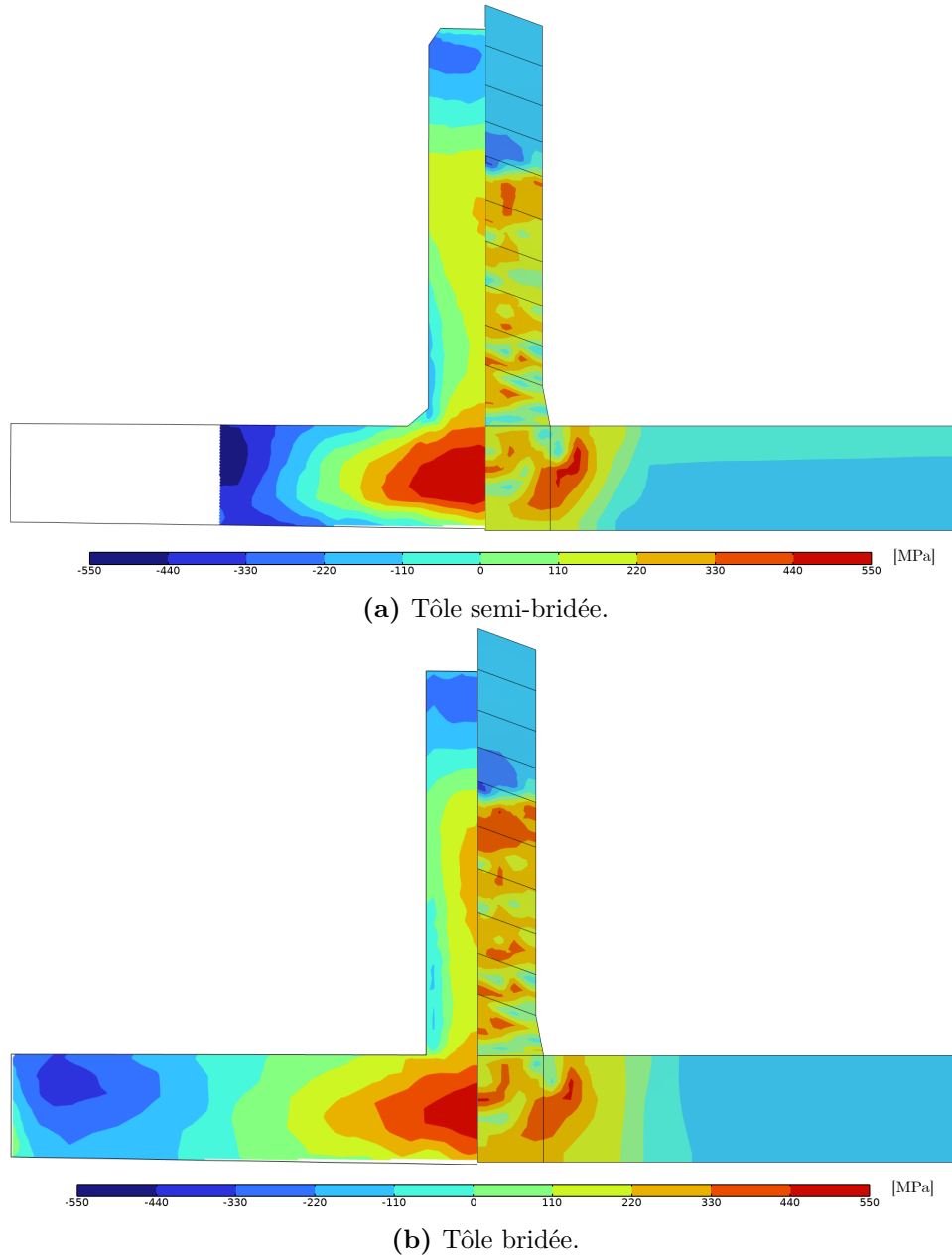


Figure 6.40 – Contraintes résiduelles longitudinales (σ_{xx}) pour la stratégie de dépôts enchaînés. Plan de coupe en $x = 100$ mm.

Pour les deux stratégies de bridage, les résultats sont globalement similaires. En haut du mur, une zone de contraintes en compression est présente. Une transformation martensitique a eu lieu dans cette zone au moment du refroidissement final. Cette zone de contraintes en compression est plus étalée suivant la hauteur en comparaison aux mesures expérimentales. Plus bas dans le mur et jusqu'au milieu du substrat, le modèle prédit une zone de contraintes en traction avec des alternances de forts gradients de contraintes. Ces zones sont la conséquence

du revenu de la martensite et sont typiques de l'effet multipasse que l'on peut retrouver en soudage. Au niveau des cartographies expérimentales, ces gradients ne sont pas visibles et on retrouve une zone lissée de contraintes en traction. Ces gradients ne sont pas visibles à cause de l'homogénéisation trop importante du champ de déplacements issu de la profilométrie. En effet, la découpe par électroérosion est très délicate pour les éprouvettes multi-dépôts et entraîne des défauts importants qui doivent être lissés pour obtenir une mesure de contrainte acceptable. Dans le reste du substrat, le modèle prédit une zone de faibles contraintes en compression. Les cartographies expérimentales révèlent des zones en compression plus importantes, qui ne sont pas supposées apparaître (la température dans ces zones est faible pendant les dépôts et il n'y pas de transformation martensitique possible). Nous pouvons attribuer ce phénomène aux défauts de la découpe par électroérosion qui se répercutent sur les cartographies. Également, nous n'avons pas mesuré l'état de contraintes résiduelles des tôles avant dépôt et il est possible que celles-ci ne soient pas totalement libres de contraintes.

Afin de mieux apprécier les résultats des modèles par rapport aux mesures de contraintes par la méthode du contour, nous analysons par la suite les contraintes résiduelles longitudinales suivant deux lignes de mesure (représentées Figure 6.41). Les valeurs de contraintes, à l'issue du refroidissement final et après débridage, sont extraites aux points d'intégration de chaque élément. Pour les mesures expérimentales, nous analysons les contraintes suivant ces deux mêmes lignes à gauche et droite du pseudo plan de symétrie.

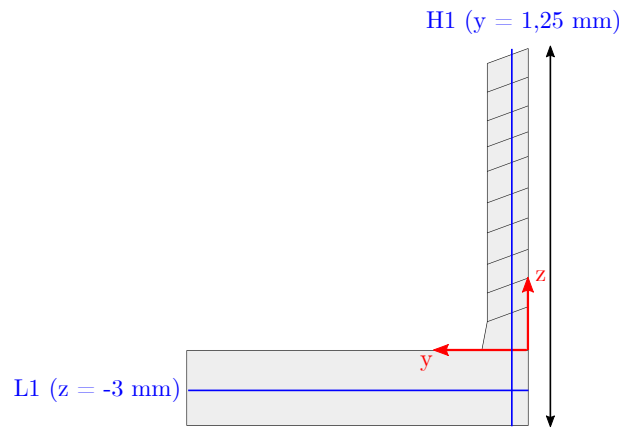


Figure 6.41 – Position de deux lignes de mesures des contraintes résiduelles longitudinales (σ_{xx}). La ligne de coupe est positionnée en $x = 100$ mm (à mi-longueur du substrat) ou en $x = 50$ mm pour la stratégie 10D_B_enchain.

Nous analysons tout d'abord les résultats pour les mono-dépôts (Figure 6.42). Les Figures 6.42a et 6.42b présentent les valeurs de contraintes résiduelles longitudinales suivant la hauteur du mur (ligne H1). Pour les deux stratégies de bridage, l'évolution tout comme les valeurs prédites par le calcul sont cohérentes avec les mesures expérimentales. On retrouve en bas du substrat ($z = -5$ mm) une zone en traction. En montant dans le mur, la contrainte passe par un maximum en compression en $z = -3$ mm (qui est surestimée de 200 à 300 MPa par le modèle) puis la contrainte de compression diminue progressivement. Ici, le bridage diminue légèrement les niveaux de contraintes en compression.

Les Figures 6.42c et 6.42d présentent les valeurs de contraintes résiduelles longitudinales suivant la largeur du substrat (ligne L1). Pour les deux stratégies de bridage, les tendances tout comme les valeurs caractéristiques sont globalement bien reproduites par le modèle. Dans le cordon de soudure ($y = 0$ mm), une forte contrainte de compression est présente à cause de la transformation martensitique qui a eu lieu au moment du refroidissement. Cette contrainte est surestimée de 150 à 200 MPa par le modèle. En s'éloignant du cordon, cette contrainte passe

par un maximum en traction (zone où il n'y a pas eu de transformation de phase mais où la température maximale atteinte est proche de Ac1 et donc où le matériau se rétracte fortement au moment du refroidissement). En s'éloignant, la contrainte diminue progressivement jusqu'à atteindre des niveaux faibles en compression.

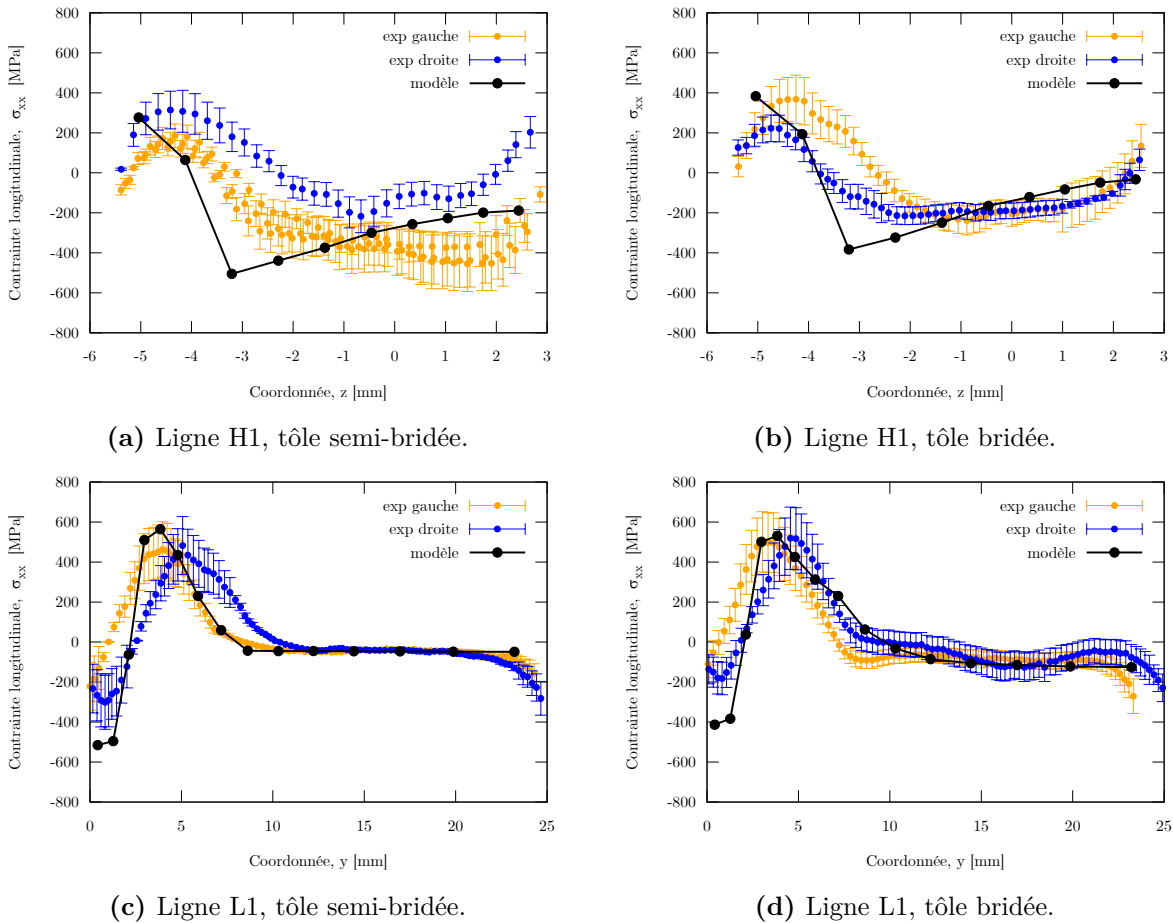


Figure 6.42 – Contraintes résiduelles longitudinales (σ_{xx}) pour les mono-dépôts.

Nous présentons ensuite une comparaison des résultats pour la stratégie de dépôts enchaînés. Les Figures 6.43a et 6.43b présentent les mesures de contraintes suivant la hauteur du mur (ligne H1) pour les deux stratégies de bridage. Pour cette stratégie de dépôts, les contraintes résiduelles dans le mur sont faibles et globalement inférieures à 100 MPa mais sont supérieures dans le substrat. Pour la tôle semi-bridée, le modèle reproduit bien la tendance ainsi que les valeurs de contraintes dans le mur mais surestime les contraintes de compression dans le substrat. Pour la tôle bridée, la tendance est équivalente mais les valeurs de contraintes en compression sont supérieures dans le mur et surestimées par le modèle.

Les Figures 6.43c et 6.43d présentent les valeurs de contraintes résiduelles longitudinales suivant la largeur du substrat (ligne L1). Les contraintes résiduelles sont également faibles. Des contraintes de compression sont visibles proches du cordon de soudure et ces contraintes passent en traction en s'éloignant du cordon. La tendance est bien reproduite par le modèle mais les niveaux de contraintes sont surestimés d'un facteur 2 environ. Ici aussi le bridage augmente les niveaux de contraintes résiduelles mais faiblement.

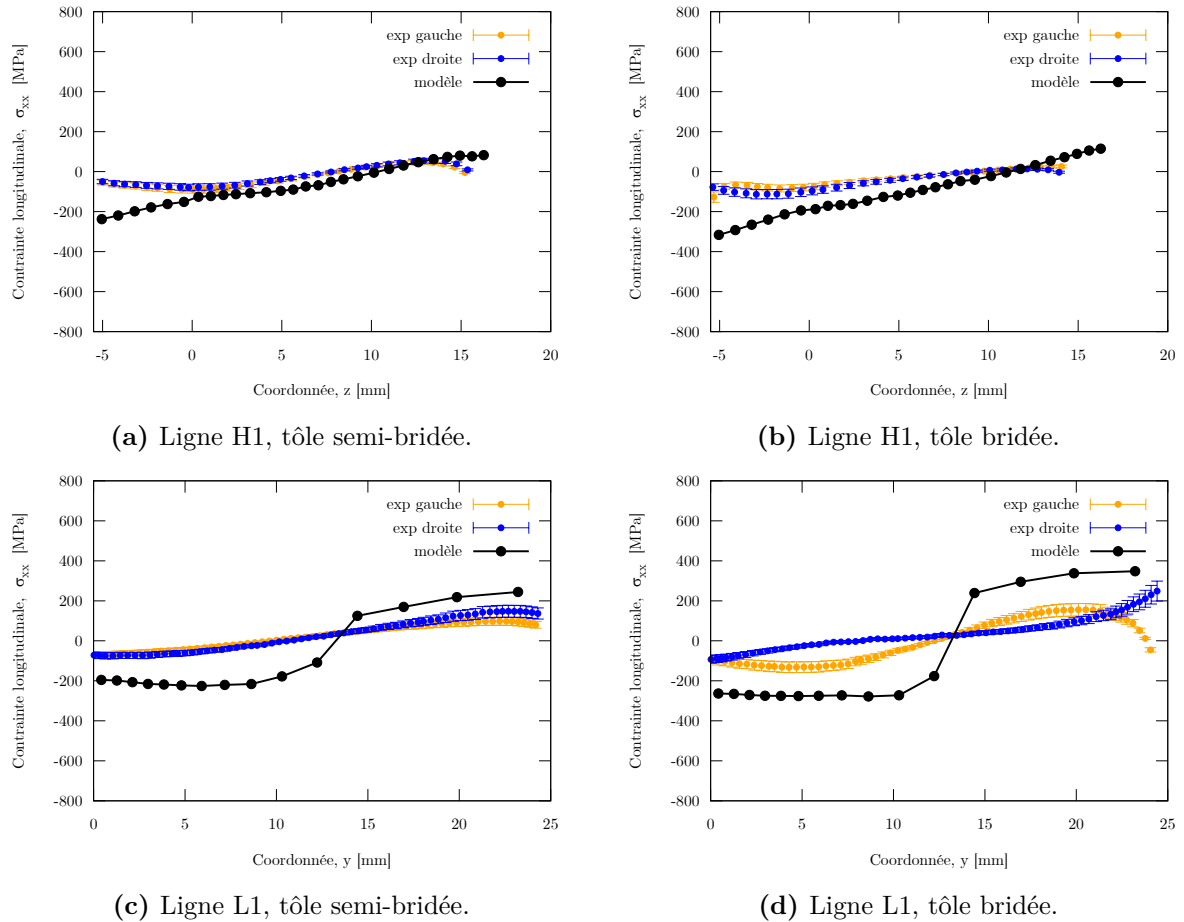


Figure 6.43 – Contraintes résiduelles longitudinales (σ_{xx}) pour la stratégie de dépôts enchaînés.

Enfin, nous présentons une comparaison des résultats pour la stratégie de dépôts avec refroidissement complet interpasse. Les Figures 6.44a et 6.44b présentent les valeurs de contraintes résiduelles suivant la hauteur du mur (ligne H1) pour les deux stratégies de bridage. En partant du bas du substrat ($z = -5$ mm) et en montant dans le mur, le modèle prédit une zone avec des pics successifs de contraintes en traction d'amplitudes variables. Cet effet est lié à l'aspect multi-passe du procédé de fabrication additif. De plus, les mesures expérimentales s'appuient sur un champ de déplacement (déterminé par profilométrie laser) trop lissé pour calculer des alternances de contraintes de ce type. Cependant, la contrainte moyenne en traction suit globalement bien les résultats du modèle numérique (sauf dans le substrat où la contrainte de traction est sous-estimée). Aux trois quarts du mur, la contrainte de traction passe en compression. Ici aussi, les résultats du modèle sont cohérents même si la transition est plus brutale pour le modèle. Le bridage a une influence relativement faible sur l'état de contraintes résiduelles.

Les Figures 6.44c et 6.44d présentent les valeurs de contraintes résiduelles longitudinales suivant la largeur du substrat (ligne L1). Les tendances sont globalement en accord avec les mesures par la méthode du contour, avec une sous-estimation de la contrainte de traction par le modèle au niveau du substrat ($y = 0$ mm). Cette différence dans cette zone peut s'expliquer par le lissage trop important du champ de déplacement issu de la profilométrie, qui ne permet pas de mesurer la baisse de contraintes.

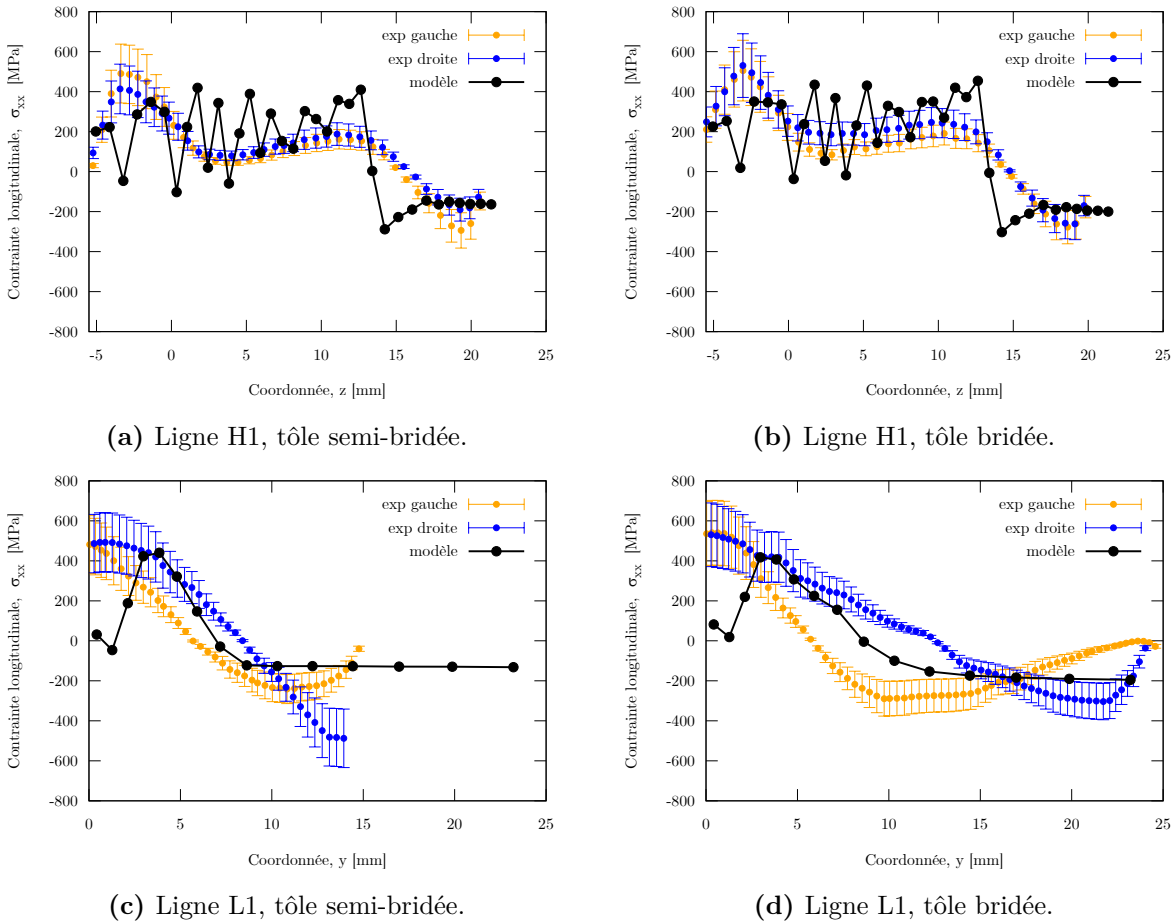


Figure 6.44 – Contraintes résiduelles longitudinales (σ_{xx}) pour la stratégie de dépôts avec refroidissement complet interpasse.

6.6.3 Bilan sur la modélisation mécanique

Un modèle mécanique, prenant en entrée les résultats des simulations thermique et métallurgique, a été développé. Les résultats en termes de déformations in situ et résiduelles sont mitigés. Le modèle repose sur des hypothèses trop fortes (apport de chaleur et comportement matériau) et n'est actuellement pas en mesure prédire finement les déformations résiduelles pour toutes les stratégies de dépôts et de bridage. En ce sens, des points d'amélioration qui ont été exposés précédemment, font partie des perspectives à ces travaux de thèse. En revanche, le modèle développé prédit globalement bien l'état de contraintes résiduelles en fonction de la stratégie de dépôts. Il a été montré que la stratégie de bridage ne modifiait pas significativement l'état de contraintes résiduelles (contrairement aux déformations résiduelles qui sont fortement influencées).

En conclusion l'approche retenue dans cette thèse semble suffire pour une prédiction raisonnable des contraintes résiduelles mais est insuffisante pour une prédiction correcte des déformations résiduelles. L'un des points préoccupants pour la prédiction des déformations résiduelles est la modélisation thermique du procédé faisant appel à une source de chaleur équivalente. Dans ce sens, nous avons développé une nouvelle méthode de modélisation multi-échelle, prenant en compte les écoulements à l'échelle du bain de fusion. Nous présentons cette méthodologie dans le chapitre suivant.

Chapitre 7

Modélisation multi-échelle avec transfert de champ

Résumé : Une modélisation multi-échelle est mise en place pour prédire l'état de déformations et de contraintes d'une pièce fabriquée sans utiliser de source équivalente de chaleur. Un premier modèle à l'échelle du bain de fusion est mis en place et les résultats sont utilisés en données d'entrée d'un modèle thermo-métallurgique et mécanique à l'échelle d'une pièce complète.

Sommaire

7.1	Présentation de la méthodologie	176
7.2	Modélisation thermo-hydrodynamique locale	176
7.2.1	Hypothèses	177
7.2.2	Équations du modèle	177
7.2.3	Géométrie et conditions aux limites	179
7.2.4	Maillage et résolution numérique	181
7.2.5	Résultats	182
7.3	Modélisation thermo-mécanique et métallurgique globale	184
7.3.1	Simulation thermique par changement d'échelle et transfert de champ	185
7.3.2	Simulation métallurgique	188
7.3.3	Simulation mécanique	190
7.4	Bilan sur la modélisation multi-échelle	193

"You see, there are still faint glimmers of civilization left in this barbaric slaughterhouse that was once known as humanity. Indeed that's what we provide in our own modest, humble, insignificant... oh, fuck it."

M. Gustave (Wes Anderson, The Grand Budapest Hotel, 2014)

La majorité des études numériques qui s'intéressent à la prédiction des déformations ou des contraintes résiduelles font des hypothèses fortes sur les transferts de chaleur et utilisent des termes sources équivalents pour représenter l'apport de chaleur. C'est le choix que nous avons fait au chapitre précédent. L'apport de chaleur représenté par le terme source doit être recalé à partir d'un nombre important d'observables. Ce travail de recalage, en plus de ne pas être précis d'un point de vue thermique, est très chronophage et ne s'applique en général que pour un jeu défini de paramètres procédé. Nous proposons ici une nouvelle méthode de modélisation multi-échelle qui s'appuie principalement sur les paramètres procédé sans utiliser de termes source équivalents, que nous présentons par la suite.

7.1 Présentation de la méthodologie

L'idée principale est de mettre au point un modèle couplant deux échelles et permettant d'exploiter les avantages de chaque échelle de modélisation (voir Figure 7.1). Une première échelle dite du bain fondu permet de calculer avec précision les transferts thermiques et la forme finale du cordon de soudure, principalement à partir des paramètres du procédé. Les résultats, qui sont le champ de température et la forme du cordon, sont utilisés en données d'entrée d'un modèle thermo-mécanique à l'échelle de la pièce entière. L'objectif principal que nous avons est de prédire l'état de contraintes et de déformations d'une pièce entière sans utiliser de terme source équivalent. La méthodologie est mise en place en modélisant un mono-dépôt d'acier 415 sur un substrat en acier 415 (cas expérimental 1D_SB).

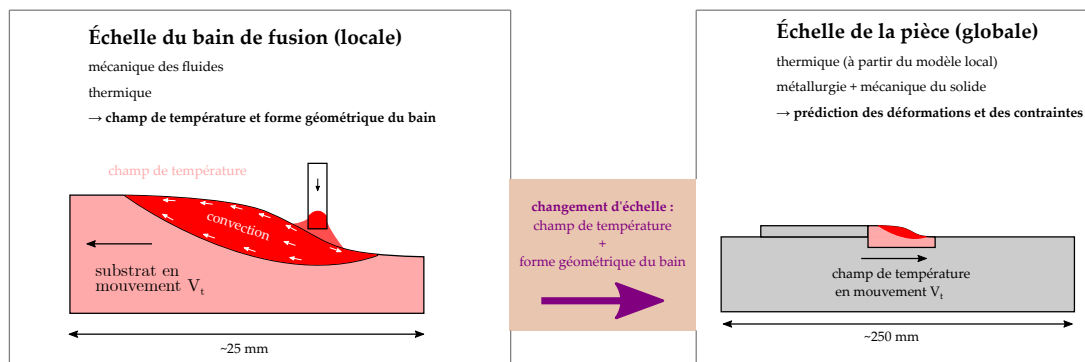


Figure 7.1 – Méthodologie de la modélisation multi-échelle avec transfert de champ.

7.2 Modélisation thermo-hydrodynamique locale

En phase initiale, nous avons eu l'idée de reprendre le modèle thermo-hydrodynamique développé par Cadiou [Cadiou, 2019] à l'IRDL. Il a mis au point un modèle complet 3D du procédé MAG-CMT appliqué au dépôt d'acier 304L en considérant un plasma d'arc composé d'un gaz inerte d'argon. Ce modèle prend en compte les principaux phénomènes du procédé MAG-CMT et est capable de simuler la mise en fusion de l'électrode, la chute des gouttes dans le bain ainsi que l'établissement du bain de fusion. Ce modèle reste encore difficile à manipuler et nous aurions dû modifier un nombre important de paramètres pour l'adapter à notre étude de dépôts en acier 415 où la vitesse de dévidage moyenne du fil est multipliée par 2,5, la fréquence de détachement des gouttes est multipliée par 5 et le plasma d'arc est composé d'un gaz actif Ar-CO₂, par rapport aux travaux de Cadiou. Nous avons donc fait le choix de mettre au point un nouveau modèle thermo-hydrodynamique simplifié. Étant donné le temps imparti, l'accent est ici porté sur la faisabilité de la méthodologie de transfert de champ et non pas sur la mise au point d'un modèle de bain fondu parfaitement représentatif du procédé MAG-CMT.

7.2.1 Hypothèses

Ainsi, nous faisons différentes hypothèses pour simplifier le problème. En premier lieu, l'électromagnétisme n'est pas résolu. Le chauffage par effet Joule et les forces de Lorentz sont ainsi négligés. De plus, le fil d'apport est modélisé, mais le mouvement de va-et-vient du fil, typique du procédé CMT, ainsi que la chute des gouttes dans le bain ne sont pas modélisés. Nous faisons l'hypothèse d'un dévidage continu de matière. Cette hypothèse a notamment été envisagée par Ravix [Ravix, 2022] et il a montré à partir d'images du fil d'apport que le mouvement de va-et-vient du fil d'apport pouvait être assimilé à une vitesse moyenne de dévidage (voir Figure 7.2).

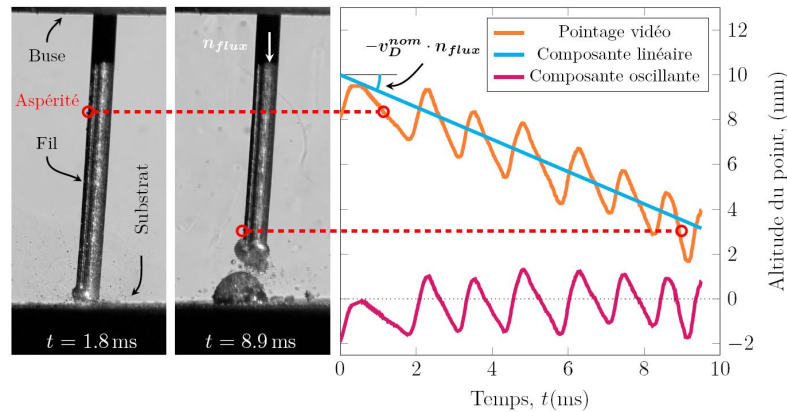


Figure 7.2 – Visualisation par caméra rapide du fil d'apport pendant le dépôt MAG-CMT. Le mouvement de va-et-vient du fil d'apport peut être assimilé à un dévidage continu de matière [Ravix, 2022].

En plus, les hypothèses suivantes sont formulées :

- la trajectoire de la torche de soudage est rectiligne. Pour réduire les temps de calcul, les équations sont formulées dans le repère de la source (le fil d'apport et la source de chaleur sont fixes et la matière est en défilement) ;
- la configuration expérimentale est symétrique et seule la moitié de la pièce est modélisée ;
- les fluides (gaz et metal) sont supposés incompressibles et newtoniens à cause de la méthode level set, formulée dans COMSOL selon ces hypothèses ;
- puisque le fluide est considéré comme incompressible, une force de flottabilité est introduite pour modéliser les effets de la convection naturelle ;
- par manque de connaissances et pour simplifier le problème au niveau numérique, l'effet Marangoni est négligé et seul l'effort normal de la tension de surface est pris en compte.

7.2.2 Équations du modèle

La modélisation à l'échelle du bain fondu a été présentée plus en détail à la section 2.2 et nous ne rappelons ici que les équations et les paramètres du modèle.

Le problème thermique est résolu par l'équation de la chaleur :

$$\rho C_p^{eq} \left(\frac{\partial T}{\partial t} + \vec{v} \cdot \text{grad}(T) \right) = \text{div} \left(\lambda \text{grad}(T) \right) + Q \quad (7.1)$$

L'apport de chaleur est modélisé par une condition de type Dirichlet. Une température de 2500 K est imposée dans un volume pour mettre en fusion l'extrémité du fil d'apport. Ce choix de température est arbitraire. Nous nous sommes basés sur la température des gouttes considérée par d'autres auteurs pour la simulation des procédés MIG/MAG comme Desmaison [Desmaison *et al.*, 2014].

Le problème de mécanique des fluides est résolu avec les équations de continuité (conservation de la masse) et de conservation de la quantité de mouvement, écrites pour un fluide incompressible :

$$\operatorname{div}(\vec{v}) = 0 \quad (7.2)$$

$$\rho \left[\frac{\partial \vec{v}}{\partial t} + \mathbf{grad}(\vec{v}) \cdot \vec{v} \right] = \operatorname{div} \left[-P \mathbf{Id} + \mu_{eq} \left(\mathbf{grad}(\vec{v}) + {}^t \mathbf{grad}(\vec{v}) \right) \right] + \vec{F}_v \quad (7.3)$$

$$\mu_{eq} = \mu_l f_l + \mu_s (1 - f_l) \quad (7.4)$$

$$\vec{F}_v = \vec{F}_{Gravite} + \vec{F}_{Flottabilite} + \vec{F}_{Darcy} + \vec{F}_{TS} \quad (7.5)$$

$$\vec{F}_{Gravite} + \vec{F}_{Flottabilite} = \rho(1 - \beta(T - T_{fus}))g \begin{pmatrix} 0 \\ 0 \\ -1 \end{pmatrix}_{\vec{x}, \vec{y}, \vec{z}} \quad (7.6)$$

$$\vec{F}_{Darcy} = -C \frac{(1 - f_l)^2}{f_l^3 + b} \begin{pmatrix} v_x \\ v_y \\ 0 \end{pmatrix}_{\vec{x}, \vec{y}, \vec{z}} \quad (7.7)$$

$$\vec{F}_{TS} = (\gamma \vec{n} \kappa) \delta(\phi) \quad (7.8)$$

avec f_l la fraction de phase liquide et v_x, v_y, v_z les composantes du champ de vitesse \vec{v} .

La méthode de la viscosité équivalente a été utilisée pour stopper les écoulements de la partie solide de l'acier dans tout le domaine (équation (7.4)). Pour le fil d'apport, cette méthode ne suffit pas (le fil a tendance à se déplacer dans la direction d'avancement de la torche). Une condition de Darcy est en plus utilisée pour bloquer le déplacement du fil dans toutes les directions, sauf dans la direction verticale de dévidage du fil (équation (7.7)).

De plus, la surface du bain de fusion, qui se déforme avec l'apport de matière, est traitée avec la méthode d'interface libre level set. L'équation de transport implémentée dans COMSOL Multiphysics qui permet de mettre à jour la position de l'interface est la suivante :

$$\frac{\partial \phi}{\partial t} + \vec{v}^* \cdot \vec{grad}(\phi) = \gamma_{ls} \operatorname{div} \left[\varepsilon_{ls} \vec{grad}(\phi) - \phi(1 - \phi) \frac{\vec{grad}(\phi)}{|\vec{grad}(\phi)|} \right] \quad (7.9)$$

$$\begin{cases} \vec{v}^* = \begin{pmatrix} v_x \\ v_y \\ v_z \end{pmatrix}_{\vec{x}, \vec{y}, \vec{z}} & \text{pour } T \geq T_{fus} \\ \vec{v}^* = \begin{pmatrix} v_t \\ 0 \\ 0 \end{pmatrix}_{\vec{x}, \vec{y}, \vec{z}} & \text{pour } T < T_{fus} \end{cases} \quad (7.10)$$

avec v_t la vitesse d'avancement de la torche.

Par rapport à la forme classique de l'équation de transport, un terme supplémentaire à droite de l'équation (7.9) est ajouté et apporte de la stabilité numérique à l'équation de transport. Dans ce terme, ε_{ls} représente l'épaisseur de l'interface et donc de la zone de transition entre les deux fluides (une épaisseur plus fine permet de mieux décrire l'interface au détriment de difficultés numériques et de problèmes de convergence qui apparaissent). Le deuxième terme γ_{ls} est un paramètre de réinitialisation de la méthode level set. S'il est trop petit, la méthode level set n'est pas assez souvent réinitialisée et l'épaisseur de l'interface n'est plus constante. S'il est trop grand, des erreurs de calcul s'accumulent et la position de l'interface est faussée.

Pour des raisons numériques (principalement à cause des mouvements non désirés de la

surface libre lorsque l'acier est solide, liés à la diffusion numérique), l'équation de transport est couplée au champ de vitesse \vec{v} de la mécanique des fluides uniquement lorsque le fluide dépasse la température de fusion. Lorsque la température est inférieure à celle de la fusion, l'équation de transport utilise la vitesse d'avance de la torche v_t (équations (7.10)).

Enfin, l'utilisation de la méthode level set nécessite de reformuler l'expression des propriétés matériaux du modèle à l'aide d'une loi de mélange, pour gérer le changement des propriétés en fonction de l'indice du milieu :

$$\rho = \rho_{gaz} + (\rho_{acier} - \rho_{gaz})\phi \quad (7.11)$$

La Figure 7.3 résume les principaux phénomènes physiques considérés pour le modèle de bain fondu.

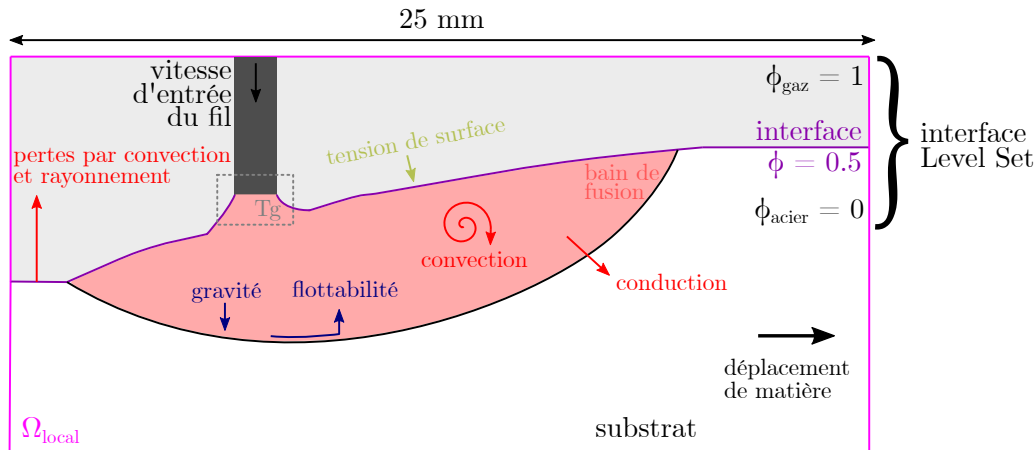


Figure 7.3 – Phénomènes physiques considérés pour le modèle de bain fondu. T_g représente le volume où la température de la goutte de 2500 K est imposée.

7.2.3 Géométrie et conditions aux limites

La Figure 7.5 présente la géométrie du modèle de bain fondu. Le modèle est constitué de deux premiers domaines Ω_1/Ω_2 où la mécanique des fluides et la thermique sont résolues et d'un troisième domaine Ω_3 où seule la thermique est résolue.

Les conditions aux limites du modèle sont présentées sur la Figure 7.4 et dans le Tableau 7.1.

Pour le problème de mécanique des fluides, la matière rentre par la surface AGHD (vitesse d'avancement V_t de la torche imposée) et sort par les surfaces $A^*B^*C^*D^*/B^*C^*B^{\#}C^{\#}/B^{\#}G^{\#}H^{\#}C^{\#}$ (pression relative de sortie p_0 nulle). Au niveau supérieur du domaine de calcul, une vitesse d'entrée du fil V_f est imposée sur la surface Γ_{fil} pour représenter l'apport de matière. Enfin, des conditions de glissement sont appliquées sur toutes les autres surfaces du domaines Ω_2 .

Pour le problème de transferts de chaleur, une température de 300 K est imposée sur les surfaces où la matière rentre dans le domaine (surfaces AKLJFD et ADA^*D^*). Des pertes par convection sont appliquées sur la surface $DFE^{\#}C^{\#}C^*D^*$ avec un coefficient d'échange h_{c1} élevé (échange gaz/gaz) et sur les surfaces $FJF^{\#}J^{\#}/KLL^{\#}K^{\#}$ avec un coefficient d'échange h_{c2} plus faible (échange gaz/acier). De plus, des pertes par rayonnement sont appliquées sur les surfaces $FJF^{\#}J^{\#}/KLL^{\#}K^{\#}$. Enfin, une condition de continuité des flux de chaleur et du champ de température est appliquée au niveau de la surface $FHH^{\#}F^{\#}$.

Les conditions initiales du problème de mécanique des fluides sont une vitesse nulle et une pression relative nulle dans le domaine Ω_1 et une vitesse $v_x = V_t$ et une pression relative nulle dans le domaine Ω_2 . Pour le problème thermique, une température initiale $T_0 = 300$ K est

imposée sur les trois domaines $\Omega_1/\Omega_2/\Omega_3/$. Enfin, pour la méthode level set, $\phi = 1$ dans le domaine Ω_1 (fil exclu) et $\phi = 0$ dans les domaines Ω_1 (uniquement le fil d'apport) et Ω_2 .

Les propriétés matériaux utilisées et les paramètres du modèle sont récapitulés dans le Tableau 7.2.

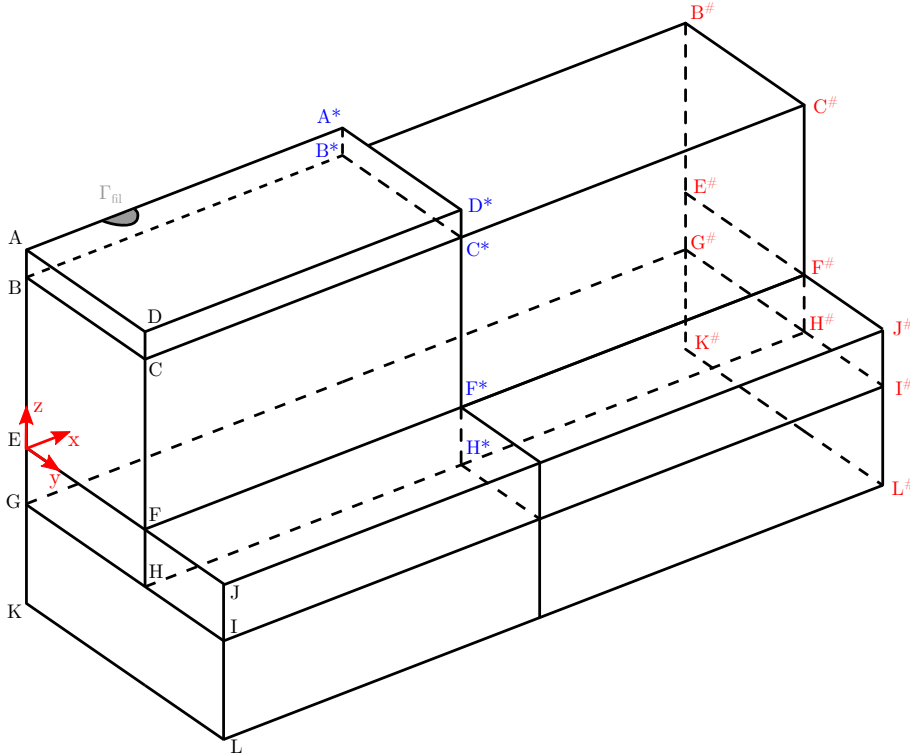


Figure 7.4 – Conditions aux limites du modèle de bain fondu.

Surface	Transferts de chaleur	Mécanique des fluides
AGHD	$T = 300 \text{ K}$	$v_x = V_t$
GKLJFH	$T = 300 \text{ K}$	-
$A^*B^*C^*D^*/B^*C^*B^\#C^\#/B^\#G^\#H^\#C^\#$	$-\vec{n} \cdot \vec{q} = 0$	$p = p_0$
ADD*A*	$T = 300 \text{ K}$	-
Γ_{fil}	$T = 300 \text{ K}$	$v_z = -V_f$
DFE#C#C*D*	$-\vec{n} \cdot \vec{q} = h_{c1}(T - T_0)$	$\vec{v} \cdot \vec{n} = 0$
FJF#J#/KLL#K#	$-\vec{n} \cdot \vec{q} = h_{c2}(T - T_0) + \sigma_{SB}\epsilon(T^4 - T_0^4)$	-
FHH#F#	Continuité flux + température	$\vec{v} \cdot \vec{n} = 0$
Autres surfaces	$-\vec{n} \cdot \vec{q} = 0$	$\vec{v} \cdot \vec{n} = 0$

Tableau 7.1 – Conditions aux limites du modèle de bain fondu.

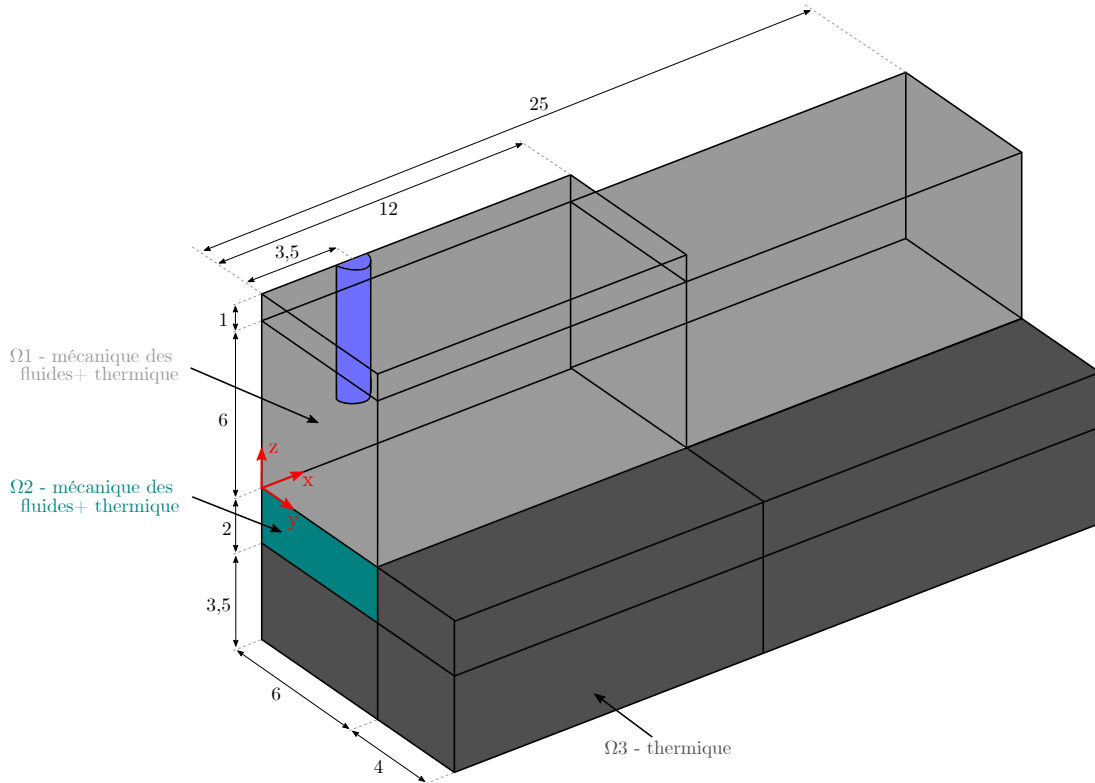


Figure 7.5 – Géométrie du modèle de bain fondu. Dimensions en mm.

Propriété	Symbole	Valeur
Conductivité thermique solide/liquide/gaz	$\lambda_{s/l/g}$ [$\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$]	$\lambda(T)$ Fig. 4.6/15/0,1
Masse volumique solide/liquide/gaz	$\rho_{s/l/g}$ [$\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$]	$\rho(T)$ Fig. 4.5b/7300/1
Capacité thermique massique solide/liquide/gaz	$Cp_{s/l/g}$ [$\text{J}\cdot\text{kg}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$]	$Cp(T)$ Fig. 4.5a/680/500
Chaleur latente de fusion	L_f [$\text{kJ}\cdot\text{kg}^{-1}$]	260
Température de solidus/liquidus	T_s/T_l [K]	1723/1773
Température de fusion	T_{fus} [K]	1748
Coefficients d'échange convectif	h_{c1}/h_{c2} [$\text{W}\cdot\text{m}^{-2}\cdot\text{K}^{-1}$]	100/8
Émissivité	ε	0,25
Viscosité dynamique solide/liquide/gaz	$\mu_{s/l/g}$ [Pa.s]	1000/5.10 ⁻³ /0,1
Coefficient de tension de surface	γ [$\text{N}\cdot\text{m}^{-1}$]	1,8 [Su <i>et al.</i> , 2005]
Coefficients de la condition de Darcy	C [$\text{Pa}\cdot\text{s}\cdot\text{m}^{-2}$]/b	1.10 ⁸ /1.10 ⁻³
Coefficient de dilatation thermique	β [K^{-1}]	1.10 ⁻⁴
Vitesse de dévidage du fil d'apport	V_f [m/min]	7
Vitesse d'avance de la torche	V_t [cm/min]	45
Paramètre de réinitialisation level set	γ_{ls} [$\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$]	1,5
Paramètre de contrôle de l'épaisseur de l'interface	ε_{ls} [m]	9.10 ⁻⁵

Tableau 7.2 – Propriétés thermo-physiques et paramètres du modèle de bain fondu.

7.2.4 Maillage et résolution numérique

Les deux domaines Ω_1 et Ω_2 sont maillés avec des hexaèdres linéaires de 180 μm . Le domaine Ω_3 est maillé avec des tétraèdres à interpolation linéaire de 1 mm.

Les trois physiques du modèle sont résolues avec un solveur ségrégué de COMSOL. Sur un pas de temps, la mécanique des fluides, la thermique et la méthode level set itèrent de manière séquentielle jusqu'à obtenir une convergence globale des trois physiques. Pour la mécanique des fluides et la méthode level set, un solveur itératif GMRES (Generalized Minimum RESidual) est

utilisé. Pour la thermique, un solveur direct PARDISO est utilisé. La gestion du pas de temps est réalisée par le solveur temporel alpha généralisé avec un pas de temps fixé à 1.10^{-3} s. Les temps de calcul sur 8 cœurs (avec 128 GO de RAM disponibles) sont d'environ 50 h pour simuler 5,5 secondes de dépôt.

7.2.5 Résultats

Nous présentons tout d'abord le champ de température ainsi que l'évolution de la forme géométrique du cordon pendant toute la phase de dépôt (voir Figure 7.6). À $t = 0,03$ s, le fil d'apport est mis en fusion grâce à la condition de température imposée et une goutte de métal fondu se forme au bout du fil. À $t = 0,12$ s, la goutte entre en contact avec le substrat, dans une zone restreinte autour du fil d'apport. Avec le déplacement de la torche (représenté par un défilement de matière), le métal en fusion est progressivement évacué à l'arrière du fil d'apport. À $t = 5,5$ s, un régime quasi-stationnaire est atteint. Il n'y a plus d'évolution notable, que ce soit au niveau de la géométrie du bain ou du champ de température.

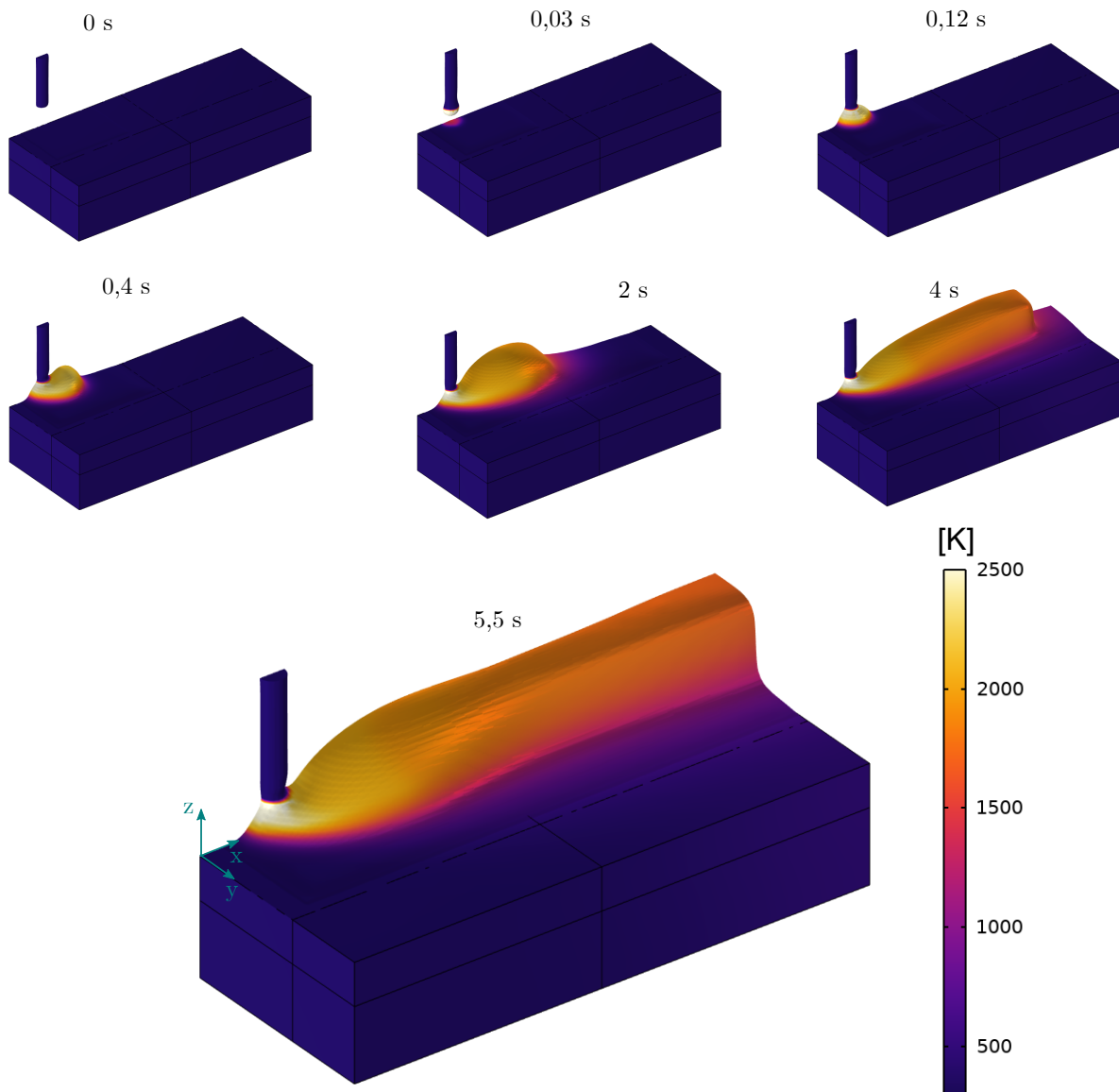
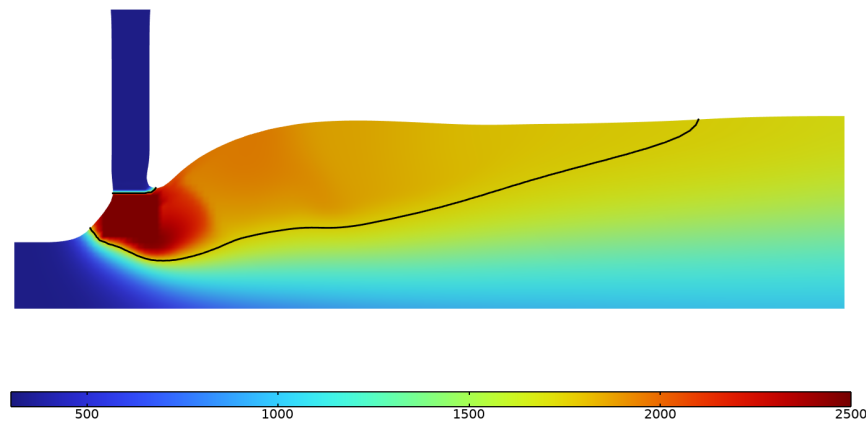


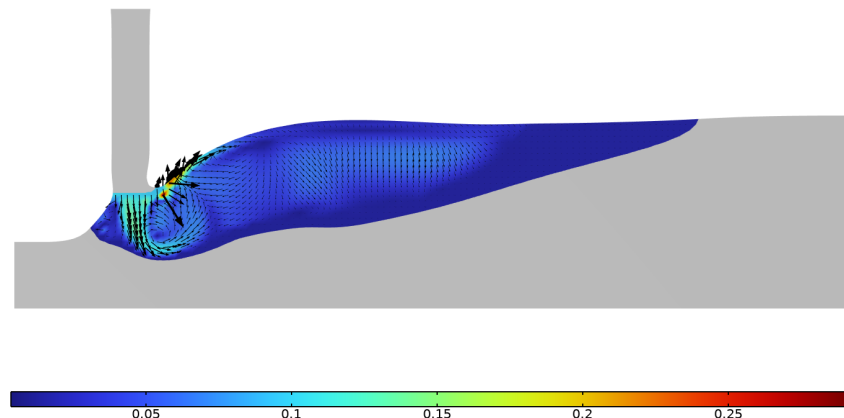
Figure 7.6 – Champ de température au cours du dépôt.

La Figure 7.7 présente le champ de température du bain et le champ de vitesse à $t = 5,5$ s.

Les vitesses d'écoulement maximales se situent dans la zone de dévidage du fil d'apport.



(a) Champ de température [K]. La ligne noire délimite la zone de fusion.



(b) Norme du champ de vitesse [m/s].

Figure 7.7 – Résultats du modèle de bain fondu à $t = 5,5$ s.

Une première validation des résultats du modèle est faite sur la géométrie finale du cordon de soudure. La Figure 7.8 présente la forme géométrique du cordon prédite par le modèle avec une comparaison aux limites de la zone fondue de la macrographie (issue des résultats d'attaque chimique présentés en section 3.3.4). Plusieurs différences sur la forme du cordon prédite par le modèle sont visibles. Tout d'abord, la hauteur du cordon n'est pas bien prédite et est surestimée de 0,5 mm pour $y = 0$ mm. Également, la pénétration du bain de fusion est fortement sous-estimée. Au maximum (en $y = 0$ mm), la pénétration du modèle vaut 0,6 mm contre presque 2 mm pour l'expérience. Le manque de pénétration du bain fondu peut s'expliquer par la trop grande simplicité du modèle. Ici, le dévidage continu de matière est le principal moteur d'écoulement. Le fait de négliger la pénétration du fil d'apport et la chute des gouttes dans le bain, ainsi que les forces de Lorentz peut expliquer le manque de pénétration du modèle. Également, la largeur, tout comme la forme du cordon, ne sont pas bien prédites. Ici aussi, le modèle est simplifié et ne permet pas de reproduire la forme générale du cordon (effet Marangoni négligé, pas d'écoulements gazeux, source de chaleur qui repose sur un choix arbitraire et pas de rayonnement de l'arc).

En complément, nous comparons également les largeur et longueur du bain de fusion issues du modèle (Figure 7.9). Pour rappel, les mesures de longueur de bain ont été réalisées à partir des images de la caméra rapide, qui ont été présentées en section 3.3.2. La longueur du bain prédite par le modèle est de 18,3 mm contre 17,1 mm pour l'expérience. La largeur de bain est aussi surestimée de 0,7 mm par le modèle. À l'exception de la pénétration (et dans une

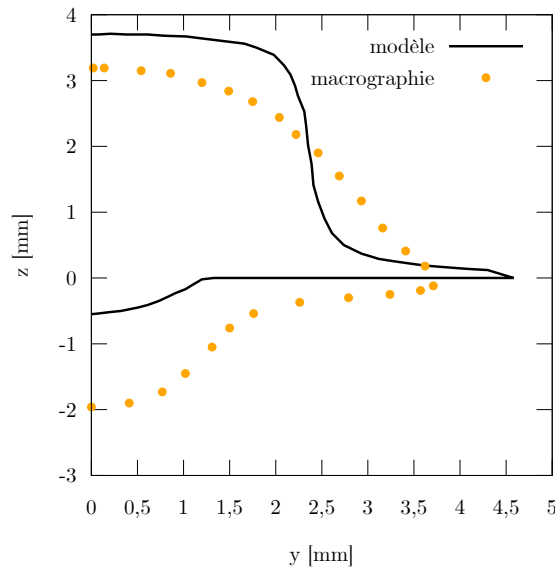


Figure 7.8 – Forme géométrique finale du cordon de soudure et comparaison aux limites de la zone fondue issues des macrographies.

moins la mesure la largeur du cordon), les autres dimensions du bain de fusion sont globalement cohérentes par rapport aux mesures expérimentales. Malgré ce manque de pénétration, nous décidons de continuer le développement de la méthodologie de transfert de champ par un calcul thermique à l'échelle de pièce entière, que nous présentons dans la section suivante.

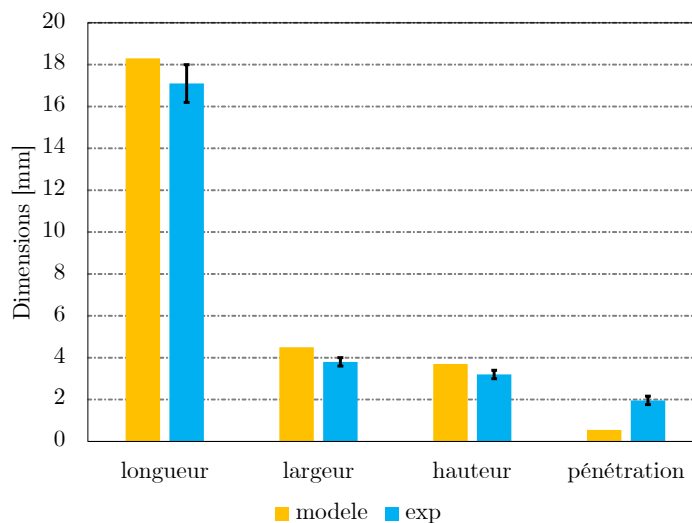


Figure 7.9 – Dimensions du bain de fusion calculées par le modèle et comparaison aux mesures expérimentales.

7.3 Modélisation thermo-mécanique et métallurgique globale

Le calcul à l'échelle du bain de fusion nous donne comme résultats le champ de température pendant toute la phase du dépôt, du début jusqu'à atteindre un régime quasi-stationnaire. Nous obtenons également sur cet intervalle de temps les dimensions du cordon de soudure qui évoluent. Nous présentons par la suite les outils numériques qui permettent de mettre en place un modèle thermique « global » à l'échelle de la pièce complète.

7.3.1 Simulation thermique par changement d'échelle et transfert de champ

Principe du transfert de champ

Nous traitons en premier lieu le transfert du champ de température du modèle de bain fondu vers le modèle de la pièce. La première étape utilise l'opérateur extrusion générale de COMSOL. Cet opérateur permet de faire correspondre une variable ou un ensemble de variables d'un modèle à un autre. Dans notre cas, le champ de température du bain de fusion que nous notons $T_{local}(x, y, z)$ est considéré. Si ce champ $T_{local}(x, y, z)$ est défini dans le modèle global (intérieur du rectangle bleu Figure 7.10), l'opérateur va faire correspondre la température du champ $T_{local}(x, y, z)$ aux nœuds du modèle global de mêmes coordonnées spatiales. S'il n'y a pas de correspondance (en dehors du rectangle bleu Figure 7.10), l'opérateur n'effectue aucun transfert sur le champ de température. Dans ce cas-là, COMSOL résout l'équation de la chaleur comme un problème classique de conduction. Afin de déplacer le champ de température, les coordonnées x sont définies en fonction de la vitesse d'avance de la torche. Le champ de température du modèle local s'exprime alors comme $T_{local}(x + x_0 + V_t \times t, y, z)$ avec x_0 la position initiale du champ et V_t la vitesse d'avance de la torche. Pour les 5,5 premières secondes de dépôts, la variable de temps t du champ $T_{local}(x + x_0 + V_t \times t, y, z)$ est imposée en fonction du temps simulé (pour prendre en compte l'effet de départ). Après 5,5 s, la variable de temps est fixée à 5,5 s (le champ de température du modèle local à $t = 5,5$ s est imposé jusqu'à la fin du dépôt).

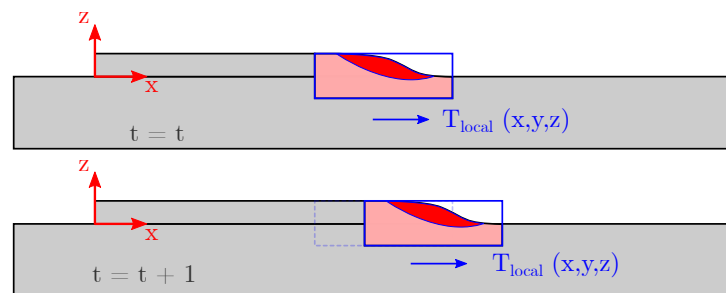


Figure 7.10 – Transfert du champ de température du modèle de bain fondu (local) vers le modèle à l'échelle de la pièce (global).

L'apport de matière est traité avec l'activation de propriétés de COMSOL, présentée en détail en section 6.4.4. L'opérateur extrusion générale est utilisé de la même manière que pour le champ de température. Ici, nous définissons le champ $\phi(x + x_0 + V_t \times t, y, z)$ (qui permet de différencier l'acier de la partie gazeuse dans le modèle local) pour définir les propriétés matériaux du modèle global. Si la variable ϕ est nulle, les propriétés réelles de l'acier sont affectées. Si $\phi = 1$, des propriétés affaiblies sont affectées (identiques aux propriétés affaiblies utilisées au chapitre précédent). De plus, l'apport de matière est traité comme un phénomène non réversible. Si des éléments ont été activés à un moment du calcul et qu'il n'y a plus de correspondance entre le champ $\phi(x + x_0 + V_t \times t, y, z)$ et les nœuds du modèle global, les éléments conservent les propriétés de l'acier. Enfin, le fil d'apport du modèle local est exclu du champ $\phi(x + x_0 + V_t \times t, y, z)$, principalement pour éviter des problèmes de convergence numérique.

Mise à part la modélisation de l'apport de chaleur et de matière, les paramètres du modèle thermique sont identiques à ceux du modèle thermique présenté au chapitre précédent. Les temps de calcul sur 8 cœurs sont de 50 minutes pour la modélisation d'un mono-dépôt suivi d'un refroidissement de 2500 s.

Résultats de la modélisation thermique globale

Nous comparons en premier lieu les champs de température et les limites de zones fondues du modèle local et du modèle global (voir Figure 7.11). Globalement, les profils de température

sont conservés après le transfert de champ. Des différences sont présentes, notamment au niveau des limites de zone fondue ou du champ de température dans les zones les plus chaudes proches de 2500 K. Elles peuvent s'expliquer par une perte d'information liée à la différence de taille de mailles entre les modèles (180 μm pour le modèle local et 500 μm pour le modèle global). En complément, la Figure 7.12 présente une vue plus générale des résultats de la simulation thermique en cours de dépôt.

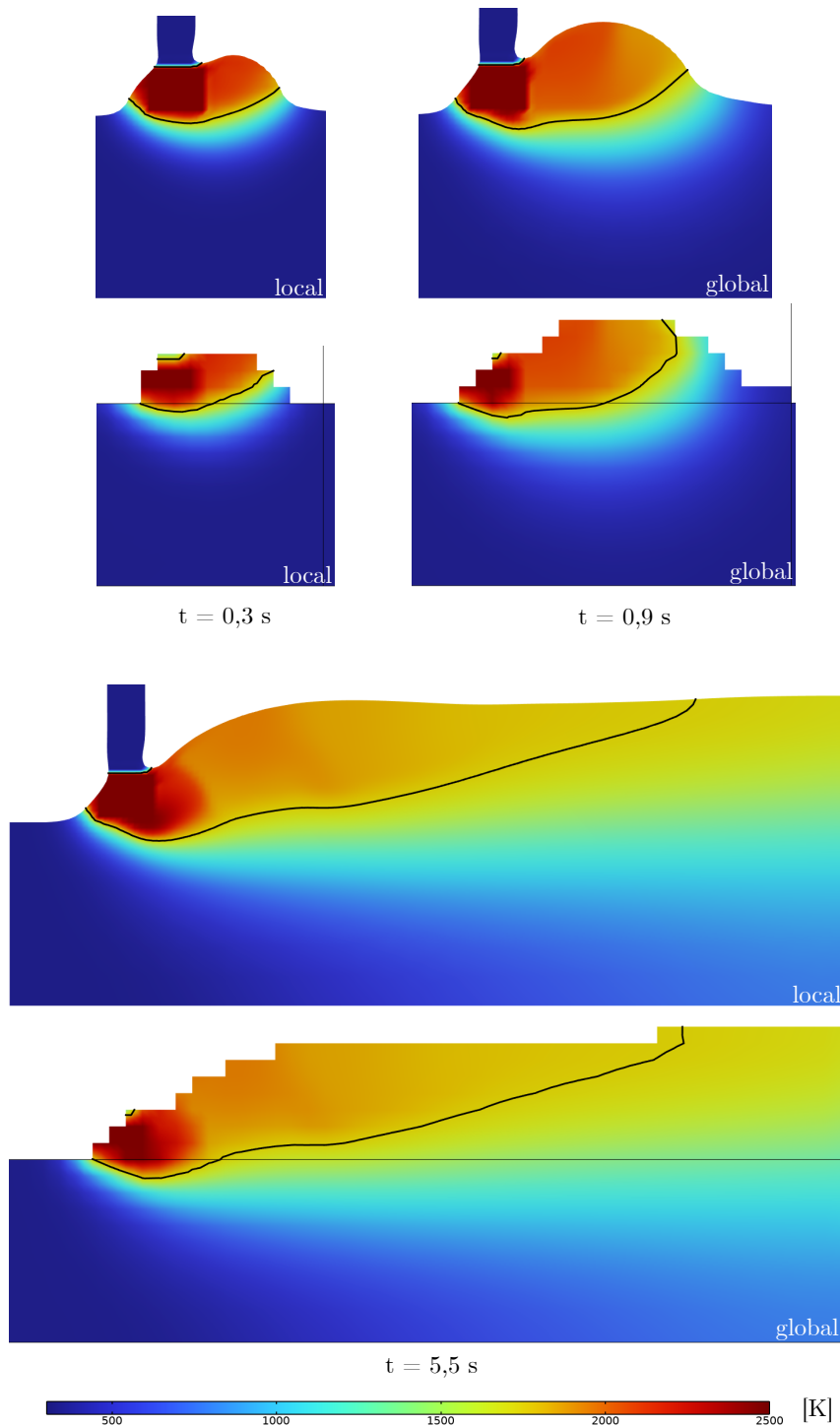


Figure 7.11 – Comparaison des champs de température issus du modèle local (échelle du bain fondu) et du modèle global (échelle de la pièce).

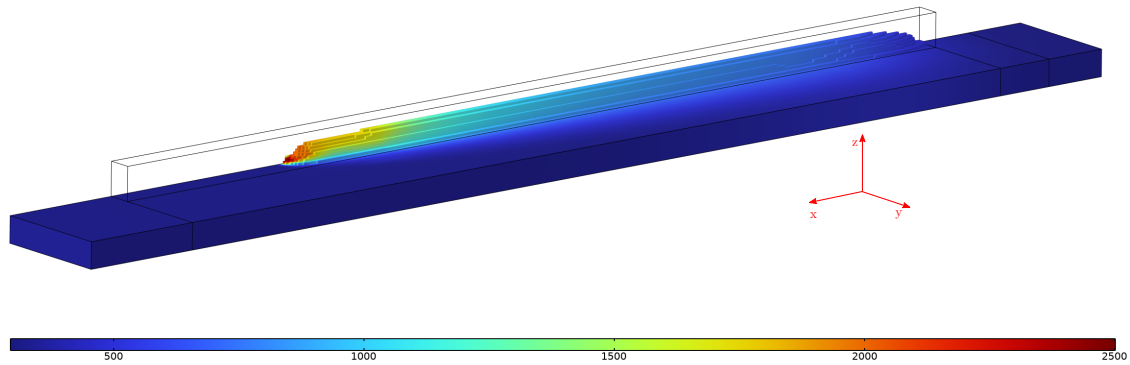


Figure 7.12 – Température [K] du modèle global à $t = 20,6$ s.

Nous présentons ensuite une comparaison des températures du modèle global aux mesures expérimentales de température réalisées par thermocouple. En plus, nous comparons les résultats de la simulation thermique réalisée avec une source équivalente qui a été présentée au chapitre précédent.

Pour tous les thermocouples (dans une moindre mesure pour le TC A8), les températures du modèle thermique avec transfert de champ sont sous-estimées. La température maximale est inférieure de 310 °C pour le TC P0, de 220 °C pour le TC P2, de 160 °C pour le TC A0 et de 40 °C pour le TC A8. Nous identifions deux causes principales qui expliquent ces différences importantes.

La première cause concerne les hypothèses de modélisation du modèle de bain fondu. Ces hypothèses trop fortes (chute de la goutte et forces de Lorentz négligées) ne permettent pas d'obtenir de bons résultats sur la forme du bain de fusion et en particulier sur la pénétration. Le manque de pénétration du modèle de bain de fusion ne permet pas de retranscrire correctement l'évolution du champ de température pour les thermocouples les plus proches de la zone fondue.

La deuxième cause concerne la taille et la température du volume où la température de 2500 K est imposée (choix de température arbitraire). Des études complémentaires sont à réaliser pour estimer l'énergie apportée, qui est ici probablement sous-estimée.

Une troisième cause concerne la méthode de transition d'échelle. Nous avons ici choisi de transférer directement le champ de température d'une échelle de modélisation à l'autre. En effet, la variable que COMSOL cherche à obtenir quand l'équation de la chaleur est résolue, est la température. Il est donc plus aisé d'imposer un champ de température. Cependant, il y a une perte d'information pendant la transition d'échelle (principalement due à la différence de taille d'éléments finis) que nous n'avons pour le moment pas quantifiée. Une autre méthode de transition d'échelle serait d'identifier les flux de chaleur du bain de fusion et de les imposer sous la forme d'un terme source dans le modèle à l'échelle de la pièce. À ce stade, nous n'avons pas trouvé les outils numériques dans COMSOL pour réaliser le transfert d'échelle de cette manière et il s'agit d'une des perspectives en vue d'améliorer la méthodologie de modélisation multi-échelle.

Malgré tout, nous utilisons les résultats de la simulation thermique à l'échelle globale pour mettre au point la modélisation métallurgique, que nous présentons par la suite.

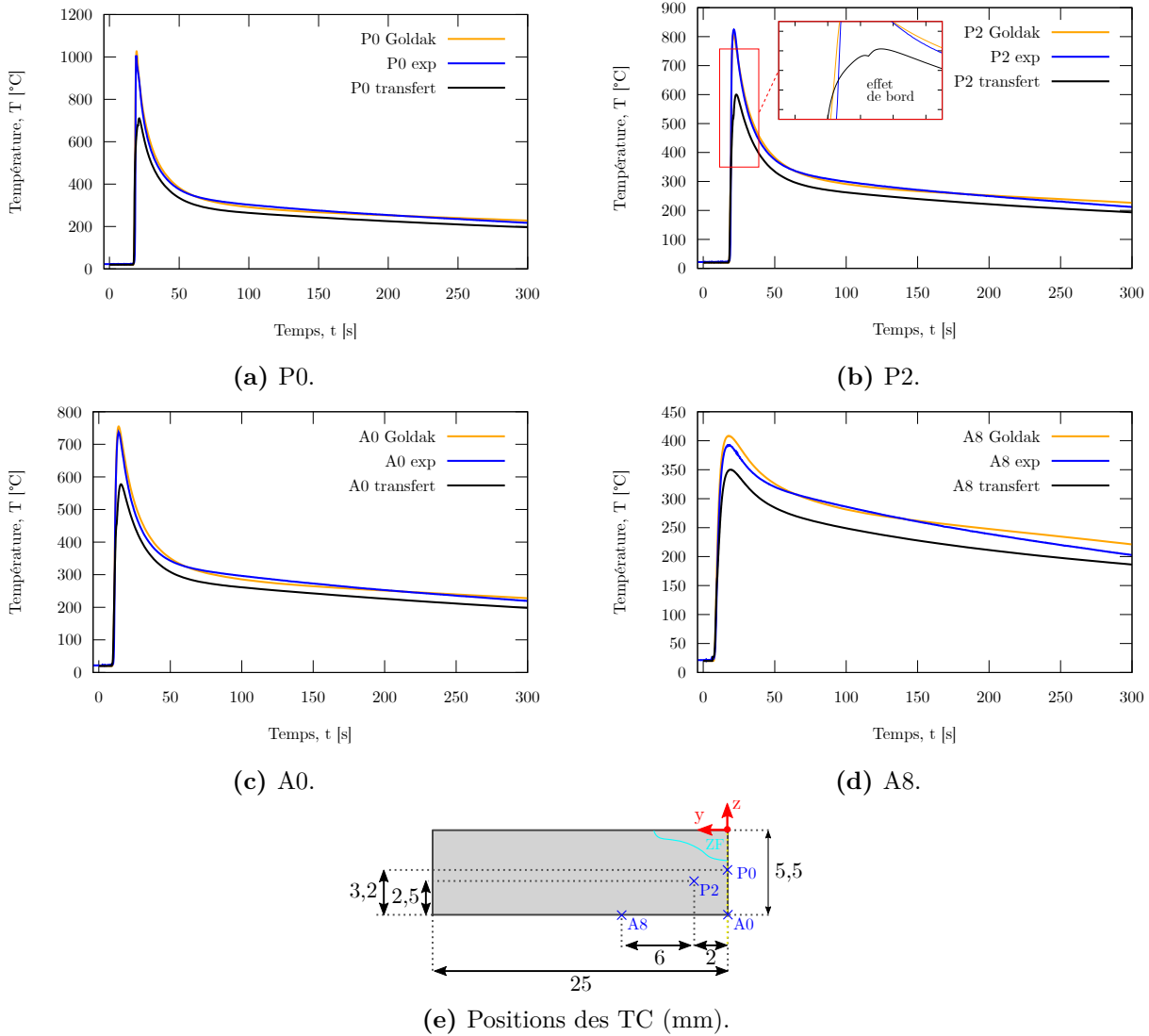


Figure 7.13 – Comparaison des températures issues du modèle thermique avec une source équivalente de Goldak, du modèle thermique avec transfert de champ et des mesures par thermocouples.

7.3.2 Simulation métallurgique

La modélisation métallurgique reprend en totalité tous les éléments présentés en section 6.5. Le champ de température du modèle global est utilisé en donnée d'entrée pour calculer l'évolution des proportions de phases. Les temps de calcul sur 8 cœurs sont de 18 heures.

La Figure 7.14 présente les résultats en termes de proportions de phases métallurgiques. Pour les deux méthodes de modélisation, les transformations métallurgiques sont localisées au niveau du cordon de soudure et dans une petite zone du substrat en dessous du cordon. La taille de la zone affectée thermiquement est cependant plus réduite pour la modélisation multi-échelle et s'explique par la modélisation thermique utilisée en donnée d'entrée. Les champs de température de la modélisation multi-échelle sont fortement sous-estimés et ont donc une influence importante sur le calcul métallurgique final.

Pour mieux apprécier les résultats, nous comparons le calcul de dureté des modèles aux mesures expérimentales de dureté. Le calcul de dureté est identique à celui présenté en section 6.2. Les résultats sont présentés Figure 7.15. Le modèle avec une source équivalente reproduit

convenablement les mesures de dureté. Il prédit une zone homogène en dureté de 380 HV environ qui correspond à la zone de martensite de trempe et une zone homogène de 290 HV, qui correspond au matériau de base non affecté. Les résultats de la modélisation multi-échelle sont moins bons. La zone de forte dureté de 380 HV est plus réduite. Ce résultat permet d'apprécier les conséquences d'un champ de température qui est sous-estimé pour la modélisation d'un procédé de fabrication additive.

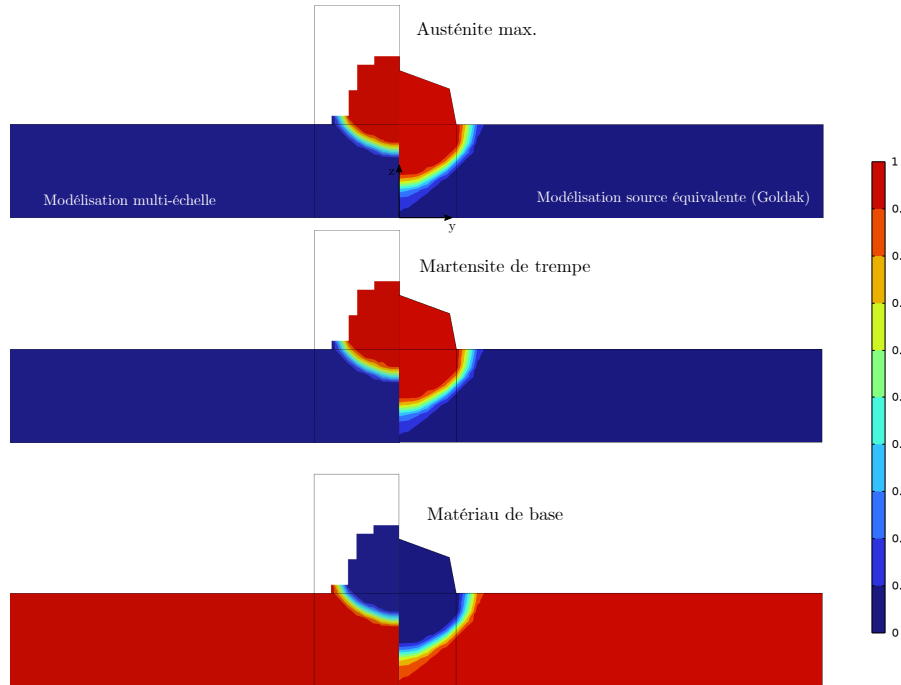


Figure 7.14 – Proportions de phases calculées par le modèle métallurgique à partir de la modélisation thermique avec une source équivalente (Goldak) et de la modélisation thermique multi-échelle.

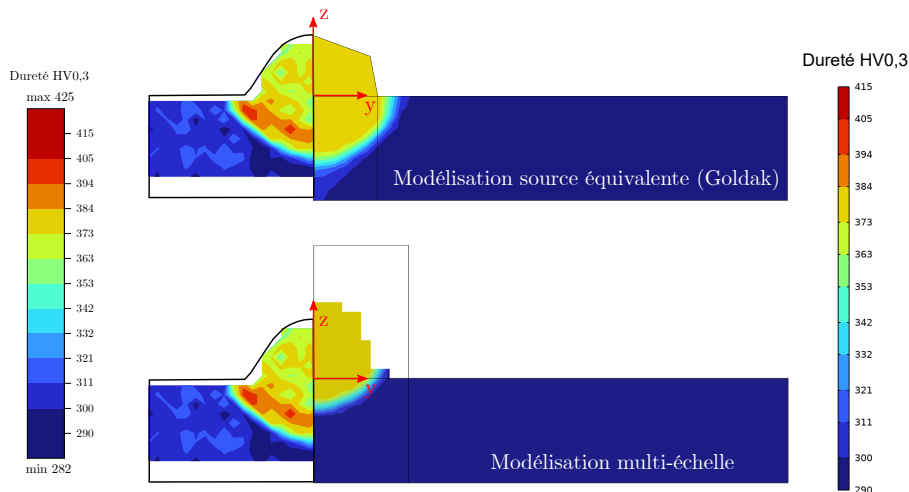


Figure 7.15 – Calculs de dureté du modèle métallurgique à partir de la modélisation thermique avec une source équivalente (Goldak) et de la modélisation thermique multi-échelle avec une comparaison aux mesures expérimentales de dureté.

À la suite de ces résultats métallurgiques, la simulation mécanique est réalisée et est présentée ci-après.

7.3.3 Simulation mécanique

La mise en données du modèle mécanique, à partir des champs de température et des proportions de phases calculées pour la modélisation multi-échelle, est identique à celle présentée en section 6.6. En particulier, la stratégie d'apport de matière est la même. Les coefficients de la matrice d'élasticité (tenseur des rigidités) des éléments désactivés sont multipliés par un facteur 1.10^{-4} et les éléments sont activés sans contrainte et sans déformation élastique. Les éléments sont activés au moment de la solidification quand la température est inférieure au solidus. Les temps de calcul sur 8 cœurs sont de 17 h.

À titre indicatif, les Figures 7.16 et 7.17 présentent les champs de déplacement vertical et les champs de contraintes longitudinales calculés par le modèle mécanique.

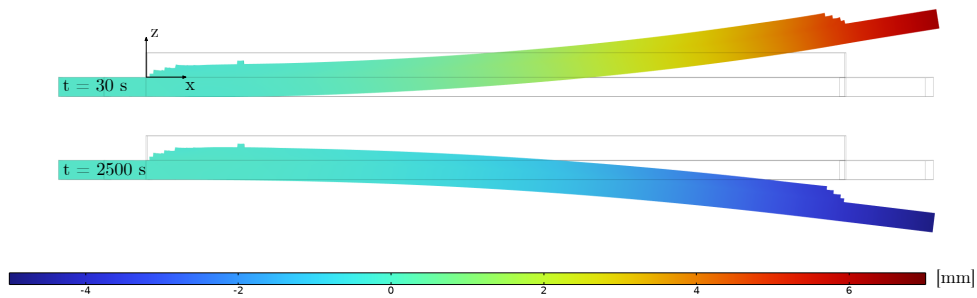


Figure 7.16 – Champ de déplacement vertical (suivant z) à la fin du dépôt et à la fin du refroidissement.

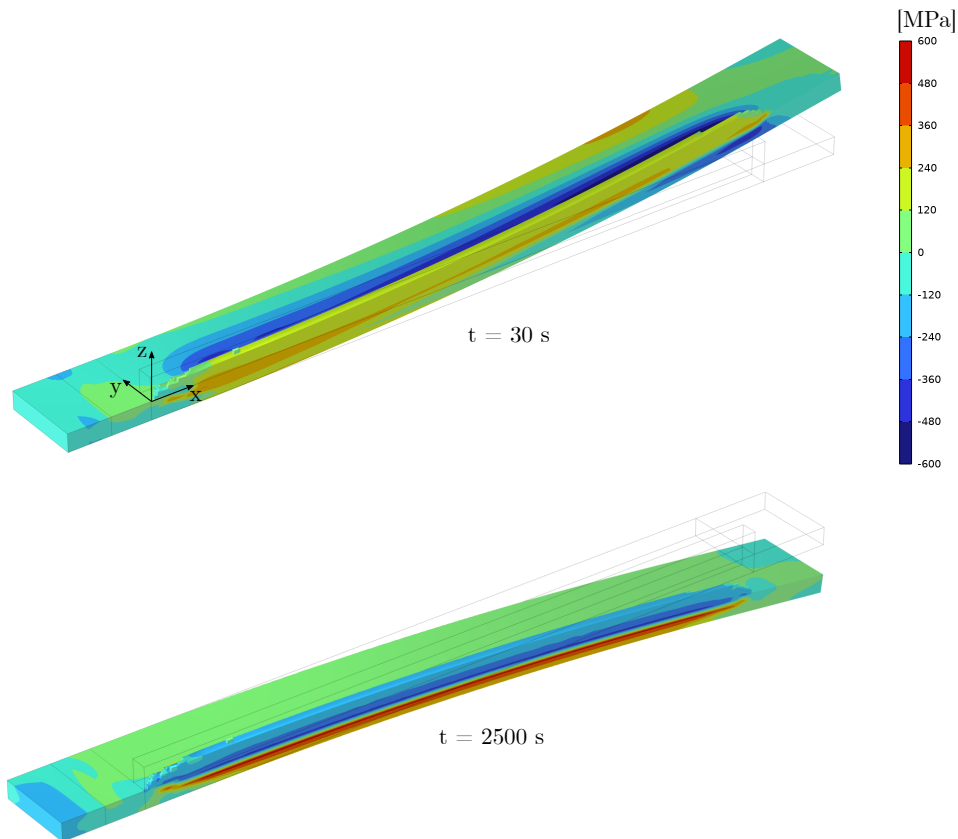
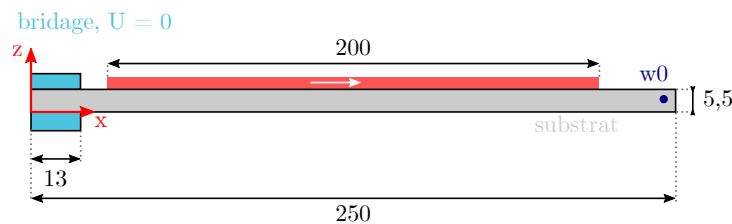


Figure 7.17 – Champ de contrainte longitudinale σ_{xx} à la fin du dépôt et à la fin du refroidissement.

Afin de valider les résultats de la simulation mécanique, nous analysons tout d'abord l'évolution du déplacement d'un point du substrat au cours du temps (voir Figure 7.18). Au cours de la phase de dépôt, les deux modèles reproduisent l'allure générale du déplacement mesuré lors des essais. Le déplacement maximal à la fin du dépôt (à $t \simeq 27$ s) est en revanche surestimé pour les deux modèles et vaut 5 mm pour le modèle avec la source de Goldak, 6,2 mm pour le modèle multi-échelle contre 4,3 mm en moyenne pour les essais. Au début du refroidissement ($t > 27$ s), le déplacement des essais chute brusquement alors que celui des deux modèles diminue plus doucement. L'allure générale du déplacement pendant le refroidissement est très proche entre les deux modèles, même si le modèle multi-échelle semble mieux reproduire l'allure générale de la courbe. Après 1800 s, le déplacement est stabilisé et vaut -4,8 mm pour le modèle multi-échelle, -5,1 mm pour le modèle avec la source de Goldak contre -4,6 à -6,5 mm pour les essais. Pour la modélisation multi-échelle, malgré des champs de température et une zone affectée thermiquement sous-estimés, le modèle prédit bien l'évolution du déplacement au cours du dépôt et du refroidissement.



(a) Position du point de mesure. Dimensions en mm.

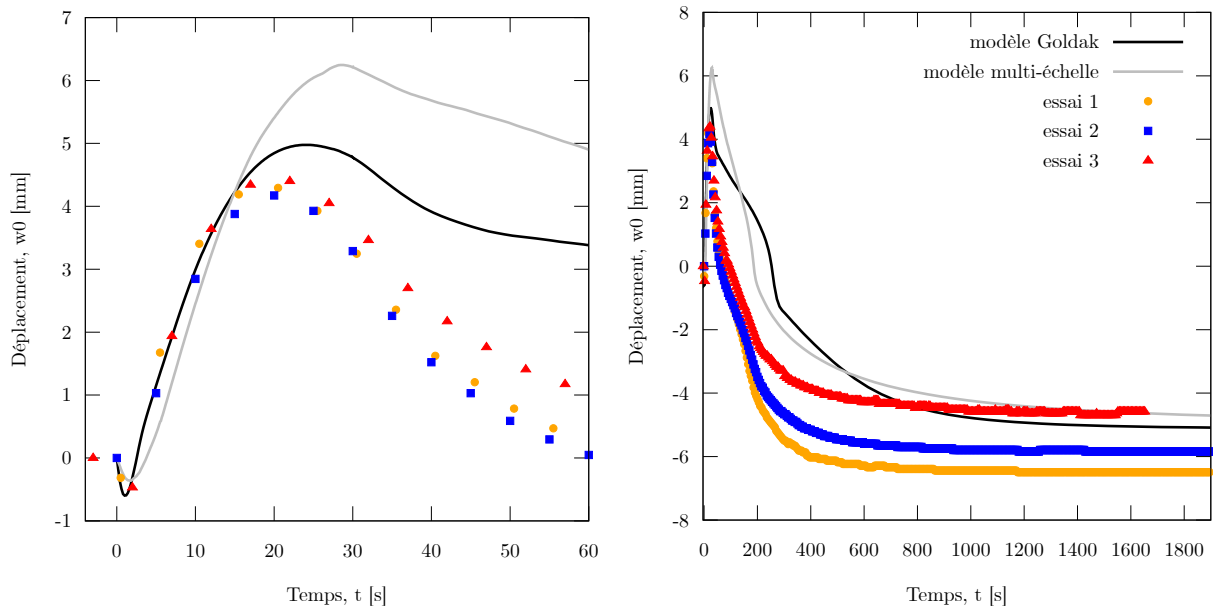


Figure 7.18 – Déplacement vertical d'un point w_0 du substrat au cours d'un mono-dépôt suivi d'un refroidissement complet (cas expérimental 1D_SB_refroid).

Nous comparons ensuite les champs de contraintes prédits par les modèles aux mesures de contraintes réalisées par la méthode du contour (voir Figure 7.19). Les deux modèles prédisent une première zone en compression au niveau du cordon de soudure qui s'explique par la formation de martensite de trempe au refroidissement. Lorsque cette phase se forme, les phénomènes de changement de compacité et de plasticité de transformation engendrent des contraintes de compression. Autour de cette zone de compression, les deux modèles prédisent une zone de traction. Dans cette zone, le matériau ne subit pas de transformation martensite pendant le refroidissement et des contraintes de traction se forment pendant le refroidissement. La compa-

raison aux mesures expérimentales montre que le modèle avec la source équivalente reproduit bien l'état de contraintes résiduelles, que ce soit au niveau des positions des différentes zones et des valeurs numériques de contrainte. La modélisation multi-échelle ne prédit pas bien les positions des différentes zones. La zone en compression dans le cordon est plus petite et la zone en traction est décalée et est beaucoup plus proche du cordon de soudure. Également, les niveaux de contraintes dans la zone de compression sont sous-estimés par le modèle.

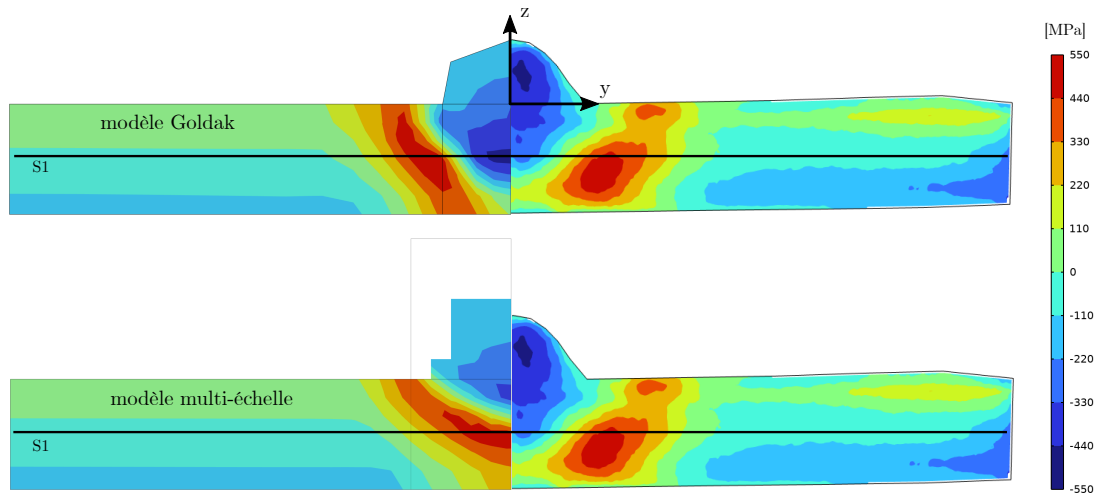


Figure 7.19 – Champ de contrainte longitudinale résiduelle σ_{xx} (plan de coupe à $x = 100$ mm).

Enfin, nous comparons les valeurs numériques des contraintes longitudinales suivant la ligne S1 (cette ligne de mesure est représentée sur la Figure 7.19). Les mesures de contraintes suivant la ligne S1 sont présentées Figure 7.20. Le modèle avec la source de Goldak reproduit bien à la fois la répartition spatiale des contraintes mais également les valeurs avec de légères différences. La contrainte de compression en $Y = 2$ mm est surestimée de 200 MPa environ et la contrainte de traction en $Y = 4$ mm est surestimée de 230 MPa. Les résultats de la modélisation multi-échelle sont moins bons. Un décalage spatial des contraintes est premièrement visible. De plus, bien que le modèle prédise le pic de traction, il ne prédit pas la zone de compression en $Y = 0$ mm. Dans cette zone, la transformation martensitique n'a pas eu lieu et l'état de contraintes résiduelles est en traction. La prédiction des contraintes s'appuie sur une description fine des gradients de température et nous voyons ici les conséquences d'un champ de température sous-estimé

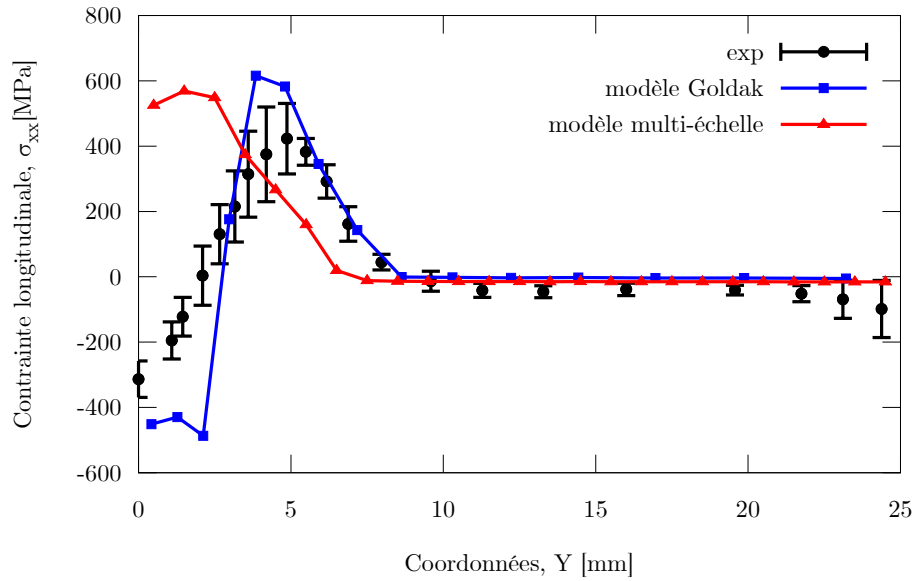


Figure 7.20 – Contrainte longitudinale résiduelle σ_{xx} le long de la ligne S1.

7.4 Bilan sur la modélisation multi-échelle

En conclusion, la modélisation multi-échelle avec transfert de champ a été mise en place. Nous avons montré que COMSOL disposait des outils numériques pour mettre en place cette méthode. L'état final de contraintes et de déformations de la pièce fabriquée a pu être prédit sans utiliser de source équivalente de chaleur. Bien que l'objectif initial n'était pas d'obtenir des résultats les plus précis possibles, les résultats mécaniques restent cohérents. Il y a bien sûr des différences qui peuvent être imputées à un modèle de bain fondu reposant sur des hypothèses trop fortes et à une méthode de transfert de champ encore nouvelle et pas suffisamment mure. Cependant, les résultats nous confortent dans la direction à prendre pour mettre au point un modèle prédictif de l'état mécanique d'une pièce fabriquée et de ne plus utiliser de source équivalente de chaleur.

Conclusion sur la simulation numérique du procédé de fabrication MAG-CMT

Cette partie a présenté la mise en place des modèles numériques dans l'objectif de prédire l'état de déformations et de contraintes résiduelles à l'issue de l'opération de fabrication. Nous avons défini deux méthodologies pour arriver à cet objectif.

Dans le premier chapitre de cette partie, nous avons fait des hypothèses fortes sur la modélisation des transferts de chaleur. Nous avons utilisé une source équivalente pour représenter l'apport d'énergie du procédé. Les paramètres de cette source ont été recalés sur différentes observables. Les résultats des simulations thermiques pour les deux stratégies de dépôts (enchaînés et avec refroidissement complet interpasse) sont acceptables mais manquent de précision. En particulier, l'éloignement de la source par rapport aux positions des thermocouples rend le calage des paramètres difficile. Les résultats des simulations thermiques, en l'occurrence, les champs de température, ont ensuite été utilisés en données d'entrée d'un modèle métallurgique. Ce modèle métallurgique a permis de calculer les proportions de phases métallurgiques qui apparaissent à l'issue de chaque étape de fabrication. Le modèle permet de correctement différencier les deux stratégies de dépôts mais manque de précision, en particulier pour la stratégie de dépôts avec refroidissement complet interpasse. Les proportions de martensite revenue ne sont pas correctement calculées par le modèle. Nous pouvons remettre en cause la modélisation thermique qui n'est pas suffisamment précise et le modèle de revenu qui serait à améliorer. Enfin, les proportions de phases métallurgiques ont été utilisées en données d'entrée d'un modèle mécanique afin de prédire les conséquences mécaniques d'une opération de fabrication additive. Les résultats du modèle mécanique sont mitigés. Pour la stratégie de dépôts enchaînés, les déformations finales des pièces sont bien reproduites par le modèle, avec des différences plus marquées pour les dépôts avec un substrat entièrement bridé. En revanche, les déformations calculées par le modèle pour la stratégie de dépôts avec refroidissement ne sont pas cohérentes. Le modèle en l'état ne permet pas de prédire les valeurs de déplacements finaux. Les causes possibles ont été présentées et des pistes d'amélioration ont été proposées :

- la modélisation de la martensite revenue est à affiner et des essais de caractérisation propres à un couple temps/température sont à réaliser pour améliorer les résultats du modèle ;
- le comportement mécanique de la martensite revenue doit être caractérisé et identifié sur des essais mécaniques propres à chaque phase métallurgique (martensite précipitée et adoucie) ;
- un diagramme TRC de l'acier inoxydable martensitique 415 doit être produit pour identifier avec précision les paramètres qui influencent la température de début de transformation martensitique M_s (température maximale atteinte au chauffage, temps passé à haute température, vitesse de refroidissement, état de contraintes lorsque la transforma-

tion martensitique débute) ;

- la modélisation thermique est à améliorer, et surtout, les champs de température doivent être mesurés au plus proche du bain de fusion pendant la fabrication de la pièce.

Dans un objectif à long terme d'améliorer la modélisation thermique du procédé MAG-CMT, nous avons décidé de mettre au point une autre méthode de modélisation thermique, et qui a été présentée dans le deuxième chapitre de cette partie.

Dans ce deuxième chapitre, une nouvelle méthodologie de modélisation à deux échelles a été présentée. L'objectif est de prédire les conséquences mécaniques d'une opération de fabrication additive sans utiliser de terme source équivalent. Nous avons dans un premier temps mis en place un modèle de bain fondu, qui repose sur des hypothèses fortes, mais permet d'obtenir une première solution (champ de température et forme du bain de fusion) afin de montrer la faisabilité de la méthode de transfert de champ appliquée à la fabrication additive. Ces résultats, qui sont le champ de température et la forme du cordon ont été utilisés en données d'entrée d'un modèle thermo-métallurgique et mécanique à l'échelle d'une pièce complète. Le modèle permet finalement de prédire de manière convenable l'évolution de la déformation de la pièce au cours du dépôt. En revanche, les champs de contraintes ne sont pas correctement prédits, principalement à cause d'un modèle de bain fondu qui repose sur des hypothèses fortes et encore trop arbitraires en l'état. L'objectif initial qui était de pouvoir prédire les conséquences mécaniques sans utiliser de terme source équivalent est rempli, du moins sur la faisabilité numérique. Des développements futurs sont cependant à prévoir, aussi bien sur le modèle de bain fondu que sur la méthode de transfert de champ.

Conclusion générale

Rappels des objectifs et bilan

L'objectif initial de cette thèse était de développer des outils numériques capables de prédire finement l'état de déformations et de contraintes résiduelles à l'issue d'une opération de fabrication additive métallique. L'objectif à plus long terme est de pouvoir disposer de modèles prédictifs afin de déterminer des stratégies de fabrication optimale pour produire des pièces avec des défauts réduits. Pour répondre à l'objectif de la thèse, des modèles numériques ont été développés en se basant sur des instrumentations du procédé de fabrication et sur des caractérisations de l'acier utilisé pour la fabrication des pièces.

Un premier chapitre a présenté un état de l'art sur les procédés de soudage arc-fil et en particulier sur le procédé de soudage MAG. Les modes de transfert associés ont également été présentés et le mode de transfert CMT, qui minimise l'énergie transmise à la pièce soudée, apparaît comme un bon candidat pour la fabrication de pièces minimisant les déformations et contraintes résiduelles. Dans cette thèse, la fabrication des pièces a été faite avec un acier inoxydable martensitique 415 sur des substrats de même matériau. Les propriétés matériaux de cet acier sont disponibles en faible nombre dans la littérature, mais cet acier reste intéressant pour l'étude des déformations et des contraintes résiduelles. Les phénomènes physiques relatifs aux procédés de soudage arc-fil ont également été présentés à l'échelle du bain de fusion. Le détachement de la goutte et la constitution du bain de fusion sont le résultat d'un couplage de phénomènes physiques complexes. Ces phénomènes ont des conséquences thermiques et métallurgiques à l'échelle de la pièce entière. Pour l'acier 415, ces cycles thermiques vont provoquer des transformations métallurgiques que nous avons identifiées : transformation austénitique au chauffage, transformation martensitique au refroidissement et possible revenu de la martensite à la suite d'un second chauffage à faible température. Les cycles thermiques et les transformations métallurgiques vont générer des déformations et des contraintes résiduelles. Les valeurs finales de contraintes résiduelles dépendent de la température maximale atteinte au chauffage et donc des cycles de température que le matériau va subir pendant l'opération de fabrication. Enfin, les couplages qui relient la thermique, la métallurgie et la mécanique ont été présentés pour introduire les phénomènes qui seront à prendre en compte dans les modèles.

Le deuxième chapitre a permis de présenter les deux échelles de modélisation qui ont été considérées dans cette thèse. Une première échelle du bain de fusion vise à prédire avec précision les écoulements et les transferts de chaleur. Les modèles développés à cette échelle vont du plus simple (hypothèses simplificatrices et utilisation de termes sources équivalents) au plus complexe (prise en compte de l'électromagnétisme, de la chute des gouttes, etc.). Ces modèles restent globalement adaptés à une petite échelle (quelques dizaines de millimètres) et il n'est pas envisageable d'appliquer une telle approche à l'échelle d'une pièce complète. Ainsi, une deuxième échelle de modélisation peut être considérée. Elle s'appuie sur des hypothèses fortes où les écoulements sont négligés et les apports de chaleur sont représentés par des termes sources (température imposée, sources surfaciques ou volumiques). Elle permet néanmoins de prédire

l'état de contraintes et de déformations dans des temps de calcul raisonnables.

Le troisième chapitre s'est concentré sur l'étude expérimentale du procédé de fabrication additive MAG-CMT. Différentes stratégies de dépôts, faisant varier les conditions de bridage et l'histoire thermo-métallurgique de l'acier, ont été définies. Pour chaque stratégie, des instrumentations poussées ont été réalisées pour constituer une base de données expérimentales. Des mesures thermiques (mesures de température par thermocouples et de dimensions de zones fondues) ont été réalisées afin de recalibrer les paramètres de la source équivalente de chaleur. En plus, l'énergie de dépôt a été déterminée à partir des mesures de tension et d'intensité. Des cartographies de dureté ont été réalisées afin de valider le calcul de proportions de phases du modèle numérique. Enfin, des mesures de déformations in situ par corrélation d'images ont permis de mesurer les déplacements du substrat pendant toutes les phases de dépôts et de refroidissement. Les déformations finales des substrats ont été mesurées par scan laser 3D. Les contraintes résiduelles ont été évaluées par la méthode du contour. Toutes ces mesures « mécaniques » ont été faites pour valider au mieux l'aspect prédictif des modèles numériques développés.

Dans le chapitre 4, les propriétés thermo-physiques et les transformations métallurgiques de l'acier inoxydable 415 ont été caractérisées, pour pouvoir décrire convenablement avec le modèle numérique, les transferts thermiques ainsi que les transformations métallurgiques pendant toute l'opération de fabrication. Afin de pouvoir résoudre l'équation de la chaleur dans le modèle, la diffusivité thermique, la masse volumique et la capacité thermique massique ont été caractérisées. La conductivité thermique a ensuite été calculée à partir de ces mesures. Des essais de dilatométrie ont été réalisés afin de mettre en avant les transformations métallurgiques de l'acier 415 dans des conditions de soudage. Les essais au chauffage (de 1 K/s à 200 K/s) ont mis en avant une transformation austénitique qui dépend de la vitesse de chauffage. Pour modéliser cette transformation, le modèle de Leblond et Devaux a été considéré et ses paramètres ont été identifiés. Les essais au refroidissement ont révélé que seule la transformation martensitique avait lieu dans l'acier 415 (résultat qui rejoint les conclusions de la littérature). La température de début de transformation martensitique M_s n'est pas constante et semble varier en fonction de différents paramètres, mais nous n'avons pas réussi à mettre en évidence lesquels. Le modèle de Koistinen-Marburger a ainsi été identifié avec une température de début de transformation martensitique M_s de 240 °C. Enfin des essais de revenu sur la machine Gleeble ont été réalisés et ont mis en avant que le revenu de la martensite augmentait ou diminuait la dureté en fonction du temps et de la température de revenu. Le modèle de Zavala a été repris et identifié sur la base de ces essais.

Le chapitre 5 a présenté les caractérisations du comportement thermo-mécanique de l'acier 415. Ces caractérisations ont été faites sur le matériau qui compose le substrat et non pas sur le fil d'apport. En effet, il ne nous a pas semblé envisageable de conduire une telle campagne de caractérisation sur le fil d'apport dans les temps impartis (fabrication de murs/de blocs en quantité importante pour 70 éprouvettes, difficulté de couper les murs oxydés par électroérosion). Des essais de traction-relaxation de 250 °C à 1250 °C ont été réalisés sur la machine Gleeble pour mettre en avant les phénomènes de viscosité du matériau. Ces essais ont été conduits sur trois phases métallurgiques : le matériau de base (martensite revenu ou adoucie), l'austénite et la martensite de trempe. Ces essais ont montré des différences importantes de propriétés mécaniques d'une phase métallurgique à l'autre. Également, des effets de vieillissement dynamique apparaissent pour l'austénite entre 500 et 650 °C. Ces effets ont été ignorés pour la suite du travail de thèse. En complément, quelques essais de traction/compression ont été faits pour identifier l'effet Bauschinger de l'acier. À l'issue de ces caractérisations, un modèle de comportement élasto-visco-plastique à écrouissage mixte (isotrope R + cinématique X), adapté à l'étude des procédés de soudage, a été considéré. Les paramètres ont été identifiés par méthode inverse et le modèle reproduit globalement bien le comportement thermo-mécanique pour toutes les phases et toutes les températures. Enfin, le phénomène de plasticité a aussi été identifié à l'aide d'essais de

dilatométrie sous contrainte (application d'une charge pendant la transformation métallurgique au refroidissement). Un modèle a été identifié et reproduit bien la relation de proportionnalité entre la contrainte appliquée et la déformation de plasticité de transformation résiduelle.

Les modèles numériques ont ensuite été mis en place dans le chapitre 6. La première méthodologie de modélisation a été considérée. L'objectif est ici de prédire les conséquences mécaniques à l'issue de la fabrication d'une pièce de 10 cordons de soudure déposés les uns sur les autres. L'apport de chaleur a été modélisé avec une source équivalente volumique de type Goldak. Les paramètres ont été identifiés sur la base des mesures de température et des dimensions de zones fondues. Pour la stratégie de dépôts enchaînés, le modèle sous-estime les températures et surestime fortement les longueurs de bain à partir du cinquième dépôt. Pour la stratégie de dépôts avec refroidissement, le modèle reproduit bien les mesures de température comme les dimensions globales de zones fondues. En revanche, il a été montré que ce modèle de source est incapable de reproduire correctement la pénétration complexe de la zone fondue du procédé MAG-CMT. À la suite, la simulation métallurgique a permis de calculer les proportions de phases. Le calcul de dureté du modèle a été comparé aux cartographies de dureté des murs. Le modèle arrive à prendre en compte l'influence de l'histoire thermo-métallurgique sur l'apparition des phases. En revanche, le modèle manque de précision et n'est pas capable de calculer correctement les zones de martensite revenue. Enfin, des simulations mécaniques du procédé ont été réalisées avec comme données d'entrée la température et les proportions de phases métallurgiques. Pour la stratégie de dépôts enchaînés, la prédiction des déformations en cours de dépôts est convaincante et le modèle reproduit bien les tendances et les valeurs élevées de déplacement (avec une légère sous-estimation pour le déplacement final). Pour la stratégie de dépôts avec refroidissement, le modèle ne reproduit pas les évolutions de déplacements et calcule un déplacement final différent des mesures expérimentales. Au niveau des contraintes résiduelles, les résultats sont globalement meilleurs. Le modèle arrive en particulier à prédire l'état de contraintes résiduelles dans les murs, et ce en fonction de l'histoire thermo-métallurgique. Les mesures expérimentales, tout comme les résultats du modèle ont montré une influence faible du bridage sur la genèse des contraintes résiduelles. La stratégie de dépôts enchaînés permet de réduire fortement les contraintes résiduelles dans les murs. La stratégie de dépôts avec refroidissement révèle des niveaux de contraintes en traction et en compression plus élevés, liés à l'effet multipasse et au revenu de la martensite. En conclusion, l'objectif initial qui était de prédire l'état de contraintes résiduelles en fonction de l'histoire thermo-métallurgique est globalement rempli. Ce constat ne peut en revanche pas être fait sur la prédiction des déformations.

Dans le chapitre 7, le même objectif de prédiction des déformations et des contraintes a été entrepris en suivant une seconde méthode de modélisation. Cette méthode de modélisation multi-échelle consiste à réaliser un premier calcul à l'échelle du bain de fusion. Le modèle de bain fondu développé repose sur des hypothèses fortes (mouvement de va-et-vient du fil négligé, électromagnétisme et plasma d'arc négligés). Ce choix a été fait en connaissance de cause afin de mettre l'accent sur la faisabilité de la méthode de modélisation. Cependant, les dimensions du bain de fusion sont globalement cohérentes à l'exception de la pénétration de la zone fondue qui est fortement sous-estimée. Ce résultat, en termes de champ de température et de forme de cordon de soudure, a été transféré et utilisé par un second modèle à l'échelle d'une pièce complète. Le calcul thermique à l'échelle de la pièce sous-estime de manière assez importante les températures dans la pièce, principalement parce que le modèle du bain de fusion repose sur des hypothèses trop fortes. Un calcul métallurgique a ensuite été entrepris. La thermique sous-estimée se répercute sur les résultats métallurgiques et les tailles de zones de transformations métallurgiques sont aussi sous-estimées. Enfin, un calcul mécanique a été réalisé. L'évolution du déplacement du substrat en cours de dépôts est en accord avec les mesures expérimentales (avec une surestimation assez forte au début du refroidissement). En revanche, le calcul des contraintes donne de moins bons résultats. La zone de contraintes en compression où la transformation

martensitique a eu lieu est sous-estimée. Cependant, l'objectif initial qui était de mettre en place la modélisation multi-échelle et de démontrer la faisabilité d'une telle méthode a été rempli.

Perspectives

Les perspectives à ce travail de thèse sont multiples. Tout d'abord, au niveau expérimental, des mesures de température doivent être faites au plus proche du bain de fusion pendant toute l'étape de fabrication (par pyrométrie ou caméra infrarouge). Les thermocouples dans le substrat ne sont intéressants que pour les 3/4 premiers dépôts et perdent vite de leur sensibilité avec l'éloignement de la source de chaleur. La modélisation thermique devient alors de moins en moins fiable et a des conséquences certaines sur les résultats mécaniques. Également, il serait intéressant de refaire des dépôts dans des conditions d'essais mieux maîtrisées (température de l'atelier et conditions de bridage mieux contrôlées) afin d'améliorer les résultats et de potentiellement réduire les dispersions assez importantes qui ont été vues sur les mesures de déplacement des substrats. Enfin, bien que l'étude se soit portée sur la fabrication de murs avec des trajectoires de torche rectilignes, l'une des perspectives majeures est de tendre vers l'étude de configurations plus complexes et proches de pièces industrialisées. Un exemple de pièce fabriquée en suivant des trajectoires de dépôts complexes est présenté Figure 7.21.



Figure 7.21 – Fabrication d'une pièce de 35 dépôts et de géométrie complexe en acier inoxydable martensitique 415.

Du point de vue du matériau, les transformations métallurgiques doivent être caractérisées avec plus de précision. En particulier, il est nécessaire de caractériser l'acier du fil d'apport. Des essais de dilatométrie libres sont à réaliser afin d'identifier précisément les conditions qui font varier la température de début de transformation martensitique M_s (température d'austénitisation, temps passé à haute température, vitesse de refroidissement, état de contraintes pendant la transformation martensitique). De plus, le revenu de la martensite doit être caractérisé dans des conditions plus proches du soudage (en particulier concernant la vitesse de chauffage pour atteindre la température de revenu désirée). La méthode qui a permis d'identifier le revenu en

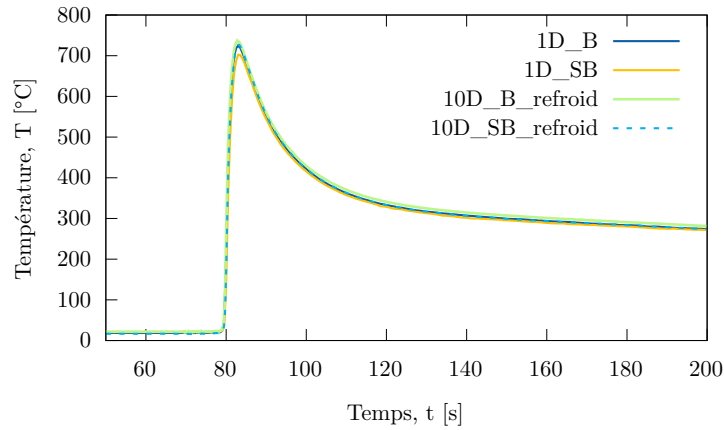
exploitant le gradient de température dans l'éprouvette induit une incertitude de mesure assez importante et il paraît nécessaire de caractériser le revenu (temps + température) sur une seule éprouvette. Bien sûr, le nombre d'essais augmente fortement, mais permettrait de mieux caractériser le revenu dans des conditions proches du soudage. Enfin, les propriétés mécaniques du métal d'apport, qui constitue les murs, sont à caractériser.

Sur la modélisation numérique, les premières pistes d'amélioration concernent la modélisation thermique à l'aide d'une source équivalente. Un nouveau modèle de source ou une combinaison de source volumique, plus adapté au transfert thermique d'un procédé de fabrication, est à trouver pour améliorer à la fois les gradients de température, mais aussi les pénétrations de zones fondues. De meilleurs résultats au niveau thermique permettraient probablement d'améliorer la modélisation du revenu de la martensite. Au niveau mécanique, un modèle d'homogénéisation pourrait être implémenté afin de mieux décrire le mélange austénite/martensite. Les résultats permettraient de faire une comparaison par rapport à une loi des mélanges linéaire et de justifier de l'intérêt d'une approche par homogénéisation. Également, une étude de sensibilité complémentaire à celle présentée en Annexe C doit être réalisée sur d'autres paramètres du modèle (modèle élasto-plastique, différence de compacité entre phases, propriétés thermo-physiques, coefficients de dilatation, etc.) afin d'orienter les futures hypothèses de modélisation. Concernant la modélisation multi-échelle, cette méthode est nouvelle et les perspectives sont nombreuses. La première concerne le modèle de bain fondu. La prochaine étape est d'adapter le modèle CMT 3D développé par Cadiou à notre étude de dépôts en acier 415 et de réaliser le transfert de champ. Le champ de température devrait normalement être plus représentatif du procédé et permettre d'obtenir de meilleurs résultats mécaniques à l'échelle de la pièce. La méthode de transfert de champ peut aussi être améliorée, principalement en identifiant les flux de chaleur du modèle de bain fondu et en les imposant sous forme d'un terme source à l'échelle de la pièce entière. Cette méthode de modélisation multi-échelle est de notre point de vue la direction vers laquelle aller pour prédire les conséquences mécaniques d'un procédé quelconque en s'appuyant principalement sur les paramètres du procédé. Cette méthode va notamment être développée dans de futurs travaux de l'IRDL qui viennent de débiter (pour la modélisation multi-échelle d'un procédé de soudage laser).

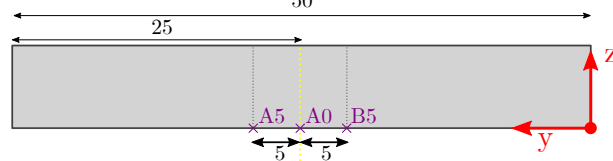
Annexe A

Reproductibilité des mesures de températures

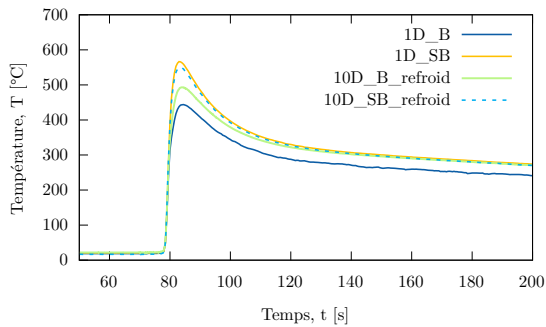
La Figure A.1 présente les mesures de trois TC en surface au cours du premier dépôt pour quatre essais différents. Pour le TC central A0, la reproductibilité est bonne et la différence de température pour les quatre essais est de l'ordre d'une vingtaine de degrés Celsius. Pour les deux autres TC A5 et B5, la reproductibilité est moins bonne. Le dépôt n'est pas parfaitement fait au niveau du plan de symétrie et un décalage a lieu. Par exemple, pour la stratégie 1D_B, le TC A5 mesure les températures les plus faibles et le TC B5 mesure les températures les plus hautes, ce qui confirme le décalage spatial des thermocouples par rapport au plan de symétrie. La reproductibilité des mesures de température reste cependant acceptable pour la mise en place des modèles numériques.



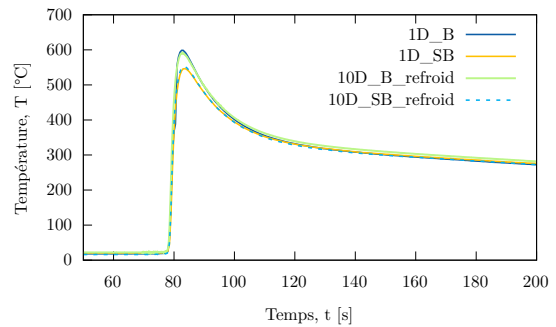
(a) TC A0.



(b) Positions des TC en surface.



(c) TC A5.

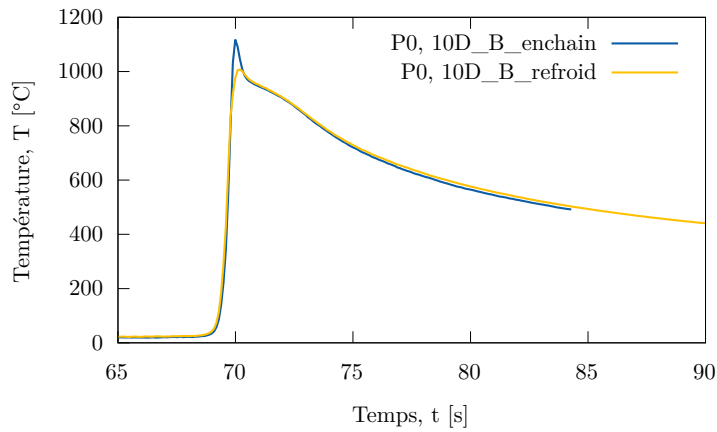


(d) TC B5.

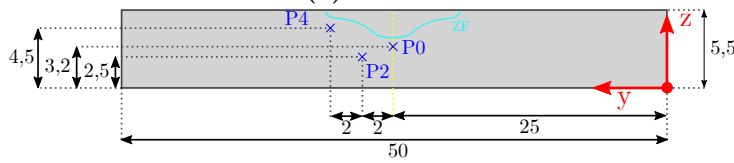
Figure A.1 – Reproductibilité des mesures de température pour trois TC en surface.

La reproductibilité des mesures de températures pour les TC en profondeur est donnée par la Figure A.2. Pour les TC P0 et P2, la différence de température est d'environ 100 °C. Elles s'expliquent par le trou qui modifie la mesure de température maximale de plus ou moins 40 °C (d'après une étude numérique préliminaire). Elle s'explique également par la pénétration de la zone fondue qui change en moyenne de plus ou moins 0,2 mm d'un essai à l'autre. En revanche, pour le TC P4, la différence de température est de presque 350 °C. Plusieurs hypothèses peuvent expliquer cette grande différence :

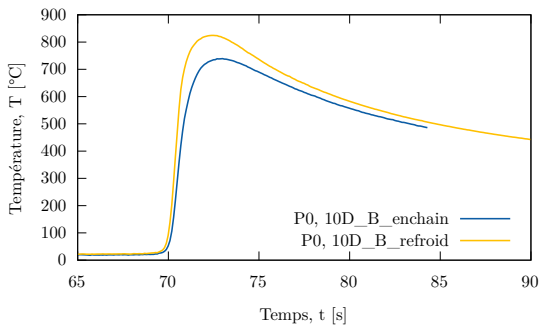
- une erreur de positionnement lors de la pause des thermocouples ;
- une zone fondue dissymétrique avec une pénétration plus ou moins importante et donc plus ou moins proche du TC P4.



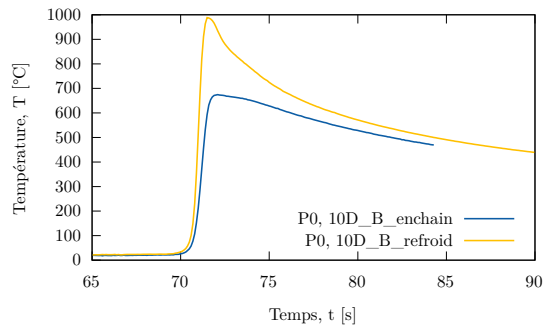
(a) TC P0.



(b) Positions des TC en profondeur.



(c) TC P2.



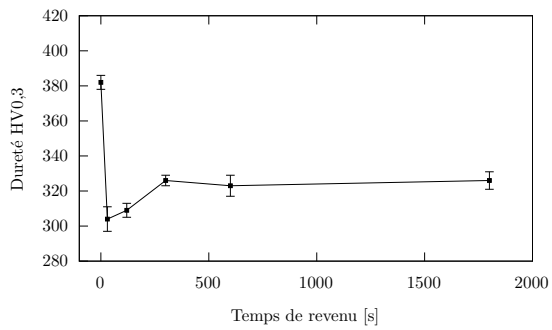
(d) TC P4.

Figure A.2 – Reproductibilité des mesures de température pour trois TC en profondeur.

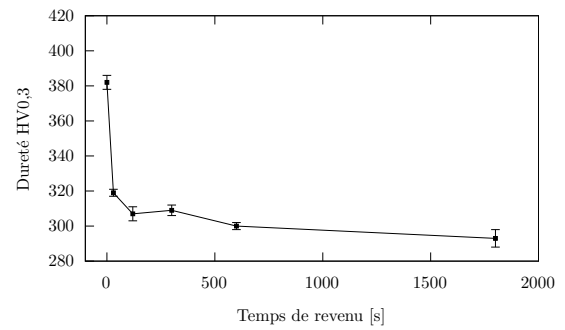
Annexe B

Revenu de la martensite de trempe

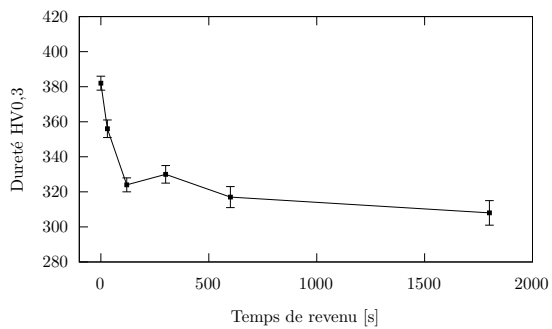
Des traitements thermiques de revenu ont été réalisés. Cette annexe présente l'évolution de la dureté mesurée après traitement thermique en fonction du temps de traitement.



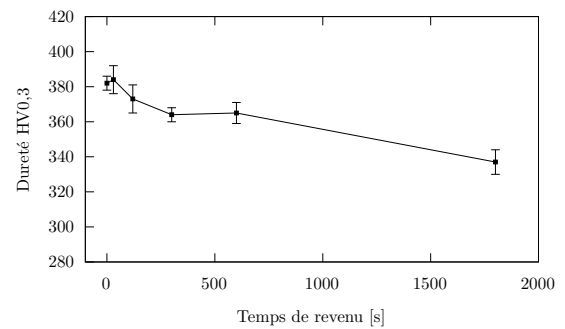
(a) 690 °C.



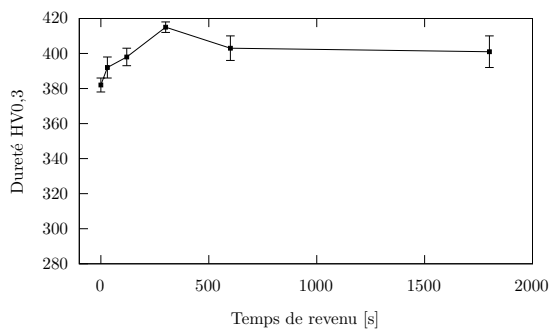
(b) 650 °C.



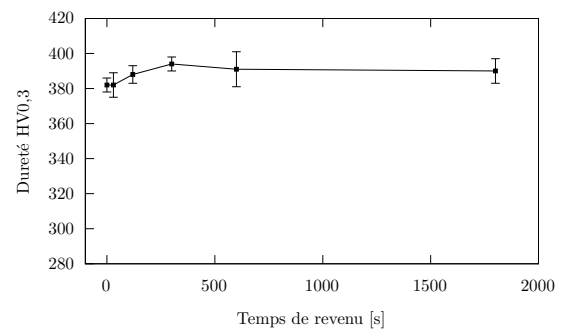
(c) 600 °C.



(d) 550 °C.



(e) 460 °C.



(f) 390 °C.

Figure B.1 – Évolution de la dureté en fonction du temps de revenu.

Annexe C

Étude de sensibilité sur les propriétés matériaux pour la prédiction des déformations et des contraintes résiduelles

Une étude de sensibilité est conduite sur certains paramètres matériaux du modèle thermo-métallurgique et mécanique. Le modèle et les résultats de références sont ceux présentés au chapitre 6. Seuls les résultats pour les dépôts en configuration semi-bridée sont présentés. Également, nous analysons que deux résultats : l'état de contraintes résiduelles longitudinales (σ_{xx}) suivant la hauteur du mur (ligne H1) et la flèche finale (champ de déplacement de la surface supérieure du substrat).

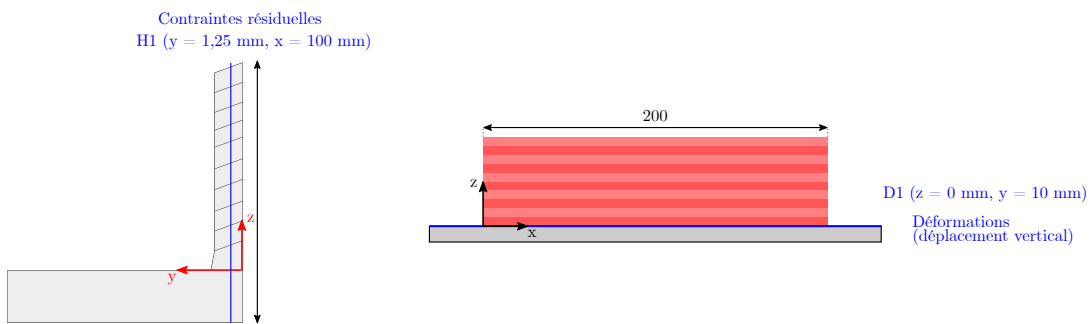


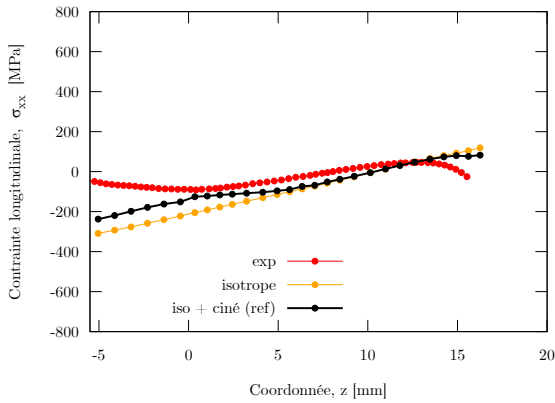
Figure C.1 – Position des deux lignes de mesures pour l'étude de sensibilité.

C.1 Influence du modèle d'érouissage

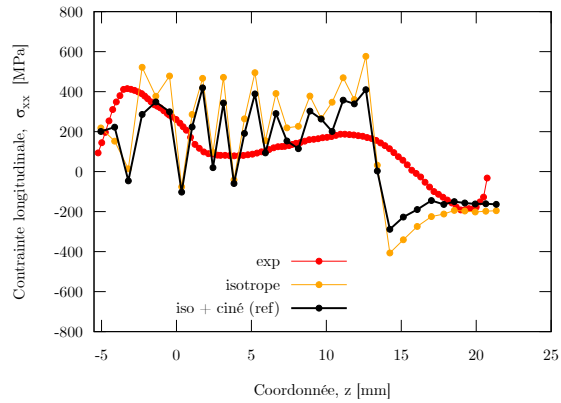
L'influence du modèle d'érouissage est tout d'abord présenté. Nous comparons le modèle EVP à érouissage cinématique X ou mixte $R + X$ à un modèle d'érouissage purement isotrope R . Le modèle à érouissage isotrope a été identifié en première phase du projet (quand les essais de traction/compression n'avaient pas été réalisés). Le modèle et les paramètres identifiés sont présentés en Annexe D.

L'influence du modèle d'érouissage est présenté Figure C.2. Le modèle à érouissage isotrope surestime les contraintes résiduelles (non prise en compte de l'effet Bauschinger). En revanche, il décrit bien mieux les profils de déformée. Une des explications peut être le module d'Young identifié à base température qui est plus élevé pour le modèle à érouissage isotrope et permet de mieux décrire la déformation de la pièce.

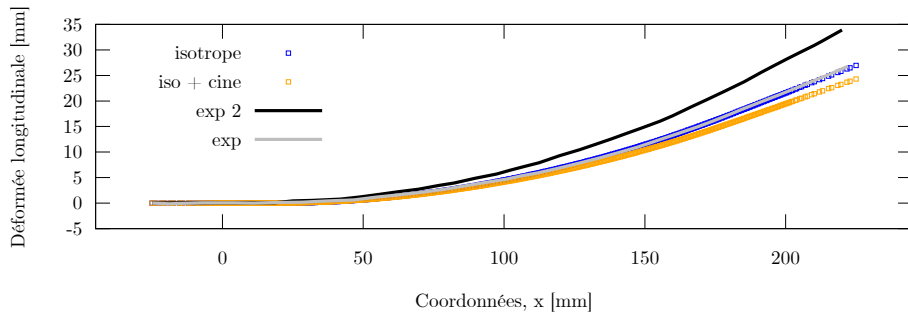
À titre indicatif, les temps de calcul sont réduits avec le modèle à érouissage isotrope. Sur 14 cœurs, ils sont de 58 h pour la stratégie de dépôts enchaînés (contre 88 pour le modèle avec érouissage mixte) et de 78 h pour la stratégie avec refroidissement complet interpass (contre 96 pour le modèle avec érouissage mixte).



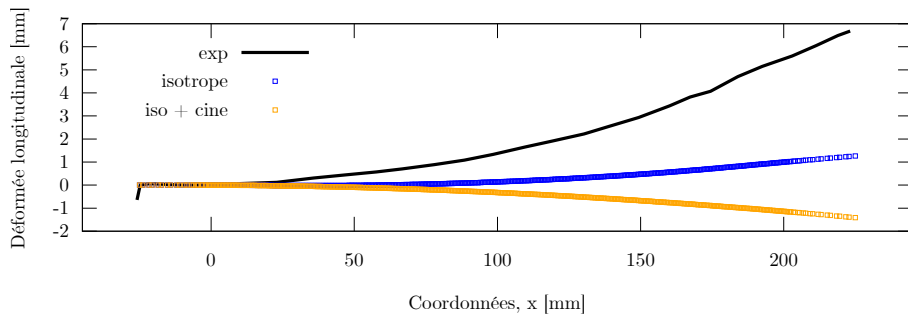
(a) Contraintes résiduelles (σ_{xx}). Dépôts enchaînés.



(b) Contraintes résiduelles (σ_{xx}). Dépôts avec refroidissement.



(c) Profil de déformée. Dépôts enchaînés.



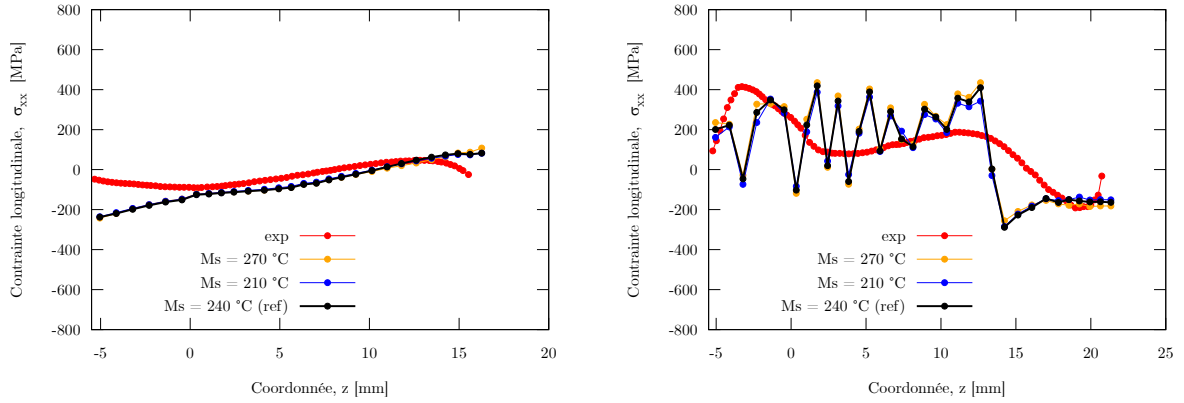
(d) Profil de déformée. Dépôts avec refroidissement.

Figure C.2 – Influence du modèle d'écrouissage.

C.2 Influence de la température de début de transformation martensitique

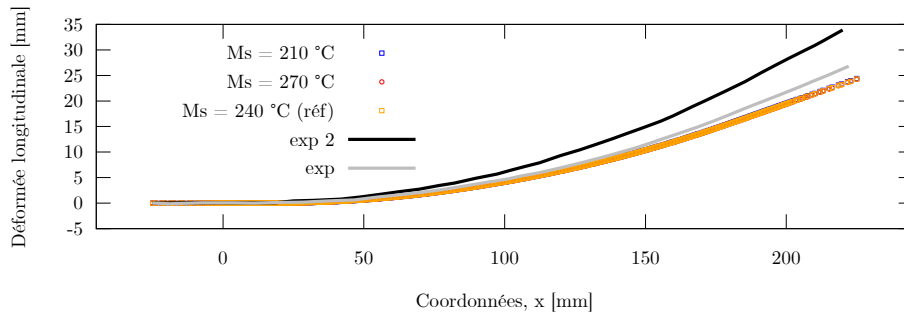
Les essais de dilatométrie n'ont pas permis d'identifier clairement les conditions qui ont une influence sur la température de début de transformation martensitique M_s et nous avons fait l'hypothèse d'une température constante. Une étude de sensibilité est donc réalisée sur ce paramètre. Nous faisons varier ce paramètre de ± 30 °C par rapport à la valeur de référence de 240 °C.

La Figure C.3 présente les résultats. La température M_s a une influence très réduite sur les contraintes résiduelles. Concernant les profils de déformée, l'influence de la température M_s n'est pas perceptible pour la stratégie de dépôts enchaînés. En revanche, pour la stratégie de dépôts avec refroidissement complet interpasse, la température M_s a une influence importante.

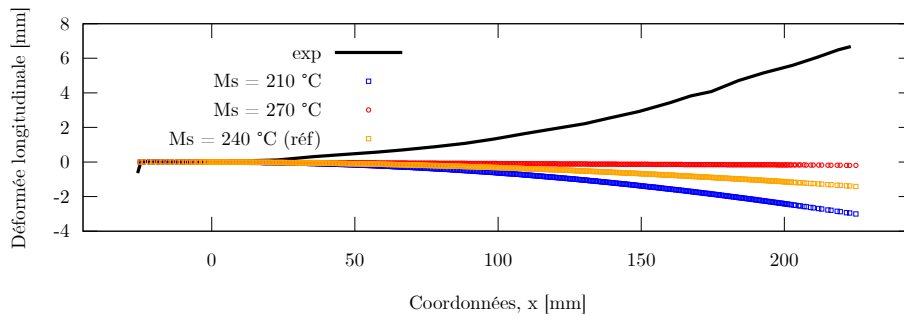


(a) Contraintes résiduelles (σ_{xx}). Dépôts enchaînés.

(b) Contraintes résiduelles (σ_{xx}). Dépôts avec refroidissement.



(c) Profil de déformée. Dépôts enchaînés.

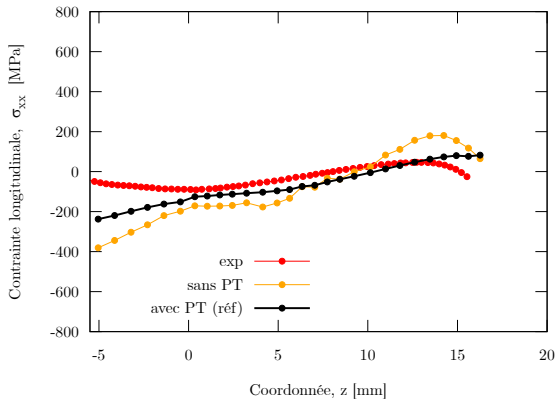


(d) Profil de déformée. Dépôts avec refroidissement.

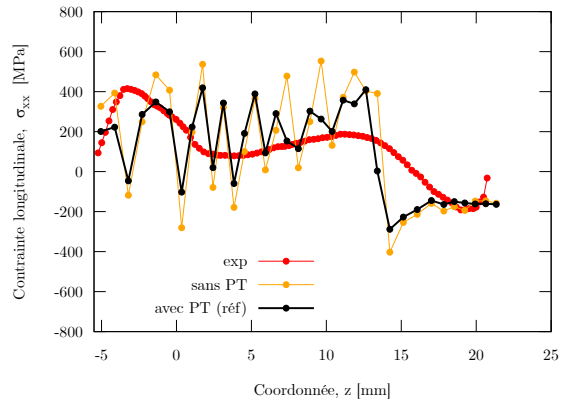
Figure C.3 – Influence de la température de début de transformation martensitique M_s .

C.3 Influence du phénomène de plasticité de transformation

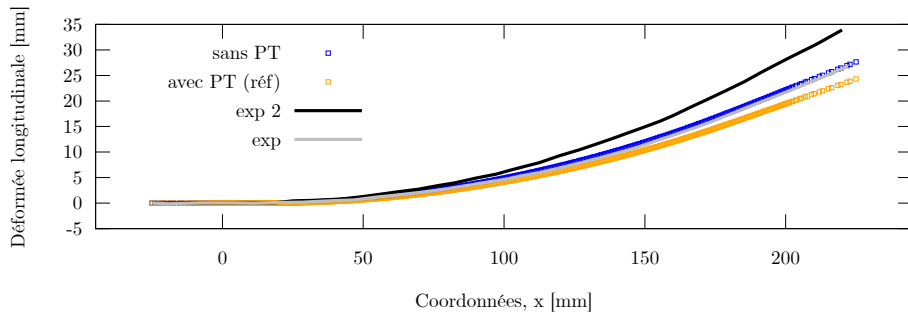
Enfin, l'étude de sensibilité porte sur le phénomènes de plasticité de transformation. Pour les deux stratégies de dépôts, les contraintes résiduelles sont fortement surestimées (par un facteur sur certains points) lorsque le phénomène de plasticité de transformation n'est pas pris en compte. Il paraît ainsi nécessaire de prendre en compte ce phénomène pour une bonne prédiction des contraintes résiduelles. En ce qui concerne les déformations résiduelles, ce phénomène a une influence encore plus grande, en particulier pour la stratégie de dépôts avec refroidissement complet interpasse. Ici, les résultats que ce soit au niveau de l'allure générale ou des niveaux de déplacements du bord libre ($x = 225$ mm) sont différents. Le fait de négliger le phénomène de plasticité de transformation permet de mieux reproduire l'allure générale de la déformée, ce qui est un résultat étonnant. Des études complémentaires sont à réaliser pour expliquer ce résultat.



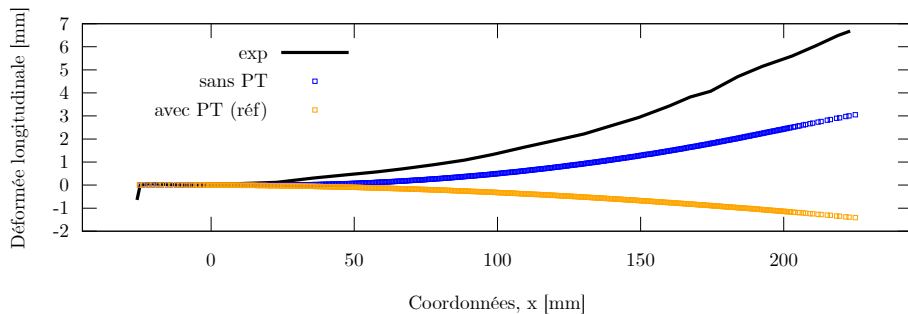
(a) Contraintes résiduelles (σ_{xx}). Dépôts enchaînés.



(b) Contraintes résiduelles (σ_{xx}). Dépôts avec refroidissement.



(c) Profil de déformée. Dépôts enchaînés.



(d) Profil de déformée. Dépôts avec refroidissement.

Figure C.4 – Influence du phénomène de plasticité de transformation (PT).

En conclusion, cette étude de sensibilité a été réalisée uniquement sur trois paramètres qui décrivent le comportement matériau de l'acier 415. Les trois paramètres ont une influence non négligeable sur au moins un résultat du modèle (contraintes ou déformations). Une caractérisation fine de ces trois paramètres (comportement mécanique, température de transformation au refroidissement et phénomène de plasticité de transformation) est primordiale pour une bonne prédiction des déformations ou des contraintes résiduelles. Il y a bien sûr une multitude d'autres paramètres du modèle dont l'influence serait intéressante à étudier (apport de chaleur, conditions de refroidissement, comportement matériau multi-phasé, loi de comportement élasto-plastique ou élasto-visco-plastique, effet du revenu de la martensite, conditions de bridage, etc.).

Annexe D

Modèle élasto-visco-plastique à écrouissage isotrope

Un modèle élasto-visco-plastique à écrouissage purement isotrope a été initialement considéré. Les paramètres de ce modèle ont été identifiés et sont présentés par la suite.

Équations du modèle :

$$\dot{\varepsilon}^{vp} = \left\langle \frac{\sigma - \sigma_y - R}{K} \right\rangle^n \text{sign}(\dot{\sigma}) \text{ si } |\sigma| > (\sigma_y + R) \quad (\text{D.1})$$

$$R = Q (1 - \exp(-bp))^\beta \quad (\text{D.2})$$

avec p la variable de déformation plastique cumulée.

L'identification des paramètres a été réalisée avec SiDoLo [Pilvin, 2010]. Un coefficient de poisson constant et égal à 0,33 est considéré pour toutes les températures et toutes les phases. Les figures suivantes ainsi que les Tableaux D.1, D.2 et D.3 présentent les résultats de l'identification ainsi que les paramètres identifiés.

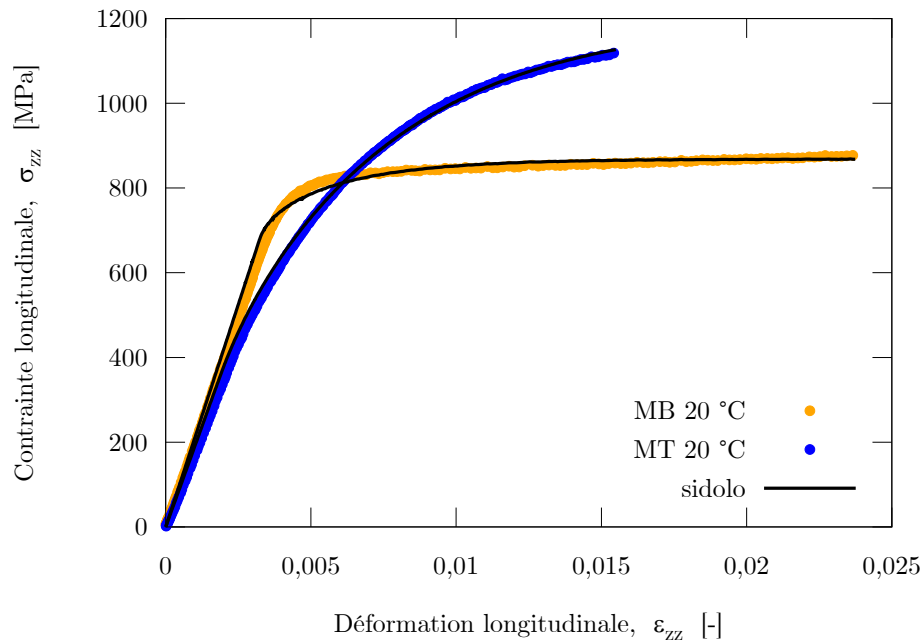


Figure D.1 – Matériau de base et martensite de trempe à 20 °C.

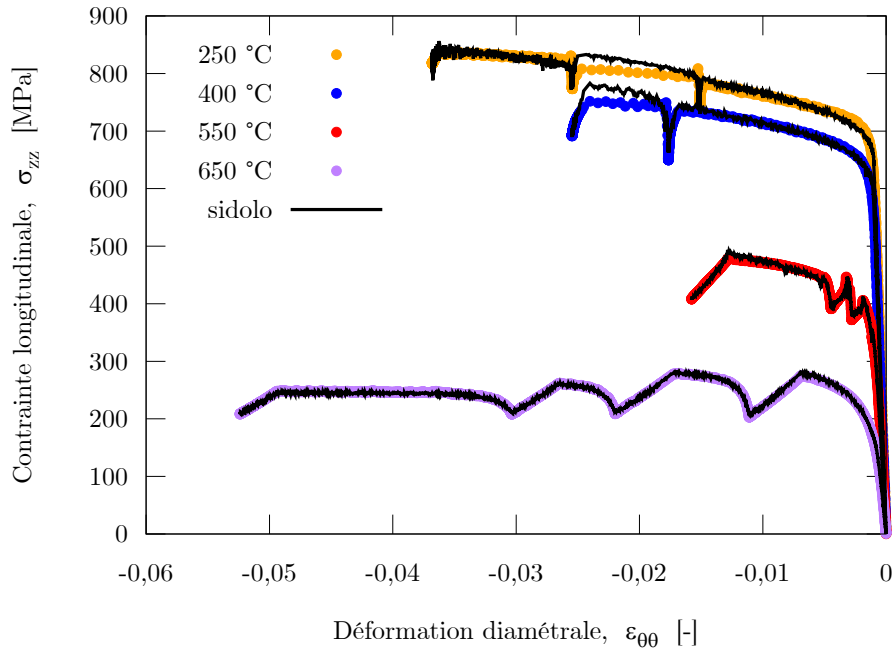


Figure D.2 – Matériau de base.

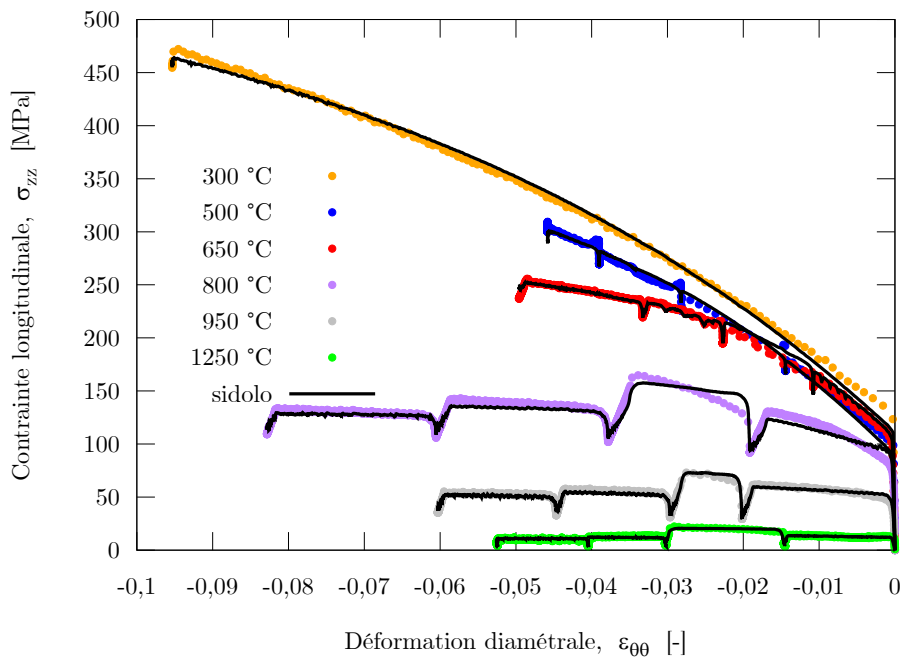


Figure D.3 – Austénite.

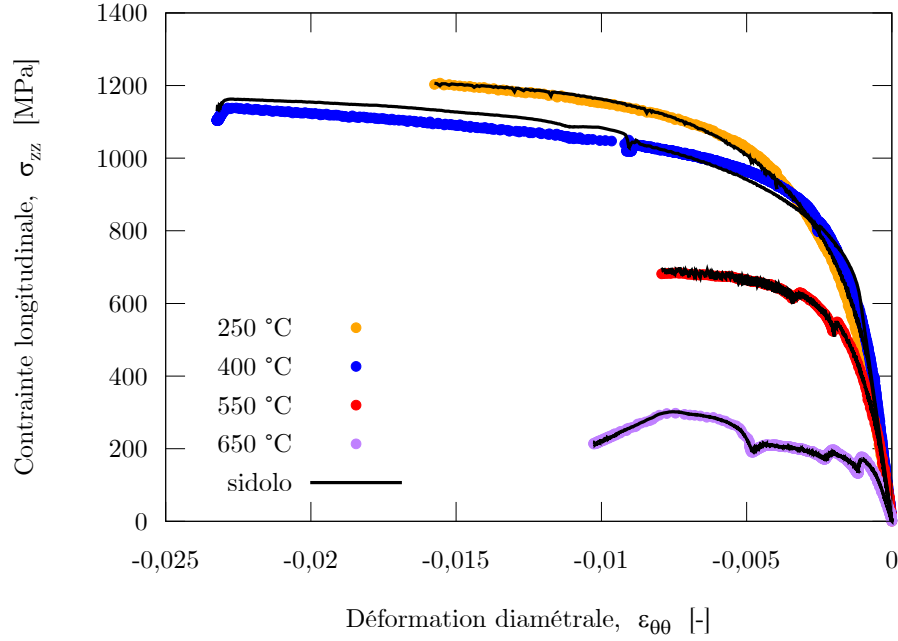


Figure D.4 – Martensite de trempe.

Température [°C]	20	250	400	550	650
E [GPa]	210	213	188	122	69
σ_y [MPa]	602	411	103	54	0,3
Q [MPa]	183	351	251	119	90
b [-]	300	4,6	7,5	605	250
n [-]	45	50	44	8	6
K [MPa.s ⁻¹]	100	292	598	809	590

Tableau D.1 – Coefficients identifiés du modèle EVP à écrouissage isotrope pour le matériau de base (MB). $\beta = 0,5$.

Température [°C]	300	500	650	800	950	1250
E [GPa]	165	130	95	80	50	10
σ_y [MPa]	84	54	12	0,1	0,1	0,02
Q [MPa]	479	350	172	57	18	3
b [-]	7	11	21	24	15	32
n [-]	35	29	29	9,7	6,3	5,2
K [MPa.s ⁻¹]	34	45	121	179	142	41

Tableau D.2 – Coefficients identifiés du modèle EVP à écrouissage isotrope pour l'austénite. $\beta = 1$.

Température [°C]	20	250	400	550	650
E [GPa]	190	180	186	165	84
σ_y [MPa]	300	300	150	11	0
Q [MPa]	829	822	542	453	88
b [-]	163	129	66	502	344
n [-]	150	149	74	9	6,1
K [MPa.s ⁻¹]	60	100	537	590	592

Tableau D.3 – Coefficients identifiés du modèle EVP à écrouissage isotrope pour la martensite de trempe (MT). $\beta = 0,5$.

Bibliographie

- [Acheson, 1989] ACHESON, R. (1989). Automatic welding apparatus for weld build-up and method of achieving weld build-up. (Cité page 17)
US Patent 4,892,990.
- [Amrei *et al.*, 2016] AMREI, M. M., MONAJATI, H., THIBAUT, D., VERREMAN, Y. et BOCHER, P. (2016). Effects of various post-weld heat treatments on austenite and carbide formation in a 13cr4ni steel multipass weld. *Metallography, Microstructure, and Analysis*, 5 :50–61. (Cité page 24)
<https://doi.org/10.1007/s13632-015-0251-z>.
- [Aubry, 1998] AUBRY, C. (1998). *Modélisation et étude expérimentale des cinétiques de revenu/autorevenu d'aciers trempés. Prédiction des contraintes résiduelles de trempe dans un acier cémenté en incluant l'autorevenu*. Thèse de doctorat, Institut National Polytechnique de Lorraine. (Cité page 44).
- [Avrami, 1939] AVRAMI, M. (1939). Kinetics of phase change. i general theory. *The Journal of chemical physics*, 7(12) :1103–1112. (Cité page 40)
<https://doi.org/10.1063/1.1750380>.
- [Avrami, 1940] AVRAMI, M. (1940). Kinetics of phase change. ii transformation-time relations for random distribution of nuclei. *The Journal of chemical physics*, 8(2) :212–224. (Cité page 40)
<https://doi.org/10.1063/1.1750631>.
- [Avrami, 1941] AVRAMI, M. (1941). Granulation, phase change, and microstructure kinetics of phase change. iii. *The Journal of chemical physics*, 9(2) :177–184. (Cité page 40)
<https://doi.org/10.1063/1.1750872>.
- [Babu *et al.*, 1999] BABU, S., RIBEIRO, D. et SHIVPURI, R. (1999). Material and surface engineering for precision forging dies. *Ohio Aerospace Institute and National Center for Manufacturing Sciences*. (Cité page 42).
- [Bai *et al.*, 2018] BAI, X., COLEGROVE, P., DING, J., ZHOU, X., DIAO, C., BRIDGEMAN, P., roman HÖNNIGE, J., ZHANG, H. et WILLIAMS, S. (2018). Numerical analysis of heat transfer and fluid flow in multilayer deposition of paw-based wire and arc additive manufacturing. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 124 :504–516. (Cité page 34)
<https://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2018.03.085>.
- [Barreto-Phan Hoang, 1986] BARRETO-PHAN HOANG, M.-L. (1986). *Transformations structurales dans des aciers contenant 12% de chrome et 5 ou 7% de nickel : incidence de l'austénite de réversion sur les propriétés mécaniques*. Thèse de doctorat, Université de Paris-Sud. (Cité page 24).
- [Benoit, 2012] BENOIT, A. (2012). *Développement du soudage MIG CMT pour la réparation de pièces aéronautiques. Application aux pièces en alliage base aluminium 6061*. Thèse de doctorat, Université Paris Sud-Paris XI. (Cité page 15)
HAL Id : tel-01674156 , version 2.

- [Benoit, 2015] BENOIT, A. (2015). Soudage à l'arc semi-automatique (mig/mag). *Techniques de l'ingénieur. Génie mécanique*, pages BM7732–1. (Cité pages 12, 13, 15)
<https://doi.org/10.51257/a-v2-bm7732>.
- [Bergheau, 2004] BERGHEAU, J.-M. (2004). Modélisation numérique des procédés de soudage. *Techniques de l'ingénieur. Génie mécanique*, page BM7758. (Cité pages 30, 160)
<https://doi.org/10.51257/a-v1-bm7758>.
- [Blondeau, 2013] BLONDEAU, R. (2013). *Metallurgy and mechanics of welding : processes and industrial applications*. John Wiley & Sons. (Cité pages 11, 12)
ISBN : 978-1-118-62374-9.
- [Bojack et al., 2014] BOJACK, A., ZHAO, L., MORRIS, P. et SIETSMA, J. (2014). In situ thermomagnetic investigation of the austenitic phase during tempering of a 13cr6ni2mo supermartensitic stainless steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 45 :5956–5967. (Cité page 101)
<https://doi.org/10.1007/s11661-014-2551-3>.
- [Bonaventure, 2012] BONAVENTURE, A. (2012). *Evaluation expérimentale et numérique des contraintes résiduelles dans des structures soudées en multipasse*. Thèse de doctorat, Troyes. (Cité page 30).
- [Bristiel, 2001] BRISTIEL, P. (2001). *Modélisation magnétothermique, métallurgique et mécanique de la trempe superficielle après chauffage par induction appliquée aux vilebrequins*. Thèse de doctorat, Arts et Métiers ParisTech. (Cité page 44)
HAL Id : pastel-00005054 , version 1.
- [Cadiou, 2019] CADIOU, S. (2019). *Modélisation magnéto-thermohydraulique de procédés de fabrication additive arc-fil (WAAM)*. Thèse de doctorat, Université Bretagne-Sud, Lorient. (Cité pages 14, 19, 32, 36, 176)
HAL Id : tel-02496906 , version 1.
- [Cadiou et al., 2020] CADIOU, S., COURTOIS, M., CARIN, M., BERCKMANS, W. et al. (2020). 3d heat transfer, fluid flow and electromagnetic model for cold metal transfer wire arc additive manufacturing (cmt-waam). *Additive Manufacturing*, 36 :101541. (Cité page 32)
<https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101541>.
- [Cailletaud et Pilvin, 1994] CAILLETAUD, G. et PILVIN, P. (1994). Utilisation de modèles polycristallins pour le calcul par éléments finis. *Revue européenne des éléments finis*, 3(4) :515–541. (Cité page 50)
<https://doi.org/10.1080/12506559.1994.10511147>.
- [Cambon, 2021] CAMBON, C. (2021). *Étude thermomécanique du procédé de fabrication métallique arc-fil : approche numérique et expérimentale*. Thèse de doctorat, Université de Montpellier. (Cité pages 48, 60)
HAL Id : tel-03396711 , version 1.
- [Carrouge, 2002] CARROUGE, D. (2002). *Phase transformations in welded supermartensitic stainless steels*. Thèse de doctorat, University of Cambridge. (Cité page 24)
<https://doi.org/10.17863/CAM.14251>.
- [Cazes, 1995] CAZES, R. (1995). Soudage à l'arc. *Techniques de l'ingénieur. Génie mécanique*, pages B7730–1. (Cité pages 10, 11)
<https://doi.org/10.51257/a-v1-b7730>.
- [Chen et al., 2022] CHEN, X., WANG, C., DING, J., BRIDGEMAN, P. et WILLIAMS, S. (2022). A three-dimensional wire-feeding model for heat and metal transfer, fluid flow, and bead shape in wire plasma arc additive manufacturing. *Journal of Manufacturing Processes*, 83 :300–312. (Cité pages 33, 34)
<https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2022.09.012>.

- [Coret, 2001] CORET, M. (2001). *Etude expérimentale et simulation de la plasticité de transformation et du comportement multiphasé de l'acier de cuve 16MND5 sous chargement multiaxial anisotherme*. Thèse de doctorat, Cachan, Ecole Normale Supérieure. (Cité page 49).
- [Coret et Combescure, 2002] CORET, M. et COMBESCURE, A. (2002). A mesomodel for the numerical simulation of the multiphase behavior of materials under anisothermal loading (application to two low-carbon steels). *International Journal of Mechanical Sciences*, 44(9) : 1947–1963. (Cité page 49)
[https://doi.org/10.1016/S0020-7403\(02\)00053-X](https://doi.org/10.1016/S0020-7403(02)00053-X).
- [Courtois, 2014] COURTOIS, M. (2014). *Modélisation thermohydraulique tri-dimensionnelle du soudage laser de flans rabotés et validation expérimentale*. Thèse de doctorat, Lorient. (Cité page 33, 35).
- [Dal, 2011] DAL, M. (2011). *Modélisation magnéto-thermo-hydraulique d'une pièce soumise à un procédé de soudage TIG et estimation d'évolution d'un front de fusion*. Thèse de doctorat, Université Bretagne Sud. (Cité page 64)
HAL Id : tel-04046529 , version 1.
- [DebRoy et al., 2018] DEBROY, T., WEI, H., ZUBACK, J., MUKHERJEE, T., ELMER, J., MILEWSKI, J., BEESE, A. M., WILSON-HEID, A. d., DE, A. et ZHANG, W. (2018). Additive manufacturing of metallic components—process, structure and properties. *Progress in Materials Science*, 92 :112–224. (Cité page 10)
<https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2017.10.001>.
- [Deng et Ju, 2013] DENG, X. et JU, D. (2013). Modeling and simulation of quenching and tempering process in steels. *Physics Procedia*, 50 :368–374. (Cité page 44)
<https://doi.org/10.1016/j.phpro.2013.11.057>.
- [Denis et al., 1999] DENIS, S., ARCHAMBAULT, P., AUBRY, C., MEY, A., LOUIN, J. C. et SIMON, A. (1999). Modelling of phase transformation kinetics in steels and coupling with heat treatment residual stress predictions. *Le Journal de Physique IV*, 9(PR9) :Pr9–323. (Cité page 44)
<https://doi.org/10.1051/jp4:1999933>.
- [Denis et al., 1987] DENIS, S., SJÖSTRÖM, S. et SIMON, A. (1987). Coupled temperature, stress, phase transformation calculation. *Metallurgical Transactions A*, 18 :1203–1212. (Cité page 42)
<https://doi.org/10.1007/BF02647190>.
- [Depradeux, 2013] DEPRADEUX, L. (2013). Contraintes résiduelles de soudage dans l'acier 13-4—Cas tests numériques de types « Satoh » — Comparaisons calculs-essais (Rapport technique confidentiel). (Cité page 136).
- [Depradeux et Coquard, 2018] DEPRADEUX, L. et COQUARD, R. (2018). Influence of viscoplasticity, hardening, and annealing effects during the welding of a three-pass slot weld (net-tg4 round robin). *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 164 :39–54. (Cité page 48)
<https://doi.org/10.1016/j.ijpvp.2017.04.005>.
- [Desmaison et al., 2014] DESMAISON, O., BELLET, M. et GUILLEMOT, G. (2014). A level set approach for the simulation of the multipass hybrid laser/gma welding process. *Computational materials science*, 91 :240–250. (Cité page 177)
<https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2014.04.036>.
- [Dickens et al., 1992] DICKENS, P., PRIDHAM, M., COBB, R., GIBSON, I. et DIXON, G. (1992). Rapid prototyping using 3-d welding. In *1992 International Solid Freeform Fabrication Symposium*. (Cité page 17)
<http://hdl.handle.net/2152/64409>.
- [Dowson et al., 2008] DOWSON, P., BAUER, D., LANEY, S. et al. (2008). Selection of materials and material related processes for centrifugal compressors and steam turbines in the oil and

- petrochemical industry. *In Proceedings of the 37th turbomachinery symposium*. Texas A&M University. Turbomachinery Laboratories. (Cité page 24)
<https://doi.org/10.21423/R1SS8C>.
- [EDF, 2013] EDF (2013). Code_aster® modelling documentation - modèles de comportement métallurgique des aciers (r4.04.01). (Cité page 96).
- [Feng *et al.*, 2012] FENG, J., LI, L., CHEN, Y., LEI, Z., QIN, H. et LI, Y. (2012). Effects of welding velocity on the impact behavior of droplets in gas metal arc welding. *Journal of Materials Processing Technology*, 212(11) :2163–2172. (Cité page 14)
<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2012.02.016>.
- [Fernandes *et al.*, 1985] FERNANDES, F., DENIS, S. et SIMON, A. (1985). Mathematical model coupling phase transformation and temperature evolution during quenching of steels. *Materials Science and Technology*, 1(10) :838–844. (Cité page 40)
<https://doi.org/10.1179/mst.1985.1.10.838>.
- [Folkhard, 1988] FOLKHARD, E. (1988). *Welding metallurgy of stainless steels*. Springer Science & Business Media. (Cité page 23)
 ISBN : 978-3-7091-8967-2.
- [Friedman, 1975] FRIEDMAN, E. (1975). Thermomechanical analysis of the welding process using the finite element method. (Cité page 39)
<https://doi.org/10.1115/1.3454296>.
- [Galeazzi *et al.*, 2022] GALEAZZI, D., SILVA, R. H. G. e., PIGOZZO, I. O., da ROSA, A. F., PEREIRA, A. S. et MARQUES, C. (2022). Analysis of current pulse during short-circuit phase in cmt version of gma process under a view of additive manufacturing. *Welding in the World*, 66(7) :1369–1380. (Cité page 16)
<https://doi.org/10.1007/s40194-022-01298-1>.
- [Garrison, 2001] GARRISON, W. (2001). Stainless steels : martensitic. *Encyclopedia of Materials : Science and Technology*, pages 8804–8810. (Cité page 18)
<https://doi.org/10.1016/B0-08-043152-6/01582-5>.
- [Gauthier, 2014] GAUTHIER, E. (2014). *Etude expérimentale et numérique de la dégradation cyclique des électrodes en CuCr1Zr lors du soudage par résistance par point*. Thèse de doctorat, Université de Bretagne Sud. (Cité pages 92, 100)
 HAL Id : tel-01045222 , version 1.
- [Giusti, 1981] GIUSTI, J. (1981). Contraintes et déformations résiduelles d origine thermique application au soudage et a la trempe des aciers. (Cité page 47).
- [Godin *et al.*, 2020] GODIN, S., HAMEL-AKRÉ, J., THIBAUT, D., SERVENTI, A.-M. et BOCHER, P. (2020). Ni and mn enrichment effects on reformed austenite : thermodynamical and low cycle fatigue stability of 13% cr–4% ni and 13% cr–6% ni stainless steels. *SN Applied Sciences*, 2 :1–12. (Cité page 24)
<https://doi.org/10.17863/CAM.14251>.
- [Goldak *et al.*, 1984] GOLDAK, J., CHAKRAVARTI, A. et BIBBY, M. (1984). A new finite element model for welding heat sources. *Metallurgical transactions B*, 15 :299–305. (Cité pages 39, 140)
<https://doi.org/10.1007/BF02667333>.
- [Goldak *et al.*, 1992] GOLDAK, J., ODDY, A., GU, M., MA, W., MASHAIE, A. et HUGHES, E. (1992). Coupling heat transfer, microstructure evolution and thermal stress analysis in weld mechanics. *In Mechanical effects of welding*, pages 1–30. Springer. (Cité page 42)
https://doi.org/10.1007/978-3-642-84731-8_1.
- [Goldak et Akhlaghi, 2005] GOLDAK, J. A. et AKHLAGHI, M. (2005). *Computational welding mechanics*. Springer Science & Business Media. (Cité pages 30, 37)
<https://doi.org/10.1007/b101137>.

- [Greenwood et Johnson, 1965] GREENWOOD, G. W. et JOHNSON, R. (1965). The deformation of metals under small stresses during phase transformations. *Proceedings of the Royal Society of London. Series A. Mathematical and Physical Sciences*, 283(1394) :403–422. (Cité page 29) <https://doi.org/10.1098/rspa.1965.0029>.
- [Guilmois, 2021] GUILMOIS, L. (2021). *Modélisation thermo-mécanique et approche expérimentale d'une opération de fabrication additive arc-fil*. Thèse de doctorat, Nantes Université. (Cité pages 2, 18, 22, 25, 38, 63).
- [Hanna, 2016] HANNA, F. (2016). *A thermo-metallurgical-mechanical model for the numerical simulation of multipass GTA welding of martensitic X10CrMoVNb9-1 steel*. Thèse de doctorat, Paris 6. (Cité pages 45, 48)
HAL Id : tel-01806328 , version 1.
- [He et al., 2023] HE, Z., WANG, P., LIU, G., LIU, J. et ZHANG, S. (2023). The phase transformation in a low-carbon 13cr4ni martensitic stainless steel during two-stage intercritical tempering. *Metals*, 13(7) :1302. (Cité page 24) <https://doi.org/10.3390/met13071302>.
- [Hejripour et al., 2018] HEJRIPOUR, F., VALENTINE, D. T. et AIDUN, D. K. (2018). Study of mass transport in cold wire deposition for wire arc additive manufacturing. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 125 :471–484. (Cité pages 32, 37) <https://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2018.04.092>.
- [Inoue et Wang, 1985] INOUE, T. et WANG, Z. (1985). Coupling between stress, temperature, and metallic structures during processes involving phase transformations. *Materials Science and Technology*, 1(10) :845–850. (Cité page 49) <https://doi.org/10.1179/mst.1985.1.10.845>.
- [Itoh, 1985] ITOH, Y. (1985). Residual stress characteristics of 13cr cast steel weldments prepared with austenitic weld metal. *Quarterly Journal of the Japan Welding Society*, 3(3) :604–611. (Cité page 26) <https://doi.org/10.2207/qjjws.3.604>.
- [Itoh et al., 1984] ITOH, Y., NAGATA, K., FUKAKURA, J. et MORI, T. (1984). The effect of local heat treatment at weld zone on transient thermal stresses and residual stresses of 13cr cast steel. *Transactions of the Japan Welding Society*, 15(2) :59. (Cité page 26) <https://doi.org/10.2207/qjjws.2.83>.
- [Johnson et Mehl, 1939] JOHNSON, W. et MEHL, R. (1939). Reaction kinetics in processes of nucleation and growth. *Trans. Metall. Soc. AIME*, 135 :416–442. (Cité page 40).
- [Kaiser et al., 2018] KAISER, D., de GRAAFF, B., DIETRICH, S. et SCHULZE, V. (2018). Investigation of the precipitation kinetics and microstructure evolution of martensitic aisi 4140 steel during tempering with high heating rates. *Metallurgical Research & Technology*, 115(4) :404. (Cité page 45) <https://doi.org/10.1051/metal/2018026>.
- [Kerrouault, 2000] KERROUAULT, N. (2000). *Fissuration à chaud en soudage d'un acier inoxydable austénitique*. Thèse de doctorat, Châtenay-Malabry, Ecole centrale de Paris. (Cité page 38).
- [Klapczynski, 2022] KLAPCZYNSKI, V. (2022). *Influence de la nature de l'atmosphère sur la tension superficielle des métaux liquides – Application à la fabrication additive*. Thèse de doctorat, Nantes Université. (Cité page 20).
- [Koistinen et Marburger, 1959] KOISTINEN, D. et MARBURGER, R. (1959). A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels. *Acta Metallurgica*, 7(1) :59 – 60. (Cité pages 41, 99) [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(59\)90170-1](https://doi.org/10.1016/0001-6160(59)90170-1).

- [Kolebina, 2015] KOLEBINA, N. (2015). *Caractérisation des propriétés d'aciers supermartensitiques pour une optimisation de procédés de mise en forme d'éléments de turbine hydraulique*. Thèse de doctorat, Université Grenoble Alpes (ComUE). (Cité page 86).
- [Le, 2014] LE, M. (2014). *Approches expérimentale et numérique de la fissuration à chaud dans les soudures en acier inoxydable*. Thèse de doctorat, Lorient. (Cité page 110).
- [Leblond, 1980] LEBLOND, J. (1980). Simulation numérique du soudage—modélisation mathématique des transformations métallurgiques—état d'avancement des travaux. *Framatome Internal Report# TM/C DC/80.066*. (Cité page 47).
- [Leblond et Devaux, 1984] LEBLOND, J. et DEVAUX, J. (1984). A new kinetic model for anisothermal metallurgical transformations in steels including effect of austenite grain size. *acta metallurgica*, 32(1) :137–146. (Cité pages 41, 96)
[https://doi.org/10.1016/0001-6160\(84\)90211-6](https://doi.org/10.1016/0001-6160(84)90211-6).
- [Leblond et al., 1985] LEBLOND, J.-B., MOTTET, G., DEVAUX, J. et DEVAUX, J.-C. (1985). Mathematical models of anisothermal phase transformations in steels, and predicted plastic behaviour. *Materials science and technology*, 1(10) :815–822. (Cité page 47)
<https://doi.org/10.1179/mst.1985.1.10.815>.
- [Lemaitre et Chaboche, 1994] LEMAITRE, J. et CHABOCHE, J.-L. (1994). *Mechanics of solid materials*. Cambridge university press. (Cité pages 48, 105)
ISBN : 9781139167970.
- [Lippold et Kotecki, 2005] LIPPOLD, J. C. et KOTECKI, D. J. (2005). *Welding metallurgy and weldability of stainless steels*. (Cité page 17)
ISBN : 978-0-471-47379-4.
- [Magee et Paxton, 1966] MAGEE, C. L. et PAXTON, H. W. (1966). *Transformation kinetics, microplasticity and aging of martensite in Fe-31Ni*. Thèse de doctorat, Carnegie Inst. of Technology. (Cité page 29).
- [Marion, 2016] MARION, G. (2016). *Modélisation de procédés de fabrication additive de pièces aéronautiques et spatiales en Ti-6Al-4V par dépôt et fusion sélective d'un lit de poudre par laser : Approche thermique, métallurgique et mécanique*. Thèse de doctorat, Université Paris sciences et lettres. (Cité pages 48, 50)
HAL Id : tel-03510208 , version 1.
- [Masubuchi, 1980] MASUBUCHI, K. (1980). *Analysis of welded structures : residual stresses, distortion, and their consequences*, volume 33. Elsevier. (Cité page 28).
- [Mezrag et al., 2018] MEZRAG, B., DESCHAUX BEAUME, F., ROUQUETTE, S. et BENACHOUR, M. (2018). Indirect approaches for estimating the efficiency of the cold metal transfer welding process. *Science and Technology of Welding and Joining*, 23(6) :508–519. (Cité page 39)
<https://doi.org/10.1080/13621718.2017.1417806>.
- [Monier, 2016] MONIER, R. (2016). *Etude expérimentale du comportement dynamique des phases liquides en soudage par court-circuit contrôlé*. Thèse de doctorat, Université de Montpellier. (Cité page 14)
HAL Id : tel-01833201 , version 1.
- [Montevecchi et al., 2016] MONTEVECCHI, F., VENTURINI, G., SCIPPA, A. et CAMPATELLI, G. (2016). Finite element modelling of wire-arc-additive-manufacturing process. *Procedia Cirp*, 55 :109–114. (Cité page 163)
<https://doi.org/10.1016/j.procir.2016.08.024>.
- [Morville, 2012] MORVILLE, S. (2012). *Modélisation multiphysique du procédé de Fabrication Rapide par Projection Laser en vue d'améliorer l'état de surface final*. Thèse de doctorat, Université de Bretagne Sud. (Cité page 37)
HAL Id : tel-00806691 , version 1.
- [Moumni et al., 2011] MOUMNI, Z., ROGER, F. et TRINH, N. T. (2011). Theoretical and numerical modeling of the thermomechanical and metallurgical behavior of steel. *International*

- journal of plasticity*, 27(3) :414–439. (Cité page 50)
<https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2010.07.002>.
- [Nain, 2022] NAIN, V. (2022). *Efficient thermomechanical modeling of large parts fabricated by Directed Energy Deposition Additive Manufacturing processes*. Thèse de doctorat, Université de Bretagne Sud. (Cité page 48)
HAL Id : tel-03962675 , version 1.
- [Nascimento et al., 2023] NASCIMENTO, E. J., dos SANTOS MAGALHÃES, E. et dos SANTOS PAES, L. E. (2023). A literature review in heat source thermal modeling applied to welding and similar processes. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 126(7-8) :2917–2957. (Cité page 39)
<https://doi.org/10.1007/s00170-023-11253-z>.
- [Niessen, 2018] NIESSEN, F. (2018). *Phase Transformations in Supermartensitic Stainless Steels*. Thèse de doctorat, Technical University of Denmark. (Cité page 22)
ISBN : 978-87-7475-527-2.
- [Ogino et al., 2016] OGINO, Y., HIRATA, Y. et MURPHY, A. B. (2016). Numerical simulation of gmaw process using ar and an ar-co 2 gas mixture. *Welding in the World*, 60 :345–353. (Cité page 21)
<https://doi.org/10.1007/s40194-015-0287-3>.
- [Osher et Sethian, 1988] OSHER, S. et SETHIAN, J. A. (1988). Fronts propagating with curvature-dependent speed : Algorithms based on hamilton-jacobi formulations. *Journal of computational physics*, 79(1) :12–49. (Cité page 35)
[https://doi.org/10.1016/0021-9991\(88\)90002-2](https://doi.org/10.1016/0021-9991(88)90002-2).
- [Paillard, 2017] PAILLARD, P. (2017). Tig : soudage à l’arc sous protection gazeuse avec électrode non fusible. *Techniques de l’ingénieur. Génie mécanique*, pages BM7733–1. (Cité page 12)
<https://doi.org/10.51257/a-v1-bm7733>.
- [Pérez et al., 2023] PÉREZ, I. G., MERUANE, V. et MENDEZ, P. F. (2023). Deep-learning based analysis of metal-transfer images in gmaw process. *Journal of Manufacturing Processes*, 85 :9–20. (Cité page 15)
<https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2022.11.018>.
- [Perry, 2000] PERRY, N. (2000). *Etude et développement des flux solides en vue d’application en soudage ATIG appliqué au titane et ses alliages ainsi qu’aux aciers inoxydables*. Thèse de doctorat, Ecole Centrale de Nantes (ECN). (Cité pages 19, 20)
HAL Id : tel-00003487 , version 1.
- [Pilvin, 2010] PILVIN, P. (2010). Notice d’utilisation du logiciel SiDoLo version 2.5298 - Rapport interne, IRDL/Université Bretagne Sud. (Cité pages 97, 117, 211).
- [Planckaert, 2008] PLANCKAERT, J.-P. (2008). *Modélisation du soudage MIG/MAG en mode short-arc*. Thèse de doctorat, Université Henri Poincaré-Nancy 1. (Cité page 13)
HAL Id : tel-01748548, version 2.
- [Prifiharni et al., 2017] PRIFIHARNI, S., PERDANA, H., ROMIJARSO, T. B., ADJANTORO, B., JUNIARSIH, A. et MABRURI, E. (2017). The hardness and microstructure of the modified 13cr steam turbine blade steel in tempered conditions. *Intern. J. of Engineering and Technology (IJET)*, 8(6) :2672–2675. (Cité page 25)
<https://doi.org/10.1088/1757-899X/547/1/012059>.
- [Prime, 2009] PRIME, M. B. (2009). The contour method : A new approach in experimental mechanics. In *Proceedings of the SEM Annual Conference*, volume 1171, pages 528–538. (Cité page 78)
<https://www.osti.gov/biblio/956586>.
- [Radaaj, 1992] RADAJ, D. (1992). *Heat effects of welding : temperature field, residual stress, distortion*. Springer Science & Business Media. (Cité page 25)
<https://doi.org/10.1007/978-3-642-48640-1>.

- [Ralph, 1925] RALPH, B. (1925). Method of making decorative articles. (Cité page 16)
US Patent 1,533,300.
- [Ramard, 2018] RAMARD, C. (2018). *Étude expérimentale et numérique du soudage multipasse : application à un acier de construction navale*. Thèse de doctorat, Université Bretagne-Sud, Lorient. (Cité pages 48, 50, 123)
HAL Id : tel-02278519 , version 1.
- [Ravix, 2022] RAVIX, L. (2022). *Modélisation multi-échelles du procédé de fabrication additive par arc-fil WAAM : du cycle CMT aux pièces de grandes dimensions*. Thèse de doctorat, École des Mines de Paris. (Cité pages 19, 48, 177).
- [Robert-Hauglustaine et Emptoz, 1994] ROBERT-HAUGLUSTAINE, A.-C. et EMPTOZ, G. (1994). Les techniques de soudage électrique dans les industries de l'armement, 1914-1939. *Bulletin d'histoire de l'électricité*, 23(1) :83–100. (Cité page 10)
<https://dx.doi.org/10.3406/helec.1994.1238>.
- [Saint-Germain, 2006] SAINT-GERMAIN, B. (2006). *Etude expérimentale et numérique des distorsions de structures mécano-soudées*. Thèse de doctorat, Châtenay-Malabry, Ecole centrale de Paris. (Cité pages 22, 25, 28, 75, 160).
- [Santos et al., 2015] SANTOS, M. T., MUTERLLE, P. V. et de CARVALHO, G. C. (2015). Emissivity characterization in stainless steels alloys for application in hidroelectric turbines. *Applied Mechanics and Materials*, 719 :3–12. (Cité page 141)
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMM.719-720.3>.
- [Satoh, 1972] SATOH, K. (1972). Transient thermal stresses of weld heat-affected zone by both-ends-fixed bar analogy. *Transactions of the Japan Welding Society*, 3(1) :125–134. (Cité pages 26, 136).
- [Sawyer et Mitchell, 1973] SAWYER, L. A. et MITCHELL, W. H. (1973). The liberty ships : The history of the " emergency " type cargo ships constructed in the united states during world war ii. (Cité page 10)
ISBN : 0715349074.
- [Scotti et al., 2012] SCOTTI, A., PONOMAREV, V. et LUCAS, W. (2012). A scientific application oriented classification for metal transfer modes in gma welding. *Journal of materials processing technology*, 212(6) :1406–1413. (Cité page 15)
<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2012.01.021>.
- [Speich et Leslie, 1972] SPEICH, G. et LESLIE, W. (1972). Tempering of steel. *Metallurgical Transactions*, 3(5) :1043–1054. (Cité page 42)
<https://doi.org/10.1007/BF02642436>.
- [Spencer et al., 1998] SPENCER, J., DICKENS, P. et WYKES, C. (1998). Rapid prototyping of metal parts by three-dimensional welding. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B : Journal of Engineering Manufacture*, 212(3) :175–182. (Cité page 17)
<https://doi.org/10.1243/09544059815155>.
- [Su et al., 2005] SU, Y., LI, Z. et MILLS, K. (2005). Equation to estimate the surface tensions of stainless steels. *Journal of materials science*, 40 :2201–2205. (Cité page 181)
<https://doi.org/10.1007/s10853-005-1933-8>.
- [Sun et al., 2019] SUN, Y., OBASI, G., HAMELIN, C., VASILEIOU, A., FLINT, T., FRANCIS, J. et SMITH, M. (2019). Characterisation and modelling of tempering during multi-pass welding. *Journal of Materials Processing Technology*, 270 :118–131. (Cité page 46)
<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2019.02.015>.
- [Taban et al., 2016] TABAN, E., KALUC, E. et OJO, O. O. (2016). Properties, weldability and corrosion behavior of supermartensitic stainless steels for on-and offshore applications. *Materials Testing*, 58(6) :501–518. (Cité page 18)
<https://doi.org/10.3139/120.110884>.

- [Thibault *et al.*, 2009] THIBAUT, D., BOCHER, P. et THOMAS, M. (2009). Residual stress and microstructure in welds of 13% cr–4% ni martensitic stainless steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 209(4) :2195–2202. (Cité page 23)
<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2008.05.005>.
- [Thibault *et al.*, 2011] THIBAUT, D., BOCHER, P., THOMAS, M., LANTEIGNE, J., HOVINGTON, P. et ROBICHAUD, P. (2011). Reformed austenite transformation during fatigue crack propagation of 13% cr–4% ni stainless steel. *Materials Science and Engineering : A*, 528(21) :6519–6526. (Cité page 24)
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.04.089>.
- [Théodore, 2023] THÉODORE, J. (2023). *Accommodation des contraintes et déformations résiduelles dans les soudures multipasses sur fortes épaisseurs par introduction d'une variabilité de la composition du métal d'apport*. Thèse de doctorat, Nantes Université. (Cité page 78).
- [Tsaio *et al.*, 1988] TSAO, K., WU, C. *et al.* (1988). Fluid flow and heat transfer in gma weld pools. *Welding journal*, 67(3) :70s–75s. (Cité page 34).
- [Ujiie, 1971] UJIE, A. (1971). Method of and apparatus for constructing substantially circular cross section vessel by welding. (Cité page 16)
 US Patent 3,558,846.
- [Videau *et al.*, 1994] VIDEAU, J.-C., CAILLETAUD, G. et PINEAU, A. (1994). Modélisation des effets mécaniques des transformations de phases pour le calcul de structures. *Le Journal de Physique IV*, 4(C3) :C3–227. (Cité page 49)
<https://doi.org/10.1051/jp4:1994331>.
- [Wang, 2011] WANG, H. (2011). *Comportement mécanique et rupture des aciers au C-Mn en présence de vieillissement dynamique*. Thèse de doctorat, Châtenay-Malabry, Ecole centrale de Paris. (Cité page 111)
 HAL Id : tel-00704515 , version 1.
- [Wang, 2006] WANG, Y. (2006). *Etude et modélisation de l'effet du revenu sur les évolutions des microstructures, du comportement thermomécanique et des contraintes résiduelles de trempe*. Thèse de doctorat, Institut National Polytechnique de Lorraine. (Cité page 43)
<http://www.theses.fr/2006INPL047N>.
- [Weman, 2003] WEMAN, K. (2003). *Welding processes handbook*. Elsevier. (Cité page 11)
 ISBN : 978-0-85709-510-7.
- [Weman et Lindén, 2006] WEMAN, K. et LINDÉN, G. (2006). *MIG welding guide*. Woodhead Publishing. (Cité page 19)
 ISBN : 9781855739475.
- [Wölfle *et al.*, 2022] WÖLFLE, C. H., KREMPASZKY, C. et WERNER, E. (2022). An implicit integration scheme with consistent tangent modulus for leblond's model of transformation-induced plasticity in steels. *Continuum Mechanics and Thermodynamics*, 34(1) :321–340. (Cité page 29)
<https://doi.org/10.1007/s00161-021-01058-4>.
- [Xu *et al.*, 2009] XU, G., HU, J. et TSAI, H.-L. (2009). Three-dimensional modeling of arc plasma and metal transfer in gas metal arc welding. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 52(7-8) :1709–1724. (Cité page 32)
<https://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2008.09.018>.
- [Zaoui *et al.*, 1991] ZAOU, A., RAPHANEL, J., TEODOSIU, C., RAPHANEL, J. et SIDOROFF, F. (1991). On the nature of the intergranular accommodation in the modeling of elastoviscoplastic behavior of polycrystalline aggregates. *Teodosiu, Raphanel, Sidoroff (Eds.), Mecamat*, 91 : 185–192. (Cité page 50).
- [Zavala, 2006] ZAVALA, I. (2006). *Prédiction des distorsions dans le cas du soudage TIG de l'acier 17-4 PH : élaboration d'un modèle avec prise en compte des phénomènes de durcissement par précipitation*. Thèse de doctorat, Lorient. (Cité page 100).



Titre : Modélisation numérique multi-échelle et approche expérimentale du procédé de fabrication additive MAG-CMT pour la prédiction des déformations et des contraintes résiduelles

Mots clés : fabrication additive arc-fil, MAG-CMT, modélisation numérique, acier inoxydable martensitique, déformations, contraintes résiduelles

Résumé : La fabrication additive métallique arc-fil permet de fabriquer des pièces de grandes dimensions avec un besoin en matériau relativement faible. La fabrication se fait par dépôt de métal fondu qui engendre des gradients thermiques responsables de l'apparition de déformations et de contraintes résiduelles. Ainsi, cette thèse vise à développer des modèles numériques prédictifs de l'état de contraintes et de déformations applicables à la fabrication additive arc-fil selon deux méthodes.

La première, que l'on retrouve couramment dans la littérature pour l'étude du soudage et plus récemment pour la fabrication additive, néglige les effets hydrodynamiques du bain de fusion et utilise des termes sources équivalents pour représenter l'apport de chaleur du procédé. Des calculs métallurgiques et mécaniques sont ensuite faits à partir de cette analyse thermique pour déterminer l'état mécanique finale de la pièce. Pour développer et valider les modèles, des caractérisations expérimentales du procédé ont été menées.

De plus, des caractérisations des propriétés thermo-physiques, métallurgiques et thermo-mécaniques ont été réalisées afin de décrire correctement le comportement d'un acier inoxydable martensitique lors de l'opération de fabrication.

Une seconde méthode, plus innovante, vise à prédire l'état de contraintes et de déformations de la pièce fabriquée à travers une approche multi-échelle. Un premier modèle à l'échelle du bain de fusion permet de calculer précisément les écoulements et les transferts de chaleur au cours du procédé. Les résultats du modèle, qui sont le champ de température et la forme géométrique du cordon de soudure, sont transférés et utilisés en données d'entrée d'un modèle thermo-mécanique à l'échelle de la pièce.

Les résultats de chaque méthode sont confrontés à des mesures expérimentales de contraintes et de déformations. Les avantages et limitations de chaque méthodologie sont exposés.

Title : Multiscale numerical modelling and experimental approach to the MAG-CMT additive manufacturing process for predicting distortions and residual stresses

Keywords : WAAM (Wire Arc Additive Manufacturing), MAG-CMT, numerical modelling, martensitic stainless steel, distortions, residual stresses

Abstract: Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM) enables large parts to be manufactured with a relatively low material requirement. Manufacturing is carried out by depositing molten metal, which generates thermal gradients responsible for the appearance of deformations and residual stresses. The aim of this thesis is to develop predictive numerical models of the state of stress and strain applicable to arc-wire additive manufacturing, using two methods.

The first, commonly found in the literature for the study of welding and more recently for additive manufacturing, neglects the hydrodynamic effects of the melt pool and uses equivalent source terms to represent the heat input of the process. Metallurgical and mechanical calculations are then made based on this thermal analysis to determine the final mechanical state of the part. To develop and validate the models, experimental characterisation of the process was carried out.

Moreover, characterisations of the thermo-physical, metallurgical and thermo-mechanical properties were carried out in order to properly describe the behaviour of a martensitic stainless steel during the manufacturing process.

A second, more innovative method aims to predict the state of stress and strain of the manufactured part using a multi-scale approach. An initial model at melt pool scale is used to calculate precisely the fluid flows and heat transfers during the process. The results of the model, which are the temperature field and the geometric shape of the weld bead, are transferred and used as input data for a thermo-mechanical model at the scale of the part.

The results of each method are compared with experimental stress and strain measurements. The advantages and limitations of each methodology are outlined.