

THESE DE DOCTORAT DE

L'UNIVERSITE DE NANTES

ECOLE DOCTORALE N° 596

Matière, Molécules, Matériaux

Spécialité : « *Sciences des matériaux* »

Par

Lauriane GUILMOIS

Modélisation thermo-mécanique et approche expérimentale d'une opération de fabrication additive arc-fil

Thèse présentée et soutenue à Nantes, le 17 Février 2021

Unité de recherche :

Université de Nantes, CNRS, Institut des Matériaux Jean Rouxel, IMN, F-44000 Nantes, France

Rapporteurs avant soutenance :

Rodolphe BOLOT
Fabien SOULIE

Professeur,
Maître de conférences - HDR, Univ. de Bourgogne
Univ. de Montpellier

Composition du Jury :

Présidente : Anne-Laure HELBERT
Examineurs : Rodolphe BOLOT
Fabien SOULIE
Dir. de thèse : Pascal PAILLARD
Co-dir. de thèse : Philippe LE MASSON
Co-encadrant : Alexandre BENOIT

Professeur,
Professeur,
Maître de conférences - HDR, Univ. Paris Saclay
Univ. de Bourgogne
Univ. de Montpellier
Univ. de Nantes
Univ. Bretagne Sud
Ingénieur de recherche, IRT Jules Verne

Invités

Stéphane FRECHINET
Serge PRIGENT

Ingénieur de recherche,
Ingénieur de recherche,

GE Hydro France
IRT Jules Verne

Remerciements

Je souhaite avant tout remercier mon directeur de thèse, Pascal Paillard, mon co-directeur de thèse, Philippe Le Masson ainsi que mes encadrants à l'IRT Jules Verne, Alexandre Benoit et Serge Prigent pour leur encadrement tout au long de ces trois années. Je leur suis particulièrement reconnaissante de l'environnement stimulant et positif qu'ils ont su chacun insuffler tout en me laissant une grande liberté de travail. Je les remercie pour la disponibilité dont ils ont toujours su faire preuve et pour les nombreux conseils avisés qu'ils m'ont fournis.

J'exprime toute ma gratitude à Anne-Laure Helbert pour avoir accepté de présider mon jury de thèse, à Rodolphe Bolot et Fabien Soulié qui m'ont fait l'honneur de prendre le temps de rapporter mon travail de thèse et à Stéphane Fréchet pour les avoir rejoints en tant qu'invité lors de la soutenance.

J'adresse mes plus sincères remerciements aux membres industriels du programme PERFORM de l'IRT Jules Verne ainsi qu'à GE Hydro pour leur confiance et pour l'intérêt qu'ils ont manifesté dans ce projet. Merci également pour les différents moments d'échanges que nous avons pu avoir lors de l'avancée de ces travaux de thèse.

Je tiens à également à remercier l'ensemble de mes collègues au sein de l'IRT Jules Verne, de l'IMN ou de l'IRDL. Je voudrais exprimer toute ma sympathie à chacun d'entre eux pour leur accueil, leur bonne humeur, leur dynamique de travail et leurs nombreuses compétences pluridisciplinaires qui ont permis l'accomplissement de ces travaux. Une pensée spéciale à Paul Dahéron, assistant ingénieur, pour son aide, sa patience mais surtout son amitié.

Enfin, toute ma reconnaissance va à ma famille qui m'a toujours montré un soutien sans limite quels que soient mes ambitions et mes choix.

Table des matières

Remerciements	2
Notations	7
Introduction	9
Chapitre I : La fabrication additive arc-fil et sa modélisation	13
I.1 La fabrication additive	15
I.1.1 Définition	15
I.1.2 Historique	15
I.1.3 Économie	16
I.1.4 Comparaison des techniques de fabrication additive métallique par fusion	16
I.1.4.1 La fabrication additive indirecte	17
I.1.4.2 La fabrication additive directe	18
I.1.5 La fabrication additive arc-fil	18
I.1.5.1 La source de chaleur Gas Metal Arc (GMA)	20
I.1.5.2 Les intérêts de la fabrication additive arc-fil	20
I.1.5.3 Les principaux verrous technologiques associés à la fabrication additive arc-fil	23
I.1.5.3.1 Les déformations	23
I.1.5.3.2 Les contraintes résiduelles	24
I.1.5.3.3 Autres	25
I.1.5.4 Les matériaux métalliques couramment étudiés	26
I.2 La modélisation	27
I.2.1 Le couplage thermo-métallo-mécanique	27
I.2.2 La modélisation thermique	28
I.2.2.1 Par l'approche multiphysique	28
I.2.2.2 Par l'approche équivalente	29
I.2.2.2.1 Le principe	29
I.2.2.2.2 Les conditions aux limites	29
I.2.2.2.3 Les sources équivalentes	30
I.2.2.2.3.1 Source de Rosenthal	30
I.2.2.2.3.2 Source de Pavelic	30
I.2.2.2.3.3 Source de Goldak	30
I.2.2.2.3.4 Source de Kerrouault	31
I.2.2.2.3.5 Source de Ranatowski	32
I.2.2.2.3.6 Source de Montevecchi	33
I.2.2.2.4 L'apport de matière	33
I.2.2.2.4.1 L'activation cordon par cordon, ou « block dumped »	34
I.2.2.2.4.2 Quiet element	34
I.2.2.2.4.3 Element birth	35
I.2.2.2.4.4 Maillage mobile	35
I.2.2.3 Par l'approche front de fusion	36
I.2.3 Modélisation métallurgique	36
I.2.3.1 Les transformations diffusives	37
I.2.3.1.1 Le modèle de Johnson-Mehl-Avrami	37
I.2.3.1.2 Le modèle d'Inoue et Wang	37
I.2.3.1.3 Le modèle de Leblond-Devaux	37
I.2.3.1.4 Le modèle de l'Institut National Polytechnique de Lorraine (INPL)	38
I.2.3.2 La transformation martensitique	38
I.2.4 Modélisation mécanique	38
I.2.4.1.1 Le principe	38
I.2.4.1.2 Les conditions aux limites	38
I.2.4.1.3 Les lois de comportement	39

Table des matières

I.2.4.1.4	La température de recuit	42
I.2.4.1.5	La température de coupure	42
I.2.5	Limiter le temps de calcul	42
Chapitre II	Matériaux, matériel et caractérisation	45
II.1	Les matériaux étudiés	47
II.1.1	Utilisation	47
II.1.2	Métallurgie	47
II.1.2.1	Austénite	47
II.1.2.2	Ferrite	47
II.1.2.3	Martensite	49
II.1.3	Composition	50
II.1.3.1	L'acier inoxydable austénitique 304L	50
II.1.3.2	L'acier inoxydable martensitique 415	50
II.1.3.3	Les éléments d'alliage	51
II.1.3.3.1	Les éléments principaux	51
II.1.3.3.1.1	Chrome (Cr)	51
II.1.3.3.1.2	Nickel (Ni)	51
II.1.3.3.1.3	Les diagrammes de Schaeffler, Delong et Espy	51
II.1.3.3.1.4	Autres éléments	53
II.1.4	L'acier inoxydable austénitique 304L	54
II.1.4.1	Microstructure	54
II.1.4.2	Les propriétés thermo-physiques et mécaniques du 304L	54
II.1.4.2.1	Propriétés thermo-physiques du 304L	54
II.1.4.2.1.1	Masse volumique	55
II.1.4.2.1.2	Conductivité thermique	55
II.1.4.2.1.3	Chaleur spécifique	56
II.1.4.2.1.4	Chaleur latente	57
II.1.4.2.1.5	Coefficient de dilatation	57
II.1.4.2.2	Propriétés mécaniques	57
II.1.4.2.2.1	Module de Young	57
II.1.4.2.2.2	Coefficient de Poisson	58
II.1.4.2.2.3	Limité d'élasticité	58
II.1.5	L'acier inoxydable martensitique 415	59
II.1.5.1	Microstructure	59
II.1.5.2	Les propriétés thermo-physiques et mécaniques du 415	59
II.1.5.2.1	Propriétés thermo-physiques du 415	59
II.1.5.2.1.1	Masse volumique	59
II.1.5.2.1.2	Conductivité thermique	59
II.1.5.2.1.3	Chaleur spécifique	60
II.1.5.2.1.4	Chaleur latente	60
II.1.5.2.1.5	Coefficient de dilatation	60
II.1.5.2.2	Propriétés mécaniques du 415	61
II.1.5.2.2.1	Module de Young	61
II.1.5.2.2.2	Coefficient de Poisson	61
II.1.5.2.2.3	Limite d'élasticité	61
II.2	Le matériel	62
II.2.1	Le procédé	62
II.2.1.1	Le poste de soudage	62
II.2.1.1.1	Le générateur et les synergies	62
II.2.1.1.2	Le dévidoir et le buffer	62
II.2.1.1.3	La torche de soudage	63
II.2.1.2	La technique de soudage à l'arc MIG/MAG	63
II.2.1.2.1	Le Cold Metal Transfer de Fronius®	63
II.2.1.2.2	Le rendement du procédé	64
II.2.1.2.3	Le rendement de fusion	65
II.2.1.3	Métal de base	65

Table des matières

II.2.1.4	Métal d'apport	66
II.2.1.5	Le gaz	66
II.2.2	Le logiciel Abaqus®	66
II.2.2.1	La modélisation thermique	67
II.2.2.2	La modélisation mécanique	67
II.3	Les techniques de caractérisation	68
II.3.1	Observation du bain de fusion grâce à une caméra haute vitesse	68
II.3.2	Caractérisation thermique	68
II.3.2.1	Thermographie infra-rouge	68
II.3.2.2	Thermocouples	69
II.3.3	Caractérisation mécanique	70
II.3.3.1	Mesure des déformations par scan laser	70
II.3.3.2	Dureté Vickers	71
II.3.3.3	Essai de traction	71
II.3.4	Analyse métallurgique	72
II.3.4.1	Microscopie optique	72
II.3.4.2	Microscopie électronique à balayage	72
II.3.4.2.1	Spectroscopies X à dispersion d'énergie (EDX) et de longueur d'onde (WDX)	73
II.3.4.2.2	Diffraction des électrons rétrodiffusés (EBSD)	73
II.3.4.3	Ferritoscopie	73
Chapitre III : Modélisation thermique et mise en œuvre expérimentale du procédé WAAM appliqué au 304L		75
III.1	Configuration expérimentale	76
III.2	Instrumentation	78
III.3	Modélisation thermique	80
III.3.1	Détermination de l'émissivité	80
III.3.2	Conditions aux limites	81
III.3.3	Maillage	81
III.3.4	Thermogrammes expérimentaux	82
III.3.5	Étude des sources équivalentes	84
III.3.5.1	Tôle instrumentée : le premier dépôt	84
III.3.5.1.1	Modèle équivalent avec la source de Goldak	84
III.3.5.1.2	Modèle équivalent avec la source de Kerrouault modifiée	88
III.3.5.1.3	Modèle équivalent avec la source Goldak Annulaire	92
III.3.5.1.4	Modèle équivalent avec la méthode de la zone fondue mobile	93
III.3.5.1.5	Conclusion	96
III.3.5.2	Tôle instrumentée : le mur entier	97
III.3.5.2.1	Modèle équivalent avec la source de Goldak	97
III.3.5.2.2	Modèle équivalent avec la méthode de la zone fondue mobile	99
III.3.5.2.3	Conclusion	101
Chapitre IV : Étude thermomécanique du procédé WAAM appliqué au 304L		103
IV.1	Modélisation thermomécanique en configuration cas test	105
IV.1.1	Conditions aux limites	105
IV.1.2	Comparaison source de Goldak/ zone fondue mobile	105
IV.2	Étude expérimentale des déformations par l'intermédiaire d'un plan d'expériences	107
IV.2.1	Nouvelle configuration expérimentale	107
IV.2.2	Planification des expériences	107
IV.2.3	Résultats	108
IV.2.3.1	Profils déformés	108
IV.2.3.2	Choix de la caractérisation des réponses	109
IV.2.3.3	Répétabilité	111
IV.2.3.4	Reproductibilité	112
IV.2.3.4.1	Quantité de matière déposée	112
IV.2.3.4.2	Influence du couple de serrage	112
IV.2.3.4.3	Sans bridage	113
IV.2.3.5	Sphère des interactions et modèles de réponses	115

Table des matières

IV.2.4	Réduction des déformations : dépôts des deux côtés	117
IV.2.5	Conclusion	119
IV.3	Étude thermo-mécanique de la nouvelle configuration expérimentale	120
IV.3.1	Nouvelle configuration expérimentale et instrumentation	120
IV.3.2	Configuration 3 passes	121
IV.3.2.1	Modélisation thermique	121
IV.3.2.2	Modélisation mécanique	123
IV.3.3	Configuration 10 passes	125
IV.3.3.1	Modélisation thermique	125
IV.3.3.2	Modélisation mécanique	126
IV.3.4	Conclusion	127
IV.4	Caractérisation mécanique	128
IV.4.1	Caractérisation mécanique de blocs	128
IV.4.2	Caractérisation de boîtes	130
Chapitre V : Étude thermo - métallurgique - mécanique du procédé WAAM appliqué		
au 415		133
V.1	Caractérisation	134
V.1.1	Essais de dilatométrie libre	134
V.1.2	Essais de calorimétrie différentielle à balayage (DSC)	135
V.1.3	Diffraction des rayons X	137
V.1.4	Caractérisation de la dureté et du taux de ferrite en fonction du traitement thermique	138
V.1.5	Essais de traction couplés à une mesure de taux de ferrite	139
V.1.6	Conclusion	141
V.2	Modélisation thermique	142
V.2.1	Configuration expérimentale et instrumentation	142
V.2.2	Modélisation	143
V.3	Étude expérimentale	145
V.3.1	Macrographies	145
V.3.2	Dureté	147
V.3.3	Ferritoscopie	150
V.3.4	Analyses EBSD et EDX	151
V.3.5	Mesure du déplacement	152
Conclusion générale		159
Conclusion		159
Perspectives		161
Annexes		162
Annexe A : Plan d'expériences généré par CORICO® pour déterminer les paramètres de la source gaussienne-annulaire volumique.		163
Annexe B : Modèles obtenus suite à la réalisation du plan d'expériences avec la source annulaire-gaussienne volumique		164
Annexe C : Plan d'expériences généré par CORICO® pour déterminer les paramètres de la source Goldak-annulaire		165
Annexe D : Modèles de réponses issus des plans d'expériences a et b d'après le logiciel CORICO®		166
Table des figures		167
Liste des tableaux		171
Bibliographie		172

Notations

EBDS : Electron BackScatter Diffraction

EDX : Energy-Dispersive X-ray spectroscopy - Spectroscopie X à dispersion d'énergie

GMAW : Gas Metal Arc Welding

GTAW : Gas Tungsten Arc Welding

MA : Métal d'Apport

MB : Métal de Base

MIG/MAG : Metal Inert Gas/Metal Activ Gas

TIG : Tungsten Inert Gas

TRC : diagramme Transformations en Refroidissement Continu

TTT : diagramme Temps-Température-Transformation

WAAM : Wire Arc Additive Manufacturing

WDX : Wavelength-Dispersive X-ray spectroscopy - Spectroscopie X à dispersion de longueur d'onde

ZF : Zone Fondue

α : coefficient de dilatation thermique

ε : émissivité

λ : conductivité thermique

η : rendement

ρ : masse volumique

$\sigma = 5,67.10^{-8} \text{ W.m}^{-2}.\text{K}^{-4}$: constante de Stefan-Boltzmann

$A\%$: allongement à la rupture

A_{c1} : température de début d'austénitisation

A_{c3} : température de fin d'austénitisation

a_f : longueur de l'ellipse avant dans la source de Goldak

a_r : la longueur de l'ellipse arrière dans source de Goldak

b : largeur de la source de Goldak ou distance entre les origines des deux gaussiennes de la source de Kerrouault

c : profondeur de la source de Goldak

C_p : chaleur spécifique

f_a : facteur de distribution de la puissance entre la gaussienne centrale et la gaussienne annulaire de la source de Kerrouault

Notations

f_f : le facteur de distribution de chaleur à l'avant de la source de Goldak

f_r : le facteur de distribution de chaleur à l'arrière de la source de Goldak

h : coefficient d'échange convectif

$h_{conv} = 5,3 \text{ W.m}^{-2}.\text{K}^{-1}$: valeur typique de la convection naturelle dans le cas d'un modèle équivalent

h_{eff} : coefficient de transfert de chaleur combiné

I : intensité

M_f : température de fin de transformation martensitique Martensite finish

M_s : température de début de transformation martensitique Martensite start

$\vec{n}$: vecteur normal

Q : apport de chaleur

q_{conv} : pertes de chaleur par convection

q_{ray} : pertes de chaleur par rayonnement

r_a : rayon à mi-hauteur de la gaussienne centrale de la source de Kerrouault

r_b : rayon à mi-hauteur de la gaussienne annulaire de la source de Kerrouault

R_m : résistance maximale à la traction

$R_{p0,2}$: limite d'élasticité conventionnelle à 0,2% de déformation

T : température

T_o : température ambiante

$T_{o'}$: température du fluide au loin

$T_{o''}$: température des surfaces qui se situent en vis-à-vis de la pièce

U : tension

Introduction

Ce travail de thèse s'inscrit dans le cadre du programme accélérateur de la recherche fondamentale sur le manufacturing (PERFORM) de l'IRT Jules Verne de Nantes, mis en place en 2017. Il a été réalisé au sein des laboratoires de l'Institut des Matériaux Jean Rouxel de Nantes (IMN – UMR CNRS 6502) et de l'Institut de Recherche Dupuy de Lôme de Lorient (IRDL – UMR CNRS 6027).

Depuis ses prémices au XIX^{ème} siècle, la fabrication additive, procédé de mise en œuvre de pièces par empilement successif de couches de matière, a été largement étudiée. En effet, cette technologie s'adapte à quasiment tous les types de matériaux et donc à toutes les industries. Dans le domaine des matériaux métalliques, elle connaît un certain essor depuis une trentaine d'années, surtout dans sa version lit ou jet de poudre.

Cependant, actuellement, les technologies de fabrication additive de pièces métalliques utilisant des poudres sont arrivées à une certaine maturité, il apparaît donc nécessaire de développer les procédés arc-fil qui permettent de produire des pièces de grandes dimensions à des coûts réduits. En effet, leurs taux de dépôt sont plus importants et ils utilisent des métaux d'apport et des systèmes de dépôt qui sont communs à ceux du soudage. Cela a, par exemple, permis à Naval Group, en collaboration avec l'école centrale de Nantes en 2018, de fabriquer une pale d'hélice d'1 m et 300 kg en alliage de cuivre et d'aluminium, visible sur la Figure 0-1.



FIGURE 0-1. PALE D'HÉLICE PRODUITE PAR FABRICATION ADDITIVE ARC-FIL PAR NAVAL GROUP - ECN

Malgré tout, les procédés arc-fil ne conduisent pas, à ce jour, à des pièces aussi fines, précises et exemptes de défauts telles que les procédés poudre l'autorisent. Les verrous technologiques principaux qui limitent à présent l'évolution de la fabrication additive arc-fil au niveau industriel sont étroitement liés aux paramètres opératoires utilisés ainsi qu'aux cycles thermiques auxquels la pièce est soumise durant sa conception. Le point commun avec le soudage n'est donc pas seulement un

avantage puisque la superposition des couches et la répétition des cycles de chauffage/refroidissement engendrés par le dépôt de chaque cordon vont entraîner l'apparition de contraintes et de déformations au sein des pièces. Celles-ci peuvent alors altérer leurs tolérances géométriques ainsi que leur durée de vie.

En prenant en compte le couplage qui existe entre les phénomènes thermiques, mécaniques et métallurgiques qui rentrent en jeu durant le dépôt, l'utilisation de la modélisation est une alternative possible pour permettre la compréhension de la genèse et la prédiction des contraintes et des déformations qui succèdent à l'opération de fabrication additive. C'est dans ce cadre que se situent ces travaux. L'objectif étant double puisqu'il consiste à la fois :

- À mener une étude expérimentale afin d'investiguer les paramètres influençant les déformations lors des dépôts en fabrication additive métallique arc-fil et de déterminer ainsi les configurations permettant de les limiter ;
- À mettre en place un modèle thermo-mécanique prédictif capable de représenter fidèlement le comportement expérimental observé.

La présentation du manuscrit est divisée en cinq chapitres.

Le premier chapitre propose un état de l'art autour, d'une part, de la fabrication additive métallique et plus particulièrement de la fabrication additive arc-fil. Il fait l'inventaire des différentes techniques existantes et présente les intérêts et les verrous technologiques liés au procédé. D'autre part, cette étude bibliographique fait le point sur les différents types de modélisation qu'il est possible d'utiliser, s'attardant sur la méthode qui a été retenue dans le cadre de ce travail : la modélisation équivalente avec l'utilisation d'une source équivalente.

Le second chapitre présente en détails les deux matériaux utilisés, à savoir les aciers inoxydables austénitique 304L et martensitique 415. Le premier a été choisi en raison de sa capacité à se déformer, permettant ainsi de pouvoir étudier les déplacements lors de l'opération de fabrication additive arc-fil. Le second a été sélectionné en raison de sa résistance mécanique importante et de son faible coefficient de dilatation qui en font un matériau de choix dans les industries hydroélectrique et du transport notamment ou pour des applications en température. Les compositions chimiques ainsi que les propriétés thermo-physiques et mécaniques et la microstructure de chacun des matériaux sont ainsi passées en revue. Ce chapitre introduit ensuite le matériel utilisé dans le cadre expérimental et numérique à savoir le poste de soudage Gas Metal Arc Welding (GMAW) et ce qui s'y rapporte de même que le logiciel d'éléments finis employé, Abaqus®. Enfin, les techniques ayant permis la caractérisation géométrique, thermique, mécanique et l'analyse métallurgique des pièces produites par fabrication additive arc-fil sont mises en avant avec par exemple la visualisation par caméra haute vitesse, la dureté Vickers ou encore la microscopie.

Le troisième chapitre se focalise sur la réalisation d'un cas test en 304L pour détailler le comportement thermique d'un mur lors de sa réalisation. Il débute avec la réalisation d'un dépôt de 5 passes monitoré à l'aide de thermocouples, d'une caméra thermique infra-rouge et d'une caméra haute vitesse. L'acquisition des thermogrammes expérimentaux et l'estimation de la taille de la zone fondue ont ensuite permis de poursuivre avec le développement de plusieurs modèles purement conductifs pour se terminer avec la comparaison de deux sources équivalentes : la source de Goldak et la méthode de la zone fondue mobile.

Le quatrième chapitre, dans la continuité du précédent, se concentre sur l'aspect mécanique de l'opération de fabrication additive arc-fil. Un plan d'expériences est conduit afin d'évaluer l'impact de différents paramètres opératoires tels que l'épaisseur du substrat ou le nombre de passes sur l'ampleur des déplacements à la suite de l'opération de fabrication additive. Un essai est ensuite sélectionné pour développer un modèle mécanique prédictif en comparant une nouvelle fois les deux sources mises en place au chapitre précédent. Pour finir, deux pièces plus complexes sont réalisées, un bloc et une boîte, et des essais de tractions sont menés afin de les caractériser.

Le cinquième et dernier chapitre concerne l'étude du 415 avec tout d'abord la caractérisation de certaines de ses propriétés thermophysiques dans le but de valider les données issues de la littérature

Introduction

ou fournies par GE. Un modèle thermique est ensuite mis en place en prenant pour référence un mur réalisé avec 150 secondes de refroidissement inter-passes, comme dans le cas du 304L. Deux autres configurations sont ensuite exécutées en faisant varier les temps de refroidissement entre passes puis sont comparées en termes de dureté, de proportions de phases ferromagnétiques, de champs de température et de déplacements en fonction des différentes stratégies de dépôts adoptées. Ce travail se termine sur une conclusion revenant sur les principaux résultats et ouvre sur les perspectives qui en découlent.

Chapitre I :

La fabrication additive arc-fil et sa modélisation

I.1	La fabrication additive	15
I.1.1	Définition	15
I.1.2	Historique	15
I.1.3	Économie	16
I.1.4	Comparaison des techniques de fabrication additive métallique par fusion	16
I.1.4.1	La fabrication additive indirecte	17
I.1.4.2	La fabrication additive directe	18
I.1.5	La fabrication additive arc-fil	18
I.1.5.1	La source de chaleur Gas Metal Arc (GMA)	20
I.1.5.2	Les intérêts de la fabrication additive arc-fil	20
I.1.5.3	Les principaux verrous technologiques associés à la fabrication additive arc-fil	23
I.1.5.3.1	Les déformations	23
I.1.5.3.2	Les contraintes résiduelles	24
I.1.5.3.3	Autres	25
I.1.5.4	Les matériaux métalliques couramment étudiés	26
I.2	La modélisation	27
I.2.1	Le couplage thermo-métallo-mécanique	27
I.2.2	La modélisation thermique	28
I.2.2.1	Par l'approche multiphysique	28
I.2.2.2	Par l'approche équivalente	29
I.2.2.2.1	Le principe	29
I.2.2.2.2	Les conditions aux limites	29
I.2.2.2.3	Les sources équivalentes	30
I.2.2.2.3.1	Source de Rosenthal	30
I.2.2.2.3.2	Source de Pavelic	30
I.2.2.2.3.3	Source de Goldak	30
I.2.2.2.3.4	Source de Kerrouault	31
I.2.2.2.3.5	Source de Ranatowski	32
I.2.2.2.3.6	Source de Montevecchi	33
I.2.2.2.4	L'apport de matière	33
I.2.2.2.4.1	L'activation cordon par cordon, ou « block dumped »	34
I.2.2.2.4.2	Quiet element	34

Chapitre I :
La fabrication additive arc-fil et sa modélisation

I.2.2.2.4.3	Element birth	35
I.2.2.2.4.4	Maillage mobile	35
I.2.2.3	Par l'approche front de fusion	36
I.2.3	Modélisation métallurgique	36
I.2.3.1	Les transformations diffusives	37
I.2.3.1.1	Le modèle de Johson-Mehl-Avrami	37
I.2.3.1.2	Le modèle d'Inoue et Wang	37
I.2.3.1.3	Le modèle de Leblond-Devaux	37
I.2.3.1.4	Le modèle de l'Institut National Polytechnique de Lorraine (INPL)	38
I.2.3.2	La transformation martensitique	38
I.2.4	Modélisation mécanique	38
I.2.4.1.1	Le principe	38
I.2.4.1.2	Les conditions aux limites	38
I.2.4.1.3	Les lois de comportement	39
I.2.4.1.4	La température de recuit	42
I.2.4.1.5	La température de coupure	42
I.2.5	Limiter le temps de calcul	42

Ce premier chapitre établit l'état de l'art autour de la fabrication additive de manière générale puis plus précisément de la fabrication additive arc-fil. Il met également en place les bases de la modélisation thermique, métallurgique et mécanique en utilisant des ressources communes au soudage.

I.1 La fabrication additive

I.1.1 Définition

La fabrication additive, aussi appelée fabrication par couches, impression 3D, prototypage ou encore production rapide, regroupe « l'ensemble de procédés permettant de fabriquer un objet par ajout de matière couche par couche » selon l'AFNOR (AFNOR, 2017b).

Elle s'oppose aux procédés traditionnels dits de fabrication soustractive tel que l'usinage où de la matière va être enlevée de blocs initialement forgés.

De surcroît au gain de matière, la fabrication additive peut permettre de créer des pièces (i) avec des complexités géométriques accrues, comme par exemple des pièces creuses, (ii) multi-matériaux ou (iii) fonctionnalisées en incluant des composants extérieurs lors de la fabrication (Gibson et al., 2015).

I.1.2 Historique

Aujourd'hui, la fabrication additive s'applique à des domaines et matériaux variés : la fabrication de bâtiments et de maison, de prothèse dentaire en céramique ou même de tissus biologiques (Coucke & Lancelotti, 2019; Javaid & Haleem, 2019; Paolini et al., 2019).

En effet, depuis une trentaine d'années, il existe une certaine effervescence autour de ces procédés, notamment dans le domaine du prototypage rapide (Krause et al., 1997; J.-P. Kruth et al., 1998; A. F. Ribeiro & Norrish, 1996; Sakly, 2013). L'intérêt de la fabrication additive a ensuite évolué vers la fabrication d'outillage puis vers la production de pièces (Levy et al., 2003; Santos et al., 2006). La Figure I-1 illustre l'évolution des applications de la fabrication additive en fonction des quantités de pièces produites.

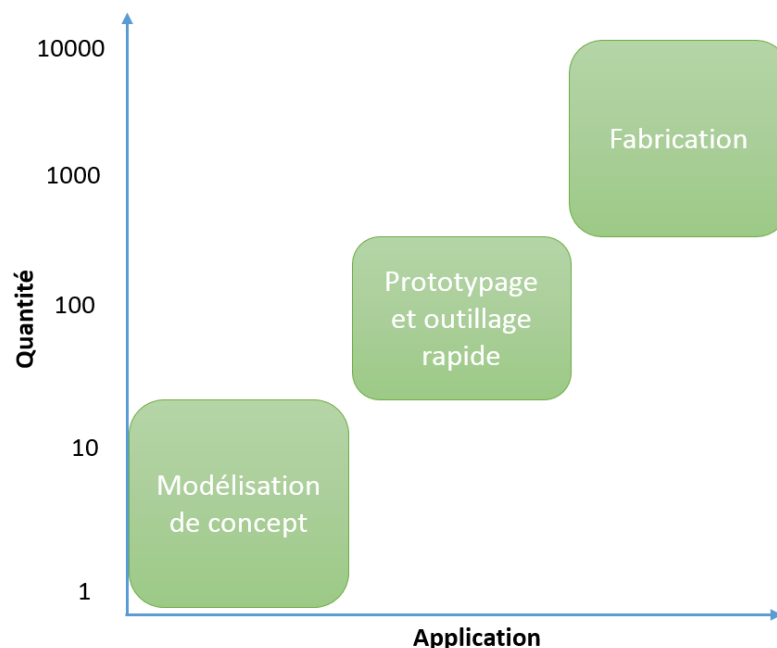
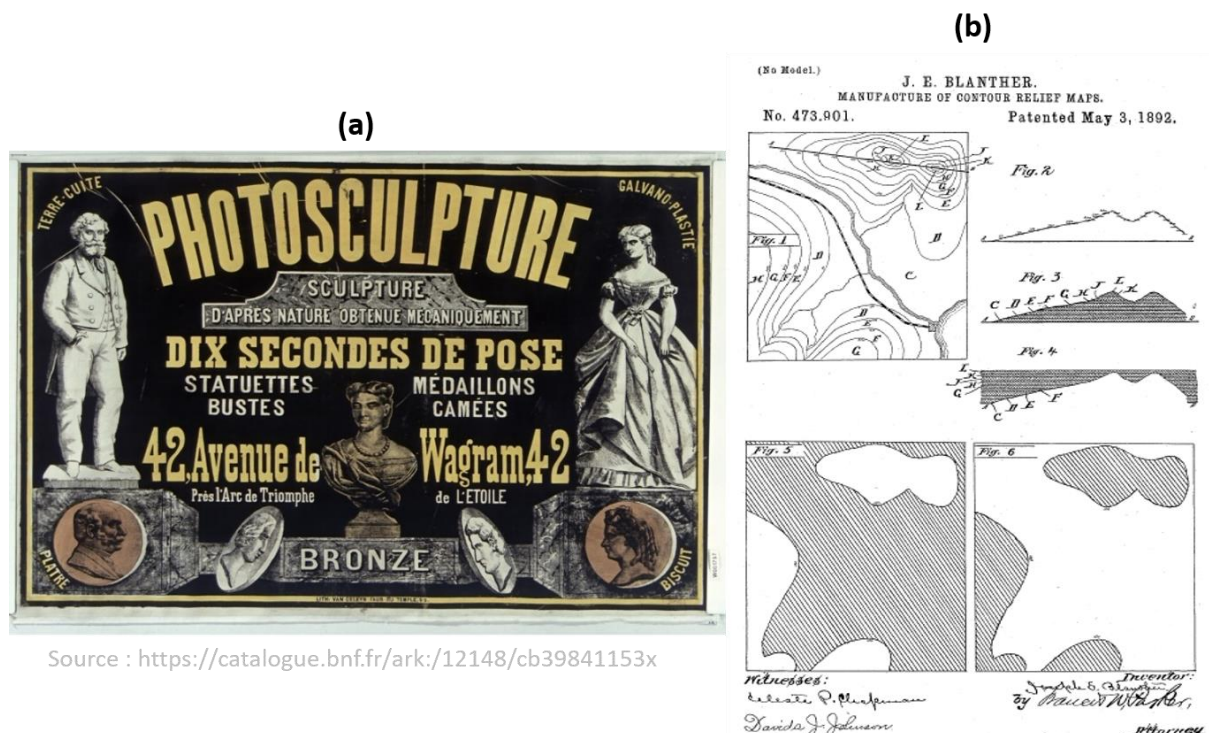


FIGURE I-1. LES DIFFÉRENTES APPLICATIONS DES PROCÉDÉS ADDITIFS EN FONCTION DE LA QUANTITÉ DE PRODUCTION (LEVY ET AL., 2003)

Chapitre I : La fabrication additive arc-fil et sa modélisation

Pourtant, l'origine de la fabrication additive n'est pas nouvelle puisqu'elle date de la fin du XIX^{ème} siècle dans le cadre, d'une part de la photosculpture initiée par l'artiste français, François Willème, (Figure I-2a) et d'autre part, de la réalisation de cartes topographiques par empilement de strates de cire par Joseph Blather (Figure I-2b) (Blather, 1892; Bourell & Beaman, 2009).



Source : <https://catalogue.bnf.fr/ark:/12148/cb39841153x>

FIGURE I-2. LES ORIGINES DE LA FABRICATION ADDITIVE :

(A) AFFICHE DE PUBLICITE POUR LA PHOTOSCULPTURE

**(B) ILLUSTRATION DE LA REALISATION DE CARTES TOPOGRAPHIQUES ISSUE DU BREVET DE J. BLATHER
(BLATHER, 1892; BOURELL & BEAMAN, 2009)**

I.1.3 Économie

D'après le rapport annuel du cabinet de conseil américain Wohlers Associates, Inc de 2009, en 2008, dans le monde, les produits et services liés à la fabrication additive représentaient près de 1,2 milliards de dollars (Bourell & Beaman, 2009). Une dizaine d'années plus tard, alors que ce chiffre a été porté à 7,3 milliards de dollars avec une hausse de 21 % entre 2016 et 2017 (McCue, 2018), le rapport de Wohlers 2019 prévoit que ce montant soit doublé en 2020 (McCue, 2019).

I.1.4 Comparaison des techniques de fabrication additive métallique par fusion

Au sein de la fabrication additive des objets métalliques, plusieurs méthodes existent. Celles-ci se différencient par la forme du métal d'apport, le type de source de chaleur nécessaire à la fusion ou bien encore par la taille des pièces qu'elles permettent de produire (Bikas et al., 2016). Les techniques peuvent ensuite être comparées (Tableau I-1) en fonction de différents critères tels que leur coût de mise en œuvre, leur rendement énergétique, leur taux de dépôt mais également la résolution, l'état de surface final ou encore la taille des pièces ainsi réalisées.

Par exemple, les technologies « lit de poudre » possèdent la meilleure résolution mais le taux de dépôt le plus faible, elles permettent donc plutôt de produire des pièces de petites tailles. Au contraire, les technologies utilisant plusieurs arcs ou plusieurs fils sont dites « à haut taux de dépôt », aux dépens souvent de la résolution, elles sont par conséquent plus adaptées à la fabrication de pièces de grandes dimensions (TWI Ltd, 2017; Yilmaz & Ugla, 2016).

Chapitre I : La fabrication additive arc-fil et sa modélisation

TABLEAU I-1. COMPARAISON DES PROCÉDÉS DE FABRICATION ADDITIVE PAR FUSION (TWI LTD, 2017; YILMAZ & UGLA, 2016)

Méthode		Résolution	Taux de dépôt	Taille minimale des pièces (mm)	Etat de surface final	Rendement de puissance	Coût
Laser	Lit de poudre	++	-	0,1 - 0,3	+++	-	-
	Jet de poudre	+	++	0,3 - 1,0	+	-	0
	Fil	0	++		0	-	-
Faisceau d'électron	Lit de poudre	0	+	0,1 - 0,3	+	++	-
	Fil	-	++		0	++	+
Arc	Fil	-	+++	0,9 – 4,0	-	++	+++

+ : bon, 0 : neutre, - : mauvais

Plus globalement, un clivage entre deux grandes familles de fabrication additive métallique est fait : la fabrication additive indirecte d'un côté, la fabrication additive directe de l'autre.

I.1.4.1 La fabrication additive indirecte

La fabrication additive indirecte, également appelée fusion lit de poudre, regroupe les techniques au cours desquelles l'apport de matière n'est pas spécifiquement localisé au point d'impact de la source de chaleur.

La Figure I-3 schématise le principe de la fusion lit de poudre avec laser. Une fine couche de poudre est ratissée sur un plateau et la source de chaleur va parcourir la surface de celui-ci afin de faire fondre la poudre dans la forme désirée. Une fois qu'une couche est solidifiée, le plateau s'abaisse d'un incrément et un nouveau dépôt de poudre est effectué pour entamer la seconde épaisseur de l'objet.

La source de chaleur peut être un faisceau d'électrons (*Selective Electron Beam Melting (SEBM)*) (Edwards et al., 2013; Körner, 2016; Rännar et al., 2007) ou un laser (*Selective Laser Melting (SLM)*) (J. P. Kruth et al., 2004; Z. Sun et al., 2016; Yap et al., 2015).

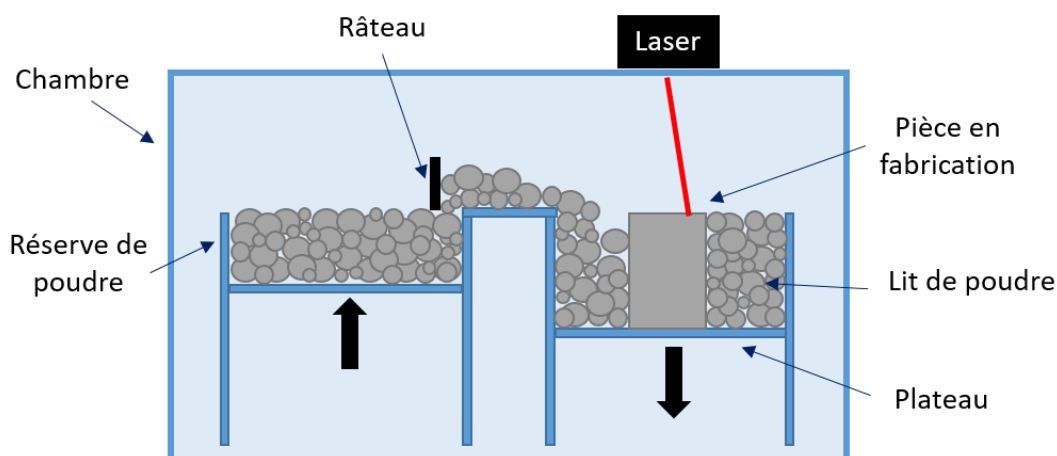


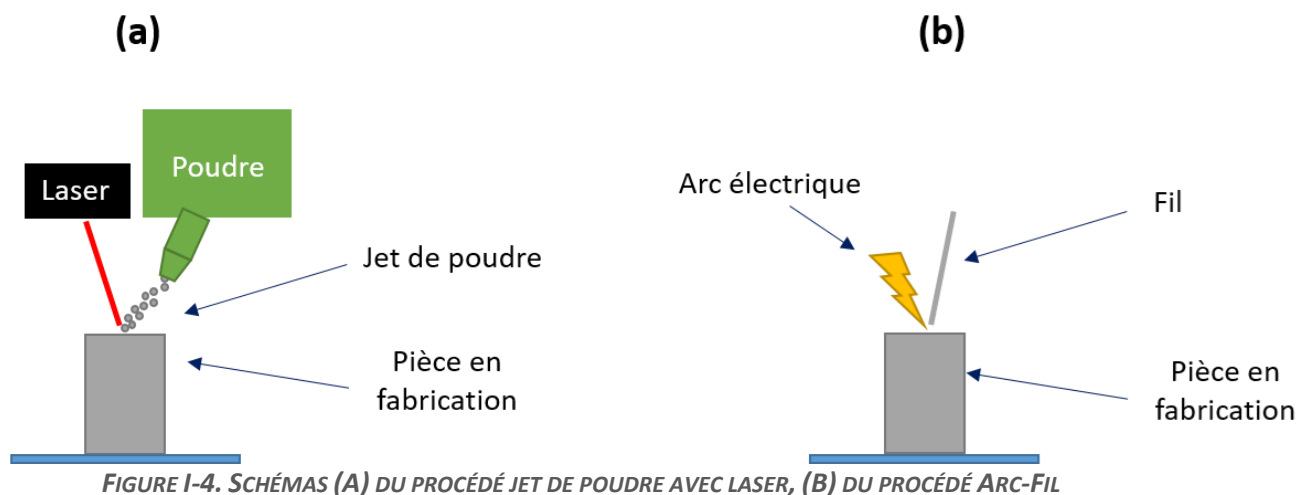
FIGURE I-3. SCHÉMA DE PRINCIPE DE LA FUSION LIT DE POUDRE AVEC LASER

I.1.4.2 La fabrication additive directe

Dans le cadre de la fabrication additive directe, le métal d'apport est amené directement au point d'impact de la source de chaleur.

De cette façon, le métal d'apport peut être sous forme de poudre ou de fil, tandis que la source de chaleur peut être :

- Un laser (*Laser-Engineered Net Shaping (LENS)* ou *Laser Metal Deposition (LMD)* avec de la poudre, *Direct Metal Deposition (DMD)* ou *Wire Laser Additive Manufacturing (WLAM)* avec du fil) (Carroll et al., 2015; Fatoba et al., 2018; Mok, Bi, Folkes, & Pashby, 2008). Le procédé LMD est le plus populaire. Son principe est schématisé sur la Figure I-4a;
- Un faisceau d'électrons (*Electron Beam Free Form Fabrication (EBF³)*). Dans ce cas le dépôt doit se faire dans une chambre sous vide (Seufzer, 2014; K. M. B. Taminger & Hafley, 2003; Wanjara et al., 2007);
- Un arc électrique, comme pour le soudage. Ce procédé est désigné sous le nom de Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM) lorsque le métal d'apport est sous forme de fil (Pan et al., 2018; A. F. Ribeiro & Norrish, 1996; Tabernero et al., 2018). Son principe est schématisé sur la Figure I-4b. L'utilisation de l'arc électrique en tant que source de chaleur permet d'avoir un taux de dépôt plus élevé qu'avec un laser mais inférieur au faisceau d'électrons : jusqu'à 70 g/min contre 1,5 g/min à 330 g/min pour de l'acier inoxydable sous forme de fil (Parrot, 2018; K. M. Taminger & Hafley, 2006).



I.1.5 La fabrication additive arc-fil

La fabrication additive arc-fil telle que nous la connaissons aujourd'hui voit ses prémices apparaître en 1925, dans deux brevets déposés d'une part par Ralph Baker (Baker, 1920) et d'autre part par Otto H. Eschholz (Eschholz, 1920) où il est question de fabrication d'objets de décoration par superposition de dépôts métalliques par le procédé de soudage à l'électrode enrobée. Les objets concernés sont illustrés sur la Figure I-5. Il est à noter que Ralph Baker y évoque déjà non seulement la possibilité de pouvoir automatiser cette technique mais également les problématiques thermiques rencontrées.

Chapitre I :
La fabrication additive arc-fil et sa modélisation

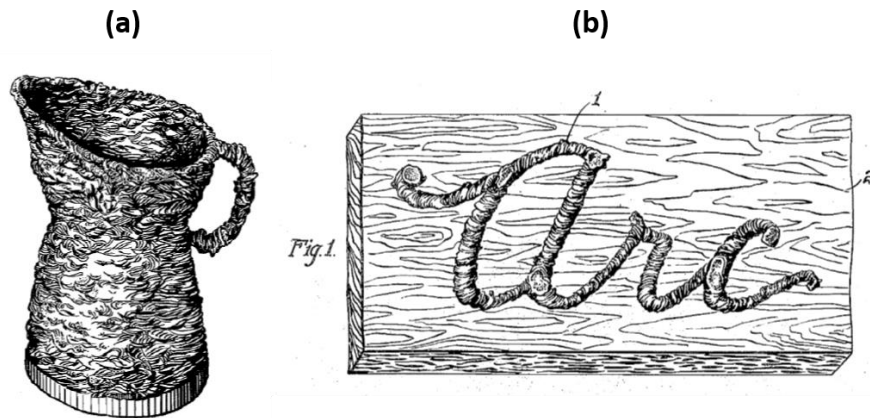


FIGURE I-5. ILLUSTRATIONS D'OBJETS DE DÉCORATION ISSUES (A) DU BREVET DE BAKER (BAKER, 1920) (B) DU BREVET DE ESCHHOLZ (ESCHHOLZ, 1920)

Comme évoqué dans le paragraphe précédent, la fabrication additive métallique arc-fil se rapproche du soudage, la principale différence étant que le métal d'apport va être utilisé en tant que tel pour construire la pièce plutôt que pour assembler des éléments. À ce titre, différents procédés de soudage à l'arc ont été étudiés : Gas Metal Arc (GMA)/Metal Inert ou Active Gas (MIG-MAG), Gas Tungsten Arc (GTA)/Tungsten Inert Gas (TIG) ou encore Plasma Arc (PA). (Ali et al., 2019; Artaza et al., 2017; Baufeld et al., 2010; Dinovitzer et al., 2019; Ríos et al., 2019; Tabernero et al., 2018; Zhang et al., 2003) Contrairement au GTA ou au PA, le GMA a l'avantage de pouvoir être facilement automatisable tout en ayant une productivité supérieure. Il peut également être hybridé avec d'autres procédés comme le laser permettant ainsi d'atteindre des vitesses de dépôt plus importantes (Pardal et al., 2019).

Tabernero et al. (Tabernero et al., 2018), ont comparé les trois sources de chaleur précédemment citées pour la fabrication additive arc-fil et en ont déduit les conclusions synthétisées sur la Figure I-6 :

- La technologie Cold Metal Transfer® associée au GMA est adaptée dans le cadre de la réalisation de pièces en acier inoxydable de grande taille, avec des exigences faibles ou moyennes sur les propriétés mécaniques car il admet de haut taux de dépôt mais des propriétés mécaniques anisotropiques.
- L'usage du procédé TIG permet d'obtenir les meilleures propriétés mécaniques et ce, quelle que soit la direction de sollicitation, mais son taux de dépôt n'excède pas les 1,5 kg/h. Il est donc recommandé de l'utiliser pour des pièces de petites ou moyennes tailles en titane ou en acier inoxydable avec de fortes exigences mécaniques.
- Le procédé PA, selon qu'il soit utilisé sur du titane ou de l'acier inoxydable, a un comportement variable tant au niveau du taux de dépôt que des propriétés mécaniques des pièces. De ce fait, son application est indiquée dans le cas de pièces de tailles moyennes ou grandes, en titane ou acier inoxydable et nécessitant une résistance mécanique moyenne à élevée.

Chapitre I : La fabrication additive arc-fil et sa modélisation

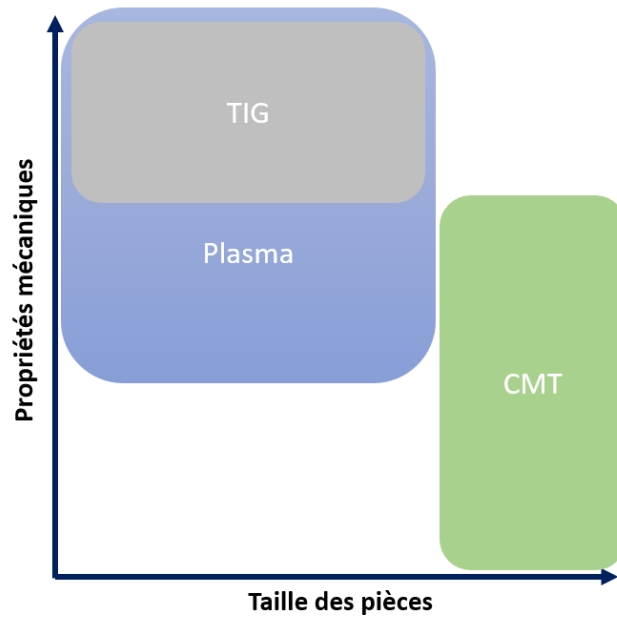


FIGURE I-6. UTILISATION DES PROCÉDÉS DE FABRICATION ADDITIVE ARC-FIL SUR L'ACIER INOXYDABLE EN FONCTION DE LA TAILLE DES PIÈCES ET DES PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES RECHERCHÉES (TABERNEIRO ET AL., 2018)

I.1.5.1 La source de chaleur Gas Metal Arc (GMA)

Le procédé GMA est également appelé soudage semi-automatique ou encore Metal Inert /Active Gas (MIG/MAG) en fonction de la nature des éléments qui vont assurer la protection gazeuse.

Il est basé sur l'établissement d'un arc électrique entre un fil métallique fusible qui se dévide automatiquement entre une torche de soudage et la pièce sur laquelle le métal fondu sera déposé (Figure I-7). Cet arc électrique va permettre à la fois la fusion du métal d'apport mais aussi d'un volume ponctuel de métal de base ce qui va assurer leur liaison mécanique. Comme son nom l'indique, cette fusion s'effectue sous protection gazeuse qui peut être inerte ou avoir un rôle actif.

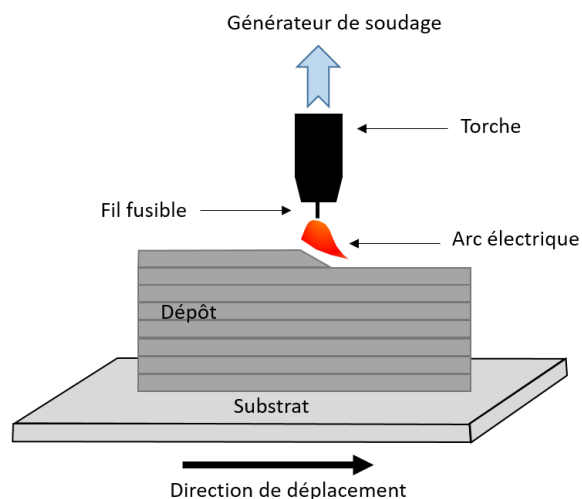


FIGURE I-7. SCHÉMA DE PRINCIPE DE LA FABRICATION ADDITIVE ARC-FIL MIG/MAG

I.1.5.2 Les intérêts de la fabrication additive arc-fil

Comparée aux procédés laser-poudre, la fabrication additive arc-fil a de nombreux avantages dont les principaux sont : une disponibilité immédiate des technologies et des métaux d'apport car ils

Chapitre I :

La fabrication additive arc-fil et sa modélisation

sont communs à ceux du soudage, un haut taux de dépôt et un rendement de quasiment 100% grâce à l'utilisation complète des métaux d'apport. La combinaison de ces trois intérêts permet de réaliser des pièces de grandes dimensions à moindre coût. Une synthèse des comparaisons issues de différents auteurs est présentée dans le Tableau I-2.

TABLEAU I-2. COMPARAISON DE LA FABRICATION ADDITIVE ARC FIL AU PROCÉDÉ LASER-POUDRE
(BAUFELD ET AL., 2010; J. DING, 2012; MORVILLE, 2012; F. RIBEIRO, 1998; S. W. WILLIAMS ET AL., 2016)

Procédé	Fabrication additive arc-fil	Fabrication additive laser
Source d'énergie	Sources de soudage standards	Coûteux systèmes de laser haute puissance couplés à des systèmes optiques complexes
Métal d'apport	Bobines de fil pour le soudage standards	Manipulation de poudre sophistiquée Dispositif de distribution nécessaire
Système de protection	Local	Chambre requise
Puissance	Efficacité des sources d'énergie et du transfert thermique > 80 %	Efficacité de la source laser d'environ 20 %, jusqu'à 40 % en conduction
Productivité	Taux de dépôt entre 1 et 10 kg/h	Une dizaine voire centaine de g/h
Utilisation du matériel d'apport	100 %	Seulement une partie de la poudre
Taille des pièces fabriquées	Jusqu'à plusieurs mètres	Limitée par la taille de la chambre
Complexité des pièces fabriquées	Faible à moyenne	Haute
Qualité de la finition	Surface ondulée Nécessité d'une dernière étape pour atteindre la précision requise	Très peu rugueuse Ne nécessite pas nécessairement d'étape de finition

Confrontée aux procédés laser-fil (Akbari et al., 2017; Mok, Bi, Folkes, & Pashby, 2008; Mok, Bi, Folkes, Pashby, et al., 2008; Oliari et al., 2017) dont elle se rapproche, les arguments en faveur du choix de la fabrication additive arc-fil reposent sur :

- Le niveau d'investissement nécessaire en termes d'équipement ;
- L'effort d'intégration et de protections supplémentaire qu'une source laser requiert ;
- L'héritage des normes en soudage à l'arc qui sont plus nombreuses et qui peut constituer une base sur laquelle s'appuyer.

En 2015, (S. Williams & Martina, 2015) Williams et Martina de l'Université de Cranfield (GB) ont réalisé une comparaison des coûts de production de pièces usinée et fabriquée additivement. Après plusieurs hypothèses simplificatrices (coût horaire similaire, omission des aspects de contrôles non destructifs et surveillance, non prise en compte du prix des équipements, considération du substrat comme appartenant à la pièce), ils en ont déduit un graphique se basant sur le poids d'une pièce en titane et sur son Buy-to-Fly (BTF) , reporté sur la Figure I-8.

Chapitre I : La fabrication additive arc-fil et sa modélisation

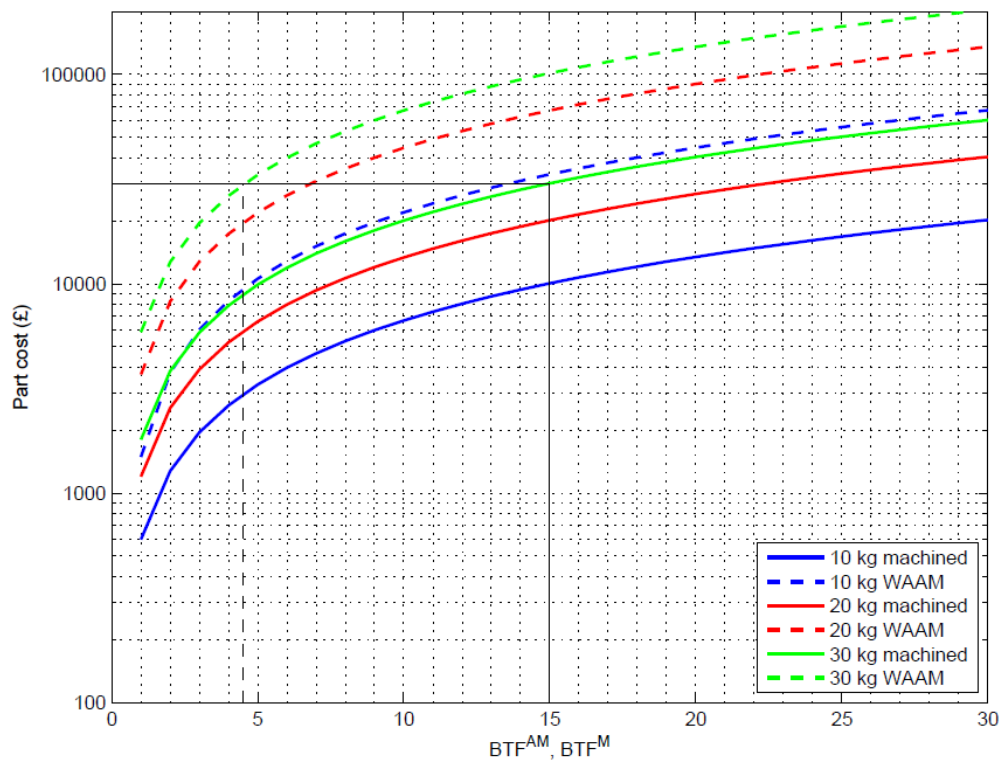


FIGURE I-8. COÛT D'UNE PIÈCE EN FONCTION DE SON RATIO BUY-TO-FLY (WILLIAMS & MARTINA, 2015)

Le Buy-to-Fly, illustré Figure I-9, est défini comme le rapport du volume ou de la masse de la pièce initiale sur le volume ou la masse de la pièce finale.

$$BTF = \frac{V_i}{V_f} = \frac{m_i}{m_f} \quad (1)$$

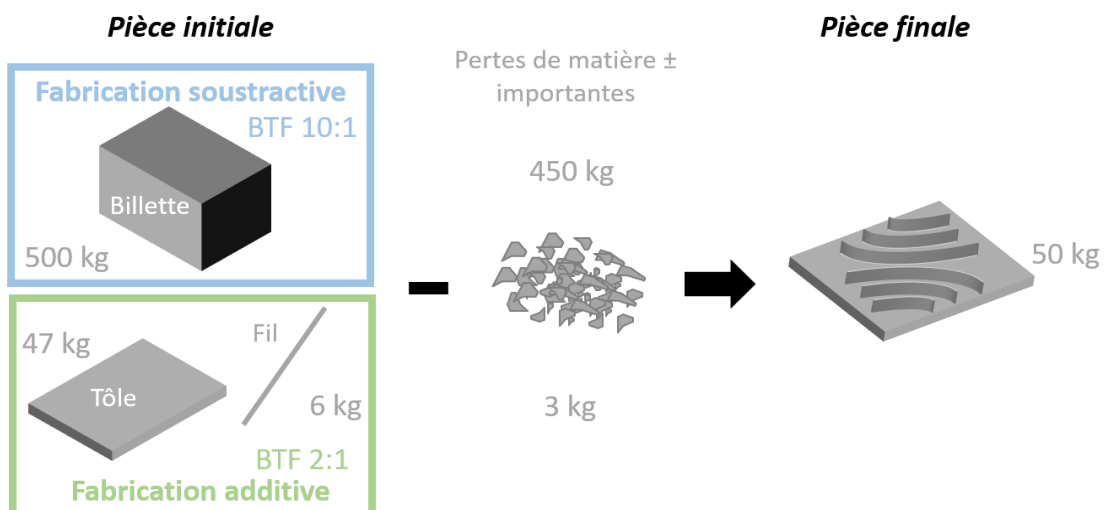


FIGURE I-9. COMPARAISON DES BUY-TO-FLY DE PIÈCES USINÉES ET FABRIQUÉES ADDITIVEMENT (YILMAZ & UGLA, 2016)

La Figure I-8 montre, par exemple, que pour une pièce de 30 kg ayant un BTFA de 15:1 en usinage, la fabrication additive arc-fil est une option intéressante si elle permet d'avoir un BTFA inférieur à 4,5:1. De ce fait, une pièce en titane de 30 kg produite par fabrication additive avec un BTFA de 1,5:1 permet un gain sur le coût de 69 % (S. Williams & Martina, 2015).

Il faut néanmoins garder à l'esprit que la conception des pièces issues de fabrication additive, quelle que soit la technique utilisée, est très différente vis à vis de la génération de pièces par enlèvement de matière. Elle peut permettre l'accès à de nouvelles formes mais aussi faire apparaître des lacunes non prévues quant à la tenue mécanique des pièces si la réduction de matière est poussée à son paroxysme.

I.1.5.3 Les principaux verrous technologiques associés à la fabrication additive arc-fil

Malgré de nombreux intérêts allant dans le sens du développement de la fabrication additive métallique arc-fil, quelques verrous technologiques subsistent encore.

En effet, tout comme lors du soudage, la pièce subit des cycles thermiques importants et répétés qui vont entraîner l'apparition de contraintes résiduelles et de déformations en raison du couplage qui existe entre les aspects thermique, métallurgique et mécanique (Runesson et al., 2003; Simon, 1997). Celui-ci sera détaillé dans le paragraphe I.2.1.

Les déformations de la pièce vont potentiellement engendrées une dégradation de sa précision dimensionnelle tandis que les contraintes résiduelles peuvent altérer son intégrité mécanique et donc diminuer sa durée de vie.

I.1.5.3.1 Les déformations

Les déformations sont classées en deux grandes familles, à savoir (Pilipenko, 2001) :

- Les déformations globales, représentées sur la Figure I-10, qui ont un impact sur les dimensions ou la forme de la pièce : la contraction longitudinale, la contraction transversale, la distorsion angulaire et le pliage.
- Les déformations locales, qui ne concerne qu'une dimension ou qu'une partie de la pièce : le gauchissement et la distorsion rotationnelle. Ce type de déformation est généralement retrouvé dans le cas des tôles minces.

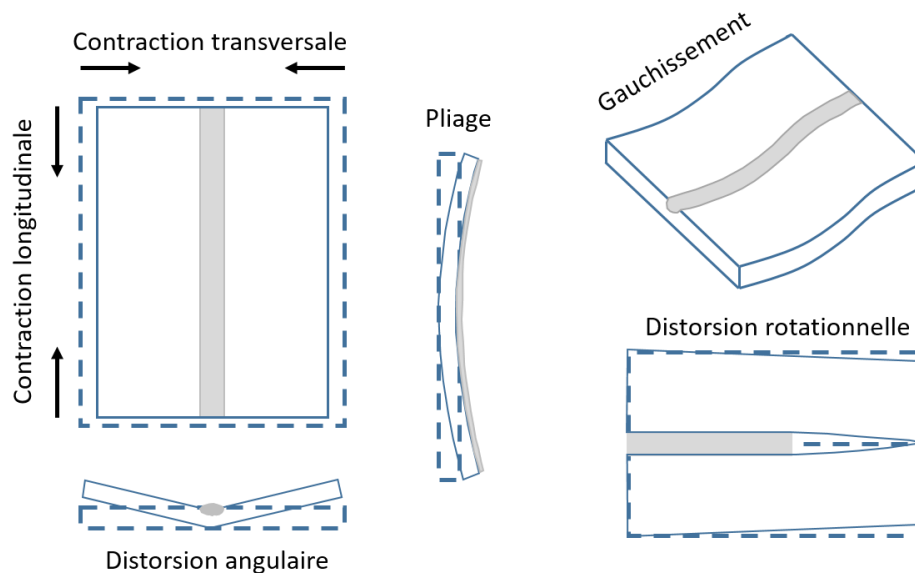


FIGURE I-10. LES DIFFÉRENTS TYPES DE DÉFORMATIONS EN SOUDAGE (PILIPENKO, 2001)

Afin de remédier aux déformations, plusieurs techniques ont été recensées par Kou (Kou, 2003) :

- 1°) la réduction du volume de métal fondu ;
- 2°) le dépôt de matière de manière alternée, des deux côtés de la tôle ;
- 3°) le placement des soudures sur l'axe neutre de l'assemblage ;

- 4°) le prépositionnement ;
- 5°) la déformation élastique préliminaire ;
- 6°) la gestion thermique (lors du soudage et/ou du préchauffage et du postchauffage).

Mughal et al. (Mughal et al., 2007) ont étudié plus particulièrement l'influence de la stratégie de dépôt sur les déformations et les contraintes lors du dépôt arc-fil de 7 passes les unes à côté des autres au centre d'un substrat bridé. Ils en ont déduit, d'une part, que c'est la section centrale, transverse au dépôt qui est la plus critique, d'autre part, que pour déposer une couche il faut préférentiellement adopter une stratégie de dépôt qui commence en périphérie et se termine au centre (stratégie c de la Figure I-11). Cette stratégie permet non seulement de limiter les déformations mais également d'avoir des effets thermiques et structuraux moindres et quasiment symétriques.

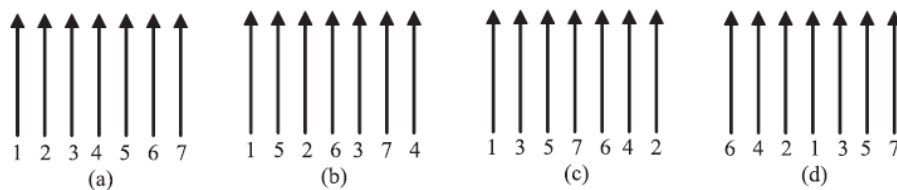


FIGURE I-11. LES DIFFÉRENTES STRATÉGIES DE DÉPÔTS TESTÉES PAR MUGHAL ET AL. (MUGHAL ET AL., 2007)

I.1.5.3.2 Les contraintes résiduelles

Les contraintes résiduelles sont les contraintes qui existent dans un objet lorsqu'il ne subit pas de force extérieure (Simon, 1997). Elles résultent de la somme de contraintes :

- Du premier ordre ou macroscopique, équilibrées dans l'ensemble de la pièce et homogènes sur une zone qui s'étend sur plusieurs grains ;
- Du second ordre ou mésoscopique, elles sont en équilibre sur quelques grains et homogènes à l'intérieur d'un grain ou d'une phase ;
- Du troisième ordre ou microscopique, équilibrées dans une partie d'un grain, elles ne sont homogènes que sur quelques distances interatomiques.

Elles sont principalement dues au refroidissement de la pièce, c'est ce qu'on appelle les contraintes liées à la dilatation intrinsèque du matériau. À celles-ci peuvent venir s'ajouter des contraintes de transformations, liées aux transformations microstructurales. Empiriquement, on retrouve dans les zones qui ont refroidi en dernier, des contraintes de traction si les contraintes thermiques dominent ou des contraintes de compression là où les contraintes de transformation dominent. (Radaj, 1992).

Une représentation typique des contraintes résiduelles longitudinales et transversales est indiquée sur la Figure I-12 dans une configuration de soudures bout à bout de tôles. Dans le cas des contraintes résiduelles longitudinales, le niveau maximal atteint est généralement de l'ordre de la limite d'élasticité du métal déposé (Kou, 2003).

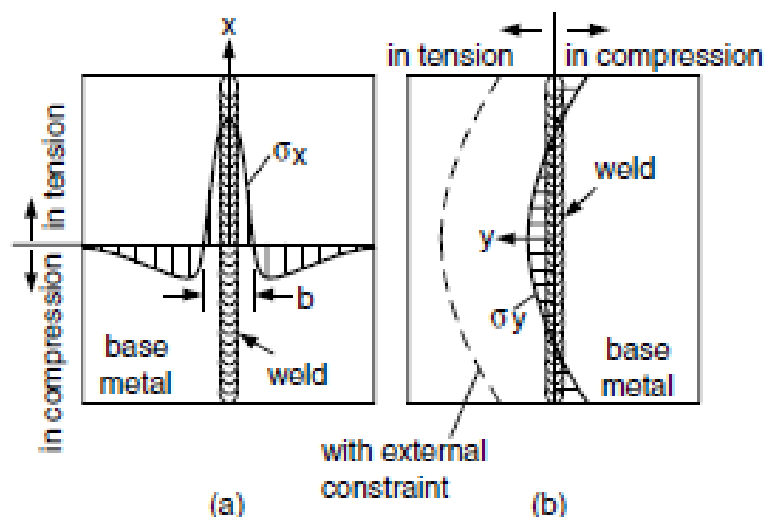


FIGURE I-12. DISTRIBUTION DES CONTRAINTES A) LONGITUDINALES ET B) TRANSVERSALES (KOU, 2003)

Pour pallier les contraintes, de la même façon, diverses solutions ont été proposées, dont notamment la mise en place du laminage ou martelage entre chaque couche de matière déposée (Colegrove et al., 2013; Hönnige et al., 2017; Radaj, 1992; R. Sun et al., 2018; Wen et al., 2010).

Vitooraporn (Vitooraporn, 1990) a présenté une autre méthode qui est classique dans le cadre du soudage de pièces de forte épaisseur avec un chalumeau oxyacétylénique afin de diminuer à la fois les contraintes résiduelles et les déformations. Il s'agit du « side heating » qui consiste à utiliser une seconde source de chaleur en périphérie de la pièce, aux environs de 100°C (Figure I-13). Cette technique a permis, sur des aciers bas carbone et à hautes résistances, de limiter les déformations d'au moins 44% et les contraintes résiduelles de 23 % à 34 %.

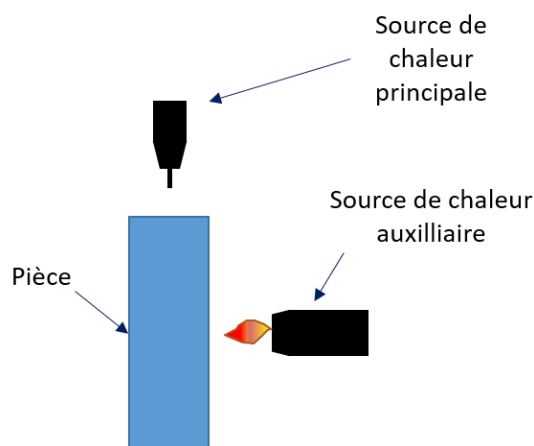


FIGURE I-13. SCHÉMA DE PRINCIPE DU "SIDE HEATING" (VITOORAPORN, 1990)

Williams et al. (S. W. Williams et al., 2016) préconisent de travailler selon le plan de symétrie de la pièce si possible afin d'alterner les dépôts de part et d'autre de celui-ci et ainsi de lutter contre les contraintes résiduelles. De plus, ils conseillent d'optimiser l'orientation de la pièce tout en gardant à l'esprit qu'un compromis doit être trouvé pour que les dépôts soient les plus courts possibles tout en limitant le nombre d'amorçages et d'extinctions de l'arc électrique.

I.1.5.3.3 Autres

Une autre problématique due au procédé arc-fil concerne l'état de surface des pièces qui est généralement rugueux et peu précis, comme peut l'être un cordon de soudure. Pour améliorer cela, (Song et al., 2005) ont proposé de combiner à chaque couche de fabrication additive une phase d'usinage sous le nom de « 3D Welding and Milling ». Les résultats issus de cette technique ont été

Chapitre I :

La fabrication additive arc-fil et sa modélisation

comparés avec ceux du WAAM et du LENS (Tableau I-3). Ils montrent, premièrement, que l'opération d'usinage inter-couches permet d'améliorer la précision et la rugosité de 98 % et deuxièmement, qu'il apparaît que ces deux critères sont même meilleurs que ceux obtenus avec un laser.

TABLEAU I-3. COMPARAISON DES PROCÉDÉS LENS, WAAM ET 3D WELDING & MILLING (SONG ET AL., 2005)

	LENS	WAAM	3D welding and milling
Densité	>90%	>90%	>90%
Précision	>0,1mm	±0,5mm	±0,01mm
Rugosité (Ra)	6,35 µm	150 µm	2 µm

Par ailleurs, Montevecchi et al. (Montevecchi et al., 2016) ont démontré que les pièces fabriquées en WAAM ou LENS ont des duretés HRC supérieures à celle d'une pièce forgée. De ce fait, les coefficients de coupe définis par Altintas et Engin (Altintas & Engin, 2001) sur des pièces réalisées en AISI H13 sont supérieurs, il est alors nécessaire de définir spécifiquement les paramètres de coupe pour les opérations d'usinage de ces pièces, d'autant plus que la forte rugosité de ce type de pièce a tendance à générer des chocs importants sur les outils d'usinage.

I.1.5.4 Les matériaux métalliques couramment étudiés

La gamme des domaines d'application de la fabrication additive est large puisqu'elle va de l'aérospatial à la marine en passant par l'industrie automobile et les outils et moules. Les matériaux métalliques qui sont donc actuellement étudiés sont nombreux et peuvent dépendre de la technologie utilisée.

Pour la fabrication additive arc-fil plus spécifiquement, on retrouve tous les métaux soudables avec principalement les alliages à base de titane, d'aluminium, de nickel ou encore les aciers (Baufeld et al., 2010 ; Clark et al., 2008 ; D. Ding et al., 2015 ; Gomez Ortega et al., 2018 ; Katou et al., 2007 ; Spencer et al., 1998). Les défauts rencontrés varient en fonction des alliages : porosités, oxydation, délamination et fissures principalement (Wu et al., 2018).

I.2 La modélisation

Plusieurs méthodes ont été utilisées jusqu'à ce jour pour modéliser l'apport d'énergie et de matière dans le cadre du soudage ou de la fabrication additive :

- L'approche multiphysique (Cadiou, 2019; Durand, 2017; Morville, 2012; Pequet et al., 2006) ;
- L'approche équivalente (Cheng, 2005; Deng, 2009; J. Ding, 2012; Fournier Dit Chabert, 2007; C-H Lee et al., 2008) ;
- L'approche front de fusion (Doan, 2006).

Ces techniques seront décrites dans les paragraphes suivants.

I.2.1 Le couplage thermo-métallo-mécanique

Comme évoqué précédemment, il y a un couplage entre les aspects métallurgique, thermique et mécanique lors de la fabrication additive arc-fil, comme pour les autres types de fabrication additive métallique (Figure I-14). À cela vient également s'ajouter l'effet de la mécanique des fluides. On distingue alors les couplages forts (si les deux variables dépendent l'une de l'autre) des couplages faibles (quand une variable dépend de l'autre sans que le contraire soit vrai).

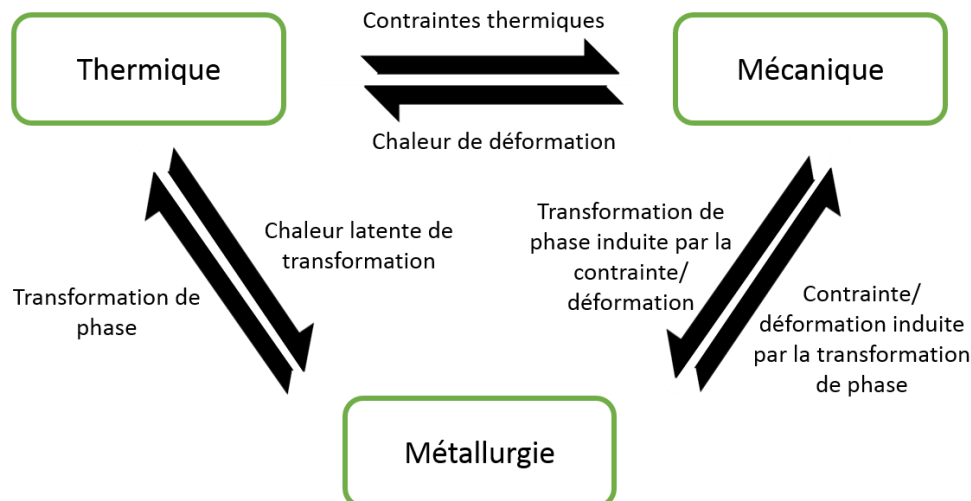


FIGURE I-14. TRIANGLE D'INTERACTION THERMIQUE-MÉTALLURGIE-MÉCANIQUE (SIMON, 1997)

On distingue :

- Le couplage thermo-mécanique : les variations de température peuvent influencer sur les propriétés mécaniques et/ou engendrer des contraintes résiduelles et déformations. Inversement, lors de la déformation plastique, de l'énergie se dissipe sous forme de chaleur ;
- Le couplage thermo-métallurgique : les variations de température entraînent des transformations métallurgiques. De même, lors des transformations de phase, de l'énergie peut être libérée ou absorbée sous forme de chaleur latente. Si le couplage est fort, les caractéristiques thermo-physiques peuvent être, dans ce cas, recalculées par des lois de mélange ;
- Le couplage mécano-métallurgique : l'état de contrainte d'une pièce peut avoir une influence sur la cinétique des transformations métallurgiques. De plus, les différentes phases métallurgiques ont des propriétés et des comportements différents.

Certains de ces couplages peuvent être éliminés.

Tout d'abord, la partie mécanique des fluides peut être omise dans un souci de simplification.

Ensuite, l'étude de matériaux ne faisant pas intervenir de transformations en phase solide permet de

Chapitre I : La fabrication additive arc-fil et sa modélisation

s'affranchir de la modélisation de l'aspect métallurgique de l'opération de fabrication additive arc-fil. Enfin, l'influence de la mécanique sur la thermique par l'intermédiaire de la dissipation plastique peut être négligée en raison des déformations et vitesses de déformation relativement faibles mises en jeu par les procédés de soudage (Karlsson & Lindgren, 1990).

I.2.2 La modélisation thermique

I.2.2.1 Par l'approche multiphysique

La modélisation multiphysique, comme son nom l'indique, nécessite de prendre en compte tous les phénomènes physiques ayant lieu lors du dépôt de matière. Par exemple, Morville (Morville, 2012) a décrit, lors de la fabrication additive poudre-laser la fusion du substrat, la surface libre du bain liquide ainsi que l'apport de matière. Les phénomènes thermiques et hydrodynamiques rentrant en jeu sont alors nombreux, comme indiqués sur la Figure I-15a. De la même façon, Cadiou (Cadiou, 2019) a modélisé le WAAM-TIG (Figure I-15b) en simulant 0,001 s de temps physique toutes les minutes de temps de calcul pour un maillage de 100 μm .

Cette méthode complexe mais complète est donc très onéreuse en temps. Elle ne sera pas retenue pour la suite de ces travaux.

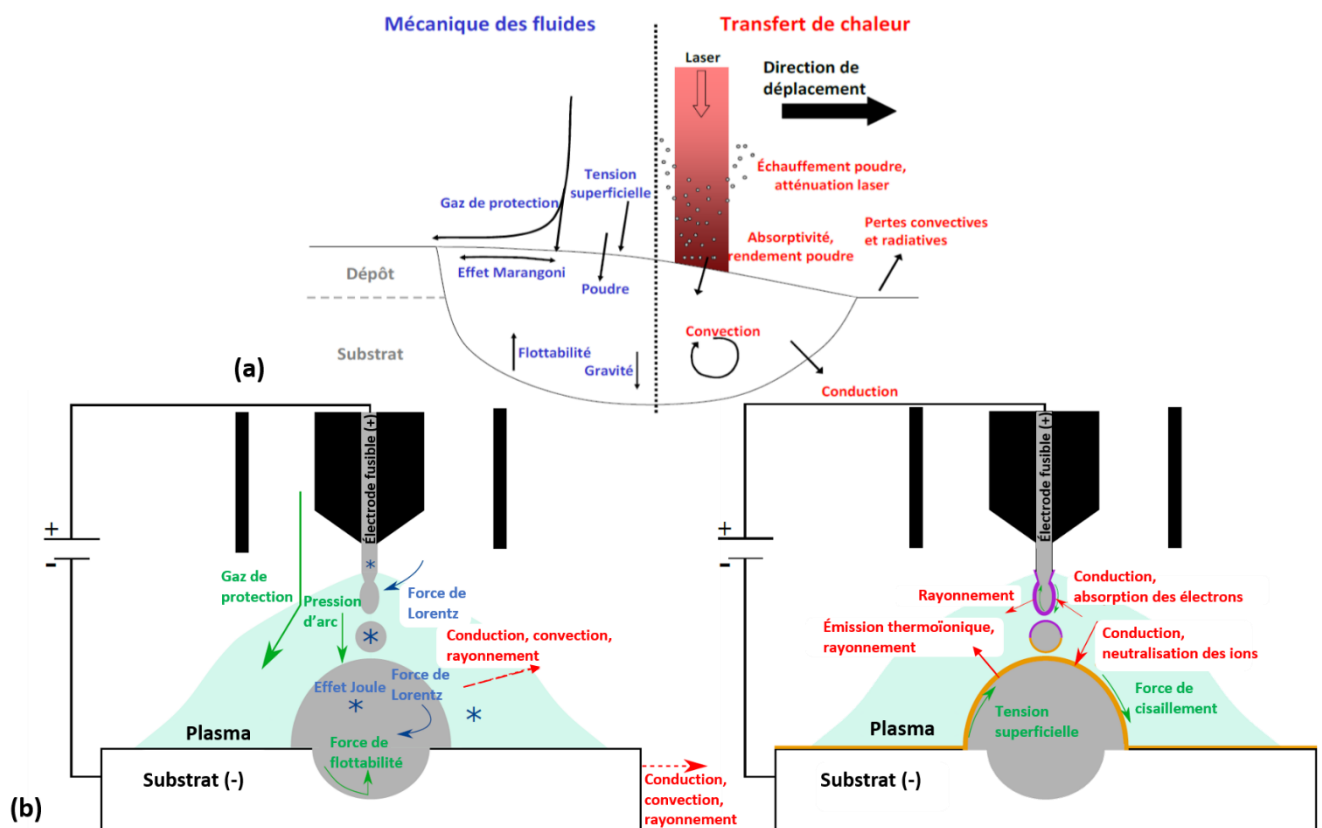


FIGURE I-15. LES PHYSIQUES QUI RENTRENT EN JEU LORS D'UNE OPÉRATION DE FABRICATION ADDITIVE
A) LASER-POUDRE (MORVILLE, 2012) B) WAAM MIG-MAG (CADIOU, 2019)

I.2.2.2 Par l'approche équivalente

L'approche équivalente va consister à résoudre un problème purement conductif en considérant des conditions aux limites de pertes de chaleur ainsi qu'un apport de chaleur par l'intermédiaire d'un terme source équivalent.

Il s'agit d'une modélisation plus simpliste comportant moins de paramètres mais nécessitant d'user d'artifices pour obtenir un résultat s'approchant de la réalité en raison des simplifications opérées. C'est vers ce type de modélisation que les chapitres suivants vont s'orienter.

I.2.2.2.1 Le principe

La modélisation thermique consiste à résoudre l'équation de chaleur, sur le domaine Ω d'un milieu solide :

$$\rho C_p \dot{T} - \vec{\nabla} \cdot (\lambda \vec{\nabla} T) - Q = 0 \quad (2)$$

Avec ρ : masse volumique, C_p : chaleur spécifique, λ : conductivité thermique, T : température, Q : source de chaleur interne.

Bergheau (Bergheau, 2004) a classé par ordre d'importance croissante les différents paramètres de la modélisation thermique : la chaleur massique (en fonction des phases), la conductivité thermique (en fonction des phases), la forme de la source de chaleur.

Afin de prendre en compte les mouvements du bain de fusion et les transferts de chaleur en son sein, la conductivité est généralement artificiellement augmentée (multipliée par deux ou quatre) au-dessus de la température de fusion (Brickstad & Josefson, 1998; Dal, 2011; Deng et al., 2008; Fawad, 2013; Hamide, 2008; Lee et al., 2008; Petelet, 2007)

La chaleur latente, quant à elle, peut être considérée à travers un terme source dans l'équation de la chaleur ou en étant intégrée dans une chaleur massique équivalente (Rappaz et al., 2003).

I.2.2.2.2 Les conditions aux limites

Les conditions sur le contour sont les suivantes :

$$\partial\Omega = \partial\Omega_T \cup \partial\Omega_q \quad (3)$$

$$T = T_p(t) \text{ sur } \partial\Omega_T \quad (4)$$

$$\lambda \vec{\nabla} T \cdot \vec{n} = q(T, t) \text{ sur } \partial\Omega_q \quad (5)$$

Avec $\partial\Omega_T$: partie de la frontière sur laquelle une température est imposée, $\partial\Omega_q$: partie de la frontière sur laquelle une densité surfacique de flux de chaleur est imposée, $\vec{n}$: vecteur normal sortant de $\partial\Omega$, $q(T, t)$: densité surfacique de flux de chaleur qui représente les phénomènes de pertes de chaleur en surface et $T_p(t)$: température imposée (Bergheau, 2004)

Dans le cas du soudage où le volume de métal déposé est faible devant celui de la pièce, la diffusion de la chaleur se fait surtout dans cette dernière permettant ainsi de négliger la convection. Alors que dans le cas de pièces de faibles volumes devant le dépôt comme la fabrication additive, les déperditions de chaleur par les surfaces ne sont plus négligeables. Les pertes de chaleur sont donc considérées comme essentiellement convecto-radiatives :

$$q_{conv} = h(T - T_{o'}) \quad (6)$$

$$q_{ray} = \varepsilon \sigma (T^4 - T_{o''}^4) \quad (7)$$

Avec $T_{o'}$: température du fluide au loin (20 °C), $T_{o''}$: température des surfaces qui se situent en vis-à-vis de la pièce (20 °C), h : coefficient d'échange dépendant de la température, σ : constante de Stefan-Boltzmann $\sigma = 5,67 \times 10^{-8} \text{ W} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{K}^{-4}$, ε : émissivité du matériau.

Les coefficients de convection et d'émissivité peuvent être, au choix, pris constants (Cheng, 2005; X. Shan et al., 2009) ou dépendants de la température (Brickstad & Josefson, 1998).

Certains auteurs (Mughal et al., 2005) utilisent un coefficient de transfert de chaleur combiné, qui varie avec la température :

$$h_{eff} = h_{conv} + \varepsilon \sigma (T + T_o)(T^2 + T_o^2) \quad (8)$$

Avec $h_{conv} = 5,3 \text{ W.m}^{-2}.\text{K}^{-1}$, valeur typique de la convection naturelle dans le cas d'un modèle équivalent, T_o : température ambiante.

L'apport de chaleur, quant à lui, peut être une condition aux limites externe s'il est surfacique ou bien une source interne de chaleur si c'est une densité volumique de flux de chaleur appliquée au sein du matériau (Bergheau, 2004; Chiumenti et al., 2010; Petelet, 2007).

I.2.2.2.3 Les sources équivalentes

Depuis le début du XX^{ème} siècle, différentes sources équivalentes ont été développées et utilisées. De ponctuelle à volumique, se voulant plus précises, les sources de chaleurs sont progressivement devenues de plus en plus complexes cherchant à expliquer l'histoire thermique et donc les gradients de température qui sont prépondérants dans le calcul des contraintes résiduelles en bord de zone fondue. Les équations les plus importantes sont présentées ci-après avec un positionnement dans un repère centré en ($x_0 = 0, y_0 = 0, z_0 = 0$).

I.2.2.2.3.1 Source de Rosenthal

Tout d'abord, Rosenthal a proposé une solution analytique et a considéré une source de chaleur ponctuelle, linéaire ou plane (Kou, 2003; Rosenthal, 1941). Plusieurs hypothèses simplificatrices ont été admises par l'auteur telles que :

- Des propriétés thermiques indépendantes de la température ;
- Une absence de convection ;
- Pas de perte de chaleur à la surface de la pièce.

Les résultats sont cohérents à grande distance de la source mais de nombreuses erreurs apparaissent dès lors que la zone affectée thermiquement ou encore la zone fondue veulent être étudiées (Doan, 2006; Goldak et al., 1984).

I.2.2.2.3.2 Source de Pavelic

Pavelic et al. (Pavelic et al., 1969) ont ensuite développé une source équivalente sous la forme d'une distribution gaussienne à la surface de la pièce aussi appelée modèle du disque.

$$q(r) = \frac{3Q}{\pi r_0^2} e^{-\frac{3}{r_0^2} r^2} \quad (9)$$

Avec $q(r)$: flux surfacique au rayon r (W.m^{-2}), r_0 : région dans laquelle 95% du flux est déposé, r : distance radiale au centre de la source (m), Q : apport de chaleur (W).

I.2.2.2.3.3 Source de Goldak

Afin de rendre compte de l'effet de la source de chaleur dans l'épaisseur de la tôle, Goldak a introduit le concept de source équivalente volumique avec sa source double ellipsoïdale (Goldak et al., 1984). Comme signifié sur la Figure I-16, les deux ellipsoïdes ont des pentes différentes à l'avant et à l'arrière de la source pour modéliser la différence de gradients de température en début et en fin de bain de fusion.

Chapitre I :
La fabrication additive arc-fil et sa modélisation

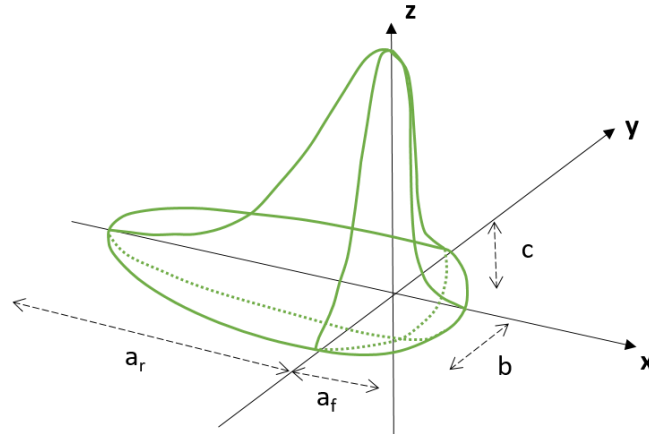


FIGURE I-16. REPRÉSENTATION DE LA SOURCE DE GOLDAK (GOLDAK ET AL., 1984)

L'équation de la source de Goldak est la suivante :

$$q(x, y, z) = \frac{6\sqrt{3}f_f f_r Q}{\pi\sqrt{\pi}a_f r b c} e^{-3x^2/a_f r^2} e^{-3y^2/b^2} e^{-3z^2/c^2} \quad (10)$$

Avec $q(x, y, z)$, flux volumique ($W.m^{-3}$), a_f , la longueur de l'ellipse avant (m), a_r , la longueur de l'ellipse arrière (m), b , la largeur de la source de chaleur (m), c , la profondeur de la source de chaleur (m), Q , l'apport de chaleur en considérant le facteur de rendement (W), f_f , le facteur de distribution de chaleur à l'avant de la source de chaleur, f_r , le facteur de distribution de chaleur à l'arrière de la source de chaleur

Les facteurs f_f et f_r sont liés par la relation suivante :

$$f_f + f_r = 2 \quad (11)$$

La continuité entre l'avant et l'arrière de la source impose :

$$f_f = \frac{2}{1 + \frac{a_r}{a_f}} \quad f_r = \frac{2}{1 + \frac{a_f}{a_r}} \quad (12)$$

I.2.2.2.3.4 Source de Kerrouault

En 2001, Kerrouault présente une source gaussienne annulaire développée pour modéliser le procédé de soudage TIG et prendre en compte l'apport de chaleur par rayonnement de l'arc électrique sur le substrat (Kerrouault, 2001). Celle-ci est représentée schématiquement sur la Figure I-17.

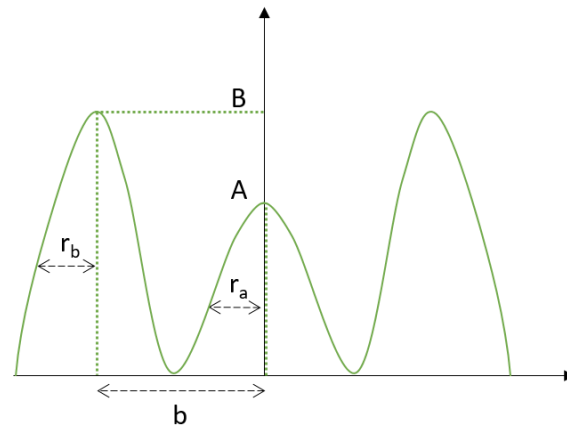


FIGURE I-17. REPRÉSENTATION DE LA SOURCE DE KERROUAULT (KERROUAULT, 2001)

Son équation est la suivante :

$$P(x, y) = A \exp\left(-3 \frac{x^2 + y^2}{r_a^2}\right) + B \exp\left(-3 \frac{(\sqrt{x^2 + y^2} - b)^2}{r_b^2}\right) \quad (13)$$

Avec

$$A = \frac{3f_a \eta UI}{\pi r_a^2} \quad (14)$$

$$B = \frac{3(1 - f_a) \eta UI}{\pi r_b^2 (e^{-v^2} + \sqrt{\pi} v + \operatorname{erf}(v))} \quad (15)$$

$$v = \frac{\sqrt{3}b}{r_b} \quad (16)$$

Avec $P(x, y)$: flux de chaleur surfacique (W.m^{-2}), r_a : rayon à mi-hauteur de la gaussienne centrale (m), r_b : rayon à mi-hauteur de la gaussienne annulaire (m), b : distance entre les origines des deux gaussiennes (m), f_a : facteur de distribution de la puissance entre la gaussienne centrale et la gaussienne annulaire, η : rendement du procédé, U : tension (V), I : intensité (A).

1.2.2.3.5 Source de Ranatowski

La Cylindrical Involution Normal (CIN), autre source volumique illustrée Figure I-18, a été mise au point par Ranatowski et Pocwiardowski (E. Ranatowski & Pocwiardowski, 1998; Eugeniusz Ranatowski & Ciechacki, 2010) pour modéliser l'apport de chaleur plus particulièrement lors du soudage laser.

Son équation est :

$$q(x, y, z) = \frac{k K_z Q}{\pi(1 - \exp(-K_z \cdot z_o))} e^{-k(x^2 + y^2) - K_z z} \cdot (1 - u(z - s)) \quad (17)$$

Avec $q(x, y, z)$: apport de chaleur volumique (W.m^{-3}), Q : puissance nette reçu par le cordon (W), $u(z - s)$: fonction de Heaviside, k : facteur décrivant la concentration de la source de chaleur (m^{-2}), K_z : facteur d'involution (m^{-1}) et s : pénétration de la source de chaleur (m).

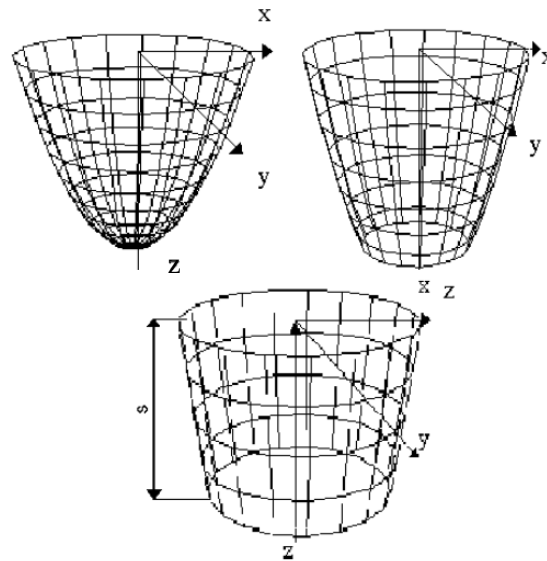


FIGURE I-18. REPRÉSENTATIONS DE LA SOURCE CIN (EUGENIUSZ RANATOWSKI & CIECHACKI, 2010)

I.2.2.2.3.6 Source de Montevecchi

En 2016, Montevecchi et al. (Montevecchi, Venturini, et al., 2016) complètent la source de Goldak en raison du nombre de paramètres à caler ou à estimer en proposant une distribution indépendante pour le métal d'apport, comme schématisé sur la Figure I-19.

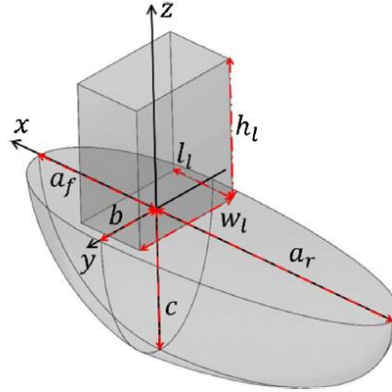


FIGURE I-19. REPRÉSENTATION DE LA SOURCE DE MONTEVECCHI (MONTEVECCHI ET AL., 2016)

Elle s'exprime de la façon suivante :

$$\begin{cases} q_w = \frac{Q_w}{V_{el}} \text{ avec } V_{el} = w_l h_l l \\ q_b = \frac{6\sqrt{3}Q_b f_{f,r}}{\pi\sqrt{\pi}a_{f,r}bc} \exp\left[-3\left(\frac{x^2}{a_{f,r}^2} + \frac{y^2}{b^2} + \frac{z^2}{c^2}\right)\right] \end{cases} \quad (18)$$

Avec V_{el} : volume de la source du métal d'apport (m^3), w_l : largeur de la source du métal d'apport (m), h_l : hauteur de la source du métal d'apport (m), l : longueur de la source du métal d'apport (m), Q_w et Q_b puissance totale (W) délivrée respectivement au fil d'apport et au métal de base, avec, d'après (DuPont & Marder, 1995) :

$$Q_w = Q_b = \frac{\eta UI}{2} \quad (19)$$

I.2.2.2.4 L'apport de matière

En plus de l'apport de chaleur, plusieurs méthodes de prise en compte de l'apport de matière durant le dépôt existent (Chiumenti et al., 2010; Durand, 2017; Lindgren, 2001a) :

- L'activation instantanée ou « block dumped » ;
- « Quiet element » ;
- « Element birth » ;
- Le maillage mobile.

Ces techniques sont présentées ci-après.

Chiumenti et al. (Chiumenti et al., 2010) ont affirmé que le nombre de Péclet pouvait être utilisé, dans le cadre de la fabrication additive arc-fil, afin de déterminer la stratégie d'activation. Celui-ci compare l'advection thermique à la diffusivité thermique :

$$Pe = \frac{hv}{\alpha} \quad (20)$$

Avec h : longueur caractéristique (c'est-à-dire épaisseur de la tôle), v : vitesse de soudage et α : diffusivité thermique s'exprimant :

$$\alpha = \frac{\lambda}{\rho C_p} \quad (21)$$

Où λ : conductivité thermique, ρ : masse volumique et C_p : chaleur spécifique.

Chapitre I : La fabrication additive arc-fil et sa modélisation

- Si $Pe > 50$: il n'est pas nécessaire d'adopter une stratégie d'activation particulière car il y a peu ou pas de diffusion thermique à l'avant de la source. Dans le calcul numérique, la matière peut être présente même avant son dépôt : l'activation instantanée de la couche est suffisante pour obtenir une réponse fidèle.
- Si $6 < Pe < 50$: l'activation instantanée conduit à une erreur dans la solution inférieure à 15 %.
- Si $Pe < 6$: la stratégie d'activation est obligatoire.

I.2.2.2.4.1 L'activation cordon par cordon, ou « block dumped »

Dans ce cas, les cordons sont ajoutés dans leur ensemble à chaque début de passe, comme schématisé sur la Figure I-20.

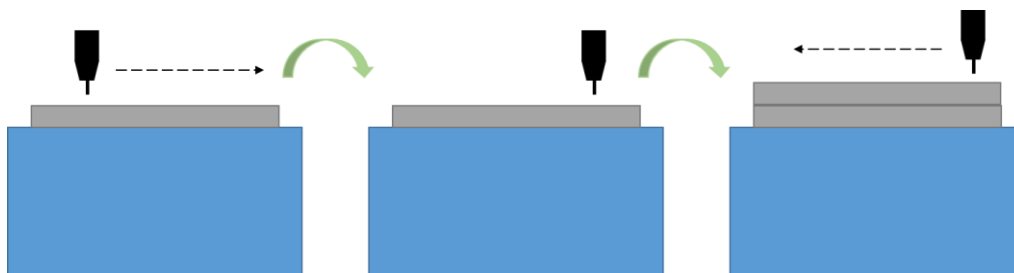


FIGURE I-20. PRINCIPE DE L'APPORT DE MATIÈRE INSTANTANÉ

Certains auteurs (X. Shan et al., 2009; X. Y. Shan et al., 2007) ont démontré que le fait de ne pas utiliser de méthode d'apport de matière spécifique (notamment dans leur cas, l'utilisation de la méthode «Element birth ») entraînait une sous-estimation de la température maximale de 15%. Cela peut être expliqué par le fait que, lors de l'activation instantanée, la chaleur s'évacue par conduction en avant de la source.

I.2.2.2.4.2 Quiet element

L'activation des éléments se fait progressivement, au fur et à mesure de l'avance de la source de chaleur, automatiquement grâce à un sous-programme. Les éléments qui ne sont pas encore activés, c'est-à-dire dont les nœuds n'ont pas encore été chauffés jusqu'à la température de fusion, ont des propriétés minimisées (conductivité thermique, capacité thermique, module de Young). Il faut faire dans ce cas très attention à la transition des propriétés entre le métal existant et celui qui va être déposé. En effet, la convergence du calcul peut en être affectée. La Figure I-21 illustre le principe de cette méthode.

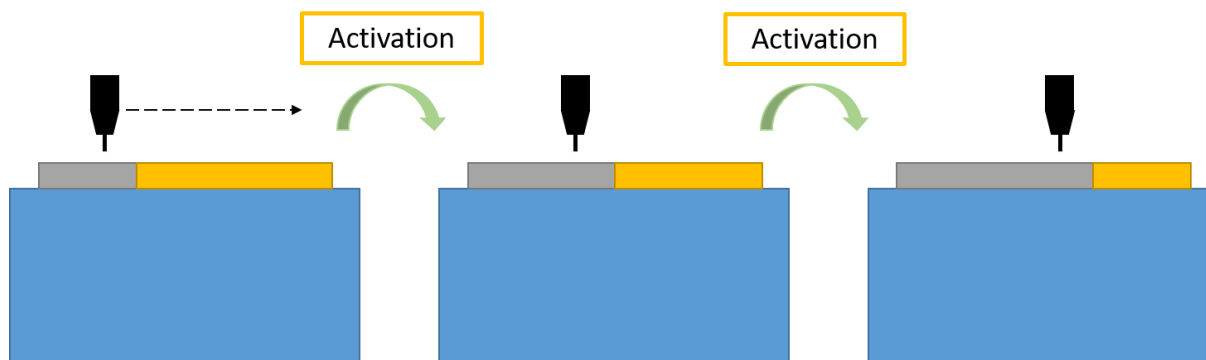


FIGURE I-21. SCHÉMAS ILLUSTRANT LE PRINCIPE DE LA MÉTHODE « QUIET ELEMENT »

Cette méthode est facile à mettre en œuvre dans de nombreux codes commerciaux et permet à tous les nœuds de pouvoir se mouvoir. De plus, le nombre d'éléments ne varie pas, le nombre d'équations est alors constant. En revanche, les résultats dépendent du facteur de minimisation utilisé, ils peuvent donc être faussés s'il est trop grand ou impossibles à calculer s'il est trop faible. De plus, les calculs se font sur tous les éléments, ce qui est onéreux en temps de calcul (Chiumenti et al., 2010; Durand, 2017; Lindgren, 2001a).

I.2.2.2.4.3 *Element birth*

Dans cette méthode, des tronçons de matière sont ajoutés au fur et à mesure de l'avance de la source de chaleur comme illustré sur la Figure I-22. Les éléments ainsi que leurs degrés de liberté sont donc désactivés s'ils ne participent pas à la modélisation. Cela nécessite de définir au préalable individuellement chaque morceau ainsi que son moment d'apparition dans le modèle.

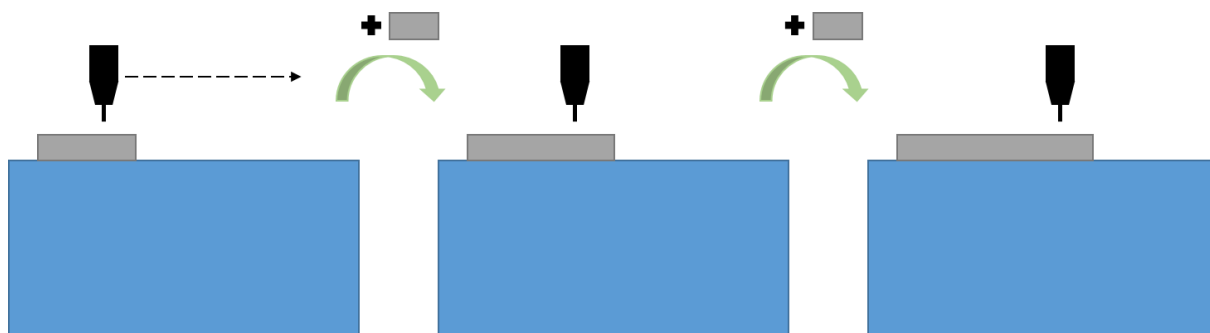


FIGURE I-22. SCHÉMAS ILLUSTRANT LE PRINCIPE DE LA MÉTHODE « ELEMENT BIRTH »

Dans ce cas, il ne risque pas d'y avoir d'erreur ou de mauvais conditionnement du Jacobien et le calcul est réalisé sur les nœuds actifs uniquement. Néanmoins, cette approche est plus complexe à mettre en œuvre et difficile à implanter dans les codes de calculs. De plus, la taille du modèle augmente graduellement au fur et à mesure de l'avancée du dépôt, la solution doit donc être recalculée à chaque incrément de temps (Brickstad & Josefson, 1998; Chiumenti et al., 2010; Durand, 2017; Lindgren, 2001a).

Ces deux dernières techniques sont équivalentes en termes de résultats bien qu'il semblerait que la technique « element birth » soit plus correcte et légèrement plus rapide (5%) (Lindgren et al., 1999).

Michaleris (Michaleris, 2014) a proposé d'hybrider ces deux approches pour avoir des résultats aussi corrects qu'avec la méthode « quiet element » tout en ayant un temps de calcul réduit comme avec la méthode « element birth ».

I.2.2.2.4.4 *Maillage mobile*

La méthode du maillage mobile, illustrée Figure I-23, consiste à appliquer une vitesse de déformation verticale à la frontière qui est concernée par l'application de la source de chaleur (Fournier Dit Chabert, 2007).

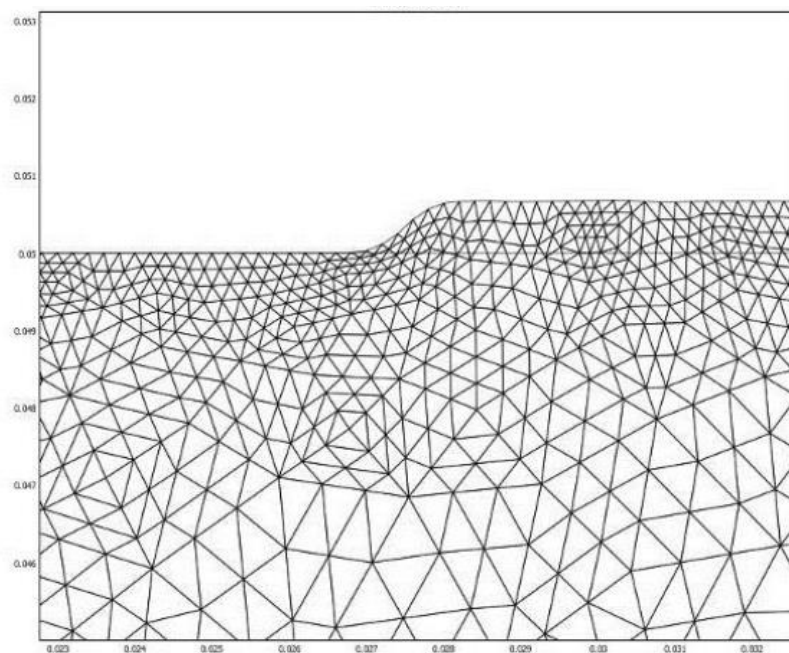


FIGURE I-23. VISUALISATION DE LA DÉFORMATION DU MAILLAGE À UN INSTANT t (FOURNIER DIT CHABERT, 2007)

I.2.2.3 Par l'approche front de fusion

Cette méthode, initiée par Doan (Doan, 2006) repose sur la caractérisation de l'interface solide/liquide qui définit la limite du bain de fusion et à sa paramétrisation grâce à des courbes polynomiales de Bézier. L'objectif est ici de s'affranchir de la modélisation de la partie fondue.

I.2.3 Modélisation métallurgique

Lorsque le matériau étudié subit des transformations en phase solide, le modèle thermique peut être couplé avec un modèle métallurgique. Pour cela, la température maximale atteinte, les vitesses de chauffage et de refroidissement ainsi que les propriétés de transformation du matériau sont utilisées en tant que données d'entrée du modèle (Megahed et al., 2016).

La modélisation métallurgique comprend généralement trois volets (Trinh, 2008) dans le cas des aciers :

- 1) Un modèle de transformation au chauffage afin de prédire la cinétique de l'austénitisation ;
- 2) Un modèle de transformation au refroidissement pour prédire la cinétique de décomposition de l'austénite et les compositions métallurgiques une fois le retour à la température ambiante atteint ;
- 3) un modèle d'évolution de la taille de grains austénitiques en ZAT.

D'après Bergheau (Bergheau, 2004), bien que les effets des contraintes et des déformations sur la métallurgie aient été étudiés par plusieurs auteurs, ils sont rarement pris en compte dans la modélisation.

En revanche, dans la situation inverse, plusieurs cas sont à considérer. En effet, Deng (Deng, 2009), dans son étude du soudage d'aciers à bas et moyen carbone, a pris en compte le changement de volume par transformation métallurgique en modifiant le coefficient de dilatation dans l'intervalle de température dans lequel l'austénite se transforme en martensite. Il a été montré que pour un acier à bas carbone, la transformation de phase n'a pas d'effet significatif sur les contraintes résiduelles et les distorsions car la dilatation causée par la transformation est faible et l'intervalle de transformation martensitique est grand. Au contraire, pour les aciers à moyen carbone pour lesquels la dilatation

causée par la transformation est importante et l'intervalle de température de transformation est faible, la transformation a un effet sur les contraintes résiduelles et les distorsions. Elle fait notamment apparaître une zone de compression dans la zone fondue.

Bergheau (Bergheau, 2004) a classé par ordre d'importance croissante les différentes options de la modélisation métallurgique : les chaleurs latentes, la plasticité de transformation (dans les cas du soudage monopasse) et enfin les changements de volume pendant les transformations.

I.2.3.1 Les transformations diffusives

I.2.3.1.1 Le modèle de Johnson-Mehl-Avrami

La cinétique d'une transformation isotherme en fonction du temps, c'est-à-dire avec diffusion, est donnée par la relation de John-Mehl-Avrami (Avrami, 1939, 1940; Johnson & Mehl, 1939) :

$$g = 1 - \exp\left(-\frac{\pi}{3} I v^3 t^4\right) \text{ ou } g = 1 - \exp(b(T)t^{n(T)}) \quad (22)$$

Avec g : fraction volumique de la phase formée au temps t , I : taux de germination, v : vitesse de croissance, $b(T)$ et $n(T)$ des paramètres identifiés expérimentalement dépendants de la température de maintien isotherme T .

De plus, les hypothèses suivantes sont faites : 1°) la germination est aléatoire dans le volume (on parle de germination homogène), 2°) la croissance des germes est sphérique, 3°) le taux de germination et la vitesse de croissance sont constants lors de la transformation.

Initialement développée pour décrire la transformation de l'austénite en perlite, cette relation est également utilisée pour décrire les transformations ferritique, bainitique et donc pour les traitements thermiques (Bergheau, 2004).

Lors du soudage ou de la fabrication additive, les évolutions thermiques sont si rapides que les transformations métallurgiques se font dans des conditions anisothermes, on s'appuie alors sur les diagrammes de Transformations en Refroidissement Continu (TRC) ou Temps-Température-Transformation (TTT). Les modèles les plus connus sont ceux de Inoue, de l'Institut National Polytechnique de Lorraine (INPL) ou encore de Leblond-Devaux qui sont décrits ci-dessous.

I.2.3.1.2 Le modèle d'Inoue et Wang

Le modèle d'Inoue (Inoue et al., 1985; Inoue & Wang, 1985) tient compte de l'influence de l'état de contrainte et de la teneur en carbone sur les cinétiques de transformation de phase. L'austénitisation est supposée dépendre uniquement de la température et variée linéairement entre A_{c1} et A_{c3} .

La cinétique de transformation est basée sur celle de Johnson-Mehl-Avrami :

$$g = 1 - \exp\left(\int_0^t f_T(T(\tau)) f_C(C(\tau)) f_\sigma(\sigma(\tau)) (t - \tau)^3 d\tau\right)$$

Avec $f_T(T)$, $f_C(C)$, $f_\sigma(\sigma)$ des fonctions identifiées grâce à des diagrammes TTT et TRC.

I.2.3.1.3 Le modèle de Leblond-Devaux

Le modèle de Leblond-Devaux (Leblond & Devaux, 1984) utilise une équation différentielle du premier ordre pour décrire les cinétiques des transformations métallurgiques :

$$\dot{g} = \frac{g_{max}(T) - g}{\tau(T)} \quad (23)$$

Avec $g_{max}(T)$: la fraction d'équilibre de la phase à former, $\tau(T)$: un temps caractéristique de transformation à la température T . Ces paramètres peuvent être déduits de courbes dilatométriques ou bien grâce aux formules de Waeckel (Andrieux & Waeckel, 1994; Hendili, 2013; Waeckel, 1995):

$$g_{max}(T) = \begin{cases} 0 & \text{si } T \leq A_{c1} \\ \frac{T - A_{c1}}{A_{c3} - A_{c1}} & \text{si } A_{c1} \leq T \leq A_{c3} \\ 1 & \text{si } T \geq A_{c3} \end{cases} \quad (24)$$

$$\tau(T) = \begin{cases} \tau_1 & \text{si } T \leq A_{c1} \\ \tau_1 + \frac{T - A_{c1}}{A_{c3} - A_{c1}} (\tau_3 - \tau_1) & \text{si } A_{c1} \leq T \leq A_{c3} \\ \tau_3 & \text{si } T \geq A_{c3} \end{cases} \quad (25)$$

Avec A_{c1}, A_{c3} : températures de début et de fin d'austénitisation respectivement, τ_1, τ_3 : constantes positives qui décrivent le début et la fin de transformation de phases identifiées par des essais dilatométriques à vitesse de chauffe constante.

I.2.3.1.4 Le modèle de l'Institut National Polytechnique de Lorraine (INPL)

Le modèle de l'Institut National Polytechnique de Lorraine (INPL) est basé sur le concept d'additivité et sur le temps fictif. Il prend en compte l'effet de l'état de contrainte sur les cinétiques des transformations de phases et a été développé pour les transformations de phases qui se déroulent toujours en germination-croissance (Fernandes et al., 1985) excluant ainsi la transformation martensitique.

I.2.3.2 La transformation martensitique

La cinétique de la transformation martensitique est décrite par la relation de Koistinen Marburger (Koistinen & Marburger, 1959) selon:

$$g_m = g_a [1 - \exp(-\beta \langle M_s - T \rangle)] \quad (26)$$

Avec g_m : proportion de martensite formée, g_a : proportion d'austénite résiduelle avant la transformation martensitique, M_s : température de début de transformation martensitique, β : un paramètre du matériau ajusté en fonction de M_s et M_f .

I.2.4 Modélisation mécanique

I.2.4.1.1 Le principe

La modélisation mécanique consiste à résoudre les équations de conservation de la quantité de mouvement et de la masse :

$$\text{div} \left(\overline{\overline{\sigma}} \right) - F = 0 \quad (27)$$

$$\text{div} (\vec{v}) = 0 \quad (28)$$

avec $\vec{v}$: vecteur de vitesse, $\overline{\overline{\sigma}}$: tenseur de contraintes de Cauchy, F : densité de force.

I.2.4.1.2 Les conditions aux limites

Les conditions aux limites sur la frontière du problème $\Gamma = \Gamma_l \cup \Gamma_f \cup \Gamma_v \cup \Gamma_c$ sont :

- Un vecteur contrainte nul sur la surface libre Γ_l
- Un vecteur contrainte imposé sur la frontière à chargement imposé Γ_f :
- Une vitesse imposée sur la frontière Γ_v
- Une condition de frottement ou de contact au niveau de la surface Γ_c .

Afin de compléter l'analyse, on y ajoute une loi qui va décrire le comportement du matériau étudié.

I.2.4.1.3 Les lois de comportement

Plusieurs lois de comportement existent, on distingue généralement 5 grands types (Chaboche & Lemaitre, 2009):

- Loi de comportement élastique parfait,
- Loi de comportement élastoplastique parfait,
- Loi de comportement élastoplastique à écrouissage isotrope,
- Loi de comportement élastoplastique à écrouissage cinématique linéaire,
- Loi de comportement élastoviscoplastique à écrouissage cinématique non-linéaire.

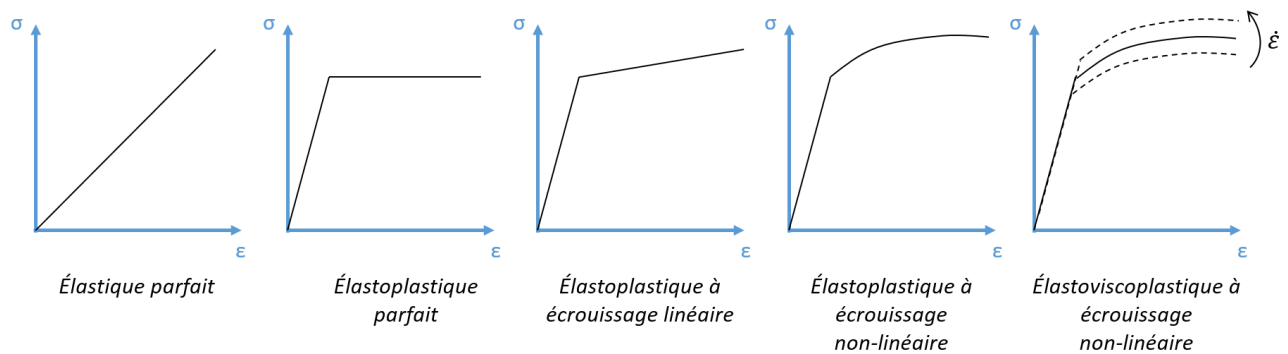


FIGURE I-24. EXEMPLES DE LOIS DE COMPORTEMENT

Dans le cas des petites déformations, le taux de déformation totale se décompose de la manière suivante :

$$\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}^{el} + \dot{\varepsilon}^{th} + \dot{\varepsilon}^{pt} + \dot{\varepsilon}^p \quad (29)$$

- La déformation élastique ε^{el}

Elle est donnée par la loi de Hooke :

$$\sigma = E \varepsilon^{el} \quad (30)$$

Avec E : module de Young.

- La déformation thermique ε^{th}

En l'absence de transformation de phases :

$$\varepsilon^{th} = \alpha(T - T_{ref}) \quad (31)$$

En présence de transformation de phases :

$$\varepsilon^{th} = \alpha(T - T_{ref}) - \Delta\varepsilon(T_{ref}) \quad (32)$$

Avec α : coefficient de dilatation thermique moyen, T_{ref} : température de référence à laquelle la déformation thermique est considérée nulle, $\Delta\varepsilon$ la différence de compacité entre les phases considérées.

- La déformation de transformation de plasticité ε^{pt}

La déformation de transformation de plasticité est le résultat de l'application d'une contrainte au cours de la transformation microstructurale. Elle est associée à deux mécanismes :

- Le mécanisme de Greenwood-Jonson, selon lequel la plasticité de transformation est induite par la canalisation dans la direction du chargement de l'écoulement plastique issu de la phase mère (CFC) au voisinage des zones transformées (CC) (Greenwood & Johnson, 1965) ;
- Le mécanisme de Magee, relatif à la transformation martensitique, qui provoque un alignement des plaquettes de martensitique dans la direction de sollicitation mécanique (Magee, 1966).

La plupart des modèles de plasticité de transformation actuels se basent sur le mécanisme de Greenwood-Johnson et sont globalement sous la forme suivante (Meftah, 2007):

$$\varepsilon^{pt} = k\sigma f(p) \quad (33)$$

Avec k : paramètre du matériau dit coefficient de la plasticité de transformation, σ : contrainte appliquée (constante, uni-axiale), p : fraction de phase formée et $f(p)$: fonction traduisant l'évolution de la déformation plastique de transformation en fonction de l'avancée de la transformation. Au début de la transformation, $f(0) = 0$, lorsque la transformation est complète, $f(1) = 1$.

La transformation de plasticité peut être prise en compte (Hamide, 2008) ou ignorée (Deng, 2009; Depradeux, 2003).

- La déformation plastique ε^p

C'est le critère isotrope de Von Mises avec une loi d'écoulement associée qui est généralement utilisé. Le domaine élastique est défini par l'équation suivante :

$$f(\sigma_{ij}) = \sigma^{VM} - \sigma_y \leq 0 \quad (34)$$

Avec

$$\sigma^{VM} = \sqrt{\frac{3}{2} S_{ij} S_{ij}} = \frac{1}{\sqrt{2}} [(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]^{1/2} \quad (35)$$

Avec S : tenseur déviateur des contraintes, $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$: contraintes dans le repère principal.

Lors de l'écoulement plastique,

$$f(\sigma_{ij}) = 0 \rightarrow \Delta \varepsilon_{ij} = \Delta \varepsilon_{ij}^{el} + \Delta \varepsilon_{ij}^{th} + \Delta \varepsilon_{ij}^{pt} + \Delta \varepsilon_{ij}^p \quad (36)$$

La loi d'écoulement s'écrit, selon la loi de normalité :

$$\Delta \varepsilon_{ij}^p = \Delta \lambda \cdot \frac{\partial f}{\partial \sigma_{ij}} = \Delta \lambda \cdot \frac{3}{2} \cdot \frac{S_{ij}}{\sigma^{VM}} \quad (37)$$

Avec $\Delta \lambda$: multiplicateur plastique déterminé grâce à l'équation de consistance :

$$\dot{f} = 0 \quad (38)$$

La loi d'écrouissage va déterminer l'évolution de la surface de charge. On considère plusieurs cas :

- Plasticité parfaite

L'écrouissage est alors négligé, comme l'ont fait Deng et Murakawa (Deng & Murakawa, 2008) dans leur étude des contraintes résiduelles et des déformations lors du soudage bout à bout de tôles fines d'acier doux en soudage GMA.

- Plasticité avec écrouissage linéaire

$$\sigma_{ecr}(T, \varepsilon_{eq}^p) = \sigma_0(T) + h(T) \varepsilon_{eq}^p \quad (39)$$

Avec $\sigma_{ecr}(T, \varepsilon_{eq}^p)$: loi d'écrouissage, $\sigma_0(T)$: limite d'élasticité initiale à la température T , $h(T)$: module d'écrouissage linéaire, ε_{eq}^p : déformation plastique cumulée.

- Plasticité avec écrouissage non linéaire

$$\sigma_{ecr}(T, \varepsilon_{eq}^p) = \sigma_0(T) + m(T) \varepsilon_{eq}^{p \ n(T)} \quad (40)$$

Avec $\sigma_{ecr}(T, \varepsilon_{eq}^p)$: loi d'écrouissage, $\sigma_0(T)$: limite d'élasticité initiale à la température T , $m(T), n(T)$: deux coefficients dépendants de la température, ε_{eq}^p : déformation plastique cumulée.

L'écrouissage peut être isotrope. On a alors une expansion du domaine linéaire gouvernée par une variable scalaire, la déformation plastique cumulée :

Chapitre I :
La fabrication additive arc-fil et sa modélisation

$$\varepsilon_{eq}^p = \int_0^t \dot{\varepsilon}_{eq}^p dt \quad (41)$$

Avec

$$\dot{\varepsilon}_{eq}^p = \dot{\lambda} = \sqrt{\frac{2}{3}} \dot{\varepsilon}_{ij}^p \dot{\varepsilon}_{ij}^p \quad (42)$$

Le critère de Von Mises s'écrit alors :

$$f(\sigma_{ij}) = \sigma^{VM} - \sigma_y(\varepsilon_{eq}^p) \leq 0 \quad (43)$$

Fournier dit Chabert (Fournier Dit Chabert, 2007) a utilisé une loi élastoplastique à écrouissage isotrope non linéaire jusqu'à 1173K pour son étude d'un superalliage base Nickel. De la même façon, Lee et al. (Lee et al., 2008) ont utilisé une loi élastoplastique à écrouissage isotrope sur un acier au C et un acier inoxydable austénitique 304.

L'écrouissage peut également être cinématique. On a alors un déplacement du domaine élastique gouverné par une variable cinématique χ .

Le critère de Von mises s'écrit alors :

$$f(\sigma_{ij}) = (\sigma - \chi)^{VM} - \sigma_y \leq 0 \quad (44)$$

C'est le choix fait par Gilles et al. (Gilles et al., 2009) pour la modélisation du soudage TIG de l'acier inoxydable austénitique 316L. Au même titre, Deng et al. (Deng et al., 2008) ont utilisé un modèle élastoplastique à écrouissage cinématique linéaire pour analyser le soudage multipasse de tubes en acier inoxydable austénitique.

Il est également possible de combiner l'écrouissage isotrope et l'écrouissage cinématique. C'est ce qui est conseillé par Lindgren (Lindgren, 2001b) afin de décrire le plus fidèlement possible les contraintes résiduelles au sein du cordon de soudage mais cela demande d'obtenir une quantité de données importante. En effet, d'après Shan (X. Shan et al., 2009), les modèles à écrouissage isotrope peuvent surestimer les contraintes résiduelles lors de cycles thermiques tandis que ceux à écrouissage cinématique peuvent les sous-estimer.

○ La déformation viscoplastique

La viscoplasticité permet de décrire l'écoulement par fluage, qui dépend donc du temps contrairement à la plasticité, dû au mouvement des dislocations dans les grains et aux effets de glissements intercrystallins. Il est généralement considéré que ces mécanismes se mettent en place au-delà du tiers de la température de fusion du métal bien qu'ils peuvent avoir lieu à température ambiante dans certains cas (Chaboche & Lemaitre, 2009).

• Viscoplasticité parfaite :

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^{vp} = \frac{3}{2} \left(\frac{\langle \sigma^{VM} - \sigma_{evp} \rangle}{\eta} \right)^n \cdot \frac{S_{ij}}{\sigma^{VM}} \quad (45)$$

Avec σ_{evp} : seuil d'écoulement viscoplastique (nul si pas de domaine élastique), n et η : deux coefficients de viscosité de type Norton.

• Viscoplasticité avec écrouissage isotrope additif :

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^{vp} = \frac{3}{2} \left(\frac{\langle \sigma^{VM} - R - \sigma_{evp} \rangle}{K_a} \right)^{N_a} \cdot \frac{S_{ij}}{\sigma^{VM}} \quad (46)$$

Avec R : scalaire d'écrouissage isotrope relié à la déformation plastique cumulée par l'intermédiaire d'une loi d'écrouissage, K_a , N_a : coefficients dépendants de la température.

C'est ce type de loi de comportement que Depradeux (Depradeux, 2003) a utilisé dans ses travaux avec en plus une prise en compte de la restauration visqueuse de l'écrouissage isotrope. Il a

comparé ce modèle à deux autres types de lois de comportement sur la simulation d'un essai Satoh sur du 316L : élastoplastique à écrouissage isotrope et élastoplastique à écrouissage cinématique et en a conclu que s'il n'était pas possible d'avoir accès aux données nécessaires pour mettre en place un modèle élastoviscoplastique complet, la meilleure solution était d'utiliser un modèle élastoplastique à écrouissage cinématique.

- Viscoplasticité avec écrouissage isotrope multiplicatif :

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^{vp} = \frac{3}{2} \left(\frac{\langle \sigma^{VM} - \sigma_{evp} \rangle}{K \cdot p^{1/M}} \right)^N \cdot \frac{S_{ij}}{\sigma^{VM}} \quad (47)$$

Avec K, M, N : coefficients dépendants de la température.

- Viscoplasticité avec écrouissage cinématique

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^{vp} = \frac{3}{2} \left(\frac{\langle (\sigma - \chi)^{VM} - \sigma_{evp} \rangle}{\sigma_{evp}} \right) \frac{(\sigma - \chi)^d_{ij}}{(\sigma - \chi)^{VM}} \quad (48)$$

(...)^d signifie partie déviatorique

Bergheau (Bergheau, 2004) a classé par ordre d'importance croissante les différentes options de la modélisation mécanique : nature de l'écrouissage (isotrope, cinématique), restauration de l'écrouissage, phénomènes viscoplastiques (important pour la prédiction des distorsions, moins pour les contraintes) et enfin l'utilisation des grands déplacements, surtout dans le cas de structures minces.

1.2.4.1.4 La température de recuit

Dans le cas du soudage multipasse, Lee et al. (Lee et al., 2008) ont défini une température de recuit à laquelle le matériau perd son écrouissage afin que la déformation plastique accumulée avant cette température dans la passe n-1 ne soit pas prise en compte pour ne pas influencer l'écrouissage des passes suivantes. Pour cela, la déformation plastique équivalente est réduite à 0 quand la température est supérieure à la température de recuit. Dès que l'alliage a refroidi sous la température de recuit, il peut de nouveau s'écrouir. Ils ont déclaré que la température de recuit était de 950°C pour les aciers au carbone et 900°C pour les inox.

De leur côté, Deng et al. (Deng et al., 2008) ont aussi fait usage d'une température de recuit de 900°C pour un cas de soudage multipasse de tube en acier inoxydable austénitique

Shan et al. (X. Shan et al., 2009) ont également fixé une température de recuit pour de l'acier inoxydable austénitique 316L mais à 1100°C bien qu'ils évoquent que d'autres travaux aient démontré que les résultats mécaniques étaient relativement peu sensibles à cet égard (X. Y. Shan, 2004; Wangsdan, 2006).

1.2.4.1.5 La température de coupure

Régulièrement, une température est dite de coupure au-delà de laquelle les propriétés sont constantes afin de faciliter la convergence du calcul. Il est préférable que celle-ci soit au moins supérieure à la température d'austénitisation et dans le meilleur des cas, le plus proche possible de la température de fusion de l'alliage considéré (Lindgren, 2001b).

1.2.5 Limiter le temps de calcul

Dans leur récent bilan, Lindgren et Lundbäck (Lindgren & Lundbäck, 2018) font état de plusieurs solutions pour limiter le temps de calcul qu'ils classent en plusieurs catégories :

- Les réductions spatiales. Parmi lesquelles, on compte par exemple le fait de réduire la taille du modèle en utilisant les plans de symétrie et en ne modélisant qu'une partie de la pièce ou bien en travaillant en deux dimensions (Abid et al., 2005).
Shan et al. (X. Y. Shan et al., 2007) ont d'ailleurs de nouveau utilisé le nombre de Péclet

Chapitre I :

La fabrication additive arc-fil et sa modélisation

pour déterminer la dimensionnalité du modèle en définissant la quantité de chaleur le long de la soudure. Ils ont estimé que s'il était supérieur à 10, un modèle 2D serait suffisant sinon il faudrait passer en 3D.

- Les réductions temporelles, comme le fait d'ignorer les changements de phases (J. Ding, 2012) ou de déposer des groupes de cordons simultanément.
- Les techniques numériques telles que les techniques de maillage en sous-structures (Montevecchi et al., 2017), le remaillage adaptatif (Hamide, 2008) ou encore le calcul en parallèle sur plusieurs processeurs.
- Effectuer une analyse quasi-stationnaire est également une solution (Shanghvi & Michaleris, 2002). Cela consiste à remplacer le repère cartésien d'origine fixe en un repère mobile dont l'origine se déplace avec la source.

Ce premier chapitre avait pour but d'exposer le contexte des travaux avec tout d'abord un état de l'art sur le procédé de fabrication additive arc-fil. Les déformations et les contraintes résiduelles ont été présentées comme les principaux verrous technologiques à cette méthode et afin d'y remédier, plusieurs techniques ont été recensées comme la stratégie de dépôt ou la gestion de la thermique.

L'objectif des travaux étant d'investiguer la cause de ces déformations, l'étude bibliographique s'est poursuivie sur les différentes possibilités de modélisation de la fabrication additive arc-fil. La modélisation équivalente apparaissant plus simple et moins coûteuse en temps, c'est cette dernière qui a été choisie et détaillée dans le cadre de cette étude.

En découplant les aspects thermique et mécanique de la fabrication additive arc-fil, il est possible de pouvoir prédire les déplacements des pièces suite à l'opération de dépôt en menant tout d'abord un calcul thermique. Après avoir choisi une source équivalente adéquate, les résultats de ce premier modèle pourront ensuite être utilisés en tant que données d'entrée pour un calcul mécanique qui aura pour issue l'état de déformation de la pièce. Cela fera l'objet des chapitres trois à cinq tandis que le prochain chapitre présentera les matériaux étudiés, le matériel employé et les techniques de caractérisation utilisées tout au long de ce travail.

Chapitre I :
La fabrication additive arc-fil et sa modélisation

Chapitre II : Matériaux, matériel et caractérisation

II.1	Les matériaux étudiés	47
II.1.1	Utilisation	47
II.1.2	Métallurgie	47
II.1.2.1	Austénite	47
II.1.2.2	Ferrite	47
II.1.2.3	Martensite	49
II.1.3	Composition	50
II.1.3.1	L'acier inoxydable austénitique 304L	50
II.1.3.2	L'acier inoxydable martensitique 415	50
II.1.3.3	Les éléments d'alliage	51
II.1.3.3.1	Les éléments principaux	51
II.1.3.3.1.1	Chrome (Cr)	51
II.1.3.3.1.2	Nickel (Ni)	51
II.1.3.3.1.3	Les diagrammes de Schaeffler, Delong et Espy	51
II.1.3.3.1.4	Autres éléments	53
II.1.4	L'acier inoxydable austénitique 304L	54
II.1.4.1	Microstructure	54
II.1.4.2	Les propriétés thermo-physiques et mécaniques du 304L	54
II.1.4.2.1	Propriétés thermo-physiques du 304L	54
II.1.4.2.1.1	Masse volumique	55
II.1.4.2.1.2	Conductivité thermique	55
II.1.4.2.1.3	Chaleur spécifique	56
II.1.4.2.1.4	Chaleur latente	57
II.1.4.2.1.5	Coefficient de dilatation	57
II.1.4.2.2	Propriétés mécaniques	57
II.1.4.2.2.1	Module de Young	57
II.1.4.2.2.2	Coefficient de Poisson	58
II.1.4.2.2.3	Limité d'élasticité	58
II.1.5	L'acier inoxydable martensitique 415	59
II.1.5.1	Microstructure	59
II.1.5.2	Les propriétés thermo-physiques et mécaniques du 415	59
II.1.5.2.1	Propriétés thermo-physiques du 415	59
II.1.5.2.1.1	Masse volumique	59
II.1.5.2.1.2	Conductivité thermique	59
II.1.5.2.1.3	Chaleur spécifique	60
II.1.5.2.1.4	Chaleur latente	60
II.1.5.2.1.5	Coefficient de dilatation	60

Chapitre II : Matériaux, matériel et caractérisation

II.1.5.2.2	Propriétés mécaniques du 415	61
II.1.5.2.2.1	Module de Young.....	61
II.1.5.2.2.2	Coefficient de Poisson	61
II.1.5.2.2.3	Limite d'élasticité.....	61
II.2	Le matériel	62
II.2.1	Le procédé	62
II.2.1.1	Le poste de soudage	62
II.2.1.1.1	Le générateur et les synergies	62
II.2.1.1.2	Le dévidoir et le buffer	62
II.2.1.1.3	La torche de soudage	63
II.2.1.2	La technique de soudage à l'arc MIG/MAG	63
II.2.1.2.1	Le Cold Metal Transfer de Fronius®	63
II.2.1.2.2	Le rendement du procédé.....	64
II.2.1.2.3	Le rendement de fusion	65
II.2.1.3	Métal de base	65
II.2.1.4	Métal d'apport	66
II.2.1.5	Le gaz	66
II.2.2	Le logiciel Abaqus®.....	66
II.2.2.1	La modélisation thermique	67
II.2.2.2	La modélisation mécanique.....	67
II.3	Les techniques de caractérisation.....	68
II.3.1	Observation du bain de fusion grâce à une caméra haute vitesse	68
II.3.2	Caractérisation thermique	68
II.3.2.1	Thermographie infra-rouge	68
II.3.2.2	Thermocouples.....	69
II.3.3	Caractérisation mécanique	70
II.3.3.1	Mesure des déformations par scan laser	70
II.3.3.2	Dureté Vickers	71
II.3.3.3	Essai de traction	71
II.3.4	Analyse métallurgique	72
II.3.4.1	Microscopie optique.....	72
II.3.4.2	Microscopie électronique à balayage	72
II.3.4.2.1	Spectroscopies X à dispersion d'énergie (EDX) et de longueur d'onde (WDX) ...	73
II.3.4.2.2	Diffraction des électrons rétrodiffusés (EBSD).....	73
II.3.4.3	Ferritoscopie.....	73

Chapitre II : Matériaux, matériel et caractérisation

Ce second chapitre décrit en détails, dans une première partie, les deux matériaux utilisés dans ce travail, l'acier inoxydable austénitique 304L dans un premier temps et l'acier inoxydable martensitique 415 dans un second temps. Dans une seconde partie, une présentation du matériel employé dans le cadre de la fabrication additive arc-fil tant bien au niveau expérimental que numérique est faite. Pour finir, dans une troisième et dernière partie, les différentes techniques de caractérisation utilisées tout au long de cette étude sont répertoriées.

II.1 Les matériaux étudiés

II.1.1 Utilisation

Les aciers inoxydables sont des alliages contenant au moins 10,5 % de chrome, ce qui leur confère leur résistance à la corrosion et au maximum 1,2 % de carbone. Ils peuvent être classés selon leur structure cristallographique. On distingue alors (Kozlowski, 2009):

- Les aciers inoxydables ferritiques ;
- Les aciers inoxydables martensitiques ;
- Les aciers inoxydables austénitiques ;
- Les aciers inoxydables austéno-ferritiques.

La popularité des aciers inoxydables est non seulement due à leur longévité dans un très grand nombre de milieux divers et variés mais également à leurs bonnes caractéristiques mécaniques en service sous des températures allant des températures cryogéniques aux hautes températures ainsi qu'à leur capacité d'allègement des structures. Cela leur permet d'avoir de nombreuses applications dont les principales sont l'énergie, l'agroalimentaire, les industries automobile et ferroviaire ou encore le bâtiment.

En effet, les aciers inoxydables austénitiques représentent 80 % du marché mondial en raison de leur ténacité et de leur excellente soudabilité. Ils peuvent être utilisés en tant qu'équipements pour la restauration collective ou l'industrie alimentaire, comme matière première pour les ustensiles ménagers, en guise de structures pour des matériels de transport ou encore dans l'industrie chimique ou papetière.

Les aciers inoxydables martensitiques, quant à eux, sont des matériaux de choix pour la coutellerie et les instruments chirurgicaux ainsi que dans le domaine de l'énergie hydroélectrique et du transport en raison de leur grande résistance à la rupture et leur dureté élevée après trempe (Cunat, 2000a, 2000b).

II.1.2 Métallurgie

Le fer présente un polymorphisme cristallin qui va donner lieu à plusieurs phases et transformations possibles (Barralis & Maeder, 2005) qui sont détaillées ci-après.

II.1.2.1 Austénite

L'austénite, solution solide d'insertion de carbone, est la phase gamma (γ). Sa structure atomique est cubique à faces centrées (CFC). Il s'agit d'une phase amagnétique qui présente une ductilité sur une large gamme de températures (Kozlowski, 2009).

II.1.2.2 Ferrite

Il s'agit également d'une solution solide d'insertion de carbone mais qui est le produit de transformation de l'austénite au refroidissement par diffusion (Barralis & Maeder, 2005). On distingue, en fonction de sa température d'apparition, la ferrite alpha (α) et la ferrite delta (δ). Sa structure atomique est cubique centrée (CC). Il s'agit d'une phase fragile et magnétique (Kozlowski, 2009).

Chapitre II : Matériaux, matériel et caractérisation

La quantité de ferrite peut être appréciée par l'intermédiaire de plusieurs méthodes comme le comptage métallographique, la diffraction des rayons X ou encore la perméabilité magnétique. Sa teneur est mesurée en pourcentage de ferrite ou en indice de ferrite FN (Ferrite Number). Ces deux échelles sont confondues jusqu'à 10 environ puis elles divergent, 100% de ferrite correspondant à 140 FN (Étude CETIM sous-traitée à l'IS, 2004).

La ferrite δ (ferrite formée à haute température) est nécessaire aux aciers inoxydables austénitiques car elle permet, lorsque sa teneur est comprise entre environ 3 % et 8 %, de réduire le risque de fissuration à chaud. En effet, sa présence permet la dissolution de certaines impuretés comme le soufre (S) et la phosphore (P). Elle limite ainsi la formation de composés à bas point de fusion qui pourraient donner lieu à la fissuration à chaud. De plus, il a été montré que cette ferrite devait provenir du mode de solidification ferrite primaire afin de limiter ce risque (Lippold & Savage, 1982; Olson, 1985). Si la fraction de celle-ci est trop élevée (> 10 %), la ductilité et la résistance à la corrosion vont être réduites.

La ferrite peut avoir plusieurs formes, elle peut être interdendritique, vermiculaire ou sous forme de lattes (Kou, 2003), comme illustré sur la Figure II-1.

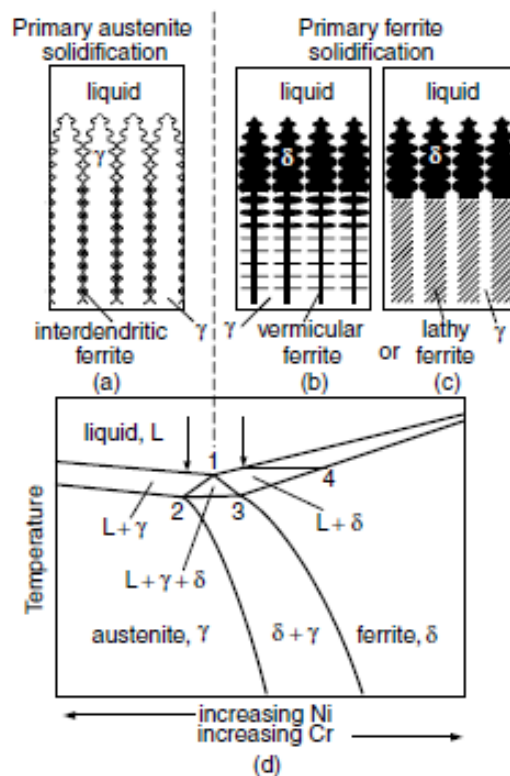


FIGURE II-1 . A, B, C) LES DIFFÉRENTES FORMES DE FERRITE EN FONCTION DU MODE DE SOLIDIFICATION PRIMAIRE
D) SECTION VERTICALE DU DIAGRAMME DE PHASE TERNAIRE FeNiCr À ENVIRON 70% DE Fe (KOU, 2003)

La quantité de ferrite δ présente à température ambiante après solidification dépend non seulement de la composition chimique de l'alliage considéré mais aussi des cycles thermiques que le métal déposé va subir. Lundin et Chou (Lundin & Chou, 1985) ont montré que la ferrite δ se dissolvait lorsqu'un alliage subissait plusieurs cycles de température en-dessous de la température du solvus de l'austénite. En revanche, si l'on passe au-dessus du solvus, de nouveaux grains de ferrite vont de nouveau se former. Plus l'alliage contient de ferrite et plus il faudra un temps de maintien long ou à haute température (mais inférieure au solvus) pour que la ferrite δ se dissolve.

II.1.2.3 Martensite

La martensite est une solution sursaturée en carbone dans un fer α déformé issue de la transformation de l'austénite. Elle est très résistante mécaniquement et magnétique. La martensite est généralement dure et fragile mais sa fragilité dépend surtout de la teneur en carbone, plus celle-ci est faible, moins l'alliage sera fragile (Barralis & Maeder, 2005; Benard et al., 1969; Kozlowski, 2009).

La transformation martensitique peut avoir lieu de deux manières, soit par refroidissement rapide (cas du 415), soit par déformation plastique (cas du 304L) (Shaira, 2006).

Contrairement à la ferrite, la formation de martensite se fait par cisaillement du réseau cristallin, c'est une transformation dite displacive, sans diffusion et donc indépendante du temps. Elle a lieu grâce au mouvement coopératif des atomes de fer sur une distance inférieure à la distance interatomique. Elle débute à partir d'une température où l'austénite n'est plus stable appelée M_s (Martensite start) jusqu'à la température M_f (Martensite finish). La transformation est incomplète si la température M_f n'est pas atteinte laissant alors une partie de l'austénite non transformée appelée austénite résiduelle. La transformation se faisant sans diffusion, la martensite possède la même composition chimique que l'austénite (Barralis & Maeder, 2005).

La formule la plus utilisée pour le calcul du M_s est celle de Irvine (Irvine et al., 1960) :

$$M_s(^{\circ}C) = 571 - 474(\%C) - 17(\%Cr) - 17(\%Ni) - 33(\%Mn) - 21(\%Mo) - 11(\%W) - 11(\%Si) \quad (49)$$

D'après celle-ci, le M_s théorique correspondant à la composition de l'alliage de cette étude se situe donc entre 227 °C et 237 °C.

La taille de grain austénitique influe également sur la température M_s : plus la taille de grain austénitique est grande, plus la température M_s est élevée (Brofman & Ansell, 1983; Yang & Bhadeshia, 2009).

Lorsque la martensite est induite par déformation plastique, c'est à une température supérieure à M_s mais inférieure à la valeur critique M_d . Elle entraîne alors un durcissement par écrouissage plus marqué ainsi qu'un retard dans la striction en traction uniaxiale et un allongement à la rupture plus important. On définit la valeur critique M_{d30} comme la température pour laquelle 50% de l'austénite est transformée en martensite pour une déformation de 30% (Iung & Schmitt, 2017).

Deux phases martensitiques existent :

- La martensite alpha prime (α') a une structure quadratique centrée caractérisée par des paramètres de mailles a et c qui sont fonction de la teneur en carbone de l'alliage. Moins il y a de carbone, plus le rapport c/a est proche de 1 et devient donc indiscernable d'une structure cubique centrée comme celle de la ferrite (Nanga, 2008) ;
- La martensite epsilon (ϵ), hexagonale compacte, dont les paramètres de maille sont $a=0,2538$ nm et $c=0,4080$ nm et qui apparaît sous forme de fines plaquettes, de manière similaire aux macles dans les alliages de teneurs en Mn supérieures à 10% (Iung & Schmitt, 2017).

La martensite peut apparaître sous forme de plaquettes, c'est ce qu'on appelle la martensite aciculaire, ou sous forme de lattes, on parle alors de martensite massive. Le domaine d'existence de ces deux types de martensite n'est pas bien défini, il est généralement considéré que la martensite en lattes apparaît dans les alliages présentant un M_s élevé tandis que la martensite en plaquettes apparaît dans les alliages présentant un M_s plus faible (Murry, 1998).

II.1.3 Composition

II.1.3.1 L'acier inoxydable austénitique 304L

Les aciers de la série AISI 300 (dénomination anglo-saxonne) sont les plus répandus. Ils contiennent 16 % à 25 % de chrome et 8 % à 20 % de nickel (Kozłowski, 2009).

L'acier inoxydable austénitique le plus utilisé est le 304L (Kou, 2003). Sa dénomination fait apparaître un L pour « Low carbon », c'est-à-dire qu'il ne contient pas plus de 0,03 % de carbone.

Il est également désigné, sous le formalisme européen, X2CrNi18-9 ou 1.4307 (AFNOR, 2015, 2017a). Sa composition chimique est donnée dans le Tableau II-1.

TABLEAU II-1. COMPOSITION CHIMIQUE DE L'ACIER INOXYDABLE AUSTÉNITIQUE 304L (EN % MASSIQUE)

	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	N	Cu	Fe
NF EN 10088-1 (AFNOR, 2014a)	≤ 0,030 %	≤ 2,000 %	≤ 0,045 %	≤ 0,030 %	≤ 1,000 %	17,500-19,500 %	8,000-10,500 %	≤ 0,110 %	(≤ 1,000 %)	bal
Tolérance (Kozłowski, 2009)	+0,005 %	+0,040 %	+0,005 %	+0,005 %	± 0,050 %	± 0,200 %	± 0,100 %	± 0,010 %	± 0,070 %	/
Certificat matière	0,015 %	1,550 %	0,035 %	0,008 %	0,310 %	18,280 %	8,610 %	0,025 %	/	bal

Une certaine quantité de cuivre, à hauteur de 1 % au maximum, peut être ajoutée dans les nuances destinées à la frappe et à l'extrusion à froid (AFNOR, 2014a).

II.1.3.2 L'acier inoxydable martensitique 415

Les aciers inoxydables martensitiques possèdent environ 12 % de chrome et une teneur en carbone variable qui va influencer sur leur trempabilité et donc leurs propriétés mécaniques. Certaines nuances possèdent une faible teneur en carbone ce qui leur confère une bonne soudabilité en raison de la présence d'austénite résiduelle à température ambiante après trempe et revenu, c'est le cas de l'acier inoxydable martensitique 415 (Kozłowski, 2009; Soullignac et al., 2007).

L'acier inoxydable martensitique 415 (formalisme anglo-saxon) est également désigné, dans le système normatif européen, X3CrNiMo13-4 ou 1.4313 (AFNOR, 2015, 2017a). Sa composition chimique est donnée dans le Tableau II-2.

TABLEAU II-2 COMPOSITION CHIMIQUE DE L'ACIER INOXYDABLE MARTENSITIQUE 415 (EN % MASSIQUE)

	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	N	Mo	Fe
NF EN 10088-1 (AFNOR, 2014a)	≤ 0,050 %	≤ 1,500 %	≤ 0,040 %	≤ 0,030 %	≤ 0,700 %	12,000-14,000 %	3,500-4,500 %	≥ 0,020 %	0,300-0,700 %	bal
Tolérance (Kozłowski, 2009)	± 0,100 %	+0,040 %	+0,005 %	+0,005 %	± 0,050 %	± 0,150 %	± 0,070 %	± 0,010 %	± 0,030 %	/
Certificat matière	0,010 %	0,700 %	/	/	0,650 %	12,200 %	4,800 %	/	0,500 %	bal

II.1.3.3 Les éléments d'alliage

Comme évoqué ci-dessus, les aciers étudiés sont principalement composés de chrome et de nickel. D'autres éléments vont également jouer un rôle dans le comportement métallurgique ou mécanique des alliages considérés.

II.1.3.3.1 Les éléments principaux

II.1.3.3.1.1 Chrome (Cr)

Le chrome (Cr), tout comme le molybdène (Mo), le silicium (Si), le niobium (Nb), l'aluminium (Al), le titane (Ti) et le tungstène (W) est un élément alphagène, c'est-à-dire favorisant l'apparition de la phase alpha (α) du fer (Murry, 1998).

La formule du chrome équivalent permet d'évaluer le pouvoir alphagène d'un alliage :

$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1,5 * \%Si + 0,5 * \%N \quad (50)$$

Le chrome (Cr) est un élément essentiel à la résistance à l'oxydation car il va permettre l'apparition d'une fine couche passive et étanche d'oxyde de chrome protégeant ainsi l'alliage contre la corrosion générale ou localisée (Soulignac et al., 2007).

II.1.3.3.1.2 Nickel (Ni)

Le nickel (Ni), à l'instar du carbone (C), du manganèse (Mn) et du Cuivre (Cu), est un élément gammagène qui promeut la prépondérance de la phase gamma (γ) du fer (Murry, 1998).

Le pouvoir gammagène d'un alliage peut être déterminé par la formule du nickel équivalent :

$$Ni_{eq} = \%Ni + 30 * \%C + 0,5 * \%M \quad (51)$$

Le nickel (Ni) permet l'amélioration de la résilience, notamment à basse température (Soulignac et al., 2007).

II.1.3.3.1.3 Les diagrammes de Schaeffler, Delong et Espy

Les formules du chrome équivalent et du nickel équivalent ont été utilisées par (Schaeffler, 1949) afin de permettre de déterminer la structure du matériau et d'un joint soudé après refroidissement grâce à son diagramme éponyme. Le 304L et le 415 ont été reportés sur celui-ci en Figure II-2.

Plusieurs autres auteurs ont également étudié ces formules de nickel et chrome équivalents et plus précisément l'influence de certains éléments sur ces dernières.

On peut citer par exemple le travail de Delong (DeLong, 1960; Guiraldenq & Hardouin Duparc, 2017; Kou, 2003), qui a introduit l'effet de l'azote (N) dans la formule du nickel équivalent au même titre que le carbone (C) :

$$Ni_{eq} = \%Ni + 30 * (\%C + \%N) + 0,5 * \%Mn \quad (52)$$

Ou encore (Espy, 1982), qui, en plus de prendre en compte l'effet de l'azote (N) a ajouté l'effet du manganèse (Mn) ainsi que d'autres éléments d'addition tels que le cuivre (Cu) ou l'aluminium (Al) :

$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1,5 * \%Si + 0,5 * \%Nb + 5 * \%V + 3 * \%Al \quad (53)$$

Chapitre II : Matériaux, matériel et caractérisation

$$Ni_{eq} = \%Ni + 30 * \%C + 0,87 + 0,33 * \%Cu + (\%N - 0,045) * x$$

avec $x = 30$ pour $0\% \leq \%N \leq 0,20\%$,
 $x = 22$ pour $0,21 \leq \%N \leq 0,25\%$
 $x = 20$ pour $0,26\% \leq \%N \leq 0,35\%$

(54)

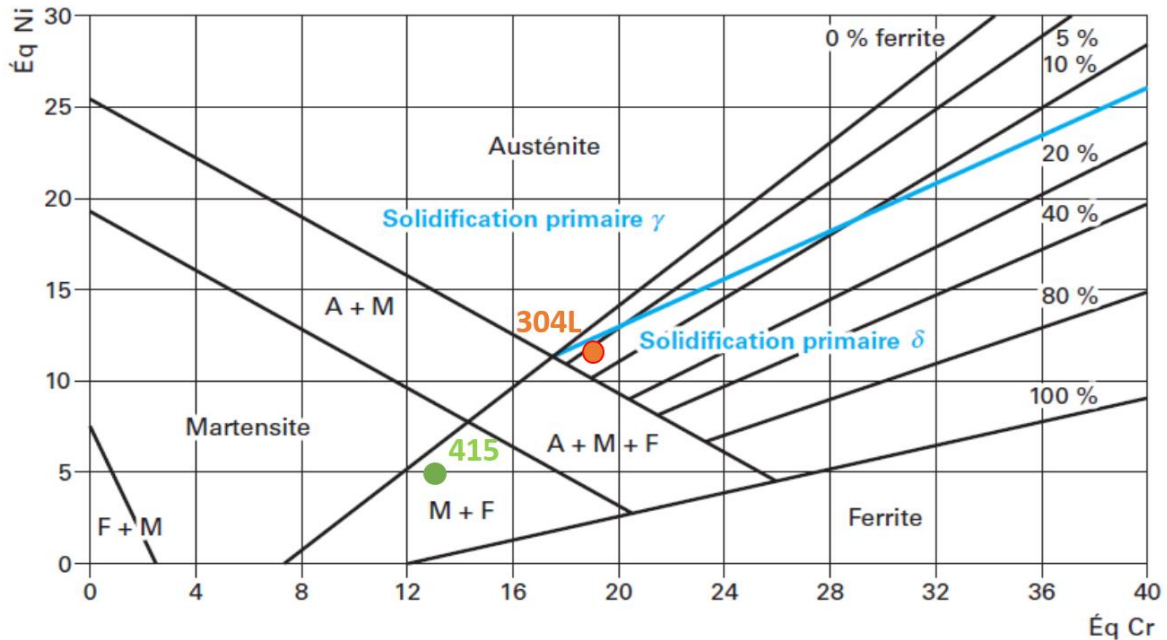


FIGURE II-2. DIAGRAMME DE SCHAEFFLER /ESPY (SOULIGNAC ET AL., 2007)

(Balmforth & Lippold, 2000) ont développé un diagramme adapté spécifiquement aux aciers inoxydables ferritiques et martensitiques. L'acier inoxydable martensitique 415 a été placé sur ce dernier, Figure II-3.

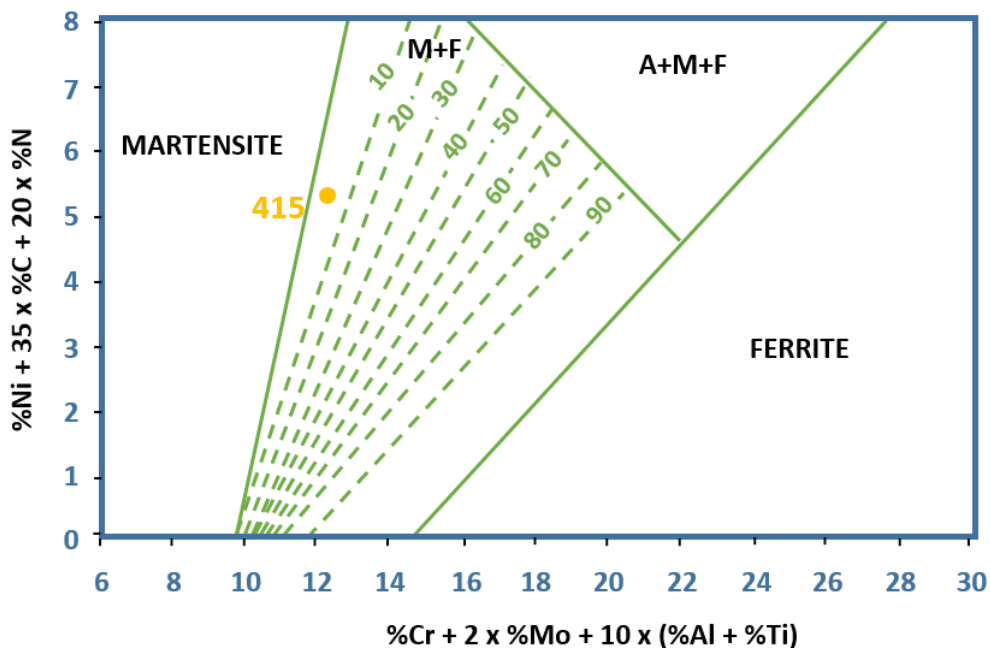


FIGURE II-3. DIAGRAMME DE BALMFORTH ET LIPPOLD POUR LES ACIERS INOXYDABLES FERRITIQUES ET MARTENSITIQUES (BALMFORTH & LIPPOLD, 2000)

Chapitre II : Matériaux, matériel et caractérisation

II.1.3.3.1.4 Autres éléments

En dehors du chrome (Cr) et du nickel (Ni), d'autres éléments sont présents en proportions moins importantes au sein de l'alliage (Chassignole, 2000; Cunat, 2000b; Kozłowski, 2009; Murry, 1998; Nanga, 2008; Soullignac et al., 2007) :

- Le carbone (C) va stabiliser l'austénite lors de déformations à froid. En revanche, il peut également contribuer à la corrosion intergranulaire en formant des carbures de chrome (Cr_{23}C_6) aux joints de grains. Afin de s'affranchir de ce risque, sa teneur est généralement limitée ou bien la nuance peut être stabilisée avec du niobium (Nb) ou du titane (Ti) qui vont avoir une plus grande attirance vers le carbone que le chrome et qui vont donc réduire le risque de déchromisation.
Les éléments qui ont une affinité avec le carbone sont dits carburigènes. Cela concerne le manganèse (Mn), le chrome (Cr), le molybdène (Mo), le vanadium (V), le tungstène (W), le niobium (Nb) et le titane (Ti) ;
- La présence de molybdène (Mo) améliore les propriétés mécaniques et permet une meilleure résistance à la corrosion par piqûration. En revanche, si l'alliage est soumis à des températures comprises entre 500°C et 1000°C pendant 1 à 1000 heures, des composés intermétalliques peuvent se former et le fragiliser tant au niveau mécanique qu'en terme de résistance à la corrosion (phases σ , χ ou phases de laves). Lors du soudage, il limite la sensibilité à la fissuration à chaud ;
- Le cuivre (Cu), quant à lui, lorsque sa teneur est inférieure ou égale à 3%, permet la résistance à l'oxydation en milieu sulfurique. Il diminue également l'écrouissabilité de l'alliage ainsi que le risque de corrosion sous contraintes mais également sa soudabilité. Sa teneur augmente avec l'utilisation de ferrailles recyclées ;
- L'azote (N), quand la teneur en carbone (C) est basse, va améliorer les propriétés mécaniques et plus particulièrement la limite conventionnelle d'élasticité à 0,2% ($R_{p0,2}$) sans compromettre la résistance à la corrosion intergranulaire. On retrouve cet élément d'alliage dans les aciers inoxydables austéno-ferritiques pour ses propriétés de stabilisation de la phase austénitique ;
- Le silicium (Si) améliore les propriétés d'emploi à hautes températures mais peut limiter la soudabilité en augmentant le risque de fissuration. Tout comme l'aluminium (Al), il a également un rôle désoxydant ;
- Le manganèse (Mn) stabilise l'austénite à haute température mais ne favorise pas sa formation. Il peut également conduire à la formation d'oxydes et de sulfures ;
- Le soufre (S) permet d'améliorer l'usinabilité de l'alliage dans lequel il est ajouté mais diminue fortement la soudabilité.

II.1.4 L'acier inoxydable austénitique 304L

II.1.4.1 Microstructure

À température ambiante, l'austénite est la phase qui constitue principalement l'acier inoxydable austénitique 304L.

Comme l'indique le positionnement du 304L sur le diagramme de Schaeffler de la Figure II-2, il devrait théoriquement se solidifier en ferrite primaire et contenir entre 5 % et 10 % de ferrite δ après refroidissement.

II.1.4.2 Les propriétés thermo-physiques et mécaniques du 304L

Comme l'ont démontrée plusieurs auteurs (Bru et al., 1996; P. Michaleris & DeBiccari, 1997; Petelet, 2007; Petelet & Asserin, 2005; Zhu & Chao, 2002), en fonction de la configuration de soudage, du matériau et de la loi de comportement utilisée, l'influence des propriétés thermo-physiques et mécaniques est relative.

L'utilisation de propriétés thermodépendantes, lorsqu'elles sont disponibles, reste par ailleurs recommandée (Lindgren, 2001b).

II.1.4.2.1 Propriétés thermo-physiques du 304L

L'acier inoxydable 304L appartenant à la famille la plus commune des aciers inoxydables et ayant été largement étudié (Brickstad & Josefson, 1998; Chiumenti et al., 2010; Deng & Murakawa, 2006; Kim, 1975; Chin-Hyung Lee & Chang, 2007; Nandan et al., 2008), nombre de ses propriétés thermo-physiques a pu être recensé. Comme l'indique la Figure II-4, les diverses sources sont globalement concordantes.

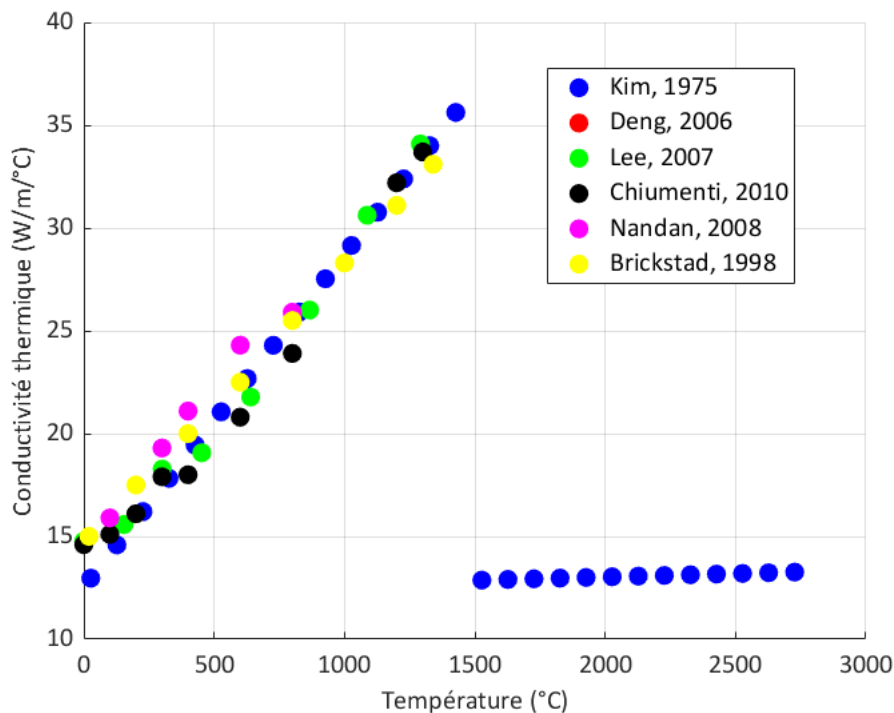


FIGURE II-4 . ÉVOLUTION DE LA CONDUCTIVITÉ THERMIQUE DU 304L EN FONCTION DE LA TEMPÉRATURE POUR DIFFÉRENTS AUTEURS

Chapitre II : Matériaux, matériel et caractérisation

Les données issues des travaux de (Kim, 1975), basées sur des calculs thermodynamiques, ont été retenues en raison de leur cohérence avec celles des autres auteurs d'une part et de leur large gamme de température d'utilisation d'autre part.

II.1.4.2.1.1 Masse volumique

D'après Kim (Kim, 1975), la masse volumique décroît quand la température augmente selon les équations suivantes :

$$\text{À l'état solide } \rho \text{ [kg.m}^{-3}\text{]} = 7984,1 - 0,26506 T - 1,1580.10^{-4} T^2 \text{ avec T en K} \quad (55)$$

$$\text{À l'état liquide } \rho \text{ [kg.m}^{-3}\text{]} = 7551,2 - 0,11167 T - 1,5063.10^{-4} T^2 \text{ avec T en K} \quad (56)$$

Cette évolution est représentée sur le graphique de la Figure II-5 .

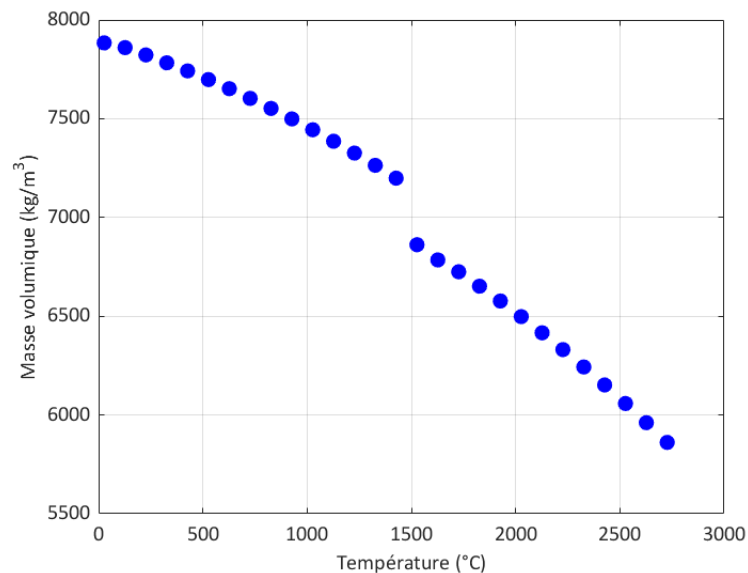


FIGURE II-5 . ÉVOLUTION DE LA MASSE VOLUMIQUE DU 304L EN FONCTION DE LA TEMPÉRATURE (KIM, 1975)

II.1.4.2.1.2 Conductivité thermique

Toujours selon Kim (Kim, 1975), la conductivité thermique croît avec la température, d'après les équations suivantes :

$$\text{À l'état solide } k \text{ [W.m}^{-1}.K^{-1}\text{]} = 8,116 + 1,618.10^{-2} T \text{ avec T en K} \quad (57)$$

$$\text{À l'état liquide } k \text{ [W.m}^{-1}.K^{-1}\text{]} = 12,29 + 3.248.10^{-3} T \text{ avec T en K} \quad (58)$$

Afin de prendre en compte les effets des mouvements de convection au sein du bain de fusion, la conductivité thermique a été artificiellement augmentée en la multipliant par un facteur quatre au-dessus de la température de fusion, comme l'illustre la Figure II-6.

Chapitre II : Matériaux, matériel et caractérisation

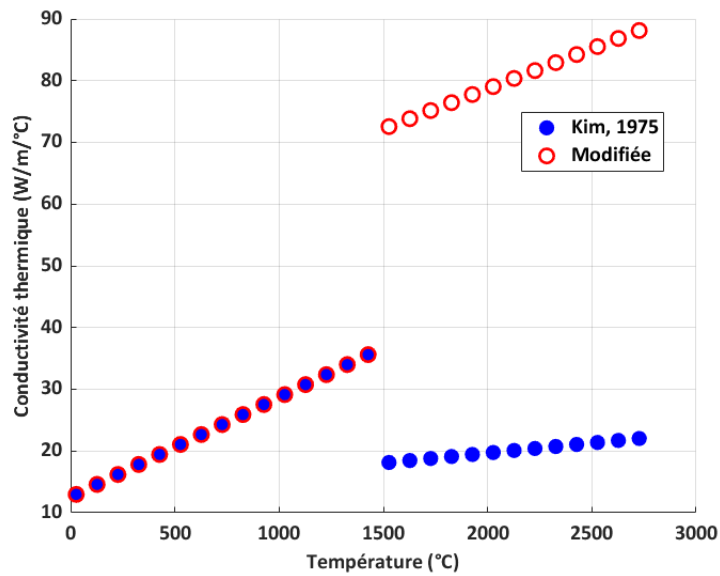


FIGURE II-6. ÉVOLUTION DE LA CONDUCTIVITÉ THERMIQUE DU 304L EN FONCTION DE LA TEMPÉRATURE

II.1.4.2.1.3 Chaleur spécifique

La chaleur spécifique est également une donnée provenant des travaux de Kim (Kim, 1975). De la température ambiante à la température de fusion, 1400°C, la variation de la capacité thermique massique est caractérisée par l'équation suivante :

$$C_p [J.kg^{-1}.K^{-1}] = 469,6 + 1,349.10^{-5} T \text{ avec } T \text{ en K} \quad (59)$$

Par manque de données thermodynamiques, l'auteur estima une valeur moyenne au-dessus de la température de fusion en se basant sur le fait que la dépendance à la température de la capacité thermique massique pour la plupart des métaux à l'état liquide est très faible.

L'évolution de la chaleur spécifique entre 20°C et 2700°C est tracée sur le graphique de la Figure II-7 .

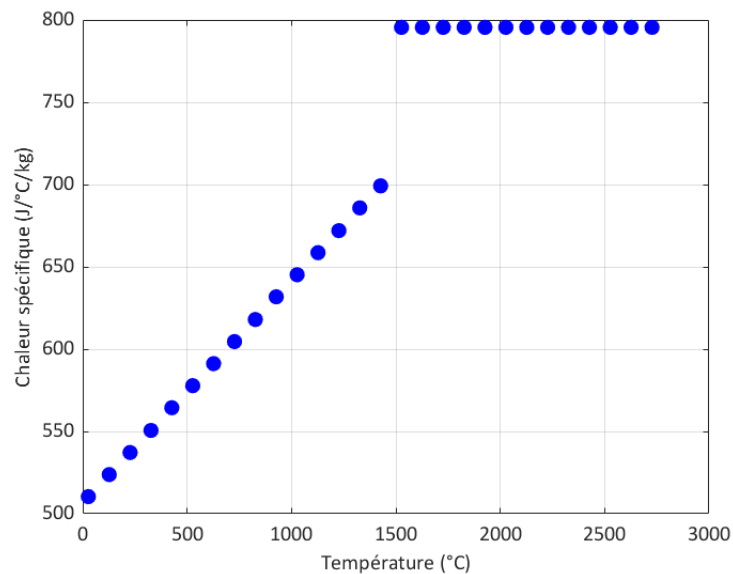


FIGURE II-7 . ÉVOLUTION DE LA CHALEUR SPÉCIFIQUE DU 304L EN FONCTION DE LA TEMPÉRATURE (KIM, 1975)

Chapitre II : Matériaux, matériel et caractérisation

II.1.4.2.1.4 Chaleur latente

La chaleur latente de changement d'état est prise en compte, entre le liquidus (1454 °C) et le solidus (1400 °C), avec une valeur de 260 kJ.kg⁻¹ (Mills, 2002).

II.1.4.2.1.5 Coefficient de dilatation

D'après Kim (Kim, 1975), l'évolution du coefficient de dilatation avec la température est régie par les équations suivantes :

$$\text{À l'état solide, } \alpha = 1,2632.10^{-5} + 4,8544.10^{-9} T + 7,2376.10^{-13} T^2 \text{ avec } T \text{ en K} \quad (60)$$

$$\text{À l'état liquide, } \alpha = 2,1678.10^{-5} + 5,7982.10^{-10} T + 2,5724.10^{-12} T^2 \text{ avec } T \text{ en K} \quad (61)$$

La représentation de son évolution est décrite en Figure II-8.

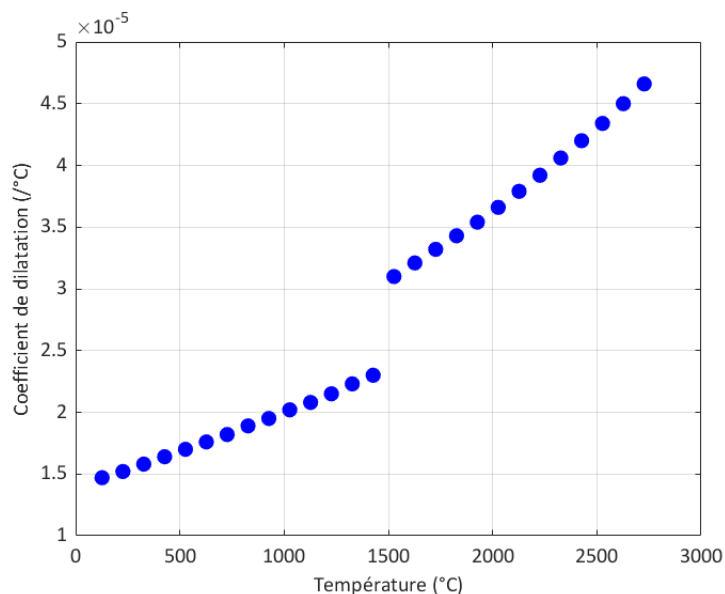


FIGURE II-8. ÉVOLUTION DU COEFFICIENT DE DILATATION DU 304L EN FONCTION DE LA TEMPÉRATURE (KIM, 1975)

Dans ce travail, le coefficient de dilatation a été considéré constant et fixé à 2.10⁻⁵ °C⁻¹.

II.1.4.2.2 Propriétés mécaniques

Les origines des propriétés mécaniques du 304L sont plus diversifiées afin de permettre une meilleure représentation de son comportement, et ce jusqu'à la plus haute température possible.

II.1.4.2.2.1 Module de Young

Le module de Young du 304L est d'environ 200 GPa à température ambiante. Il diminue ensuite de façon presque linéaire lorsque la température augmente, comme le montre la Figure II-9. (Le, 2014)

Chapitre II : Matériaux, matériel et caractérisation

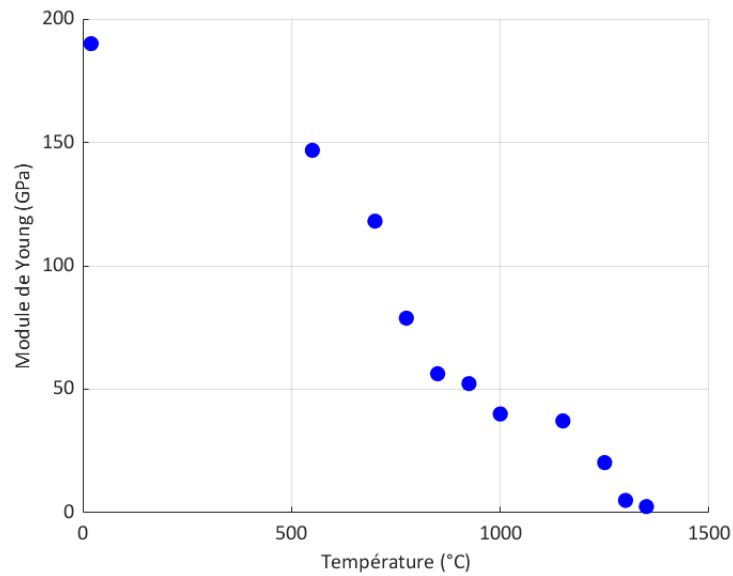


FIGURE II-9. ÉVOLUTION DU MODULE DE YOUNG DU 304L EN FONCTION DE LA TEMPÉRATURE (LE, 2014)

II.1.4.2.2.2 Coefficient de Poisson

Le coefficient de Poisson est considéré constant et égal à 0,3 sur toute la gamme de température (J. Ding, 2012; El-Ahmar, 2007; Fournier Dit Chabert, 2007; Van Belle, 2013). En effet, d'après une étude menée par Petelet et Asserin (Petelet & Asserin, 2005), il s'agit du paramètre qui a le moins d'influence sur les distorsions dans le cas du soudage.

II.1.4.2.2.3 Limité d'élasticité

La limite d'élasticité du 304L est d'environ 250 MPa à température ambiante, elle reste constante ensuite jusqu'à 200°C puis décroît rapidement lorsque la température augmente (Base de données ESI, 2019). Cette variation est reportée sur la Figure II-10.

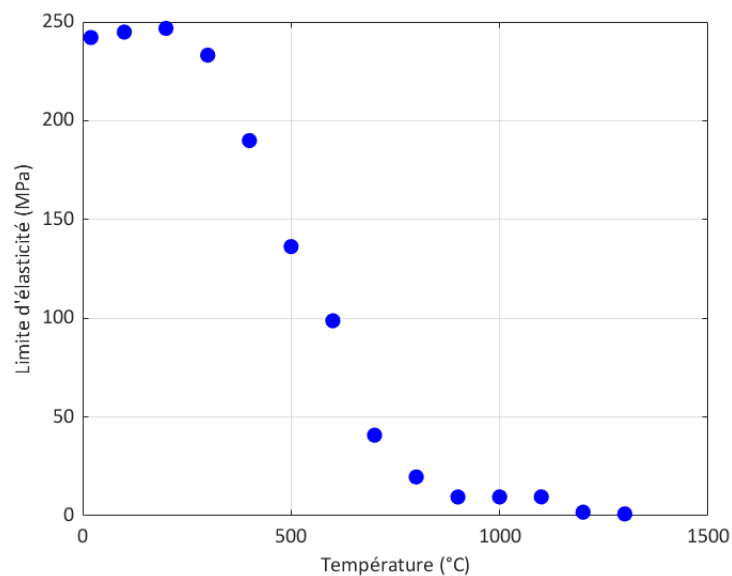


FIGURE II-10. ÉVOLUTION DE LA LIMITE D'ÉLASTICITÉ DU 304L EN FONCTION DE LA TEMPÉRATURE

II.1.5 L'acier inoxydable martensitique 415

II.1.5.1 Microstructure

Les aciers inoxydables martensitiques se comportent de la même façon que les alliages Fe-Cr contenant moins de 12% de Cr. Ils se solidifient en ferrite primaire et se transforment en austénite puis martensite au cours du refroidissement. Ils sont sensibles à la fissuration à froid qui est la conséquence de l'effet simultané de trois facteurs : (i) des contraintes résiduelles importantes, (ii) la présence d'hydrogène, (iii), une microstructure fragile comme la martensite. Il est donc d'usage en soudage d'utiliser un système de préchauffage ou post-chauffage (600°C-850°C) et d'utiliser des métaux d'apport à bas hydrogène ou encore austénitiques (Kou, 2003).

À température ambiante, la martensite est la phase qui constitue principalement l'acier inoxydable martensitique 415. D'après le diagramme de Balmforth et Lippold (Figure II-3), il pourra également contenir jusqu'à environ 10% de ferrite δ . Sa faible teneur en carbone ainsi que son taux élevé de nickel peuvent également favoriser l'apparition d'austénite résiduelle (Kozlowski, 2009).

II.1.5.2 Les propriétés thermo-physiques et mécaniques du 415

La quantité de données concernant le 415 est moindre, celles qui sont présentées ici proviennent toutes de la même source (Depradeux, 2013b, 2014b, 2014a) car elles nous ont été fournies par GE Hydro. Les graphiques présentés par la suite sont adimensionnés en raison de la confidentialité des données. Par ailleurs, certaines ont été considérées constantes avec la température et d'autres ont été confirmées par l'expérience dans le chapitre V.

II.1.5.2.1 Propriétés thermo-physiques du 415

II.1.5.2.1.1 Masse volumique

La masse volumique du 415, que ce soit pour le métal de base ou le métal d'apport, est considérée constante sur la gamme de température 20 °C-2000 °C (Depradeux, 2014b).

II.1.5.2.1.2 Conductivité thermique

L'évolution de la conductivité thermique en fonction de la température est décrite sur la Figure II-11 (Depradeux, 2014a) : faible augmentation en phase martensitique puis forte augmentation en phase austénitique pour finir par une conductivité thermique constante au-delà de la fusion. La valeur de la conductivité a été dopée au-delà de la fusion dans le cadre de la modélisation.

Chapitre II : Matériaux, matériel et caractérisation

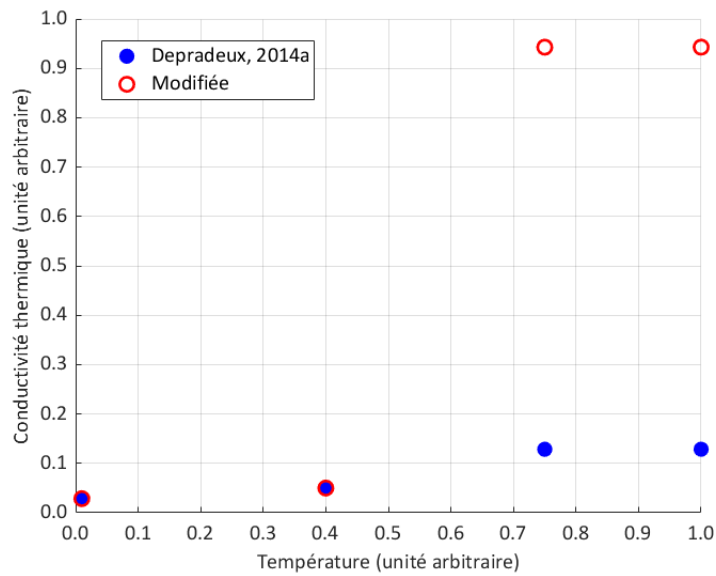


FIGURE II-11. ÉVOLUTION DE LA CONDUCTIVITÉ THERMIQUE DU 415 EN FONCTION DE LA TEMPÉRATURE

II.1.5.2.1.3 Chaleur spécifique

La chaleur spécifique est considérée comme constante (Depradeux, 2014a).

II.1.5.2.1.4 Chaleur latente

Tout comme pour le 304L, la chaleur latente de changement d'état est prise en compte tandis que les chaleurs latentes de changement de phases solides sont négligées en raison de leur faible influence sur les champs de températures calculés (Depradeux, 2014a)

II.1.5.2.1.5 Coefficient de dilatation

Le coefficient de dilatation est dépendant de la phase considérée (Depradeux, 2014a) mais son évolution reste croissante avec la température comme l'indique la Figure II-12.

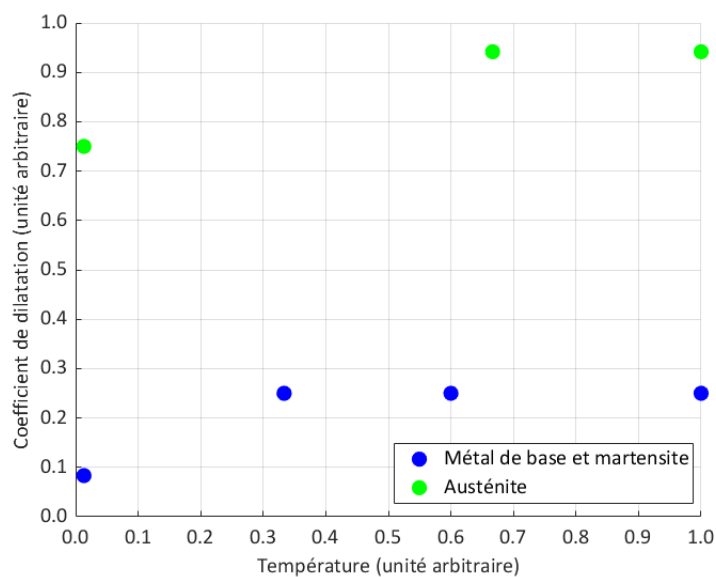


FIGURE II-12. ÉVOLUTION DU COEFFICIENT DE DILATATION DU 415 EN FONCTION DE LA TEMPÉRATURE

Chapitre II : Matériaux, matériel et caractérisation

II.1.5.2.2 Propriétés mécaniques du 415

II.1.5.2.2.1 Module de Young

De la même façon que pour le 304L, le module de Young du 415 décroît presque linéairement lorsque la température augmente (Depradeux, 2014a). La variation du module de Young du 415 en fonction de la température est indiquée sur la Figure II-13.

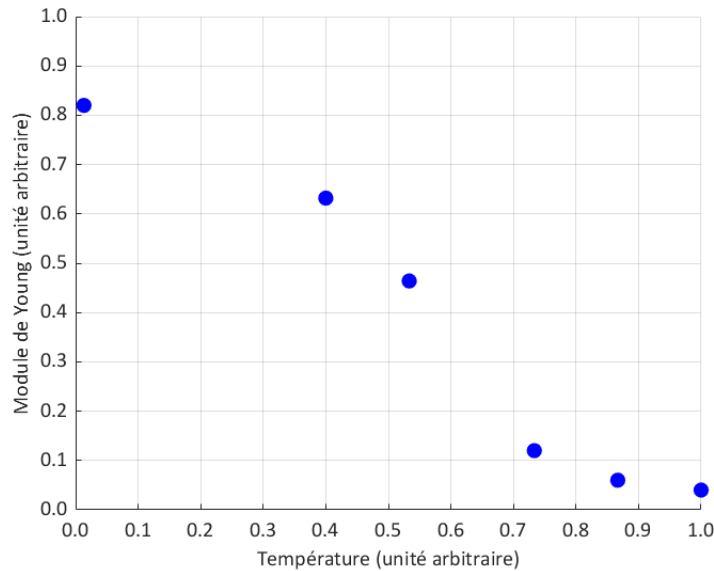


FIGURE II-13. ÉVOLUTION DU MODULE DE YOUNG DU 415 EN FONCTION DE LA TEMPÉRATURE

II.1.5.2.2.2 Coefficient de Poisson

Le coefficient de Poisson est considéré constant sur toute la gamme de température (Depradeux, 2013b).

II.1.5.2.2.3 Limite d'élasticité

Les différentes phases du 415 présentent des limites d'élasticité distinctes, comme le montre la Figure II-14. Cette hétérogénéité sera prise en compte par le biais d'une loi des mélanges (Depradeux, 2013b, 2014a).

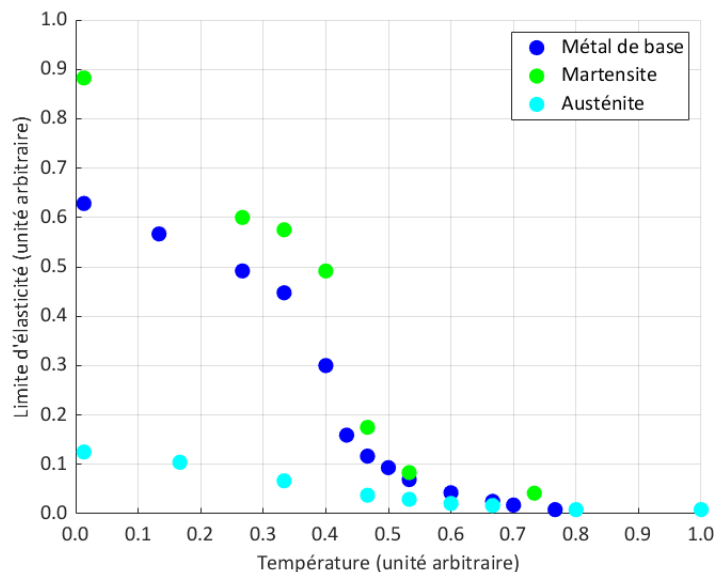


FIGURE II-14. ÉVOLUTION DE LA LIMITE D'ÉLASTICITÉ DU 415 EN FONCTION DE LA TEMPÉRATURE

II.2 Le matériel

II.2.1 Le procédé

II.2.1.1 Le poste de soudage

Le poste de soudage MAG est composé d'un générateur auquel une torche est reliée par l'intermédiaire d'une gaine. Celle-ci va contenir à la fois le circuit de refroidissement de la torche, le circuit contenant le gaz de protection et le métal d'apport sous forme de fil qui provient d'un dévidoir, comme décrit sur la Figure II-15 (Benoit, 2015). Le circuit électrique de soudage est finalisé par le câble de masse.

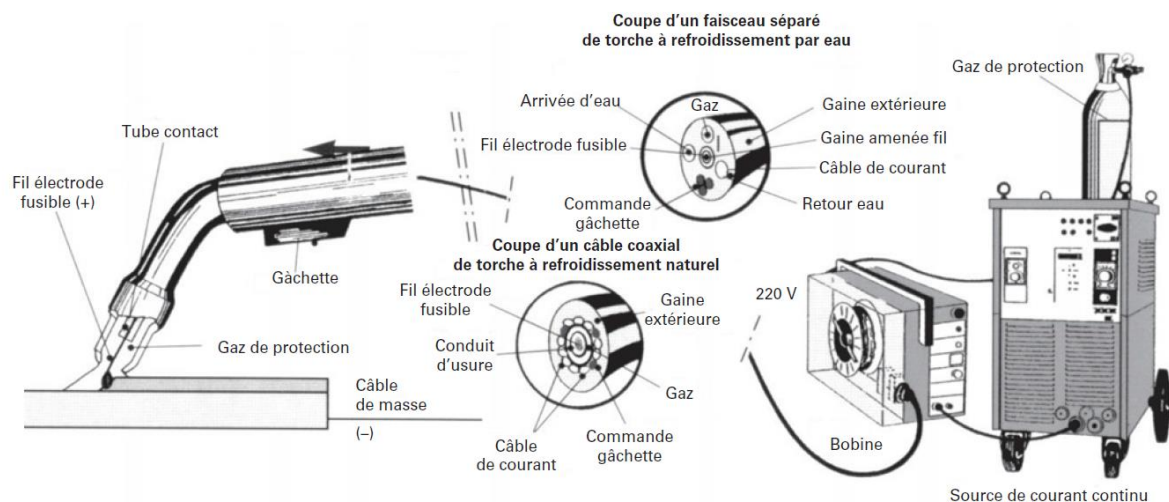


FIGURE II-15. POSTE DE SOUDAGE MIG/MAG (D'APRÈS DOCUMENTATION SAF) (BENOIT, 2015)

II.2.1.1.1 Le générateur et les synergies

Le générateur utilisé est un Transpuls Synergic CMT® de la marque Fronius®. Son fonctionnement en MAG peut se faire de deux façons : manuellement ou de façon synergique. Dans le premier cas, le réglage de la tension, de l'intensité et de la vitesse de fil s'effectue distinctement par l'opérateur. Dans le second cas, seul le réglage de la vitesse de fil est nécessaire puisqu'elle est dépendante de l'intensité et de la tension de soudage. C'est ce dernier cas de figure qui a été envisagé dans le cadre de ces travaux.

Les synergies sont développées par Fronius® et intégrées directement dans le poste de soudage. Les recherches se sont concentrées principalement sur la synergie CMT C0887¹ quel que soit le matériau ou le diamètre de fil étudiés dans une volonté de comparaison. Cette synergie est propre aux aciers inoxydables et au gaz de protection employé.

II.2.1.1.2 Le dévidoir et le buffer

Le dévidoir, VR 7000 CMT Fronius®, permet d'accueillir des bobines standardisées BS300 dont le fil qui s'en dévide sera poussé vers la gaine de la torche par 4 galets.

Afin de pouvoir assurer le mouvement du fil dans le bain de fusion, un élément supplémentaire est présent entre la torche et le dévidoir : le buffer. Celui-ci permet de stocker momentanément le surplus de fil lorsque celui-ci s'éloigne du bain de fusion.

¹ Version du système 1.0.0.3.4 – Database DB 01-0732

Chapitre II : Matériaux, matériel et caractérisation

II.2.1.1.3 La torche de soudage

La torche de soudage présente des galets en son arrivée, ce qui permet au fil d'être tiré vers la zone de dépôt. Leur action est donc complémentaire à celle des galets qui sont présents au niveau du dévidoir, l'avance du fil s'en trouve améliorée. Ce sont ces galets qui permettent le mouvement de va et vient du fil propre au mode CMT®

La torche est fixée sur l'axe z d'un banc cartésien qui permet l'automatisation du procédé, comme le montre la Figure II-16.

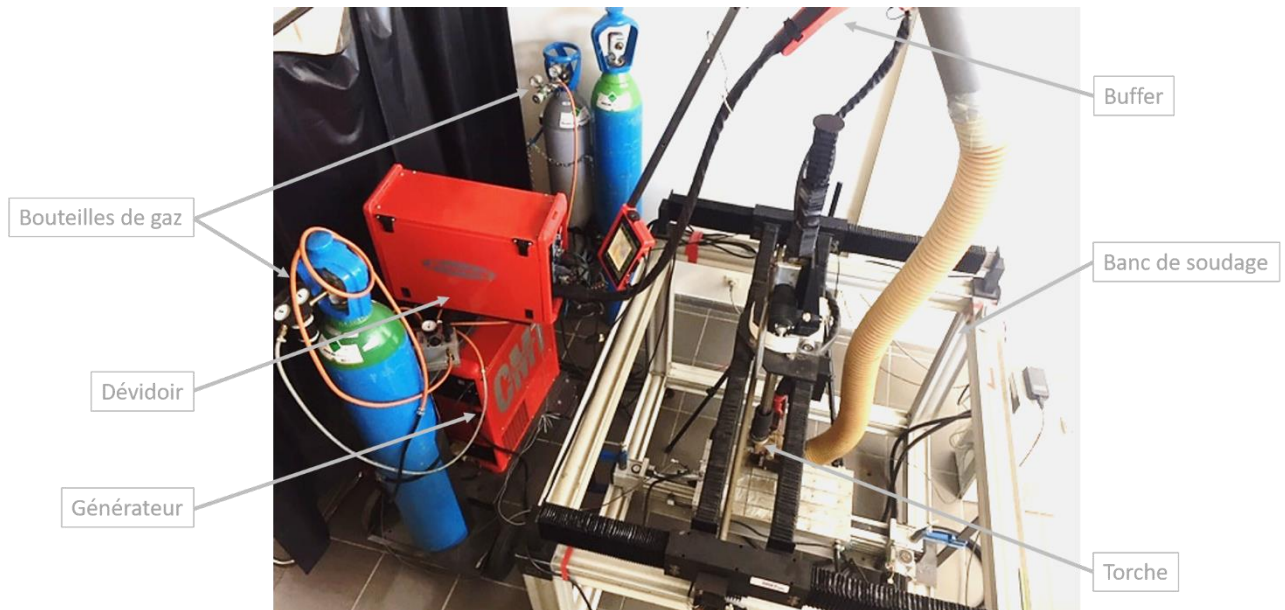


FIGURE II-16. PHOTOGRAPHIE DE L'IMPLANTATION DU POSTE DE SOUDAGE SUR LE BANC 3 AXES (X, Y, Z)

II.2.1.2 La technique de soudage à l'arc MIG/MAG

II.2.1.2.1 Le Cold Metal Transfer de Fronius®

Le procédé de soudage utilisé pour la fabrication additive arc-fil est le MAG (cf. I.1.5.1).

Plus exactement il s'agit d'un procédé dérivé, développé par Fronius qui a été employé pour la réalisation de ces travaux : le Cold Metal Transfer ® (CMT ®).

Traditionnellement, pour le procédé MAG standard, il existe quatre modes de transfert du métal dans l'arc en fonction de l'énergie fournie par l'arc électrique : court-circuit, globulaire, pulvérisation axiale et veine tournante. Ils sont schématisés sur la Figure II-17.

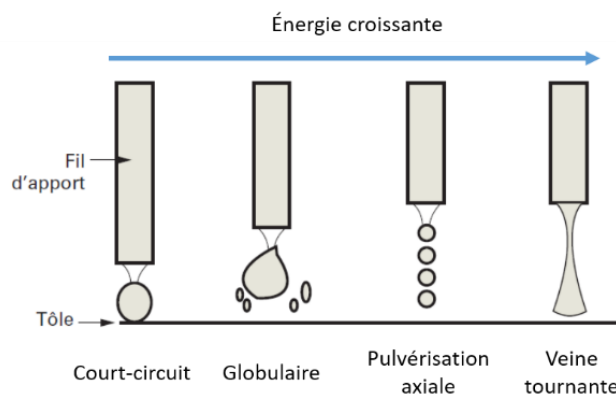


FIGURE II-17. LES DIFFÉRENTS MODES DE TRANSFERT DU PROCÉDÉ MAG (BENOIT, 2015)

Chapitre II : Matériaux, matériel et caractérisation

Le mode dit court-circuit est caractérisé par une faible énergie et doit son nom à l'alternance de temps d'arc et de court-circuit qui se produisent lorsque la goutte qui se forme à l'extrémité du fil fusible rentre en contact avec le bain de fusion. Elle est alors détachée grâce aux forces électromagnétiques produites par une brusque augmentation du courant lors du court-circuit.

Le CMT® dérive de ce mode, on dit que c'est un mode de court-circuit contrôlé. En effet, au court-circuit vient s'ajouter un mouvement mécanique d'aller et de retour du fil dans le bain de fusion, illustré Figure II-18. Ce mécanisme permet de limiter l'augmentation du courant lors du court-circuit et donc de limiter l'énergie tout en diminuant les projections de métal fondu en dehors du bain de fusion.



FIGURE II-18. PRINCIPE DU COLD METAL TRANSFER (CMT®) (D'APRÈS DOCUMENTATION FRONIUS®)

II.2.1.2.2 Le rendement du procédé

L'équilibre des énergies lors du soudage à l'arc est le suivant :

$$E_{arc+électrode} = E_{pertes} + E_{ZF} + E_{MB} \quad (62)$$

Avec $E_{arc+électrode}$: l'énergie générée par le process, E_{pertes} : l'énergie perdue, dépendante du rendement de l'arc, E_{ZF} : l'énergie permettant la création et le maintien de la zone fondue (ZF), E_{MB} : l'énergie transmise au métal de base (MB) situé aux abords du bain.

Le rendement de l'arc peut être défini comme suit :

$$\eta = \frac{E_{ZF} + E_{MB}}{E_{arc+électrode}} = \frac{Q}{UI} \quad (63)$$

Avec Q : la quantité de chaleur transmise à la pièce, U : tension appliquée, I : courant appliqué (DuPont & Marder, 1995; Kou, 2003).

Les rendements de différents procédés de soudage sont indiqués sur la Figure II-19. Le rendement du procédé de soudage GMAW/MAG est l'un des plus élevés pour les procédés à l'arc. En effet, contrairement au GTAW/TIG, l'apport de chaleur se fait non seulement par l'intermédiaire de l'arc électrique entre le fil fusible et le métal de base mais également au moyen des gouttes de métal fondu qui tombent dans le bain de fusion (Kou, 2003).

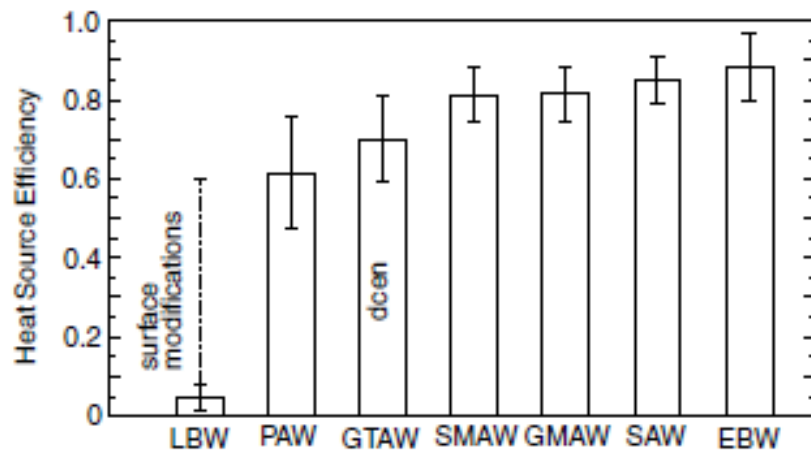


FIGURE II-19. RENDEMENT DES PROCÉDÉS DE SOUDAGE [LBW = LASER BEAM WELDING, PAW = PLASMA ARC WELDING, SMAW = SHIELDED METAL ARC WELDING, SAW = SUBMERGED ARC WELDING, EBW = ELECTRON BEAM WELDING] (Kou, 2003)

II.2.1.2.3 Le rendement de fusion

En plus du rendement de l'arc, on définit généralement le rendement de fusion tel que :

$$\eta_m = \frac{E_{ZF}}{E_{ZF} + E_{MB}} = \frac{(Aire_{MB} V t_{soudage}) H_{MB} + (Aire_{MA} V t_{soudage}) H_{MA}}{\eta U I t_{soudage}} \quad (64)$$

Avec $Aire_{MB}$, $Aire_{MA}$: aires de la section transversale qui représentent la contribution du métal de base (MB)/métal d'apport (MA) à la zone fondue (ZF) (représentée sur la Figure II-20), V : vitesse de soudage, $t_{soudage}$: temps de soudage, H_{MB} et H_{MA} : l'énergie nécessaire pour amener une unité de volume du MB/du MA à sa température de fusion et le faire fondre (DuPont & Marder, 1995; Kou, 2003).

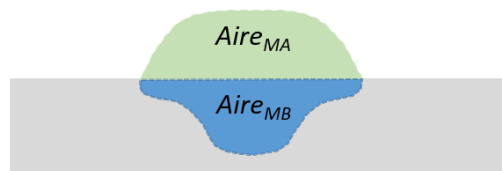


FIGURE II-20. REPRÉSENTATION DE LA CONTRIBUTION DU MÉTAL DE BASE ET DU MÉTAL D'APPORT À LA ZONE FONDUE SUR UNE COUPE TRANSVERSALE

II.2.1.3 Métal de base

Le métal de base constitue le support sur lequel les dépôts sont effectués. Que ce soit pour le 304L ou le 415, il s'agit de tôles de 12 à 50 mm de largeur, de 130 à 500 mm de long et d'épaisseur comprise entre 3 et 50 mm. Les dimensions des différentes configurations possibles ont été schématisées sur la Figure II-21.

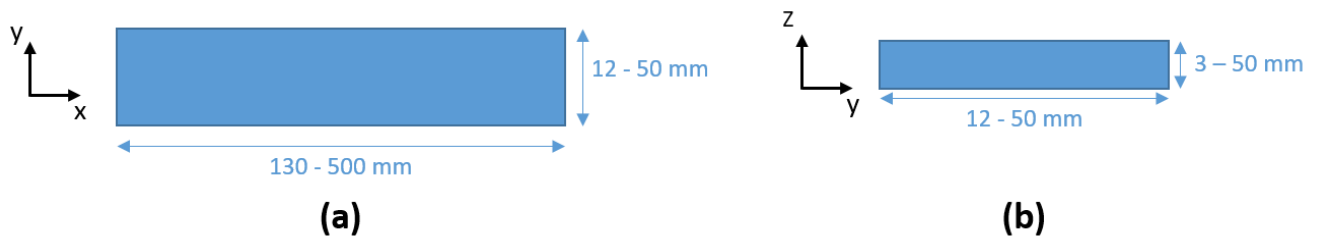


FIGURE II-21. SCHÉMA DES DIFFÉRENTES CONFIGURATIONS DU MÉTAL DE BASE,
(A) LONGUEUR/LARGEUR, (B) LARGEUR/ÉPAISSEUR

II.2.1.4 Métal d'apport

Le métal d'apport se trouve sous forme de bobines de fil plein :

- La nuance d'acier inoxydable austénitique porte la référence Qu4307 et provient de chez Weldfil, elle est initialement utilisée pour le soudage laser et possède un diamètre de 1 mm ;
- La nuance d'acier inoxydable martensitique a été développée par Voestalpine Böhler Welding spécifiquement pour la fabrication additive métallique arc-fil et est vendue sous le nom 3Dprint AM 410NiMo avec un diamètre de 1,2 mm.

Leurs compositions en pourcentage massique après analyses EDX et WDX sont répertoriées dans le Tableau II-3.

TABLEAU II-3. COMPOSITION CHIMIQUE DES FILS EN POURCENTAGE MASSIQUE APRÈS ANALYSES EDX/WDX

	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	N	Cu	Mo	Fe
304L	n.q.	1,780 %	0,068 %	n.q.	0,390 %	19,280 %	7,910 %	n.q.	1,220 %	0,630 %	bal
410NiMo	n.q.	0,820 %	0,034 %	n.q.	0,810 %	12,750 %	4,510 %	n.q.	/	0,470 %	bal

n.q. : non quantifiable

II.2.1.5 Le gaz

Le gaz utilisé est un gaz actif, il s'agit d'un mélange d'argon (Ar) et de dioxyde de carbone (CO₂) en proportion variable en fonction de s'il s'agit du 304L (1,5%) ou du 410 NiMo (10%).

La buse utilisée en extrémité de torche est pourvue d'un diamètre de sortie de 15 mm, le débit de gaz choisi est donc de 15 L/min.

II.2.2 Le logiciel Abaqus®

Le modèle thermo-mécanique prédictif a été mis au point à l'aide du logiciel Abaqus® dans sa version 6.17.

L'analyse a été réalisée de manière découplée, en deux temps avec un calcul thermique en premier lieu suivi ensuite d'un calcul mécanique élastoplastique. Dans les deux cas, le même maillage a été utilisé tout au long de l'étude. Les éléments utilisés sont des éléments linéaires à 8 nœuds (DC3D8) lors de l'analyse thermo-métallurgique ou linéaires à intégration réduite (C3D8R) lors du calcul mécanique.

Afin de limiter le temps de calcul, les pièces sont représentées en trois dimensions mais selon leur plan de symétrie longitudinal, comme schématisé sur la Figure II-22.

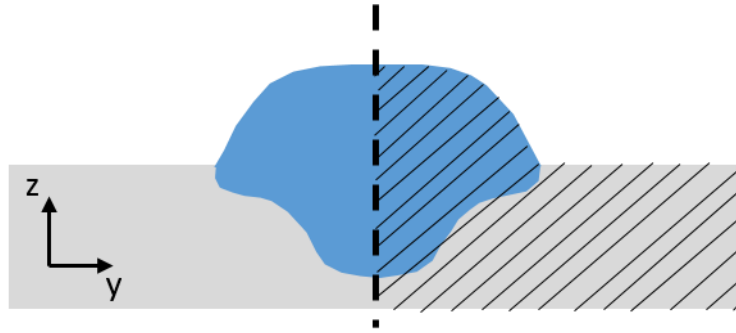


FIGURE II-22. COUPE TRANSVERSALE D'UNE PIÈCE ET PLAN DE SYMÉTRIE LONGITUDINAL

II.2.2.1 La modélisation thermique

Les conditions initiales avant tout dépôt ont été fixées à l'aide de *INITIAL CONDITIONS à 20°C. C'est également cette température à laquelle seront soumis les points de bridage des assemblages.

La modélisation thermique, qu'elle soit transitoire ou quasi-stationnaire, est réalisée avec l'option *HEAT TRANSFER. Les pertes convecto-radiatives sont prises en compte au moyen des mots clés *SFILM et *SRADIATE respectivement.

Le contact entre le premier cordon et le substrat ainsi qu'entre les cordons eux-mêmes a été défini par une condition de contact (*CONTACT PAIR) avec un coefficient d'échange parfait ($1 \text{ W.m}^{-2}.\text{K}^{-1}$).

L'apport de chaleur peut être pris en compte de deux manières :

- Par l'intermédiaire d'un sous-programme utilisateur en utilisant *DLUX, pour les sources de chaleurs équivalentes explicités dans le chapitre III.
- En utilisant *BOUNDARY, dans le cas de la zone fondue mobile, également décrite dans le chapitre III.

En raison d'un nombre de Péclet proche de 6 pour les tôles de plus faibles épaisseurs, un apport de matière spécifique a été considéré. La méthode « quiet element » a été choisie, celle-ci ayant été jugée comme la plus facile à mettre en œuvre.

II.2.2.2 La modélisation mécanique

L'analyse mécanique élastoplastique est réalisée grâce à un calcul *STATIC. Le mot clé *TEMPERATURE est utilisé pour récupérer les résultats du précédent calcul thermique et les utiliser en tant que données d'entrées pour l'analyse mécanique.

Le contact cordon/substrat et cordon/cordon est établi entre les surfaces de chacun des éléments concernés au moyen de la contrainte *TIE.

Pour simuler le débridage et permettre la comparaison aux mesures de déplacements, une étape de pose de l'assemblage sur un marbre plan est ajoutée.

Aucune température de recuit n'a été mise en place (*ANNEAL TEMPERATURE) pour des raisons de convergence et il n'a pas été nécessaire de faire appel à une température de coupure au-delà de laquelle les propriétés mécaniques auraient été considérées constantes.

II.3 Les techniques de caractérisation

II.3.1 Observation du bain de fusion grâce à une caméra haute vitesse

Le dépôt du métal fondu dans le bain de fusion a pu être observé in situ grâce à l'utilisation d'une caméra haute vitesse monochrome KEYENCE® VW-600M (Figure II-23). Afin de s'affranchir de la luminosité importante de l'arc électrique tout en gardant une image assez claire pour permettre une bonne visualisation du bain, les réglages suivants ont été faits :

- Le diaphragme de la caméra a été entièrement ouvert ;
- Le temps d'exposition a été limité à $1/25000^{\text{ème}}$ de seconde ;
- La fréquence d'acquisition a été fixée à 2000 images par seconde ;
- De plus, deux filtres ont été ajoutés à la caméra :
 - Un filtre infrarouge Hoya R72, ne laissant passer que les rayons infrarouges ;
 - Un filtre Hoya NDX400, permettant de réduire l'intensité lumineuse.

La mise au point a été effectuée sur le fil d'apport. Le traitement et l'analyse des films ont été réalisés avec le logiciel disponible sur la console KEYENCE® VW 9000.

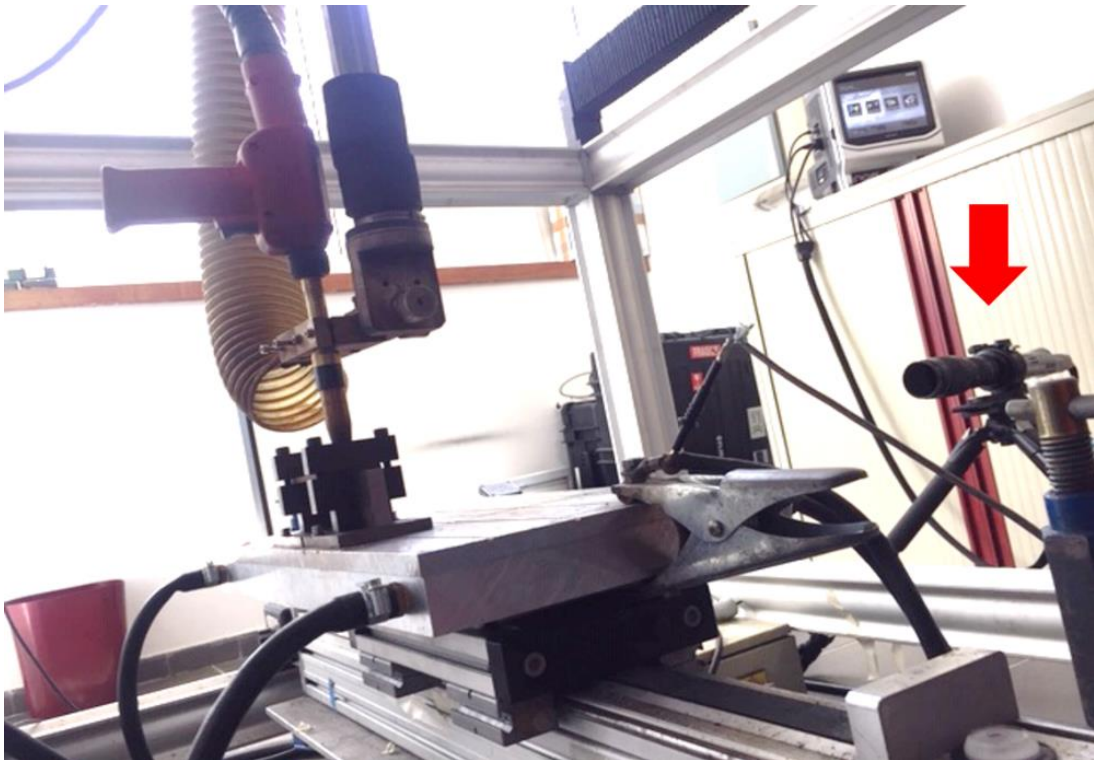


FIGURE II-23. CONFIGURATION EXPÉRIMENTALE DE LA CAMÉRA HAUTE VITESSE VW-600M KEYENCE®

II.3.2 Caractérisation thermique

La caractérisation thermique s'effectue de manière non destructive au moyen d'une caméra de thermographie infra-rouge ou plus ou moins intrusive grâce à l'utilisation de thermocouples.

II.3.2.1 Thermographie infra-rouge

Une caméra de thermographie infra-rouge FLIR® Orion 7500 multispectrale a permis d'accéder aux rayonnements électromagnétiques dégagés par la pièce et donc aux flux thermiques émis par les surfaces analysées (Martin & Fauchais, 1980).

Chapitre II : Matériaux, matériel et caractérisation

Le détecteur de la caméra mesure 320*256 pixels et est constitué d'antimoniure d'indium (InSb) nécessitant d'être refroidi. Il s'agit d'un détecteur quantique, sensible à la quantité de photons reçus et dont le signal sera alors proportionnel à cette dernière. Il peut théoriquement opérer dans la bande spectrale comprise entre 1,5 et 5 microns (FLIR, 2010). Le filtre utilisé est le NA 300-1500°C 3.35-3.45_006.5% pour un objectif de 50 mm. Les fréquences d'acquisition peuvent varier de 6 Hz à 50 Hz. La Figure II-24 présente la configuration de la caméra infra-rouge par rapport à la zone de dépôt.

La mesure de la température de la surface s'effectue par mesure de la luminance, puissance rayonnée pour une longueur d'onde et par unité d'angle solide dans une direction donnée ($W \cdot m^{-3} \cdot sr^{-1}$) dans le domaine infra-rouge (Monchau, 2013). La thermographie infrarouge permet également d'accéder à l'émissivité, rapport entre l'énergie rayonnée par le corps réel et l'énergie rayonnée par le corps noir dans les mêmes conditions.

L'analyse des films a été réalisée avec le logiciel Altaïr de chez FLIR®.

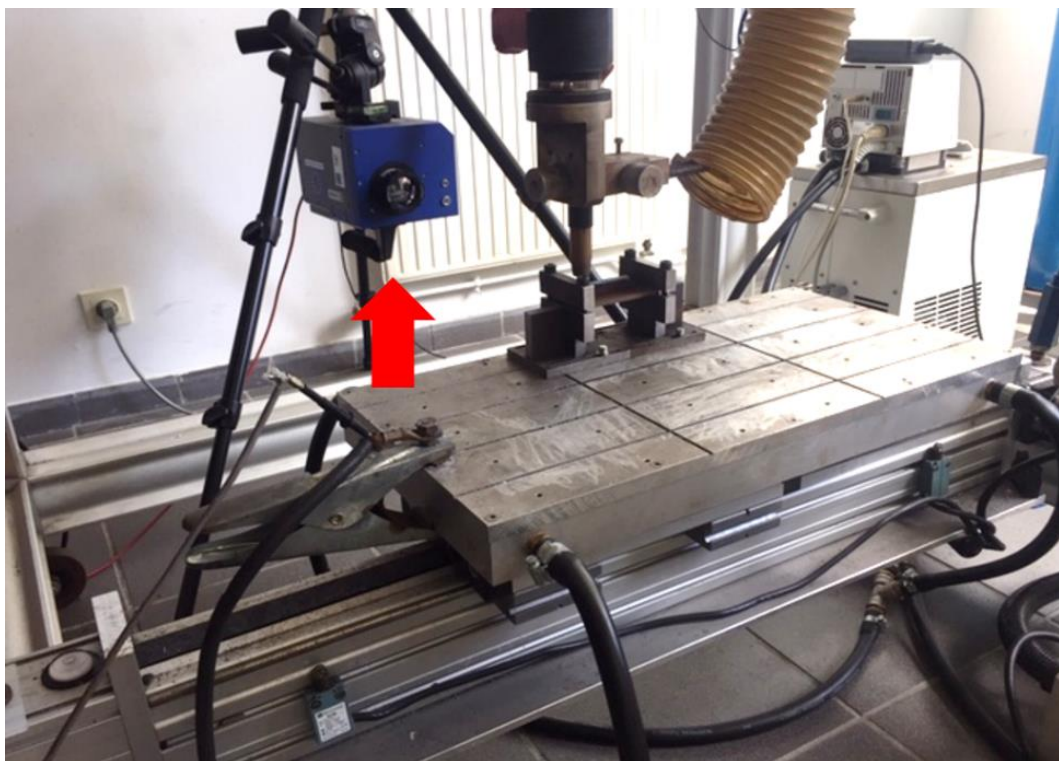


FIGURE II-24. CONFIGURATION EXPÉRIMENTALE DE LA CAMÉRA THERMIQUE FLIR ORION SC 7500

II.3.2.2 Thermocouples

Le principe de la mesure de température par thermocouple est basé sur l'effet thermoélectrique ou effet Seebeck : aux bornes d'un fil métallique, il existe une différence de potentiels qui dépend de la température des extrémités du fil selon l'équation suivante (Genix, 2009) :

$$\Delta V = \int_{T_0}^T S dT \quad (65)$$

Avec $T_0(K)$: la température de l'extrémité froide, T : la température de l'extrémité chaude, $S (\mu V \cdot K^{-1})$ le coefficient Seebeck du matériau. L'association de deux matériaux permet de créer un thermocouple dont la FEM est la différence des FEM des deux matériaux. Le thermocouple est donc constitué d'une jonction capteur ou soudure chaude qui va être soumise à la température à mesurer et d'une jonction de référence ou soudure froide qui sera maintenue à une température connue.

En fonction des couples de métaux utilisés, on distingue plusieurs types de thermocouples qui sont détaillés dans le Tableau II-4.

Chapitre II : Matériaux, matériel et caractérisation

TABLEAU II-4. LES DIFFÉRENTS TYPES DE THERMOCOUPLES (POLLOCK, 1991; POWELL ET AL., 1974)

Désignation selon ANSI/ISA	Thermoélément positif	Thermoélément négatif	Plage de mesure de température nominale
Type S	Pt90Th10	Pt	-50 °C – 1767 °C
Type R	Pt87Rh13	Pt	-50 °C – 1767 °C
Type B	Pt70Rh30	Pt94Rh6	0 °C – 1820 °C
Type J	Fe	Alliage Cu-Ni (Constantan)	-210 °C – 1200 °C
Type K	Alliage Ni-Cr	Alliage Ni-Al	-270 °C – 1372 °C
Type E	Alliage Ni-Cr	Alliage Cu-Ni (Constantan)	-270 °C – 1000 °C
Type T	Cu	Alliage Cu-Ni (Constantan)	-270 °C – 400 °C
Type N	Alliage Ni-Cr-Si	Alliage Ni-Si	-270 °C – 1260 °C

Ces travaux nécessitant de couvrir une large gamme de températures, des thermocouples de type K ont été employés, avec un diamètre variant entre 50 µm et 200 µm en fonction des essais et une fréquence d'échantillonnage comprise entre 2 Hz et 500 Hz. L'acquisition des thermogrammes a été réalisée grâce à l'utilisation d'un appareil dédié, le PicoLog TC-08, disposant de 8 voies d'entrée et au logiciel PicoLog Recorder. La précision des mesures est de $\pm (0,2\% \text{ de la mesure} + 0,5^\circ\text{C})$.

En fonction des conformations étudiées, les thermocouples ont été placés sur la face du substrat opposée au dépôt ou bien sur une face adjacente. Ils peuvent être soudés en surface ou en profondeur de la pièce, grâce à un perçage. Pour limiter les erreurs de mesure qui pourrait être liés à des transferts de chaleur parasites, Bardon et Cassagne (Bardon & Cassagne, 1998) conseillent de disposer les thermocouples parallèles à la surface de mesure de façon à ce qu'ils suivent des chemins isothermes et ne perturbent pas les flux de chaleur.

II.3.3 Caractérisation mécanique

II.3.3.1 Mesure des déformations par scan laser

Afin de mesurer les déformations des tôles sur lesquelles les dépôts ont été effectués, un laser KEYENCE IL-065 a été adopté pour balayer la pièce et évaluer ses changements de géométrie. Celui-ci a été positionné sur un banc cartésien possédant des moteurs capables de le déplacer dans le plan (xy) avec un pas minimal de 25 µm.

Le spot du laser étant un rectangle dont les dimensions sont d'environ 550 µm x 1750 µm, le pas de mesure choisi a été de 1 mm. La répétabilité de cet instrument est de 2 µm tandis que sa précision est théoriquement de $\pm 0,05 \text{ mm}$.

Le dispositif de mesure expérimental est représenté sur la Figure II-25.

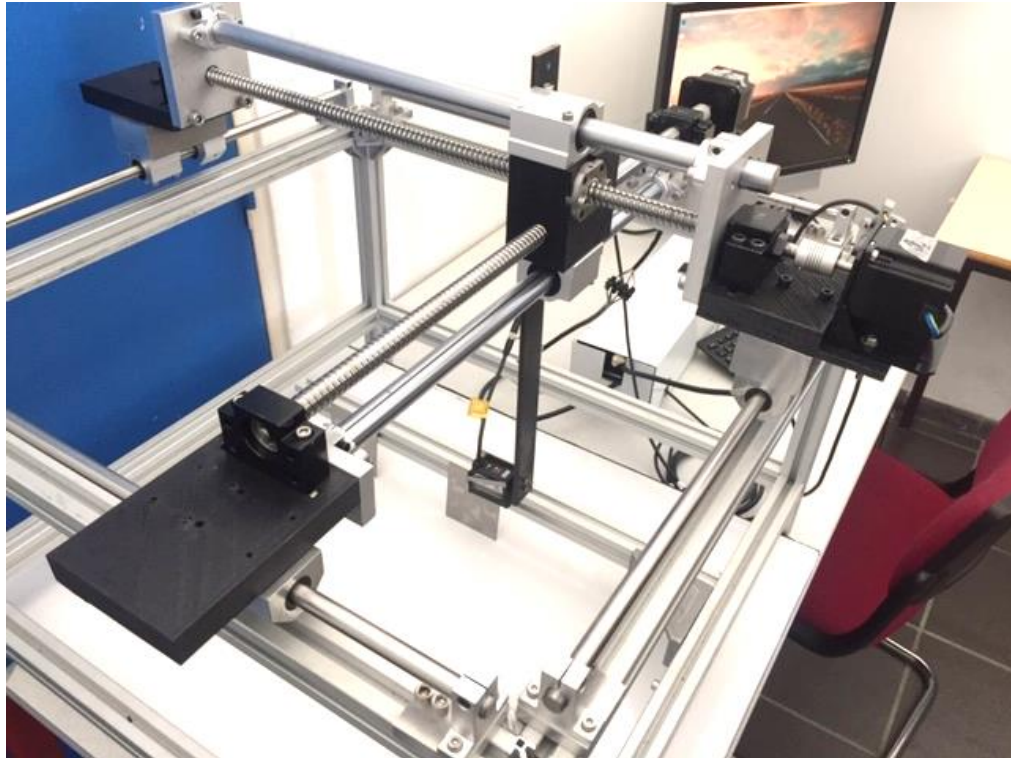


FIGURE II-25. BANC DE MESURE DE DÉPLACEMENTS

II.3.3.2 Dureté Vickers

La mesure de dureté Vickers est une technique non destructive (sauf localement) qui a lieu par pénétration d'un indenteur dans la matière. Ce dernier ne doit pas se déformer, il est donc en diamant et de forme pyramidale à base carrée dont l'angle entre deux faces opposées est de 136° . La dureté Vickers est alors déduite grâce à la force appliquée par l'indenteur dans la matière (F en N) et à la moyenne des diagonales de l'empreinte laissée par celui-ci (d en mm) selon la formule suivante (François, 2005) :

$$HV = 0,102 \frac{2F \sin \frac{136^\circ}{2}}{d^2} = 0,1891 \frac{F}{d^2} \quad (66)$$

Les essais ont été effectués, selon le besoin, sur une machine manuelle (HMV-G Série 21 de Shimadzu®) pour la réalisation de mesures ponctuelles ou une machine automatique (DuraScan 70 de Emcotest®) dans le cadre de filiations ou de cartographies de dureté.

II.3.3.3 Essai de traction

Dans le but de comparer les pièces fabriquées additivement à des pièces usinées ou bien entre elles, des essais de traction ont été réalisés sur une machine électromécanique 3369 de la marque INSTRON® d'une capacité de 50 kN.

Les éprouvettes testées étaient de section rectangulaire. Leurs dimensions sont indiquées sur la Figure II-26. Pour tous les essais, la vitesse de déformation a été fixée à 1,73 mm/min. L'élongation de l'éprouvette lors de la traction a été mesurée grâce à un extensomètre vidéo. L'acquisition des mesures a été faite par l'intermédiaire du logiciel Bluehill et le traitement des données a été opéré sur Matlab.

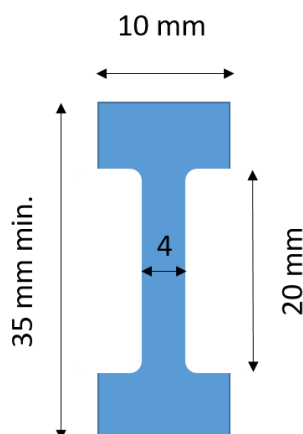


FIGURE II-26. SCHÉMA D'UNE ÉPROUVETTE DE TRACTION

II.3.4 Analyse métallurgique

II.3.4.1 Microscopie optique

La microscopie optique a permis l'observation des dimensions de la zone fondue après attaque métallographique.

En effet, une fois les dépôts effectués, les assemblages ont été découpés au moyen d'une tronçonneuse. Selon leur taille, ils ont alors été si nécessaire enrobés à chaud dans de la résine pour être polis. Le polissage a été effectué en premier lieu sur des disques de carbures de silicium de grade 80 à 4000. Ensuite, en fonction de l'alliage étudié, le traitement a été différent.

Dans le cas du 304L, le polissage s'est poursuivi sur des feutres avec des solutions diamantées de 3 μm puis 1 μm . Une attaque électrolytique à l'acide nitrique (HNO_3 à 70%) a par la suite été réalisée pendant quelques secondes afin de faire apparaître distinctement la microstructure et les différentes couches de dépôts.

En ce qui concerne le 415, le polissage a également été accompli sur un feutre mais avec une solution de suspension de silice colloïdale (OP-S) contenant 10% d'eau oxygénée (H_2O_2). L'attaque, quant à elle, s'est déroulée pendant une dizaine de secondes dans de l'acide fluorhydrique (15 % de HF à 70%) toujours de manière électrolytique.

Les observations macrographiques et micrographiques ainsi que l'analyse d'images ont été faites au moyen de l'objectif VH-Z20R et de la console VHX 2000 de la marque KEYENCE®.

II.3.4.2 Microscopie électronique à balayage

La microscopie électronique à balayage a été employée comme moyen de caractérisation d'étude de la microstructure et d'analyse de la composition. L'instrument utilisé est un microscope électronique à balayage (MEB) ZEISS Merlin à canon à effet de champ disposant d'un détecteur d'électrons rétrodiffusés permettant une observation en contraste de composition ou cristallographique et d'un détecteur d'électrons secondaires pour l'imagerie en contraste topographique. Il est également équipé de sondes pour effectuer des analyses de spectroscopies X à dispersion d'énergie (EDS) ou de longueur d'ondes (WDS) et de diffraction des électrons rétrodiffusés (EBSD).

Une préparation de surface différente a été réalisée pour l'acier inoxydable martensitique 415 dans le cas où des observations au microscope électronique étaient exécutées : le polissage sur feutre a été remplacé par un électropolissage au 721² pendant 60 s à 20 A.

² 70 % d'éthanol – 20 % de 2-butoxyéthanol – 10 % d'acide perchlorique

Chapitre II : Matériaux, matériel et caractérisation

II.3.4.2.1 Spectroscopies X à dispersion d'énergie (EDX) et de longueur d'onde (WDX)

L'EDX et WDX sont complémentaires pour analyser la composition chimique d'un échantillon (pour les éléments dont le numéro atomique ≥ 5) :

- À partir de l'énergie du faisceau secondaire de fluorescence X dans le cas de la spectroscopie à dispersion d'énergie ;
- À partir de la longueur d'onde des rayons X diffractés du faisceau secondaire de fluorescence X dans le cas de la spectroscopie à dispersion en longueur d'onde.

Le WDX permet l'analyse d'éléments plus légers (B, C, N et O) et en plus faibles quantités par rapport à l'EDX (50 à 500 ppm masse contre 1000 à 2000 ppm masse). En revanche, l'EDX présente l'avantage d'être une technique plus facile à mettre en œuvre et moins coûteuse (Moncel, 1991; Thirion-Merle, 2014).

Les détecteurs présents sur le MEB ZEISS Merlin proviennent de chez Oxford Instruments : Incawave pour le WDX, X-Max pour l'EDX. Dans les deux cas, l'acquisition et l'analyse se font grâce au logiciel INCA.

II.3.4.2.2 Diffraction des électrons rétrodiffusés (EBSD)

La diffraction des électrons rétrodiffusés est une technique d'analyse de surface qui permet de mesurer les orientations cristallographiques locales au sein de la microstructure, elle permet ainsi d'accéder à la taille et à la forme des grains mais également à leur texture cristallographique.

Cette technique est basée sur le fait que certains électrons diffusés seront en condition de Bragg avec les familles de plans atomiques de l'échantillon analysé. Ils vont alors former des cônes de diffraction ouverts qui vont croiser l'écran de phosphore qui fait face à l'échantillon : ces lignes, dites lignes de Kikuchi, délimitent des bandes d'autant plus étroites qu'elles correspondent à des plans de bas indices. C'est ce qu'on appelle les diagrammes de Kikuchi. Ces derniers doivent être indexés pour caractériser l'orientation cristallographique à laquelle ils correspondent. On considère que deux points adjacents ayant la même orientation (même couleur) appartiennent au même grain (Baudin, 2010).

La sonde utilisée est une Nordlys provenant d'Oxford Instruments, les données sont acquises grâce à la suite logicielle HKL et le dépouillement des résultats est possible à l'aide du programme AZtec.

II.3.4.3 Ferritoscopie

Au moyen d'un appareil mesurant l'induction du métal lorsqu'il est soumis à un champ magnétique, il est possible d'apprécier la quantité de phase ferromagnétique en présence. Celle-ci peut être ferritique ou martensitique.

Le résultat est mesuré en pourcentage ou en Ferrite Number (FN), échelle arbitraire allant de 0 à 140 (AFNOR, 2018). La précision est de ± 1 FN jusqu'à 10 FN puis ± 6 FN au-delà. Il est impossible de mesurer un FN nul en raison du bruit de fond magnétique (min. 0,5 FN) (Étude CETIM sous-traitée à l'IS, 2004).

Dans ce deuxième chapitre, les deux matériaux qui vont être étudiés par la suite ont été présentés. L'acier inoxydable austénitique 304L a été choisi pour son coefficient de dilatation élevé, permettant ainsi de pouvoir apprécier ses déformations au gré des dépôts et donc d'analyser son comportement. Il ne présente en revanche pas de transformation en phase solide et reste entièrement austénitique à température ambiante, à défaut de quelques pourcents de ferrite δ qui sont nécessaire pour limiter le risque de fissuration à chaud. Ceux-ci seront néanmoins négligés, permettant ainsi de

Chapitre II : Matériaux, matériel et caractérisation

simplifier la modélisation et de ne pas considérer la partie métallurgique. L'acier inoxydable martensitique 415L a au contraire été sélectionné en raison de la transformation martensitique qu'il subit à basse température permettant ainsi de complexifier l'analyse des déformations. C'est en revanche un matériau dont le coefficient de dilatation est relativement faible. Le comportement de ces deux matériaux risque donc d'être très différent.

Le matériel concernant le procédé de fabrication additive arc-fil au niveau expérimental ou bien les techniques utilisées numériquement ont également été décrites ici. Les spécificités relatives à chaque cas seront détaillées dans les chapitres suivants.

Les moyens de caractérisation ont également été introduits et seront utilisés dès le prochain chapitre avec la modélisation thermique et la mise en œuvre expérimentale du procédé WAAM sur l'acier inoxydable 304L.

Chapitre III : Modélisation thermique et mise en œuvre expérimentale du procédé WAAM appliqué au 304L

III.1	Configuration expérimentale	76
III.2	Instrumentation	78
III.3	Modélisation thermique	80
III.3.1	Détermination de l'émissivité	80
III.3.2	Conditions aux limites	81
III.3.3	Maillage	81
III.3.4	Thermogrammes expérimentaux	82
III.3.5	Étude des sources équivalentes	84
III.3.5.1	Tôle instrumentée : le premier dépôt	84
III.3.5.1.1	Modèle équivalent avec la source de Goldak	84
III.3.5.1.2	Modèle équivalent avec la source de Kerrouault modifiée	88
III.3.5.1.3	Modèle équivalent avec la source Goldak Annulaire	92
III.3.5.1.4	Modèle équivalent avec la méthode de la zone fondue mobile	93
III.3.5.1.5	Conclusion	96
III.3.5.2	Tôle instrumentée : le mur entier	97
III.3.5.2.1	Modèle équivalent avec la source de Goldak	97
III.3.5.2.2	Modèle équivalent avec la méthode de la zone fondue mobile	99
III.3.5.2.3	Conclusion	101

Comme évoqué dans les chapitres précédents, la modélisation du procédé de fabrication additive passe par plusieurs étapes dont la modélisation de l'apport d'énergie et de matière. Afin de répondre à cette problématique, le choix a été fait de construire un modèle équivalent.

Dans un premier temps, afin de pouvoir mettre en place une modélisation équivalente la plus réaliste possible, une étude thermique a été réalisée sur une tôle posée sur chant et sur laquelle une instrumentation a été exécutée à l'aide de thermocouples, d'une caméra infra-rouge et d'une caméra haute vitesse.

Cet essai, réalisé une seule fois, a permis de développer différents modèles thermiques en utilisant des sources issues de la littérature telles que celles de Goldak ou de Kerrouault. Une autre éventualité considérée est la combinaison de différentes sources. La dernière possibilité proposée est de s'appuyer sur la méthode de la zone fondue mobile.

III.1 Configuration expérimentale

Pour réaliser cette étude thermique, le substrat utilisé est un méplat de 304L. Ses dimensions sont les suivantes : 12 mm d'épaisseur, 50 mm de largeur et 130 mm de longueur. Celui-ci a été placé sur son chant et a été bridé dans un étau maintenant les deux arêtes de la face inférieure de la tôle. La configuration est schématisée sur la Figure III-1.

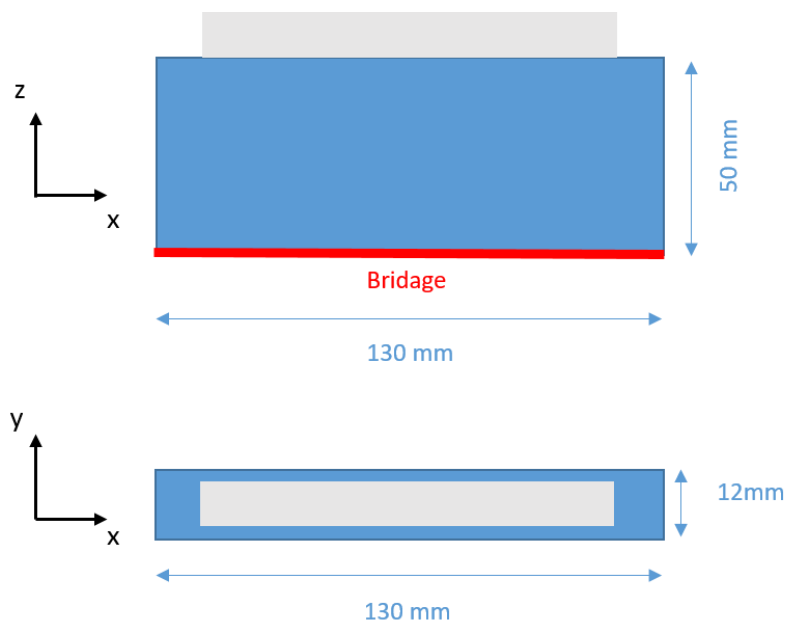


FIGURE III-1. SCHÉMA DU DISPOSITIF EXPÉRIMENTAL

Au total, cinq cordons de matière ont été déposés, en aller-retour, sur une longueur de 105 mm dans la direction x. Des essais préliminaires ont été menés afin de déterminer les paramètres de soudage permettant d'obtenir des cordons dont la géométrie correspondait à des objectifs liés à la fabrication additive, c'est-à-dire permettant le recouvrement vertical pour la réalisation de murs, horizontal pour la réalisation de blocs et avec une pénétration moyenne. Ces conditions ont été réunies en utilisant une vitesse de déplacement de la torche de soudage de 30 cm/min et une vitesse de dévidage de fil de 6,3 m/min. De ce fait, la puissance instantanée moyenne était d'environ 2125 W.

Le temps de refroidissement entre deux dépôts n'a pas été déterminé à l'avance, il devait permettre de pouvoir vérifier que toutes les mesures étaient correctement faites. Comme l'indique le Tableau III-1, il a donc varié entre 6 et 19 minutes permettant ainsi un retour du thermocouple situé sur la ligne A à 2 mm sous la face du dépôt (Figure III-2) un retour entre 60°C et 120°C.

Chapitre III :
Modélisation thermique et mise en œuvre expérimentale du procédé WAAM appliqué au 304L

TABLEAU III-1. TEMPS DE REFROIDISSEMENT INTER-PASSES LORS DE LA RÉALISATION DU CAS TEST

Dépôt	Temps de refroidissement avant dépôt n+1	Température du thermocouple Ligne A – 2 mm
1	18 min 25s	60 °C
2	6 min 10s	107 °C
3	6 min 37s	115 °C
4	7 min 12s	116 °C
5	/	/

III.2 Instrumentation

Le substrat sur lequel les cordons ont été déposés a été instrumenté avec 26 thermocouples de 50 μm (cf. chapitre II), situés en surface et en profondeur, sur 4 lignes en regard deux à deux, A-D et B-C situées respectivement à 40 mm et 90 mm du début de la tôle. La disposition des thermocouples est représentée sur la Figure III-2.

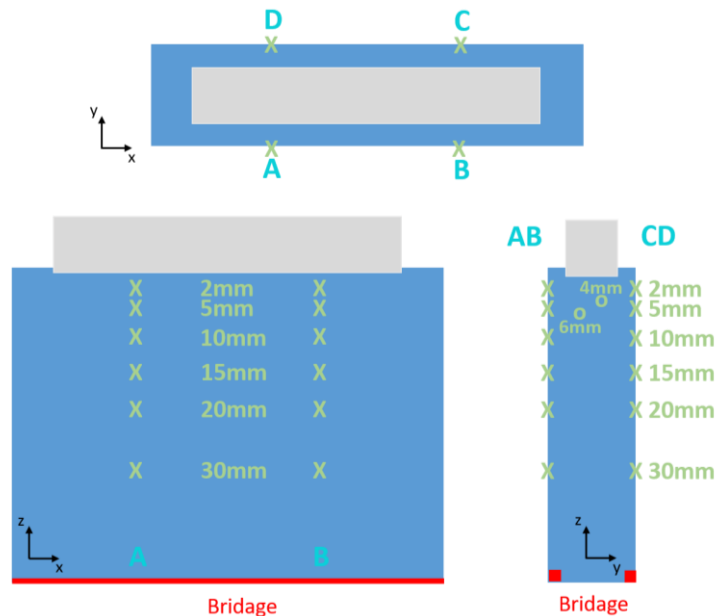
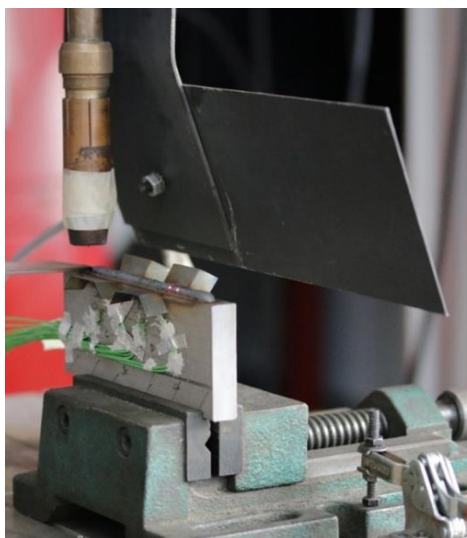
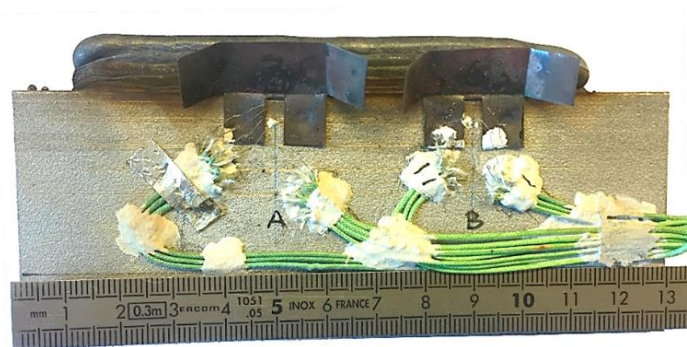


FIGURE III-2. SCHÉMAS DE DISPOSITION DES THERMOCOUPLES

En complément, une caméra thermique infra-rouge a été installée du côté A-B pour observer les transferts thermiques au sein de la pièce. Des clinquants métalliques ont été utilisés et soudés par point à la tôle ou fixés à la torche afin de protéger les thermocouples et la caméra infrarouge du rayonnement de l'arc, comme le montrent les photos de la Figure III-3. Ils ont ainsi permis de minimiser les risques de perturbations pour ces mesures.



(a)



(b)

FIGURE III-3. PHOTOS

(A) DU DISPOSITIF EXPÉRIMENTAL APRÈS DÉPÔT DE LA PREMIÈRE PASSE (B) DE LA TÔLE APRÈS DÉPÔT DES 5 PASSES

Chapitre III :

Modélisation thermique et mise en œuvre expérimentale du procédé WAAM appliqué au 304L

Enfin, une caméra haute vitesse a été positionnée du côté C-D permettant ainsi d'examiner en temps réel les mouvements du bain de fusion ainsi que sa géométrie. La configuration expérimentale globale est schématisée sur la Figure III-4.

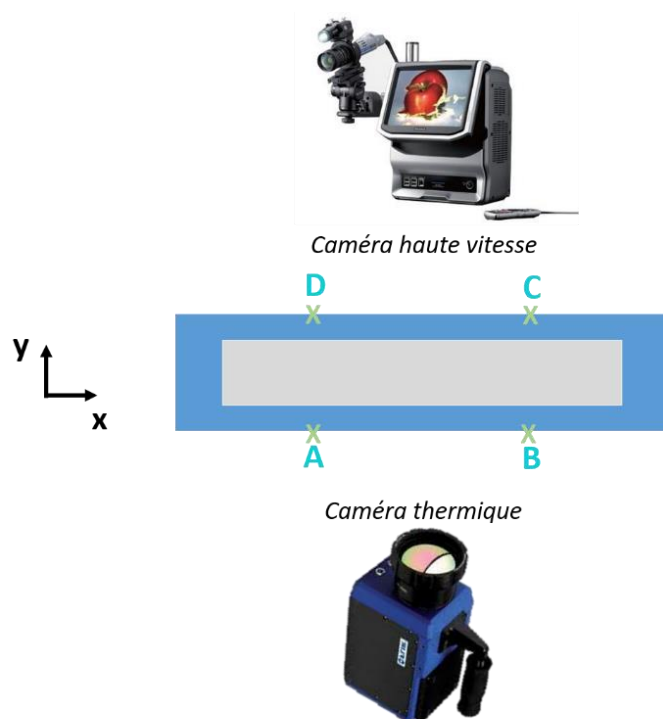


FIGURE III-4. CONFIGURATION EXPÉRIMENTALE DU CAS TEST

III.3 Modélisation thermique

Les propriétés thermo-physiques utilisées pour la modélisation ont été précédemment décrites dans le paragraphe II.1.4.2.1.

III.3.1 Détermination de l'émissivité

Une des problématiques des mesures par pyrométrie et donc par caméra infrarouge provient de la méconnaissance a priori des propriétés radiatives des surfaces analysées. Ainsi, grâce à l'utilisation couplée des thermocouples et de la caméra thermique infrarouge, il a été possible de déterminer l'émissivité du substrat, au moins localement. Pour cela, il a suffi de faire correspondre les pentes de refroidissement des thermogrammes issus des thermocouples avec celles des thermogrammes provenant de la caméra thermique pour des points de mesure situés au même endroit et ceci, en faisant varier l'émissivité.

Les thermogrammes présentés sur le graphique de la Figure III-5 ont permis d'évaluer l'émissivité du 304L. Bien que ces valeurs puissent être dépendantes de la température, nous avons estimé des valeurs de 0,54 à 2 mm, de 0,57 à 5 mm et de 0,60 à 10 mm.

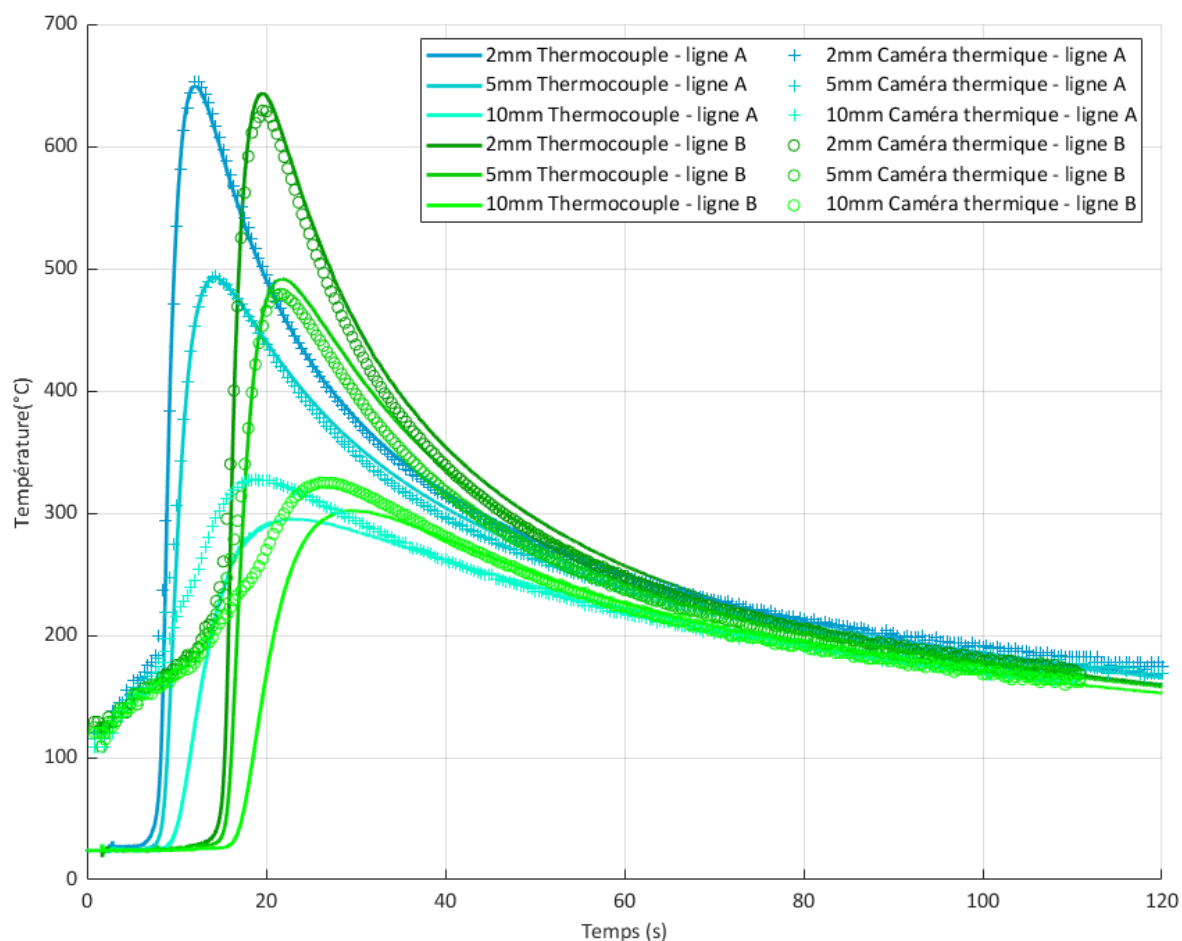


FIGURE III-5. MISE EN CORRESPONDANCE DES PENTES DE REFROIDISSEMENT ISSUES DES THERMOGRAMMES DES THERMOCOUPLES ET DE LA CAMÉRA THERMIQUE POUR DÉTERMINER L'ÉMISSIVITÉ DU 304L

III.3.2 Conditions aux limites

Les conditions aux limites de type Fourier pour les pertes de chaleur par rayonnement et convection sont appliquées sur les 5 faces du métal de base du demi-assemblage modélisé, comme indiqué sur la Figure III-6. Une valeur d'émissivité moyenne et constante de 0,8 ainsi qu'un coefficient de convection de $5,7 \text{ W.m}^{-2}.\text{°C}^{-1}$ ont finalement été retenus par confrontation aux résultats expérimentaux.

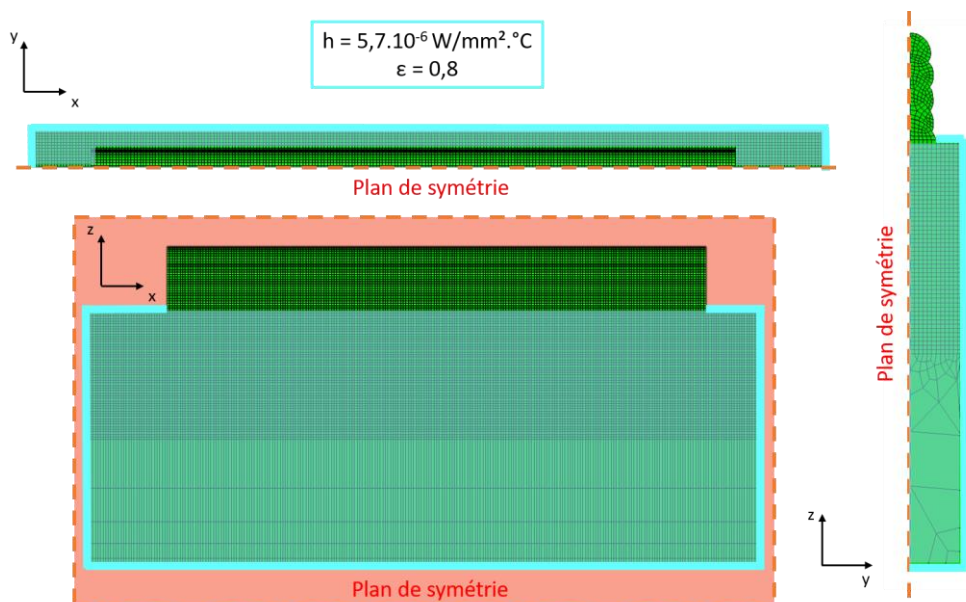


FIGURE III-6. CONDITIONS AUX LIMITES DU CAS TEST LORS DE L'ANALYSE THERMIQUE

III.3.3 Maillage

Une analyse de sensibilité du maillage pour résoudre le problème thermique a été réalisée. D'après la Figure III-7, il apparaît que pour une taille d'élément minimale comprise entre 0,1 et 1 mm, l'influence de la taille du maillage est faible sur la température maximale mesurée par les thermocouples.

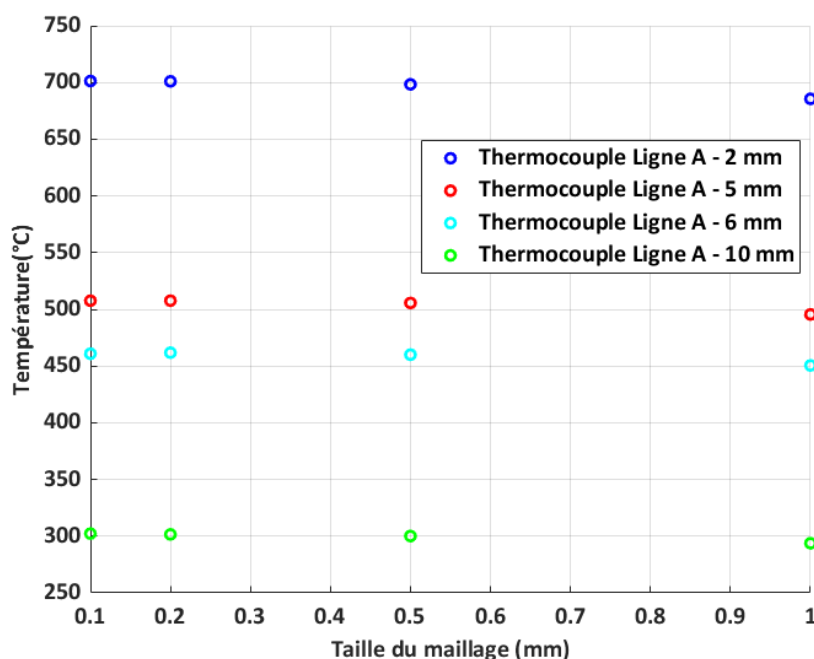


FIGURE III-7. TEMPÉRATURE MAXIMALE ATTEINTE EN FONCTION DE LA TAILLE MINIMALE DES ÉLÉMENTS DU MAILLAGE

Cette observation a également été faite par Fournier Dit Chabert (Fournier Dit Chabert, 2007) lors de son étude de sensibilité sur le logiciel Comsol®. Le maillage utilisé au niveau du cordon a donc été celui de taille intermédiaire (0,5 mm) qui est un compromis entre le temps de calcul et la qualité de la solution puis la taille de maille a été progressivement augmentée en s'éloignant de cette zone. Cette taille de maillage rejoint celle de Deng et al. (Deng et al., 2008) qui ont utilisé une taille minimale d'élément de 0,50 x 0,57mm pour la modélisation du soudage bout à bout multipasse de tubes en 304.

III.3.4 Thermogrammes expérimentaux

À l'issue de cet essai, les thermogrammes enregistrés au moyen des thermocouples ont été analysés.

Comme le montre la Figure III-8, la température de part et d'autre de la tôle lors de la première passe n'est pas la même : on observe un écart entre les mesures des thermocouples situés en regard A-B (côté face) et D-C (côté pile). De plus, cet écart est d'autant plus important que la distance entre le début de la tôle et le point de mesure est grande, c'est-à-dire qu'il est supérieur aux points de mesures B-C se situant à 90 mm du début de la tôle par rapport aux lignes A-D qui sont à 40 mm du point de départ du dépôt. En effet, la différence de température maximale entre les thermocouples A2 et D2 est de 110°C tandis qu'elle est d'environ 170°C entre les thermocouples B2 et C2.

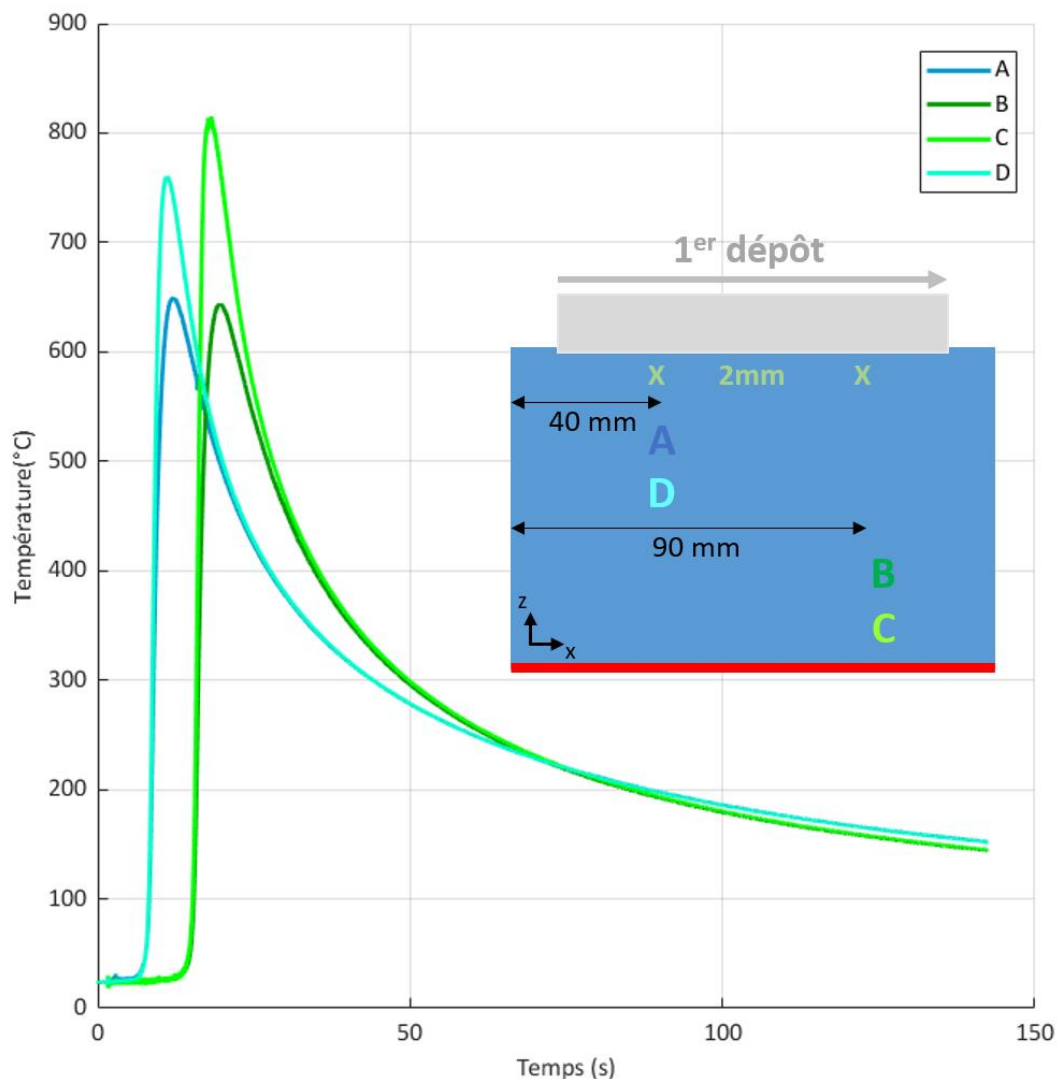


FIGURE III-8. COMPARAISON DES THERMOGRAMMES DE LA PREMIÈRE PASSE ISSUS DES THERMOCOUPLES SITUÉS EN SURFACE À 2MM SOUS LA FACE DU DÉPÔT EN FONCTION DE LA LIGNE DE MESURE

Modélisation thermique et mise en œuvre expérimentale du procédé WAAM appliqué au 304L

Cette divergence a été analysée grâce à l'étude des macrographies du mur sur les lignes A-D et B-C, Figure III-9. Après attaque métallographique, deux phénomènes ont été distingués et peuvent expliquer cette différence. Tout d'abord, par rapport au centre du chant (i.e. 6 mm), le cordon se trouve dévié du côté C-D, de 14,2% en $x=40\text{mm}$ et de 19,1% en $x=90\text{mm}$. Aussi, la pénétration du métal d'apport dans le métal de base laisse apparaître une dissymétrie : elle est plus large du côté C-D que du côté A-B.

Le décalage du cordon dans l'espace peut être attribué à un mauvais positionnement initial de la tôle par rapport à la torche de soudage, malgré les précautions prises. En ce qui concerne la pénétration, une hypothèse paraissant plausible est l'interaction de l'arc électrique avec les clinquants qui auraient pu être magnétisés sous l'effet du soudage par résistance mais malgré une investigation quant à l'influence de ces derniers, cette asymétrie n'a pu être reproduite ultérieurement.

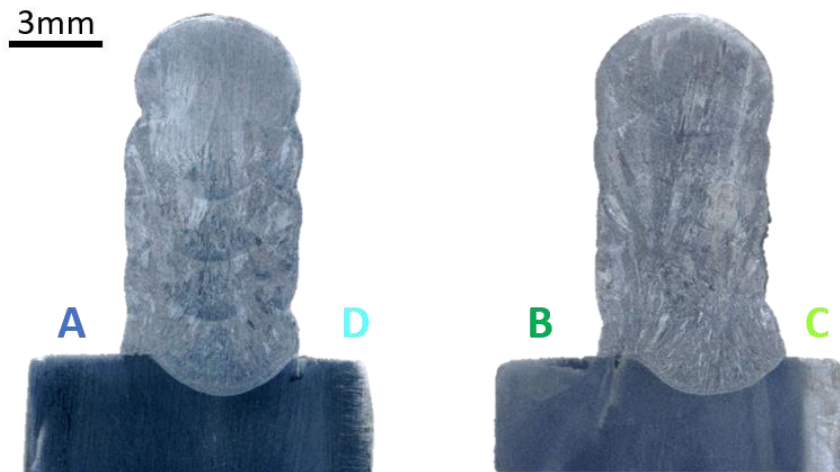


FIGURE III-9. COUPES MACROGRAPHIQUES DU MUR APRÈS ATTAQUE MÉTALLOGRAPHIQUE

Pour permettre la comparaison de ces résultats expérimentaux à la modélisation, une température moyenne entre les deux côtés A-D et B-C sera utilisée par la suite. Par souci de lisibilité, seuls les résultats de la section A-D seront ici représentés.

Dans l'intention de conclure sur la pénétration réelle qui aurait dû être obtenue à l'issue de cet essai, une troisième coupe macrographique a été exécutée en début de cordon, soit à environ 20 mm du début du mur. Comme observé sur la Figure III-10, la pénétration est dans ce cas symétrique avec une zone centrale fortement marquée d'une largeur d'environ 4 mm et de part et d'autre de celle-ci, sur 1 mm, une zone périphérique de faible ampleur.

Pour la suite, la comparaison au modèle numérique se fera donc du côté AB par rapport aux coupes de début de cordon et AD.

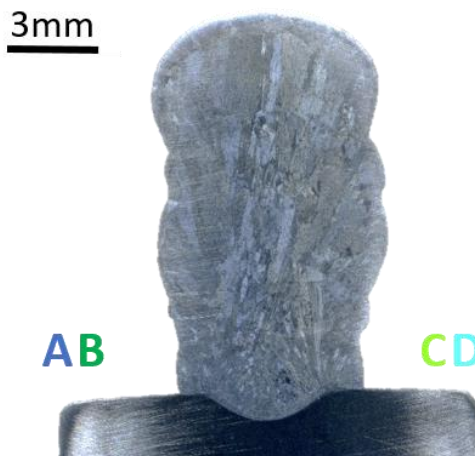


FIGURE III-10. COUPE MACROGRAPHIQUE TRANSVERSE DU MUR À 2CM DU DÉBUT DU DÉPÔT APRÈS ATTAQUE MÉTALLOGRAPHIQUE

III.3.5 Étude des sources équivalentes

Dans le cadre de la modélisation, nous faisons une hypothèse concernant un régime permanent du procédé.

III.3.5.1 Tôle instrumentée : le premier dépôt

III.3.5.1.1 Modèle équivalent avec la source de Goldak

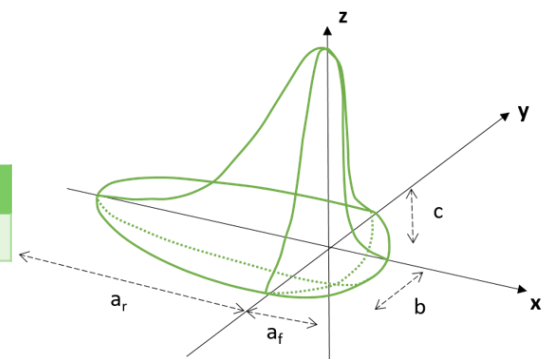
La source équivalente de Goldak (I.2.2.2.3.3) est très utilisée dans le domaine du soudage et de la fabrication additive arc fil (Abid et al., 2005; Cheng, 2005; Deng & Murakawa, 2006; Fawad, 2013; Mughal et al., 2007; Petelet, 2007). De plus, c'est aujourd'hui la base de travail de certains auteurs (Azar, 2015; Zapico et al., 2018) pour le développement de sources de chaleur spécifiquement adaptées au procédé CMT[®].

Par conséquent, c'est cette source qui a, naturellement, tout d'abord été étudiée pour modéliser le premier dépôt. Pour cela, les coupes macrographiques du mur instrumenté ont été analysées ainsi que les images issues de la caméra haute vitesse afin de déterminer les paramètres de cette source.

Dans le but de mettre au point la source de Goldak, une série de calculs a été menée. Celle-ci visait à faire varier les paramètres de la source afin de déterminer leur rôle sur la forme du bain de fusion et les champs de température. Finalement, des paramètres donnant des résultats thermiques satisfaisants ont été identifiés. Ces derniers sont répertoriés dans le Tableau III-2.

TABLEAU III-2. PARAMÈTRES DE LA SOURCE DE GOLDAK

a_f	a_r	b	c	z_o	Q
4,3 mm	10,7 mm	3,5 mm	3,0 mm	2,1 mm	1500 W



La comparaison des thermogrammes issus de la modélisation et des thermocouples de l'expérimentation situés en surface (Figure III-11) indique un écart moyen entre les températures maximales atteintes de 3,9 %. De la même façon, pour les deux thermocouples situés en profondeur (Figure III-12), cet écart est de 3,3 %. Or Cheng (Cheng, 2005) a considéré, sur une plage de températures allant de 150°C à 900°C, qu'un écart de 50°C entre température expérimentale et température simulée était raisonnable, ce qui est à peu près notre cas ici.

De plus, les pentes de chauffage et de refroidissement des thermogrammes modélisés représentés sur la Figure III-13 sont similaires à celles des thermogrammes expérimentaux, les conditions aux limites semblent donc être représentatives.

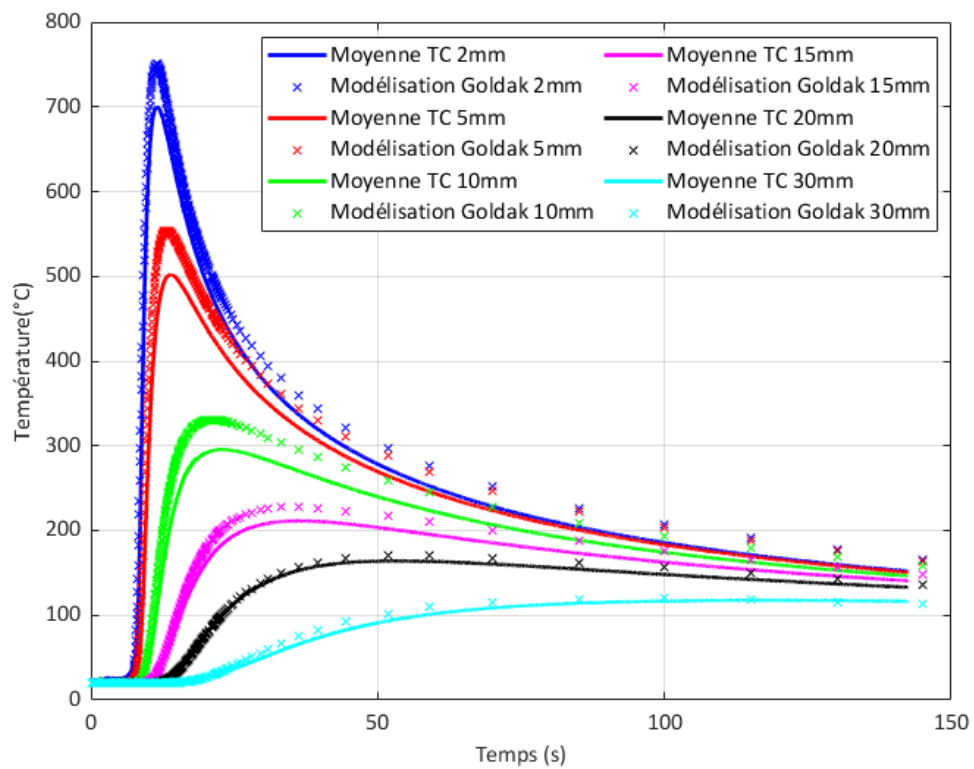


FIGURE III-11. THERMOGRAMMES EXPÉRIMENTAUX SURFACIQUES ET SIMULÉS AVEC LA SOURCE ÉQUIVALENTE DE GOLDAK

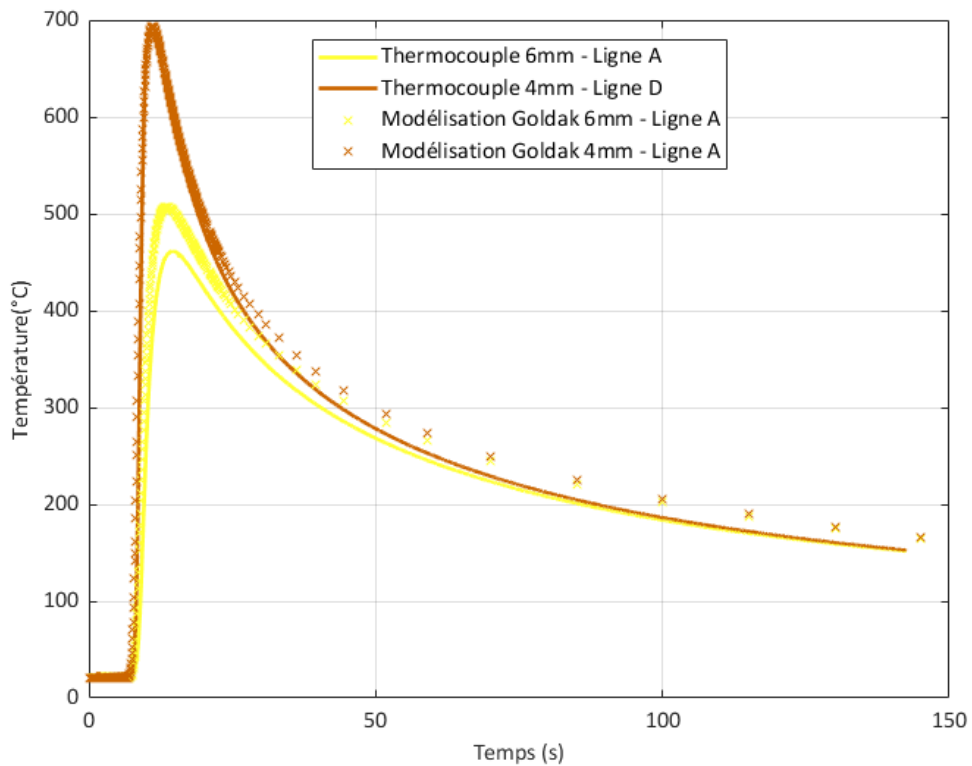


FIGURE III-12. COMPARAISON DES THERMOGRAMMES ISSUS DES THERMOCOUPLES EN PROFONDEUR ET DE LA MODÉLISATION AVEC LA SOURCE DE GOLDAK

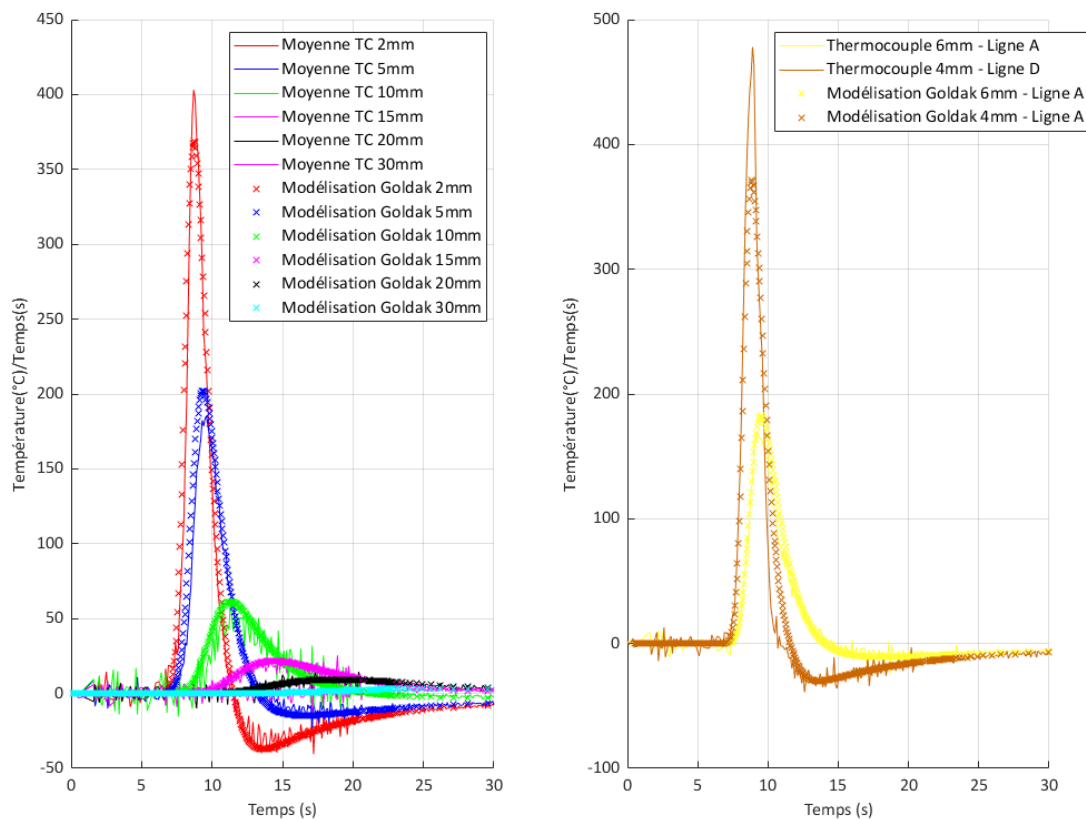


FIGURE III-13. COMPARAISON DES PENTES DE CHAUFFAGE ET DE REFROIDISSEMENT EXPÉRIMENTALES ET MODÉLIÉES AVEC LA SOURCE DE GOLDAK POUR A) LES THERMOCOUPLES SITUÉS EN SURFACE ET B) LES THERMOCOUPLES SITUÉS EN PROFONDEUR

En ce qui concerne la géométrie du bain de fusion, grâce aux observations faites au moyen de la caméra haute vitesse, une longueur de bain de fusion d'environ $18,0 \pm 0,3\text{mm}$ a été déterminée pour la première passe. Une image issue d'un film haute vitesse lors du passage de la torche de soudage pendant la première passe est présentée sur la Figure III-14.

Comme indiqué au paragraphe III.3.4, les comparaisons à la forme du bain de fusion sont réalisées par rapport à celle du côté AB, celle-ci étant typiquement retrouvée dans d'autres configurations de façon symétrique par la suite. La profondeur maximale moyenne de pénétration est alors de $1,3 \pm 0,2\text{ mm}$.



FIGURE III-14. IMAGE ISSUE DE LA CAMÉRA HAUTE VITESSE LORS DU DÉPÔT DE LA PREMIÈRE PASSE

Chapitre III :

Modélisation thermique et mise en œuvre expérimentale du procédé WAAM appliqué au 304L

Numériquement, en délimitant la zone fondue comme la région ayant atteint 1350 °C, il est possible d'accéder aux dimensions du bain de fusion. Comme le montre les différentes vues extraites de la modélisation Figure III-15, sa longueur est de $20,0 \pm 0,4\text{mm}$ et sa profondeur de pénétration maximale est de $1,2 \pm 0,0\text{ mm}$.

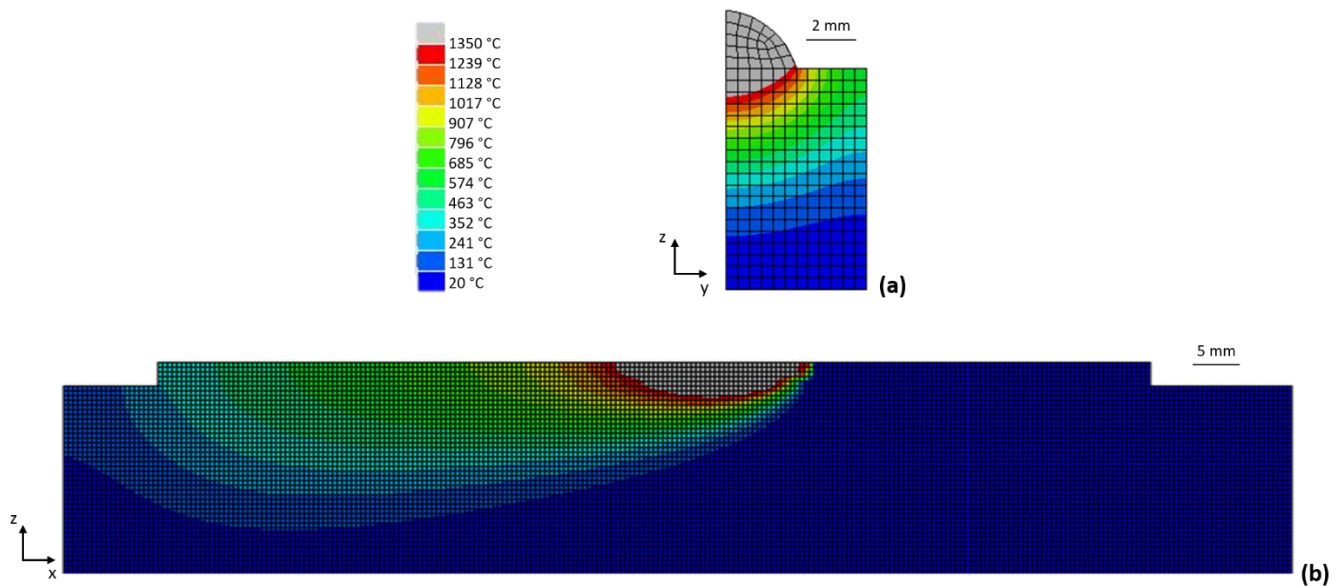


FIGURE III-15. VUES A) TRANSVERSALE ET B) LONGITUDINALE DU MUR PENDANT LE DÉPÔT DE LA PREMIÈRE PASSE LORS DE LA MODÉLISATION AVEC LA SOURCE DE GOLDAK

De manière à comparer les pénétrations simulées et expérimentales, ces dernières ont été reportées sur la Figure III-16. Sur la demi-largeur du cordon, il y a 120 % à 290 % d'écart entre les deux géométries de pénétration, soit 0,19 à 0,30 mm. En effet, le bain de fusion obtenu avec la modélisation est plus large. De plus, une petite zone du cordon n'est pas fondue à la jonction avec le substrat, aux environs de $y=3$.

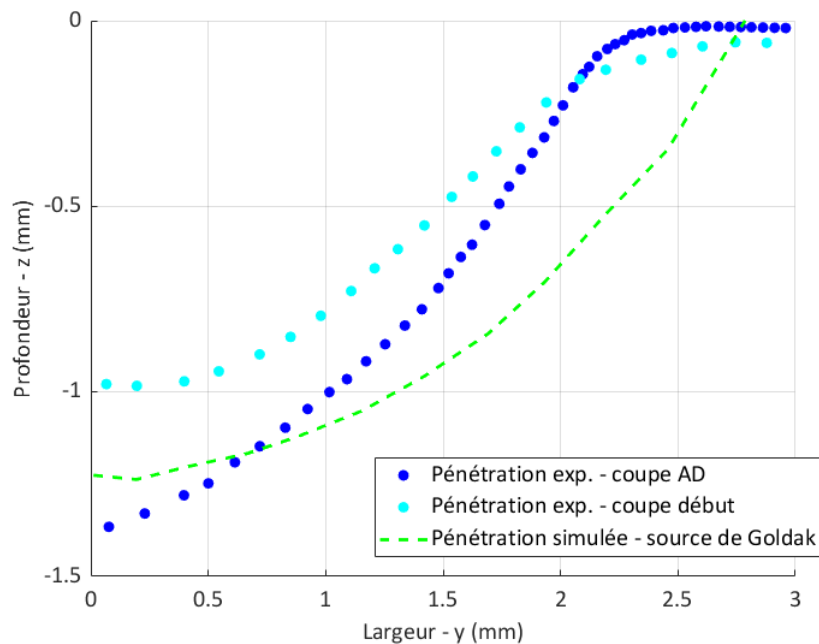


FIGURE III-16 COMPARAISON DES PÉNÉTRATIONS DE LA ZONE DE FUSION EXPÉRIMENTALE ET SIMULÉE AVEC LA SOURCE DE GOLDAK

III.3.5.1.2 Modèle équivalent avec la source de Kerrouault modifiée

Afin d'essayer d'améliorer la géométrie du bain de fusion numérique, les travaux se sont ensuite portés sur l'étude de la source de Kerrouault (Kerrouault, 2001) (cf. I.2.2.2.3.4). Pour rappel, celle-ci a été initialement développée en tant que source surfacique pour le soudage TIG afin de prendre en compte le rayonnement de l'arc sur le bain.

Le but est ici d'utiliser la source centrale gaussienne en tant que source représentative de l'apport de chaleur par les gouttes de métal fondu tandis que l'annulaire, en périphérie, a pour rôle la prise en compte de l'apport de chaleur par l'arc électrique, comme cela est visible sur les deux images du bain de fusion lors du dépôt de la première passe présentées sur la Figure III-17.

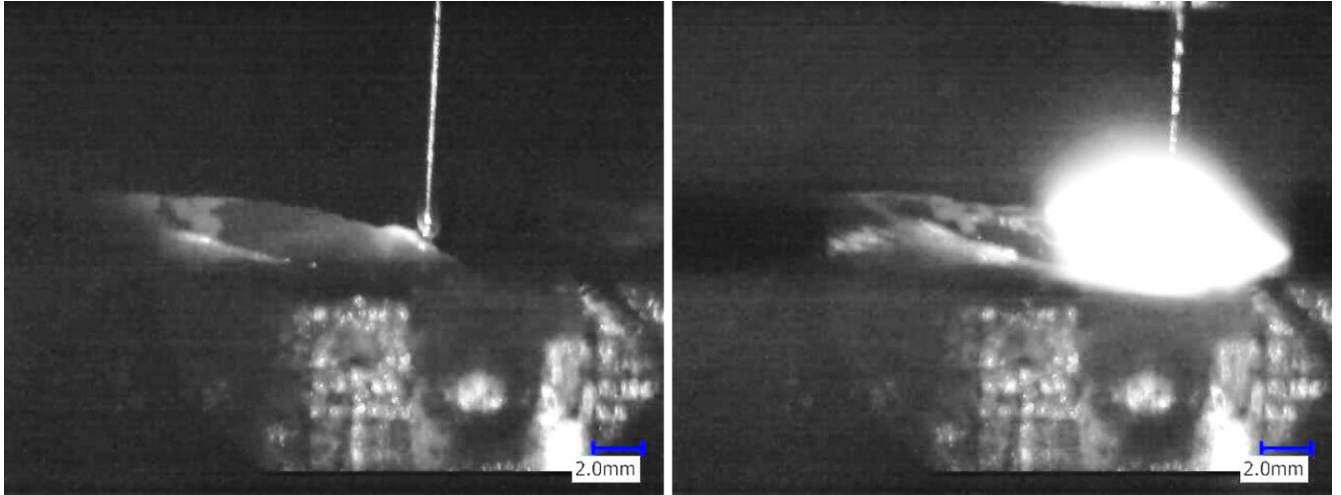


FIGURE III-17. EXTRAITS DU FILM HAUTE VITESSE LORS DU DÉPÔT DE LA PREMIÈRE PASSE MONTRANT LA PHASE D'APPORT DE CHALEUR PAR LA GOUTTE PUIS PAR L'ARC ÉLECTRIQUE

Plusieurs stratégies ont été étudiées, tout d'abord en utilisant la source de Kerrouault telle quelle, c'est-à-dire en tant que source surfacique, que ce soit au niveau du dépôt ou du métal de base (Figure III-18a,b). Les températures obtenues étaient alors trop élevées, de l'ordre de 10 000°C. La source a donc été modifiée afin de faire intervenir un terme gaussien selon la direction z, direction de construction, pour la rendre volumique (Figure III-18c).

L'équation de la source gaussienne-annulaire volumique est ainsi devenue la suivante :

$$P(x, y, z) = \left[A \exp\left(-3 \frac{x^2 + y^2}{r_a^2}\right) + B \exp\left(-3 \frac{(\sqrt{x^2 + y^2} - b)^2}{r_b^2}\right) \right] * \left[\frac{\sqrt{3}}{\sqrt{\pi} * r_c} \exp\left(-\frac{(z - z_o)^2}{r_c^2}\right) \right] \quad (67)$$

Avec z_o : point d'application de la source en z (m), r_c : rayon à mi-hauteur de la gaussienne selon z (m).

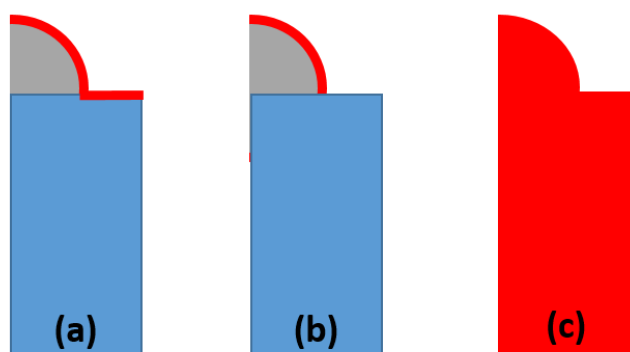


FIGURE III-18. SCHÉMATISATION DE LA ZONE D'APPLICATION DE LA SOURCE GAUSSIENNE-ANNULAIRE :
(A) SUR TOUTE LA SURFACE SUPÉRIEURE, (B) SUR LA SURFACE SUPÉRIEURE DU MÉTAL D'APPORT UNIQUEMENT,
(C) VOLUMIQUE

Dans chacun des cas, des plans d'expériences numériques quasi-stationnaires ont été menés grâce à la méthode de l'iconographie des corrélations et au logiciel de plans d'expériences CORICO®. Suite au plan réalisé avec la source volumique (Annexe A), un modèle complet prenant en compte toutes les interactions logiques a été élaboré (Annexe B) permettant ainsi de pouvoir faire un calcul d'optimisation répondant aux critères suivants :

- Une température maximale atteinte par le thermocouple A2 de 700 °C ;
- Une profondeur maximale de pénétration de 1,2 mm ;
- Une largeur de pénétration égale à la largeur de cordon ;
- Une longueur totale la plus élevée possible sans dépasser les 18 mm.

Les paramètres estimés grâce à l'optimisation sont référencés dans le Tableau III-3

TABLEAU III-3. PARAMÈTRES DE LA SOURCE GAUSSIENNE-ANNULAIRE VOLUMIQUE OBTENUS SUITE À L'OPTIMISATION

r_a	r_b	b	η	f_a	r_c	z_o
2 mm	0,76 mm	2,87 mm	0,85	0,9	2,32 mm	51,7 mm

Afin de vérifier les prédictions faites par le logiciel CORICO®, un nouveau calcul avec les paramètres optimisés a été réalisé. Le Tableau III-4 répertorie les différences entre les valeurs prédites par le plan d'expériences et obtenues à l'issue du calcul numérique quasi-stationnaire avec la nouvelle source gaussienne-annulaire volumique. Celles-ci sont faibles, d'une dizaine de degrés pour la température maximale du thermocouple A2 à quelques dixièmes de millimètres pour les caractéristiques géométriques du bain de fusion. La prévision suite au plan d'expériences est donc satisfaisante.

TABLEAU III-4. TEMPÉRATURE ET CARACTÉRISTIQUES GÉOMÉTRIQUES DU BAIN DE FUSION APRÈS OPTIMISATION DE LA SOURCE ANNULAIRE-GAUSSIENNE

	Température (°C)	Pénétration (mm)	Largeur (mm)	Longueur (mm)
Valeur prédite par le plan	708	1,4	-0,2	9,2
Valeur obtenue après calcul numérique	721	1,4	0,0	9,0
Différence	13	/	0,2	0,2

Chapitre III :

Modélisation thermique et mise en œuvre expérimentale du procédé WAAM appliqué au 304L

Afin de pouvoir comparer le modèle aux résultats expérimentaux, une analyse transitoire a été menée avec toujours ces mêmes paramètres optimisés. Les vues transversales et longitudinales du premier cordon sont représentées sur la Figure III-19. La longueur du bain de fusion modélisé de cette manière est de $14,9 \pm 0,2$ mm tandis que sa pénétration est de $1,4 \pm 0,0$ mm.

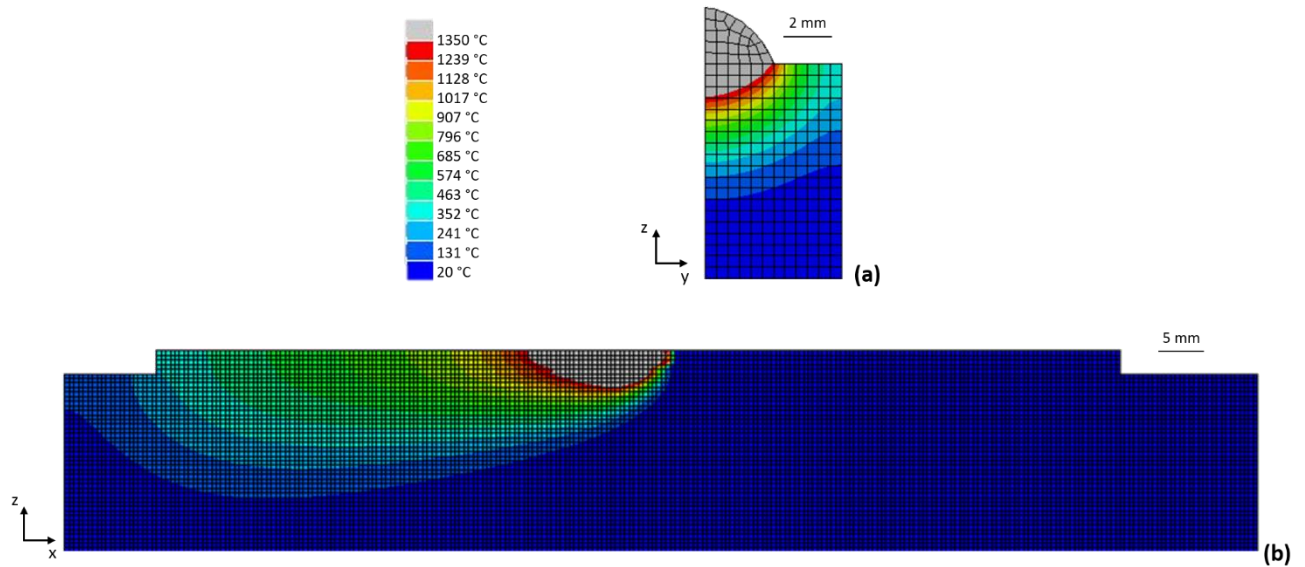


FIGURE III-19. VUES A) TRANSVERSALE ET B) LONGITUDINALE DU MUR PENDANT LE DÉPÔT DE LA PREMIÈRE PASSE LORS DE LA MODÉLISATION AVEC LA SOURCE DE GAUSSIENNE-ANNULAIRE VOLUMIQUE

Bien que l'optimisation des paramètres ait été réalisée seulement sur la température maximale du thermocouple A2, la correspondance est également assurée avec les thermocouples situés plus bas en surface comme l'indique la Figure III-20 ou bien en profondeur comme en témoigne la Figure III-21. L'écart moyen entre les températures maximales atteintes est de 3,5 % pour les thermocouples situés en surface et de 3,6% pour les thermocouples ayant été insérés dans le substrat.

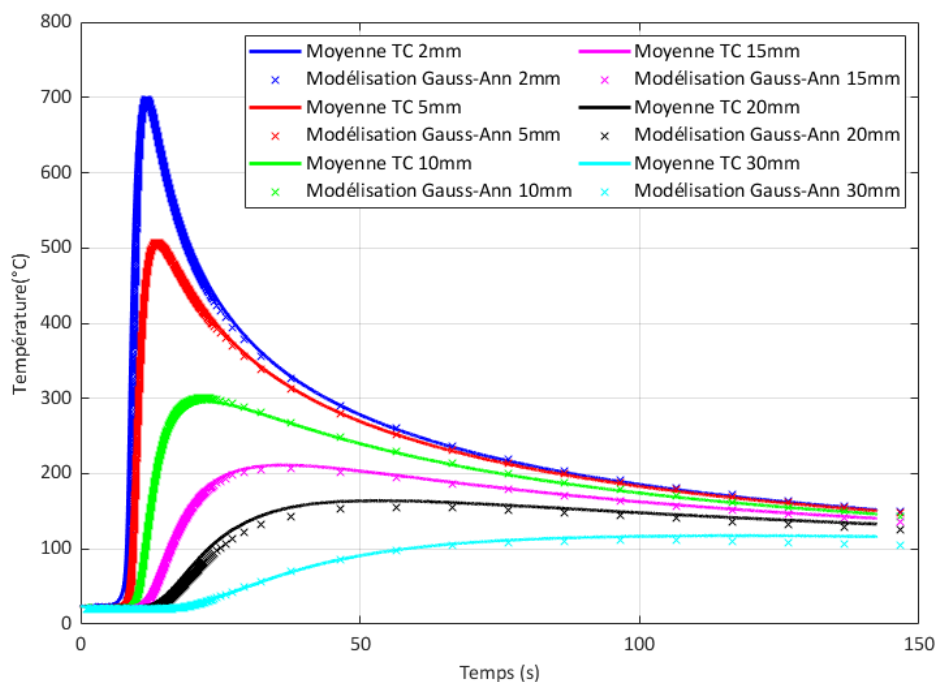


FIGURE III-20. COMPARAISON DES THERMOGRAMMES ISSUS DES THERMOCOUPLES EN SURFACE ET DE LA MODÉLISATION AVEC LA SOURCE GAUSSIENNE-ANNULAIRE VOLUMIQUE

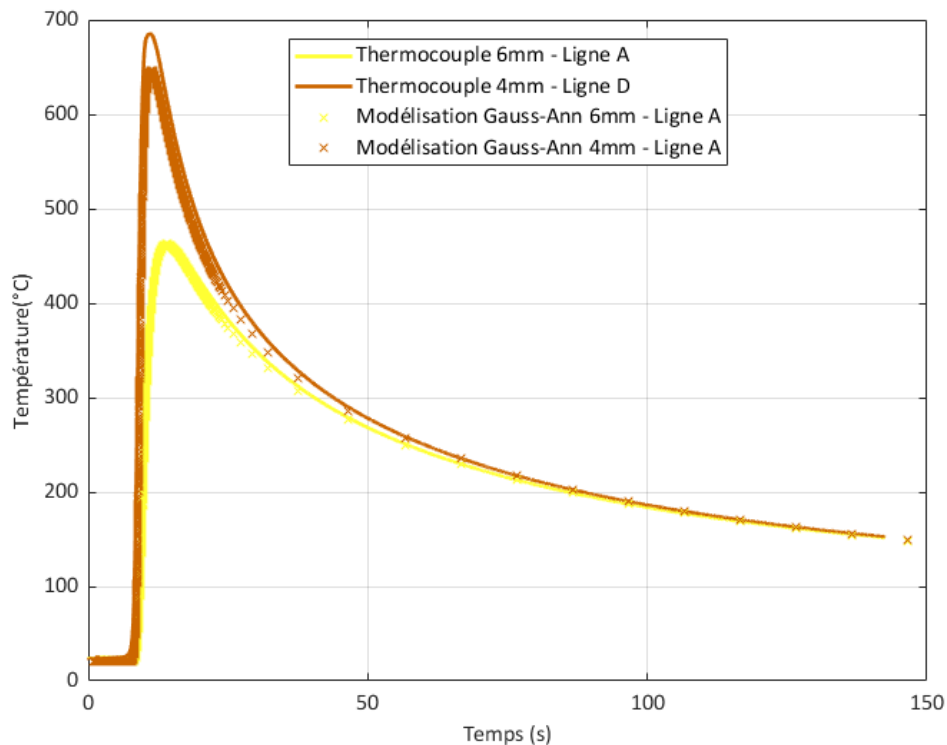


FIGURE III-21. COMPARAISON DES THERMOGRAMMES ISSUS DES THERMOCOUPLES EN PROFONDEUR ET DE LA MODÉLISATION AVEC LA SOURCE GAUSSIENNE-ANNULAIRE VOLUMIQUE

Comme le montrent la Figure III-19a et la Figure III-22, la forme de la pénétration reste toujours elliptique, comme avec la source de Goldak. Néanmoins, la profondeur est légèrement plus importante. De plus, le cordon est de cette façon entièrement fondu sur toute sa largeur. Comparée aux pénétrations expérimentales sur les coupes macrographiques du début de cordon ou en section A-D, la géométrie modélisée grâce à la source gaussienne-annulaire diffère en moyenne de 180 % à 447 % ou en valeur absolue de 0,32 à 0,47mm entre $y=0$ et $y=3$ mm. Cet écart est plus important qu'avec la source de Goldak.

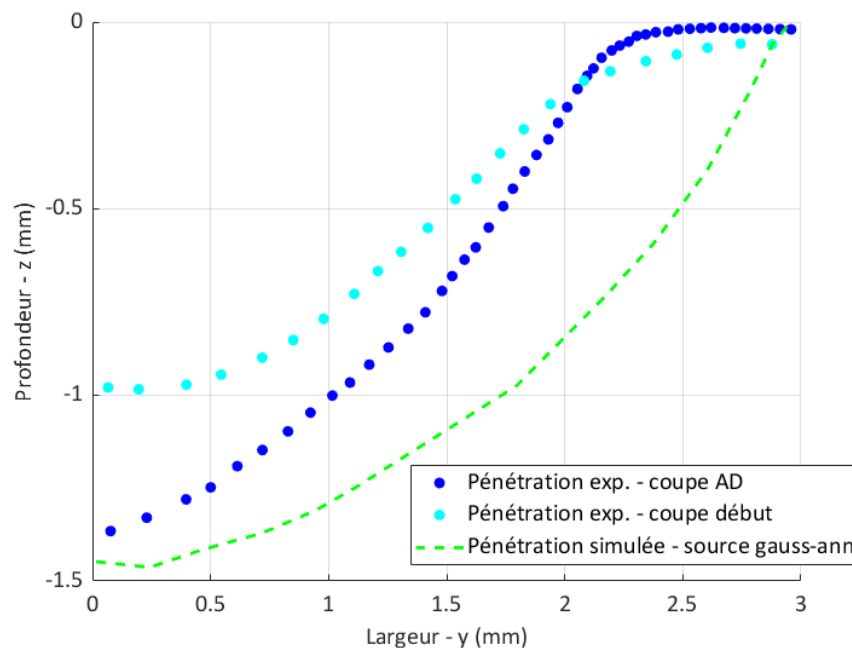


FIGURE III-22. COMPARAISON DES PÉNÉTRATIONS DE LA ZONE DE FUSION EXPÉRIMENTALE ET SIMULÉE AVEC LA SOURCE GAUSSIENNE-ANNULAIRE VOLUMIQUE

D'après les graphiques de la Figure III-23, les vitesses de chauffage et de refroidissement sont respectées.

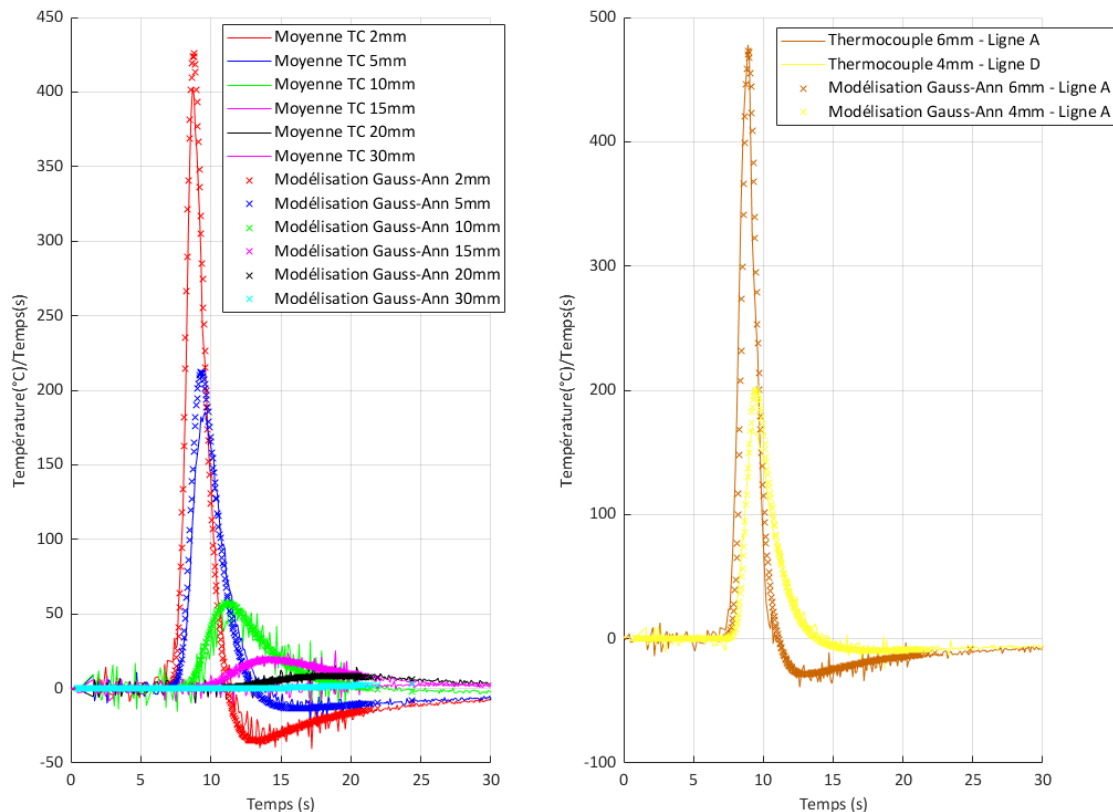


FIGURE III-23. COMPARAISON DES PENTES DE CHAUFFAGE ET DE REFROIDISSEMENT EXPÉRIMENTALES ET MODÉLISÉES AVEC LA SOURCE GAUSSIENNE-ANNULAIRE POUR A) LES THERMOCOUPLES SITUÉS EN SURFACE ET B) LES THERMOCOUPLES SITUÉS EN PROFONDEUR

III.3.5.1.3 Modèle équivalent avec la source Goldak Annulaire

Toujours dans la volonté d'améliorer ce premier modèle thermique au niveau de la forme de la pénétration, une nouvelle source a été proposée. Dans la même veine que la précédente, il s'agit d'une combinaison entre une source de Goldak centrale et une source annulaire périphérique. L'idée étant que la forme de la source de Goldak par rapport à la gaussienne est plus conique donc permette une meilleure représentation de la pénétration expérimentale. De plus, la source centrale gaussienne a été remplacée par une source de Goldak dans le but d'allonger le bain de fusion par rapport au résultat précédent.

Le principe de la source Goldak-Annulaire est représenté sur la Figure III-24.

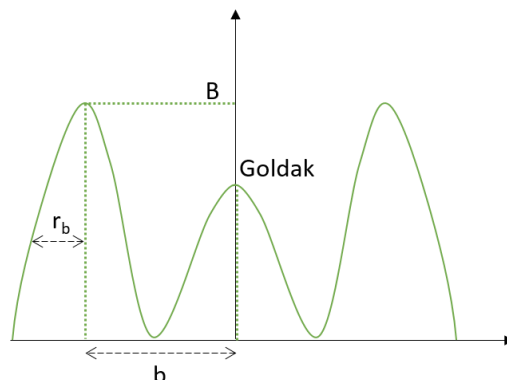


FIGURE III-24. REPRÉSENTATION SCHÉMATIQUE DE LA SOURCE GOLDAK-ANNULAIRE

Son équation est la suivante :

$$P(x, y, z) = \left[\frac{6\sqrt{3}f_{f,r}(1-f_a)\eta UI}{\pi\sqrt{\pi}a_{f,r}b_{Goldak}c} e^{-3x^2/a_{f,r}^2} e^{-3y^2/b_{Goldak}^2} e^{-3z^2/c^2} \right] + \left[B \exp\left(-3 \frac{(\sqrt{x^2+y^2}-b)^2}{r_b^2}\right) * \frac{\sqrt{3}}{\sqrt{\pi} * r_{c,Annulaire}} \exp\left(\frac{(z-z_o)^2}{r_{c,Annulaire}^2}\right) \right] \quad (68)$$

De la même façon que pour la source précédente, un plan d'expériences numérique a été réalisé avec des calculs quasi-stationnaires afin d'évaluer l'influence de chacun des paramètres de la source et de trouver les valeurs optimales à utiliser pour décrire le bain de fusion et les transferts thermiques (Annexe C). Ce plan a été répété en décalant les sources de Goldak et annulaire de 5 mm l'une par rapport à l'autre selon la direction x c'est-à-dire selon la direction d'avance de la torche : une première fois avec la source de Goldak en avant de l'annulaire, inversement pour la seconde fois. Au total, 75 configurations différentes ont été modélisées sans donner satisfaction quant à la forme de la pénétration. L'étude de cette source a donc été abandonnée.

III.3.5.1.4 Modèle équivalent avec la méthode de la zone fondue mobile

Cette méthode a déjà été utilisée dans la littérature, par Kerrouault (Kerrouault, 2001) par exemple dans le cas de la modélisation d'un essai Varestraint (essai de fissuration à chaud) en TIG mais elle ne permettait pas de prendre en compte les variations dimensionnelles du bain lors du pliage ni de prendre en compte les effets du rayonnement à proximité de l'arc électrique.

Le principe de la zone fondue mobile ou température imposée consiste à définir à chaque pas de temps la forme et la position du bain de fusion, cela à l'aide d'équations mathématiques. La température de fusion est ensuite appliquée aux nœuds contenus dans ce volume. Elle permet donc de décrire plus ou moins précisément en fonction de la taille du maillage la pénétration du bain de fusion au sein du substrat ou des passes précédentes. Sur la Figure III-25, les points rouges représentent les nœuds appartenant à la zone fondue mobile sur une vue transversale (a) et une vue longitudinale (b) lors du premier dépôt.

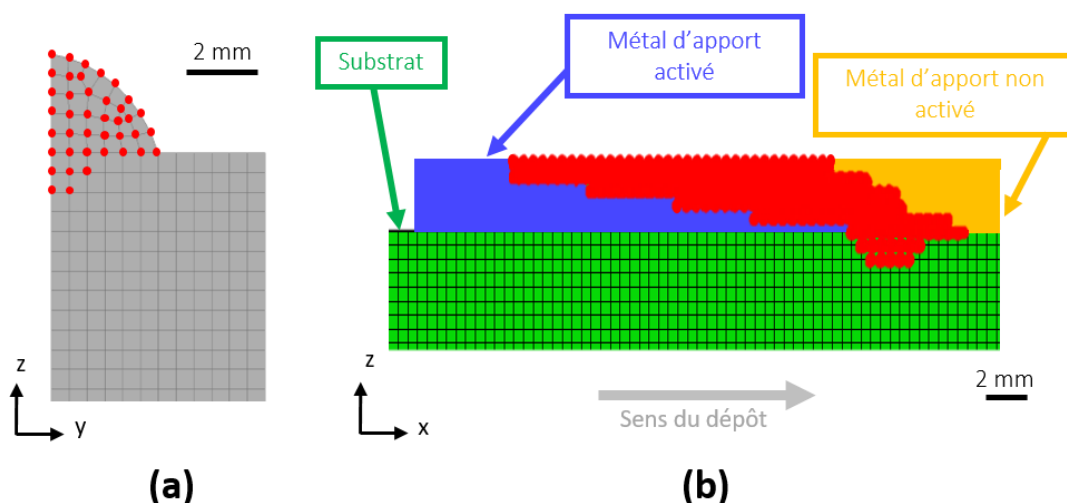


FIGURE III-25. A) VUE TRANSVERSALE ET B) VUE LONGITUDINALE (PLAN DE SYMÉTRIE) DE LA ZONE FONDUE MOBILE

En partant d'une première forme arbitraire puis en affinant celle-ci d'après les thermogrammes obtenus, les macrographies et les images de la caméra haute vitesse, un écart moyen entre les températures maximales atteintes en surface de 3,6 % a finalement été obtenu (Figure III-26).

Celui-ci est un peu plus élevé en profondeur puisque la différence par rapport à l'expérience est de 6,0 %, principalement en raison des résultats du thermocouple qui est le plus éloigné de la ligne de fusion (Figure III-27). Comme précédemment avec la source de Goldak ou bien la source gaussienne-annulaire, les pentes de refroidissement sont bien représentées (Figure III-28) puisque les conditions aux limites sont les mêmes.

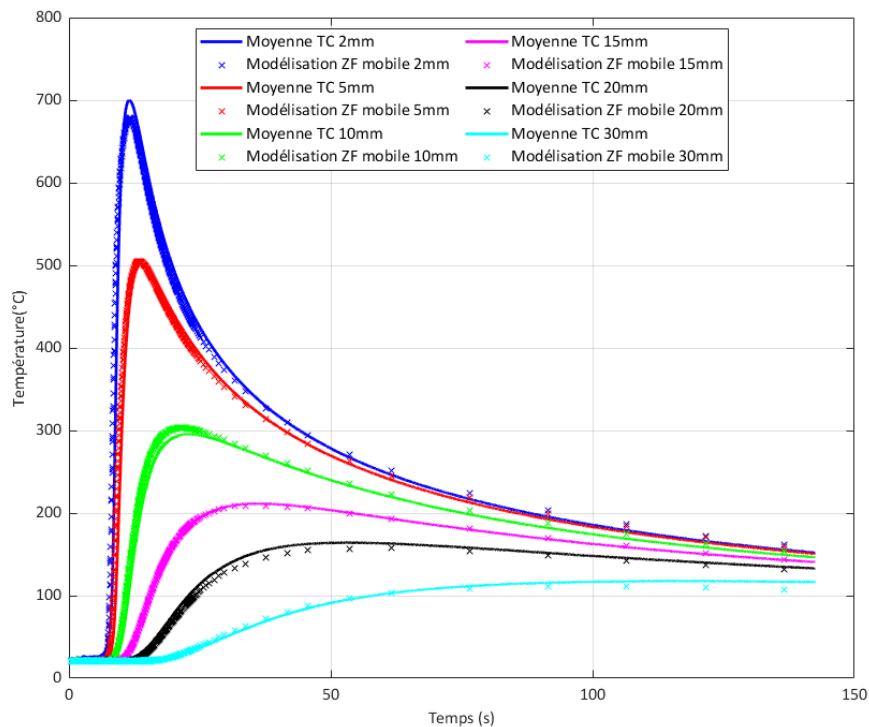


FIGURE III-26. COMPARAISON DES THERMOGRAMMES ISSUS DES THERMOCOUPLES EN SURFACE ET DE LA MODÉLISATION AVEC LA ZONE FONDUE MOBILE

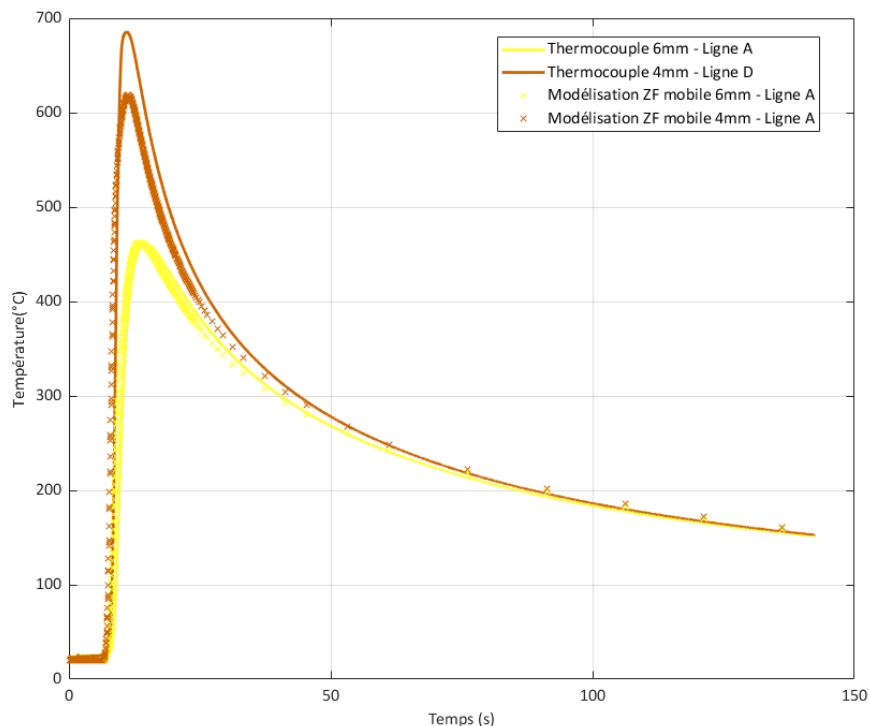


FIGURE III-27. COMPARAISON DES THERMOGRAMMES EN PROFONDEUR ET ISSUS DE LA MODÉLISATION AVEC LA ZONE FONDUE MOBILE

Chapitre III :

Modélisation thermique et mise en œuvre expérimentale du procédé WAAM appliqué au 304L

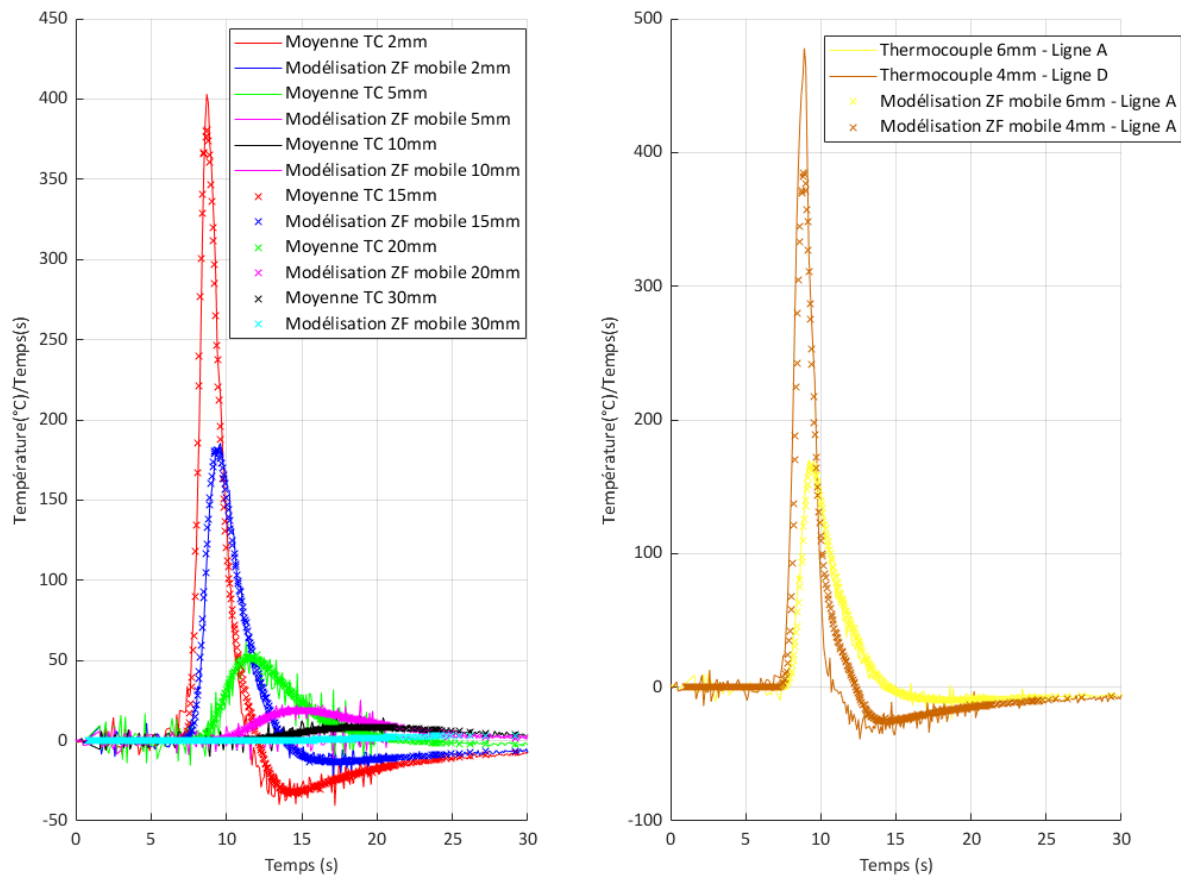


FIGURE III-28. COMPARAISON DES PENTES DE CHAUFFAGE ET DE REFROIDISSEMENT EXPÉRIMENTALES ET MODÉLISÉES AVEC LA MÉTHODE DE LA ZONE FONDUE MOBILE POUR A) LES THERMOCOUPLES SITUÉS EN SURFACE ET B) LES THERMOCOUPLES SITUÉS EN PROFONDEUR

En ce qui concerne les caractéristiques géométriques du bain de fusion, celles-ci sont inhérentes à la forme imposée initialement. Comme le montre la Figure III-29, la longueur du bain de fusion est de $18,5 \pm 0,0$ mm tandis que sa pénétration est de $1,1 \pm 0,0$ mm.

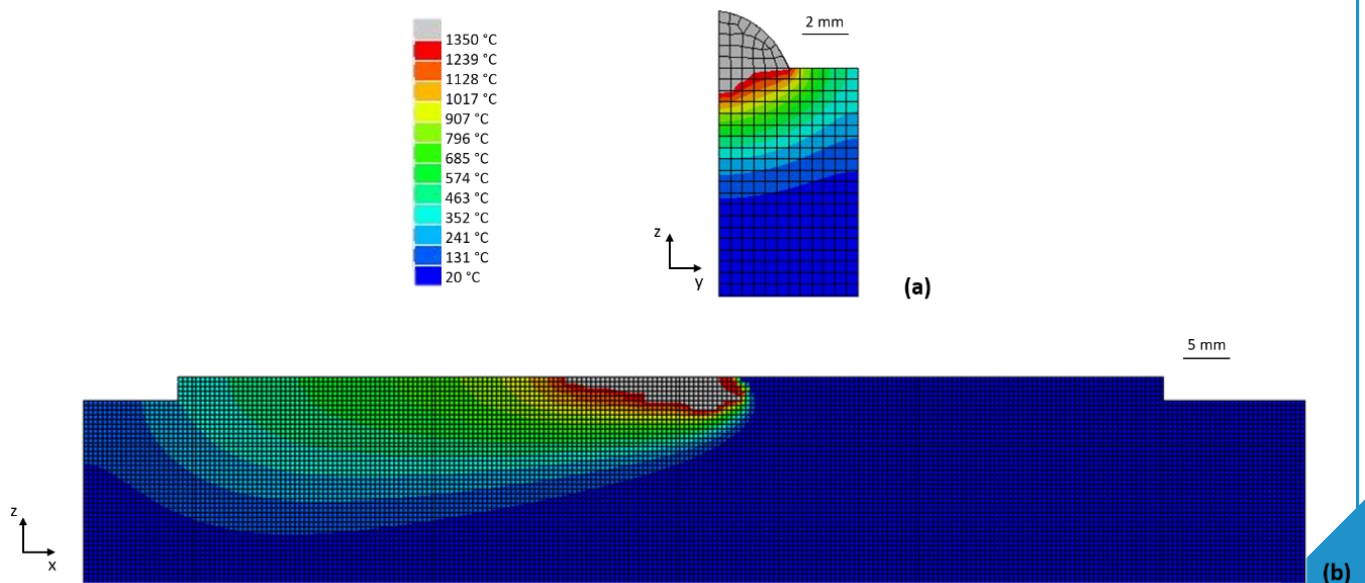


FIGURE III-29. VUES A) TRANSVERSALE ET B) LONGITUDINALE DU MUR LORS DU DÉPÔT DE LA PREMIÈRE PASSE LORS DE LA MODÉLISATION AVEC LA MÉTHODE DE LA ZONE FONDUE MOBILE

Le fait de pouvoir décrire préalablement la forme de la zone fondue, tant longitudinalement que transversalement, permet de pouvoir tendre vers une pénétration en doigt de gant plus proche de celle obtenue expérimentalement, comme l'indique la Figure III-30. La seule limitation devient alors la taille du maillage qui est ici de 0,5 mm. Dans cette configuration, l'écart entre les géométries des pénétrations modélisée et expérimentale est compris en moyenne entre 42 % et 192 % en fonction de la coupe macrographique considérée soit en valeur absolue entre 0,10 mm et 0,22 mm. Il s'agit là des meilleurs résultats obtenus entre les trois modélisations étudiées.

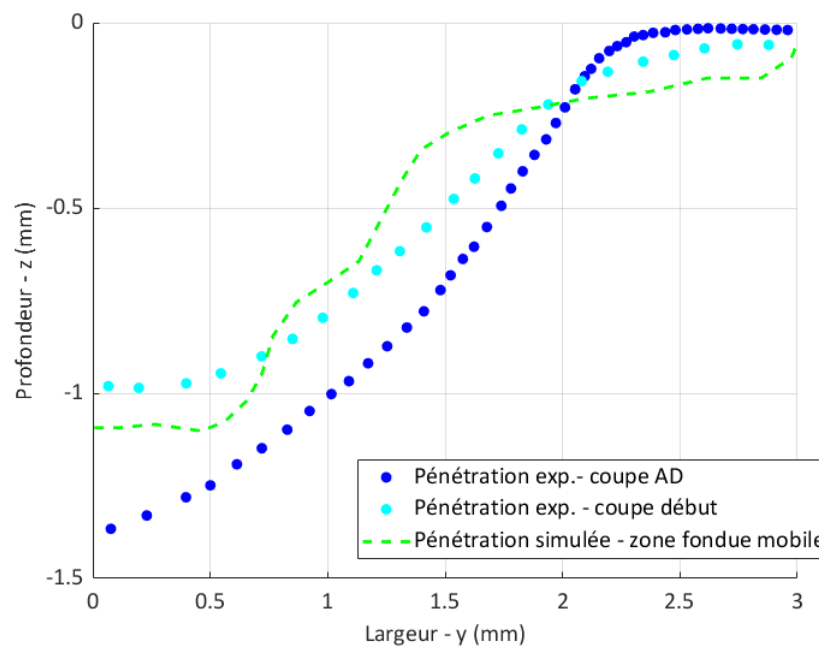


FIGURE III-30. COMPARAISON DES PÉNÉTRATIONS DE LA ZONE DE FUSION EXPÉRIMENTALE ET SIMULÉE AVEC LA MÉTHODE DE LA ZONE FONDUE MOBILE

III.3.5.1.5 Conclusion

Afin de pouvoir reproduire les transferts thermiques lors du premier dépôt du cas-test, plusieurs sources équivalentes ont été étudiées : la source de Goldak, la source gaussienne-annulaire surfacique ou volumique, la source Goldak-annulaire ou encore la méthode de la zone fondue mobile.

La première ayant donné des résultats, concernant les températures maximales atteintes, satisfaisants mais une forme de bain de fusion éloignée de celle obtenue expérimentalement, l'analyse des sources suivantes a eu pour objectif d'améliorer cet aspect. Les sources gaussienne-annulaire et Goldak-annulaire ont été exploitées grâce à l'utilisation de plans d'expériences. Si la première, après optimisation, a permis d'obtenir des résultats thermiques corrects, la pénétration du bain de fusion dans le métal de base restait néanmoins elliptique. Concernant la seconde, son exploration a été abandonnée après de trop nombreux calculs sans forme de bain de fusion approchant de celle expérimentalement observée.

Finalement, la méthode de la zone fondue mobile a permis de combiner des résultats thermiques corrects et une forme de zone fondue équivalente à celle obtenue expérimentalement. Son utilisation semble adaptée à la modélisation mono-dépôt du 304L.

III.3.5.2 Tôle instrumentée : le mur entier

Afin de modéliser le dépôt du mur entier, soit l'intégralité des cinq passes et le refroidissement inter-passes, les travaux se sont alors concentrés sur la source de Goldak et la méthode de la zone fondue mobile.

III.3.5.2.1 Modèle équivalent avec la source de Goldak

À partir des paramètres de la source de Goldak utilisés lors du calcul de la première passe, les dépôts suivants ont été modélisés en modifiant uniquement le rendement de puissance η : plus le nombre de passes augmente, plus η a été diminué. Le fait de garder une valeur de puissance constante pendant toute la construction du mur aurait engendré une augmentation perpétuelle des dimensions du bain de fusion et une surfusion. En effet, à partir de la deuxième passe, l'évacuation de la chaleur au sein de la pièce ne s'effectue quasiment plus que selon la direction de construction soit la direction z . De plus, au fur et à mesure de la superposition des passes et malgré les temps de refroidissement observés, une certaine partie de la chaleur des passes précédentes sera systématiquement stockée avant le dépôt considéré.

La variation de la valeur de la puissance au fil des passes est référencée dans le Tableau III-5.

TABLEAU III-5. VALEURS DE LA PUISSANCE INTÉGRÉE À LA SOURCE DE GOLDAK POUR CHAQUE PASSE

	Passe 1	Passe 2	Passe 3	Passe 4	Passe 5
Puissance (W)	1500	1200	1200	1000	1000

Sur la Figure III-31, un graphique représente l'évolution de la température en fonction du temps pour les 8 thermocouples situés en surface tant bien pour le modèle avec la source de Goldak que pour le cas test. Peu à peu, plus le nombre de dépôts augmente et plus les maxima ont tendance à s'éloigner avec un modèle qui n'atteint pas des températures aussi élevées que l'expérience.

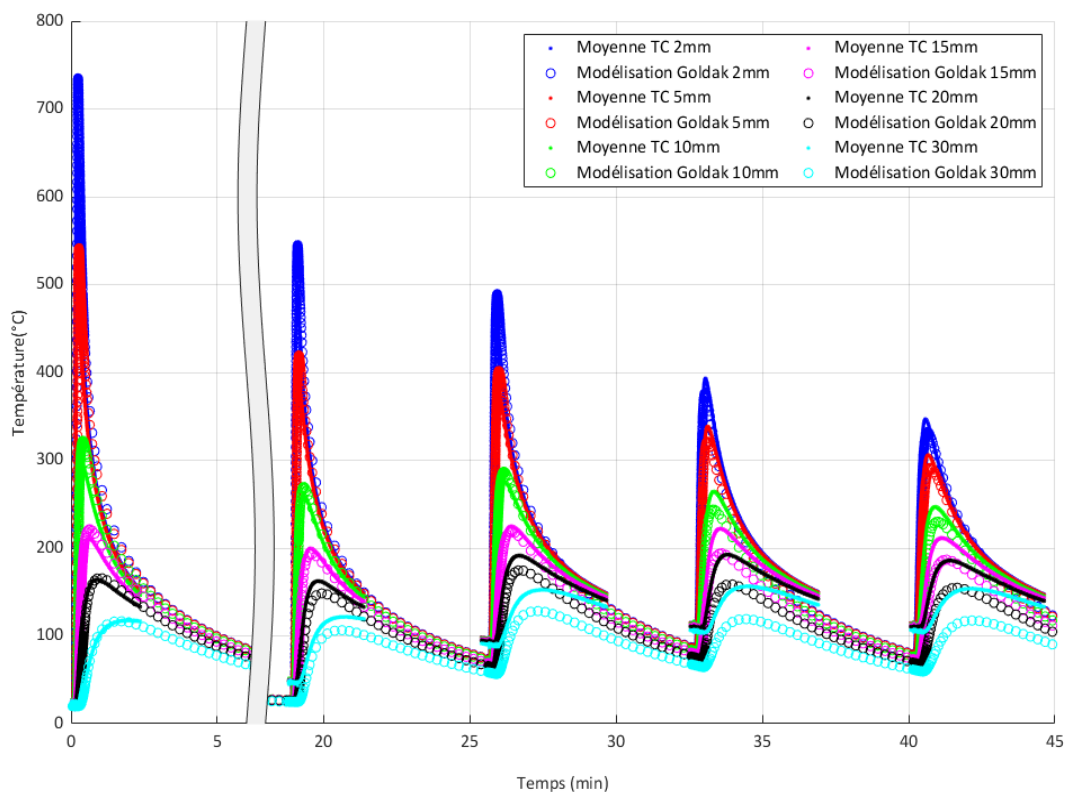


FIGURE III-31. THERMOGRAMMES EXPÉRIMENTAUX ET ISSUS DE LA MODÉLISATION AVEC LA SOURCE DE GOLDAK POUR LE MUR ENTIER

Cependant, l'écart moyen entre les températures maximales atteintes ne dépasse pas 20 %, comme l'indique le Tableau III-6. Cette différence au niveau des thermogrammes est en partie liée à la limitation sur les dimensions de la zone fondue. En effet, afin de respecter les observations expérimentales, un compromis a dû être fait entre température maximale atteinte et longueur du bain de fusion.

TABLEAU III-6. COMPARAISON DES TEMPÉRATURES MAXIMALES ATTEINTES ET DES LONGUEURS DE BAIN ENTRE LA MODÉLISATION DE GOLDAK ET LE CAS TEST EXPÉRIMENTAL

	Passe 1	Passe 2	Passe 3	Passe 4	Passe 5
Écart moyen entre les $T_{\max}$ (%)	3,8	6,6	7,6	12,8	8,9
Longueur bain expérimentale (mm)	$18,0 \pm 0,3$	$23,0 \pm 0,2$	$29,0 \pm 0,2$	$31,0 \pm 0,3$	$30,4 \pm 0,8$
Longueur bain modèle (mm)	$18,9 \pm 0,5$	$22,8 \pm 0,4$	$30,7 \pm 0,4$	$30,8 \pm 0,6$	$39,1 \pm 0,5$
Différence longueur bain (mm)	$-0,9 \pm 0,8$	$0,2 \pm 0,6$	$-1,7 \pm 0,6$	$0,2 \pm 0,9$	$-8,7 \pm 1,3$
Différence longueur bain (%)	0% – 10%	1% – 4%	4% – 6%	1% – 3%	24% – 29%

Les coupes transversales numériques des 5 passes sont présentées sur la Figure III-32 et témoignent également d'une surestimation de la pénétration inter-passes en comparaison avec la macrographie du mur. Par ailleurs, tout comme pour le premier dépôt, la géométrie spécifique du cordon dans la direction de construction n'est pas retrouvée lors des passes suivantes.

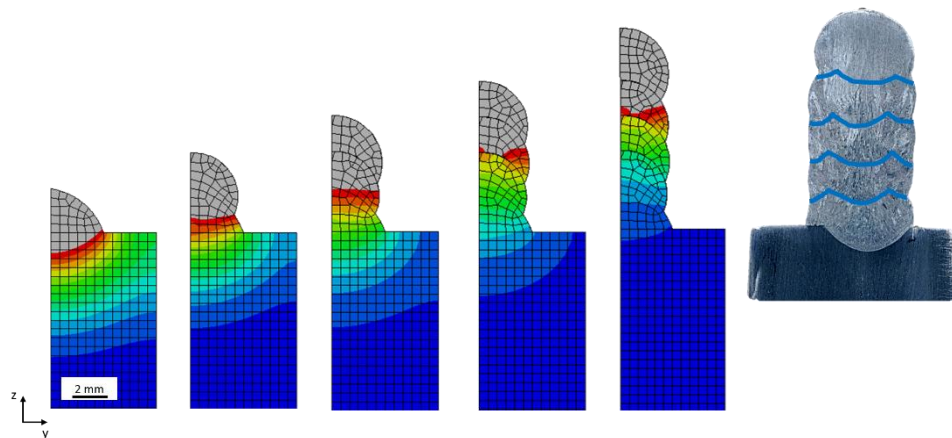


FIGURE III-32. VISUALISATION DE LA FORME DE LA PÉNÉTRATION POUR LES CINQ PASSES AVEC LA SOURCE ÉQUIVALENTE DE GOLDAK

Bien que les écarts entre les extrema soient plus importants au fur et à mesure des passes, les conditions de refroidissement ne semblent pas impactées comme l'indique la Figure III-33.

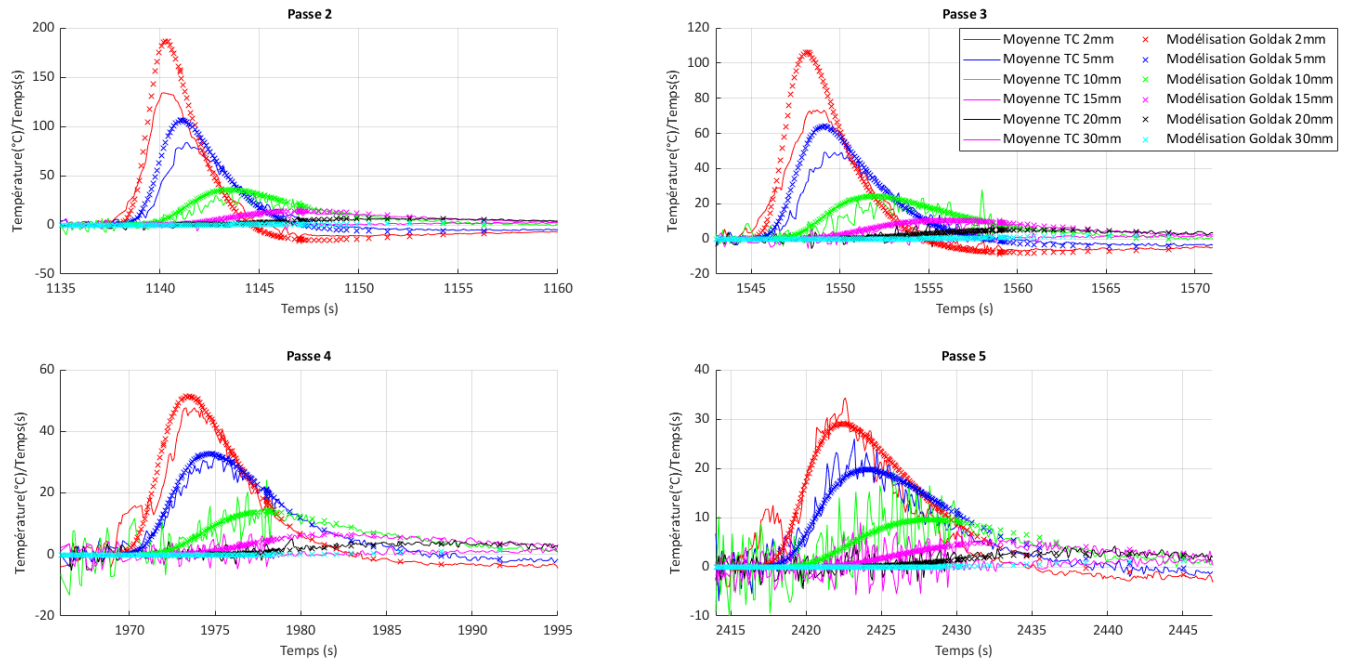


FIGURE III-33. COMPARAISON DES PENTES DE CHAUFFAGE ET DE REFROIDISSEMENT EXPÉRIMENTALES ET MODÉLISÉES AVEC LA SOURCE DE GOLDAK POUR LES THERMOCOUPLES SITUÉS EN SURFACE LORS DU DÉPÔT DES PASSES 2 À 4

III.3.5.2.2 Modèle équivalent avec la méthode de la zone fondue mobile

Concernant la modélisation avec la zone fondue mobile, la forme dans laquelle les nœuds appartenant au bain de fusion sont contenus a été retravaillée pour les passes 2 et 3 puis seulement la longueur de celle-ci a été modifiée pour les passes suivantes.

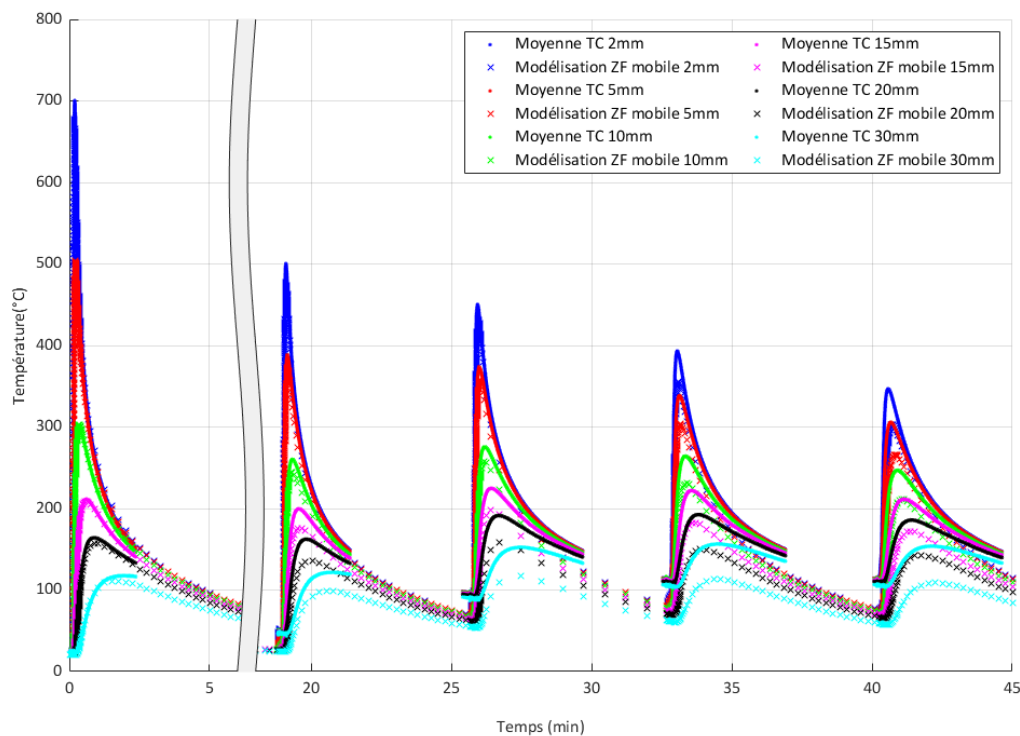


FIGURE III-34. THERMOGRAMMES EXPÉRIMENTAUX ET ISSUS DE LA MODÉLISATION AVEC LA MÉTHODE DE LA ZONE FONDUE MOBILE POUR LE MUR ENTIER

D'après la Figure III-34, de la même façon que précédemment, l'écart moyen entre les températures maximales atteintes expérimentales et modélisées a tendance à augmenter avec le nombre de passes. Celui-ci est un peu plus important qu'avec la source de Goldak puisqu'il atteint jusqu'à 26%. Cela peut être expliqué par le fait que la méthode de la zone fondue mobile est par définition limitée à la température imposée au groupe de nœuds qui la définit. En revanche, les longueurs de bain de fusion modélisés sont représentatives de la géométrie du cas test à quelques dixièmes de millimètres près, et ce pour chacune des cinq passes. Les éléments de comparaison pour chaque dépôt sont répertoriés dans le Tableau III-7.

TABLEAU III-7. COMPARAISON DES TEMPÉRATURES MAXIMALES ATTEINTES ET DES LONGUEURS DE BAINS ENTRE LA MODÉLISATION AVEC LA ZONE FONDUE MOBILE ET LE CAS TEST EXPÉRIMENTAL

	Passe 1	Passe 2	Passe 3	Passe 4	Passe 5
Écart moyen entre les $T_{\max}$ (%)	3,6	12,0	16,0	25,7	23,5
Longueur bain expérimentale (mm)	18,0 ± 0,3	23,0 ± 0,2	29,0 ± 0,2	31,0 ± 0,3	30,4 ± 0,8
Longueur bain modèle (mm)	18,2 ± 0,3	23,5 ± 0,0	29,1 ± 0,2	31,3 ± 0,4	30,6 ± 0,4
Différence longueur bain (mm)	0,2 ± 0,6	0,5 ± 0,2	0,1 ± 0,4	0,3 ± 0,7	0,2 ± 1,2
Différence longueur bain (%)	2% – 4%	1% – 2%	0% – 1%	1%	1% – 3%

Comme précédemment, les conditions de refroidissement ne semblent pas influencées par les écarts entre températures maximales atteintes comme le montrent les graphiques de la Figure III-35.

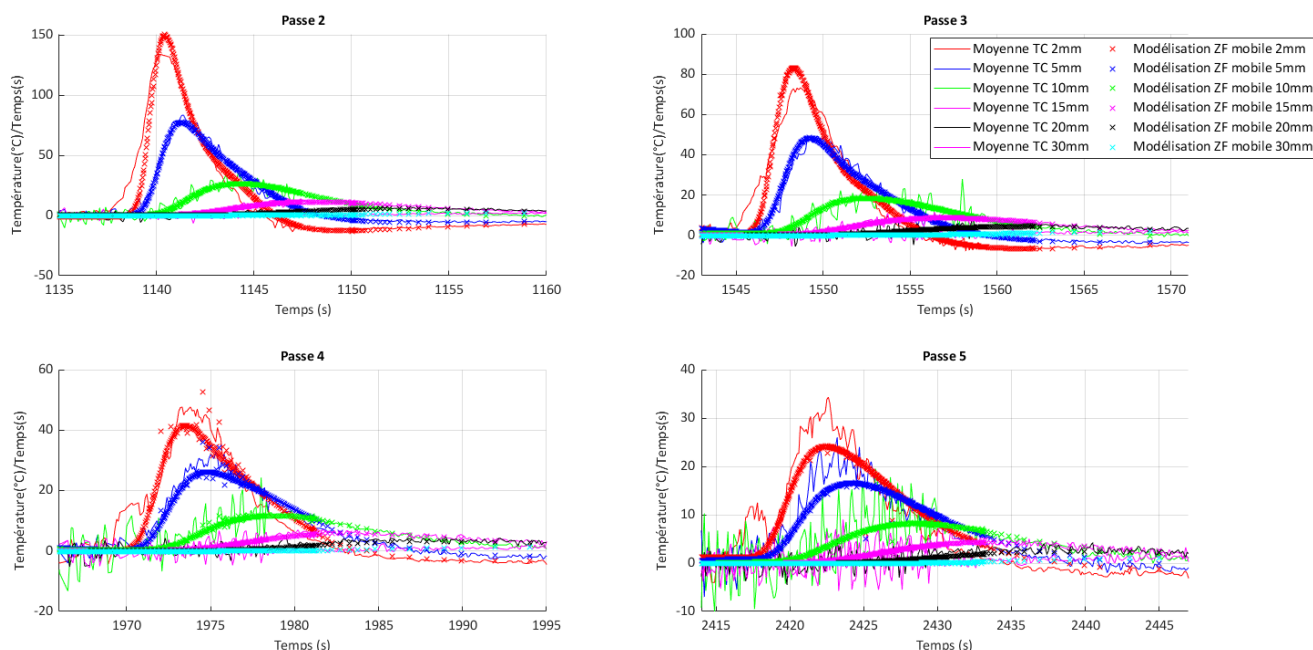


FIGURE III-35. COMPARAISON DES PENTES DE CHAUFFAGE ET DE REFROIDISSEMENT EXPÉRIMENTALES ET MODÉLISÉES AVEC LA MÉTHODE DE LA ZONE FONDUE MOBILE POUR LES THERMOCOUPLES SITUÉS EN SURFACE LORS DU DÉPÔT DES PASSES 2 À 4

De plus, la méthode de la zone fondue mobile a l'avantage de permettre de décrire la forme spécifique de la pénétration multipasse du mur comme en témoigne la Figure III-36.

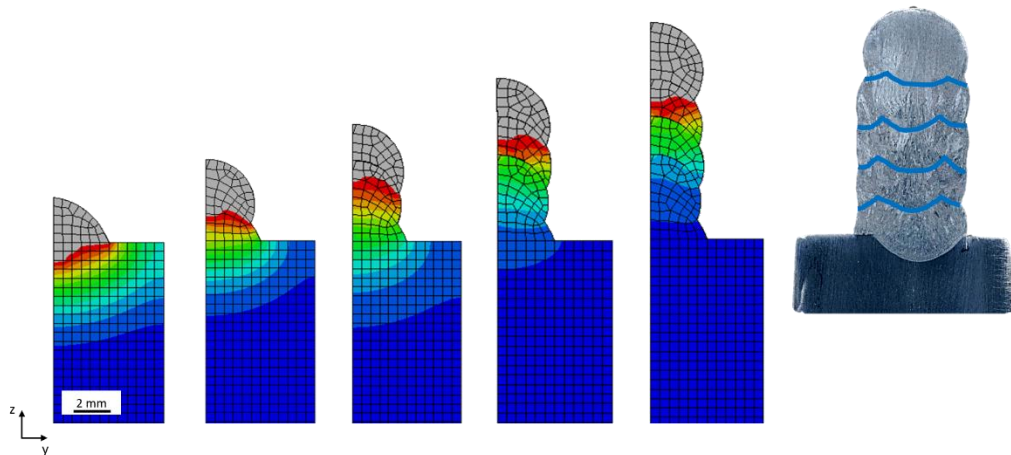


FIGURE III-36. VISUALISATION DE LA FORME DE LA PÉNÉTRATION POUR LES CINQ PASSES AVEC LA MÉTHODE DE LA ZONE FONDUE MOBILE

III.3.5.2.3 Conclusion

Quelle que soit la méthode utilisée, source de Goldak ou zone fondue mobile, dès lors que l'on s'éloigne des zones de mesure, à savoir ici les thermocouples, il devient de plus en plus difficile de respecter les conditions thermiques et/ou géométriques observées expérimentalement. Cette difficulté paraît d'autant plus vraie avec la méthode de la zone fondue mobile, sans doute parce que la température imposée aux nœuds est égale à la température de fusion, le bain de fusion est donc relativement plus froid qu'avec la source de Goldak où l'on impose une puissance. En effet, il est observé par exemple localement lors de la modélisation du premier dépôt une température du bain de 2134°C avec la source de Goldak tandis qu'elle n'atteint que 1434°C dans le cas de la méthode de la zone fondue mobile. Pour pallier cela, une solution pourrait être d'appliquer une température plus élevée, de l'ordre de 3000°C, typique des bains de fusion en soudage, sur une zone plus petite.

La méthode de la zone fondue mobile permet néanmoins dans cette configuration d'obtenir des résultats satisfaisants sur cinq passes, tant au niveau thermique qu'en termes de géométrie de dépôt.

L'utilisation de la source de Goldak, quant à elle, permet également une modélisation convenable des transferts thermiques au cours des cinq passes moyennant une adaptation de la puissance au fur et à mesure que le nombre de passes augmente et aux dépens des dimensions du bain de fusion.

La comparaison des temps de calcul pour l'analyse thermique donne l'avantage à la méthode de la zone fondue mobile puisqu'avec 8 cpus seulement 3 j 18 h et 20 min sont nécessaires contre 4 j 16 h et 58 min pour la source équivalente de Goldak dans les mêmes conditions (Processeur : 2 X Intel(R) Xeon(R) Gold 6128 CPU @ 3.40GHz (3.7 Turbo) 19.25 MB L3 / Mémoire : 64Go RAM).

Ce troisième chapitre avait pour objectif le développement d'un modèle thermique équivalent dans le cadre du dépôt d'un mur de 5 passes en 304L via la fabrication additive arc-fil MAG. Grâce à l'instrumentation du substrat au moyen de thermocouples, d'une caméra thermique et d'une caméra haute vitesse, plusieurs options ont tout d'abord été testées en considérant uniquement le premier dépôt :

- La source de Goldak, la plus utilisée dans le domaine du soudage à l'arc ;
- La source de Kerrouault, pour considérer l'apport de chaleur découplé entre les gouttes et l'arc électrique ;

- *La source Goldak-annulaire, pour tenter d'améliorer les caractéristiques géométriques de la source précédente ;*
- *La méthode de la zone fondue mobile, permettant de décrire directement la forme désirée et d'y appliquer la température de fusion.*

Finalement, les deux techniques ayant été jugées les plus satisfaisantes sont la source de Goldak et la méthode de la température imposée, chacune d'elle ayant permis des écarts de températures maximales atteintes entre les thermogrammes numériques et expérimentaux ne dépassant pas 6%. Néanmoins, la méthode de la zone fondue mobile est la seule qui permette de pouvoir obtenir la forme de pénétration expérimentalement observée.

Ces deux sources ont été déployées sur les quatre passes suivantes où l'intérêt de la température imposée s'est confirmé en permettant de réduire le nombre de paramètres à optimiser et de limiter le temps de calcul. Les différences entre les thermogrammes expérimentaux et numériques sont cependant plus importantes avec cette technique. La température du bain limitée à la température de fusion pourrait en être la cause. La comparaison des deux types de sources et donc de pénétrations doit se faire également sur le plan mécanique. Cela sera entre autres l'objet du chapitre IV.

Chapitre IV : Étude thermomécanique du procédé WAAM appliqué au 304L

IV.1	Modélisation thermomécanique en configuration cas test.....	105
IV.1.1	Conditions aux limites	105
IV.1.2	Comparaison source de Goldak/ zone fondue mobile	105
IV.2	Étude expérimentale des déformations par l'intermédiaire d'un plan d'expériences 107	
IV.2.1	Nouvelle configuration expérimentale	107
IV.2.2	Planification des expériences	107
IV.2.3	Résultats	108
IV.2.3.1	Profils déformés	108
IV.2.3.2	Choix de la caractérisation des réponses	109
IV.2.3.3	Répétabilité	111
IV.2.3.4	Reproductibilité.....	112
IV.2.3.4.1	Quantité de matière déposée	112
IV.2.3.4.2	Influence du couple de serrage.....	112
IV.2.3.4.3	Sans bridage	113
IV.2.3.5	Sphère des interactions et modèles de réponses	115
IV.2.4	Réduction des déformations : dépôts des deux côtés.....	117
IV.2.5	Conclusion	119
IV.3	Étude thermo-mécanique de la nouvelle configuration expérimentale	120
IV.3.1	Nouvelle configuration expérimentale et instrumentation.....	120
IV.3.2	Configuration 3 passes.....	121
IV.3.2.1	Modélisation thermique	121
IV.3.2.2	Modélisation mécanique.....	123
IV.3.3	Configuration 10 passes	125
IV.3.3.1	Modélisation thermique	125
IV.3.3.2	Modélisation mécanique.....	126
IV.3.4	Conclusion	127

Chapitre IV :
Étude thermomécanique du procédé WAAM appliqué au 304L

IV.4	Caractérisation mécanique	128
IV.4.1	Caractérisation mécanique de blocs.....	128
IV.4.2	Caractérisation de boîtes.....	130

IV.1 Modélisation thermomécanique en configuration cas test

Le modèle thermique du cas test mis en place, les résultats ont ainsi pu être utilisés en tant que données d'entrée dans un calcul mécanique en définissant les conditions aux limites et une loi de comportement appropriée.

IV.1.1 Conditions aux limites

Lors de l'analyse mécanique, les déplacements du substrat ont été contraints, comme indiqué sur la Figure IV-1 :

- Au niveau du plan de symétrie, selon l'axe y ;
- Sur l'arête inférieure, dans les trois directions de l'espace pour simuler le bridage de la pièce.

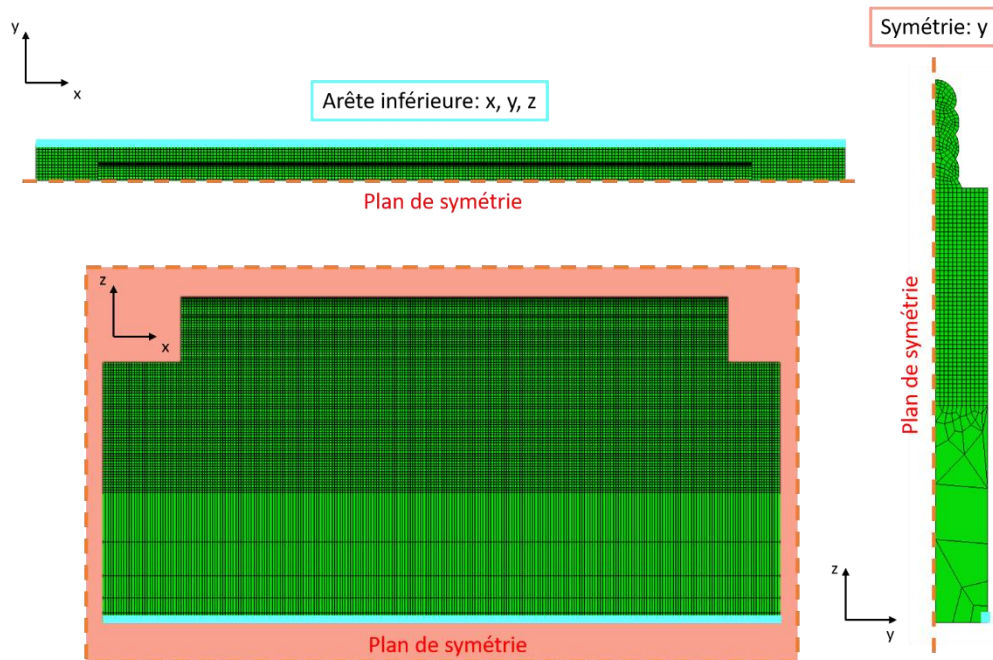


FIGURE IV-1. CONDITIONS AUX LIMITES DU CAS TEST LORS DE L'ANALYSE MÉCANIQUE

IV.1.2 Comparaison source de Goldak/ zone fondue mobile

Une loi de comportement élastoplastique à écrouissage isotrope non linéaire avec les propriétés énoncées dans le chapitre II a été considérée.

La Figure IV-2 illustre la comparaison après calcul mécanique des deux types de sources précédemment développées dans le chapitre III : la source de Goldak et la méthode de la zone fondue mobile.

À l'issue des 5 passes déposées en aller-retour puis du débridage, les profils de déplacements du substrat et du mur dans les deux situations ont été confrontés.

La Figure IV-2a fait apparaître un déplacement U_z en début de pièce ($x=0$ mm) plus faible pour la modélisation avec la méthode de la zone fondue mobile tandis qu'il est similaire pour les deux types de modèles en fin de pièce ($x=130$ mm). La différence majeure qui distingue les deux sources thermiques réside dans le comportement du mur (entre $x=10$ mm et $x=115$ mm) puisque d'une part le

Chapitre IV : Étude thermomécanique du procédé WAAM appliqué au 304L

décalage entre les deux profils peut atteindre jusqu'à 0,4 mm et d'autre part, dans le cas de la zone fondue mobile, le déplacement est négatif sur 95% du mur.

De la même manière, d'un point de vue transversal, la Figure IV-2b fait état d'une disparité entre les deux modèles au niveau des cordons (entre $x=0$ mm et $x=3$ mm) mais d'un niveau de déplacement sensiblement égal à l'extrémité extérieure du profil.

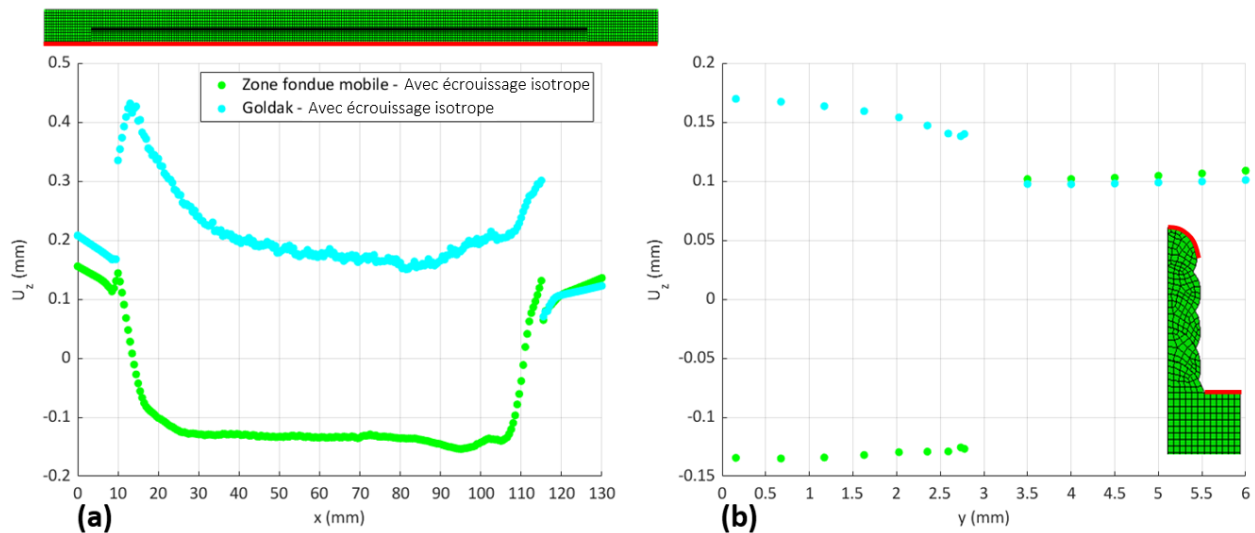


FIGURE IV-2. COMPARAISON DES DÉPLACEMENTS U_z A) SELON L'AXE LONGITUDINAL SUPÉRIEUR DE SYMÉTRIE DU MUR B) SELON L'AXE TRANSVERSAL MÉDIAN SUPÉRIEUR DU MUR POUR UN CALCUL AVEC SOURCE DE GOLDAK ET AVEC LA ZONE FONDUE MOBILE

Il semblerait donc que l'utilisation de l'un ou l'autre des modèles ait un impact sur les résultats mécaniques, au moins en termes de déplacements. Ce retentissement plus prononcé au niveau du mur est cohérent avec le fait que la différence principale entre les deux sources demeure à l'échelle du bain de fusion, tant au niveau de la température maximale atteinte que de la forme de la pénétration obtenue.

Néanmoins, l'allure générale du profil reste la même dans les deux cas : l'extrémité où le dépôt a commencé s'est plus déplacée que celle où la cinquième passe s'est terminée (70% pour la source de Goldak, 15% pour la méthode de la zone fondue mobile). Mughal et al. (Mughal et al., 2005) dans le cadre de la réalisation de dépôts de S355 en monocouche avaient fait une observation du même type : sur une couche, la déformation n'est pas symétrique sur le profil transversal, elle est plus importante à hauteur de 10% du côté où le dépôt commence.

En raison des trop bas niveaux de déplacements engendrés dans cette configuration, une confrontation avec des résultats expérimentaux n'a pas été possible. Une nouvelle disposition permettant la discrimination des deux sources sera étudiée au paragraphe IV.2.5.

IV.2 Étude expérimentale des déformations par l'intermédiaire d'un plan d'expériences

Afin de permettre l'étude des déformations et l'influence de certains paramètres opératoires sur ces dernières, un plan d'expériences a été envisagé. Dans ce but, une nouvelle configuration expérimentale a donc tout d'abord été mise en place. Une fois les essais menés, leur reproductibilité a été questionnée et plusieurs pistes de dispersion des mesures ont été analysées. Pour finir, une tentative de réduction des déformations par modification de la stratégie de dépôt a été initiée.

IV.2.1 Nouvelle configuration expérimentale

La nouvelle configuration expérimentale a consisté à réaliser des dépôts successifs en aller-retour sur un méplat de 200 mm de long, 50 mm de large et d'épaisseur variable, comme schématisé sur Figure IV-3. Le substrat était maintenu fixe en ses extrémités seulement par deux systèmes de bridage.

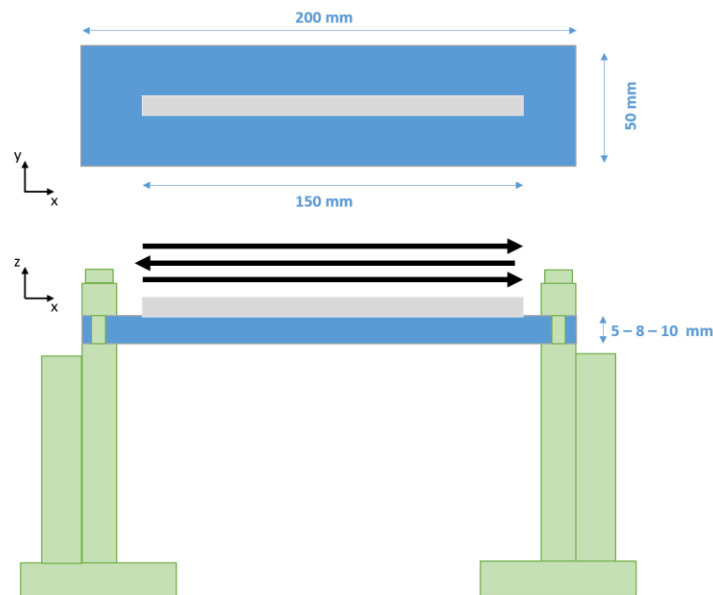


FIGURE IV-3. SCHÉMA DE LA NOUVELLE CONFIGURATION EXPÉRIMENTALE POUR LE PLAN D'EXPÉRIENCES

IV.2.2 Planification des expériences

Dans ce plan d'expériences, quatre facteurs ont été étudiés :

- Le mode transfert, c'est-à-dire l'énergie transmise à la pièce. Les essais ont été réalisés à vitesse de fil (6,3 m/min) et vitesse d'avance constantes (35 cm/min), quel que soit le mode de transfert utilisé. La vitesse de dévidage du fil est la même que dans le chapitre III tandis que la vitesse de déplacement a été légèrement augmentée pour prendre en compte la diminution de l'épaisseur du substrat ;
- L'épaisseur du substrat sur lequel les dépôts sont faits ;
- Le temps de refroidissement inter-passes ;
- Le nombre de passes qui constituent le mur.

Chaque facteur possède trois niveaux qui sont répertoriés dans le Tableau IV-1.

Chapitre IV :
Étude thermomécanique du procédé WAAM appliqué au 304L

TABLEAU IV-1. PARAMÈTRES ET NIVEAUX DU PLAN D'EXPÉRIENCES

Paramètres	Niveau bas	Niveau moyen	Niveau haut
Mode de transfert/Énergie	CMT	CMT-Pulsé	Pulsé
Épaisseur du substrat	5 mm	8 mm	10 mm
Temps de refroidissement	0 s	75 s	150 s
Nombre de passes	3	7	10

Grâce au logiciel CORICO® et à sa méthode de l'iconographie des corrélations, un plan de 12 expériences a ainsi pu être généré. Celui-ci est détaillé dans le Tableau IV-2.

TABLEAU IV-2. PARAMÈTRES ET NIVEAUX DU PLAN D'EXPÉRIENCES

Essai	Épaisseur	Nombre de passes	Temps de refroidissement	Énergie
1	8	3	150	CMT-Pulsé
2	10	7	0	CMT-Pulsé
3	10	7	150	CMT
4	5	7	75	P
5	5	3	0	CMT-Pulsé
6	8	10	0	P
7	5	10	150	CMT
8	10	10	75	P
9	10	3	150	P
10	8	3	75	CMT
11	8	7	0	CMT
12	5	10	75	CMT-Pulsé

IV.2.3 Résultats

Pour vérifier la reproductibilité des essais, le plan d'expériences a été répété deux fois. Pour chacun des essais, les réponses étaient la mesure du déplacement dans les directions longitudinale et transversale.

IV.2.3.1 Profils déformés

Après chaque essai et au retour à la température ambiante, la tôle support a été débridée puis scannée afin d'avoir accès à la vue en trois dimensions de la pièce telle que le montre la Figure IV-4 en prenant pour exemple l'essai n°4. Les données ont été lissées sous Matlab® par la fonction *smoothdata*

Chapitre IV :

Étude thermomécanique du procédé WAAM appliqué au 304L

avec une moyenne glissante sur une fenêtre de trois éléments tandis que les valeurs aberrantes ont été détectées grâce au test de Grubbs et remplacées par interpolation linéaire.

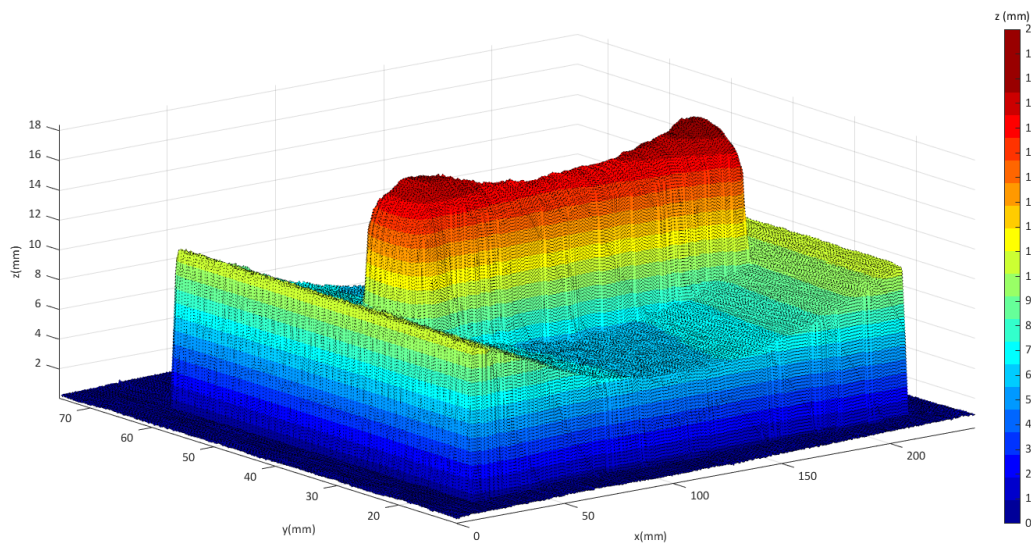


FIGURE IV-4. VUE TRIDIMENSIONNELLE DE L'ESSAI N°4

Ces éléments ont ensuite permis d'en déduire les profils déformés transversaux et longitudinaux présentés sur la Figure IV-5. Chaque extrémité des profils a ensuite été estimée par un modèle de régression linéaire amenant ainsi aux mesures des déplacements.

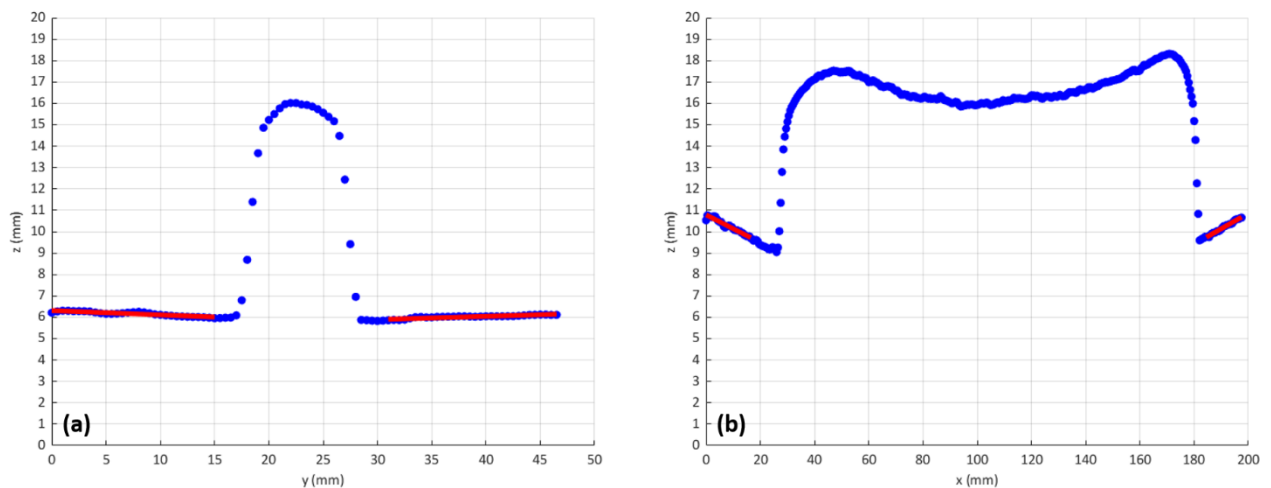


FIGURE IV-5. PROFIL DÉFORMÉ (A) TRANSVERSAL, (B) LONGITUDINAL D'APRÈS LE SCAN DE L'ESSAI N°4

IV.2.3.2 Choix de la caractérisation des réponses

Trois possibilités de caractérisation des déplacements ont été identifiées et sont représentées sur la Figure IV-6:

- Par la hauteur c'est-à-dire la distance qui sépare le dessous du substrat et le marbre sur lequel il repose donc par extension la différence de niveau entre l'épaisseur du substrat et son plus haut point ;
- Par l'angle déduit de la hauteur et de la demi-largeur ou demi-longueur du substrat ;

Chapitre IV :
Étude thermomécanique du procédé WAAM appliqué au 304L

- Par le rayon de courbure décrit par le substrat.

Dans chacun des cas, la moyenne des mesures sur les trois profils médians a été utilisée.

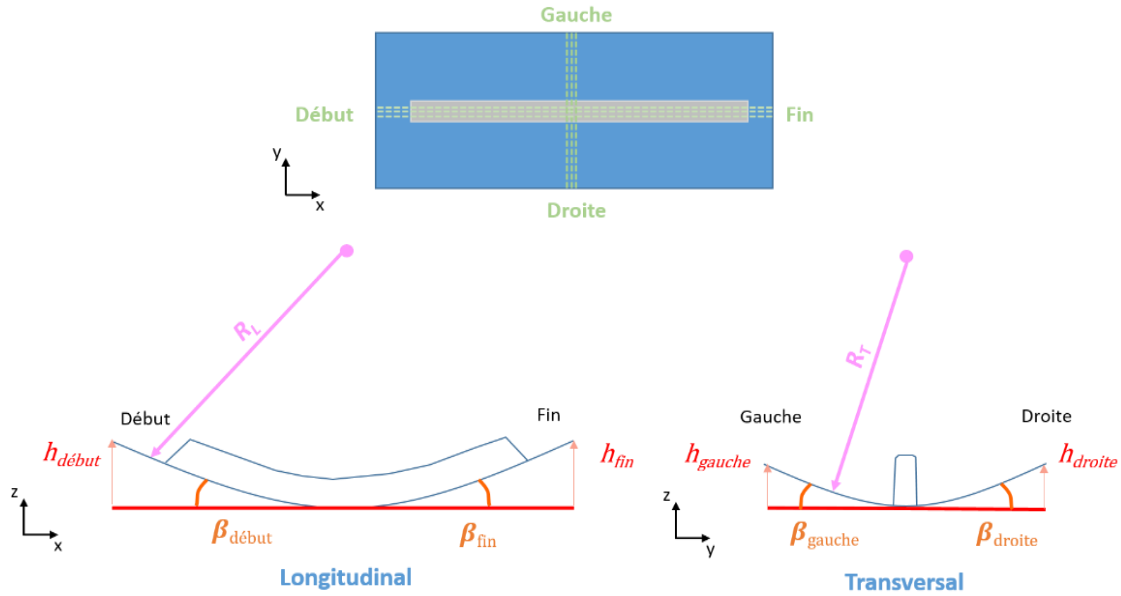


FIGURE IV-6. PRINCIPE DE MESURE DE LA HAUTEUR, DE L'ANGLE ET DU RAYON DE DÉPLACEMENT

La hauteur (l'angle) du déplacement longitudinal h_L (β_L) est la demi-somme des déplacements (angles) des extrémités du substrat qui correspondent au début et à la fin du mur.

$$h_L \text{ (mm)} = \frac{h_{\text{début}} + h_{\text{fin}}}{2} \quad \text{ou} \quad \beta_L \text{ (}^\circ\text{)} = \frac{\beta_{\text{début}} + \beta_{\text{fin}}}{2} \quad (69)$$

De la même manière, la hauteur (l'angle) du déplacement transversal h_T (β_T) est la demi-somme des déplacements (angles) des extrémités du substrat qui correspondent aux côtés droit et gauche du mur.

$$h_T \text{ (mm)} = \frac{h_{\text{gauche}} + h_{\text{droite}}}{2} \quad \text{ou} \quad \beta_T \text{ (}^\circ\text{)} = \frac{\beta_{\text{gauche}} + \beta_{\text{droite}}}{2} \quad (70)$$

Le rayon de courbure (R_L, R_T) est quant à lui déterminé par l'équation suivante :

$$R \text{ (mm)} = \frac{f^2 + c^2}{2f} \quad (71)$$

Avec f : la flèche (mm) et c : la corde (mm)

L'écart relatif moyen entre les deux plans d'expériences sur tous les essais est classé pour chacune des techniques de caractérisation des déplacements dans le Tableau IV-3. L'écart relatif a été calculé de la manière suivante :

$$\text{écart relatif (\%)} = \frac{|valeur_a - valeur_b|}{\frac{valeur_a + valeur_b}{2}} * 100 \quad (72)$$

Chapitre IV :

Étude thermomécanique du procédé WAAM appliqué au 304L

Les résultats en termes de hauteurs et d'angles sont similaires puisque le calcul de l'angle se fait à partir de la mesure de la hauteur : entre 30% et 40% d'écart sont observés en utilisant l'une ou l'autre de ces méthodes. Longitudinalement, cet ordre de grandeur est retrouvé avec la méthode du rayon de courbure. En revanche, elle montre ses limites transversalement, dans le cas des faibles déplacements qui nécessiteraient de considérer un rayon de courbure infini. À défaut, les rayons peuvent prendre des valeurs alternativement très grandes ou très faibles engendrant ainsi des écarts importants entre les essais. C'est une des raisons qui peuvent expliquer pourquoi la différence entre les deux séries d'essais est plus élevée dans cette direction. De plus, la procédure de mesure selon le rayon de courbure implique d'avoir un profil déformé symétrique ce qui nécessite donc une opération supplémentaire à effectuer sur les données pour que les deux extrémités soient au même niveau et qui peut donc potentiellement faire apparaître une source d'erreur supplémentaire.

TABLEAU IV-3. MOYENNE DES ÉCARTS AUX EXTRÉMITÉS ENTRE LES DEUX PLANS D'EXPÉRIENCES POUR CHACUNE DES TECHNIQUES DE CARACTÉRISATION DES DÉPLACEMENTS

Méthode de caractérisation	Écart relatif longitudinal	Écart relatif transversal
Hauteur	34 %	38 %
Angle	33 %	38 %
Rayon de courbure	36 %	59 %

La mesure de la hauteur paraissant finalement la plus simple, rapide et explicite, c'est cette dernière qui sera utilisée pour décrire les déplacements des substrats à l'issue des dépôts.

IV.2.3.3 Répétabilité

Dans un premier temps, afin de vérifier la répétabilité des mesures faites avec le banc d'essai, le scan de l'essai n°8 a été itéré deux fois. La Figure IV-7 fait état des profils transversaux et longitudinaux obtenus dans chacun des cas. Le constat est le suivant : l'écart moyen sur l'ensemble des points du profil longitudinal est, en valeur absolue, de 0,22 mm tandis qu'il est de 0,32 mm sur le profil transversal. Cela représente 9% des déplacements longitudinaux moyens mesurés sur l'ensemble des essais contre 50% des déplacements transversaux.

En raison des trop faibles déplacements dans le sens court du substrat, les déplacements dans cette direction ne sont pas assez rigoureusement quantifiables par le système de mesure développé. Seuls les déplacements longitudinaux pourront donc être par la suite exactement considérés.

Chapitre IV : Étude thermomécanique du procédé WAAM appliqué au 304L

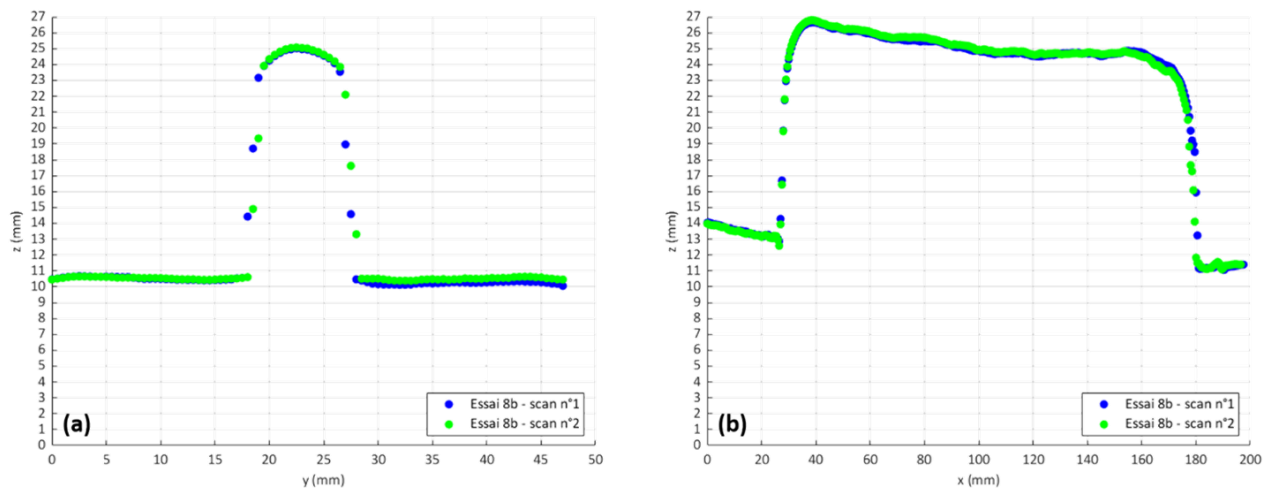


FIGURE IV-7. ÉVALUATION DE LA RÉPÉTABILITÉ DE L'ESSAI N°8 D'APRÈS A) LES PROFILS DÉFORMÉS TRANSVERSAUX, B) LES PROFILS DÉFORMÉS LONGITUDINAUX

IV.2.3.4 Reproductibilité

La reproductibilité des essais a été ensuite analysée sous différents angles ci-après détaillés :

- Les différences dans les quantités de matières déposées entre deux essais réalisés avec les mêmes paramètres ;
- Le rôle du couple de serrage ;
- L'intérêt du bridage.

IV.2.3.4.1 Quantité de matière déposée

Les profils déformés transversaux ont été utilisés afin de définir l'aire représentée par le mur en un point x donné.

Au total, pour un mur, 5 coupes ont été examinées et comparées puis une moyenne a été calculée pour évaluer la dispersion de la quantité de matière déposée présentée dans le Tableau IV-4.

Les écarts sont plus faibles par rapport aux déplacements : en moyenne sur tous les essais ils n'excèdent pas 7%. Il paraît donc peu probable que le manque de reproductibilité observé puisse s'expliquer par la quantité de matière déposée.

TABEAU IV-4. COMPARAISON DE LA DISPERSION DE LA QUANTITÉ DE MATIÈRE DÉPOSÉE EN FONCTION DE L'ESSAI

Essai	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
Dispersion dans la quantité de matière déposée	4%	7%	9%	3%	6%	4%	13%	3%	4%	17%	7%	4%

IV.2.3.4.2 Influence du couple de serrage

Dans l'objectif d'investiguer les sources de dispersion des résultats, l'influence du couple de serrage des brides a été étudiée. Lors des précédents essais, aucune attention particulière n'a été portée quant à la quantification de la force mise en jeu pour maintenir la tôle bridée.

Trois essais ont alors été réalisés en utilisant une clé dynamométrique pour contrôler le couple de serrage des vis appliqué dans chacun des cas : 10 N.m (minimum de la clé) et 23 N.m (maximum supporté par les vis).

Chapitre IV :

Étude thermomécanique du procédé WAAM appliqué au 304L

La Figure IV-8 présente les trois profils longitudinaux obtenus après le débridage des tôles. Bien qu'ils puissent sembler différents en raison des diverses positions d'équilibres que les substrats ont prises, les valeurs d'écart relatifs référencées dans le Tableau IV-5 ne montrent pas d'influence significative du couple de serrage sur la dispersion des mesures.

TABLEAU IV-5. COMPARAISON DES DÉPLACEMENTS LONGITUDINAUX EN FONCTION DU COUPLE DE SERRAGE DES BRIDES

Essai	Déplacement (mm)	Écart relatif (%)
10 N.m	1,33	19% (/ 23N.m – n°2)
23 N.m – n°1	1,28	4% (/ 10N.m)
23 N.m – n°2	1,10	16% (/ 23N.m – n°1)

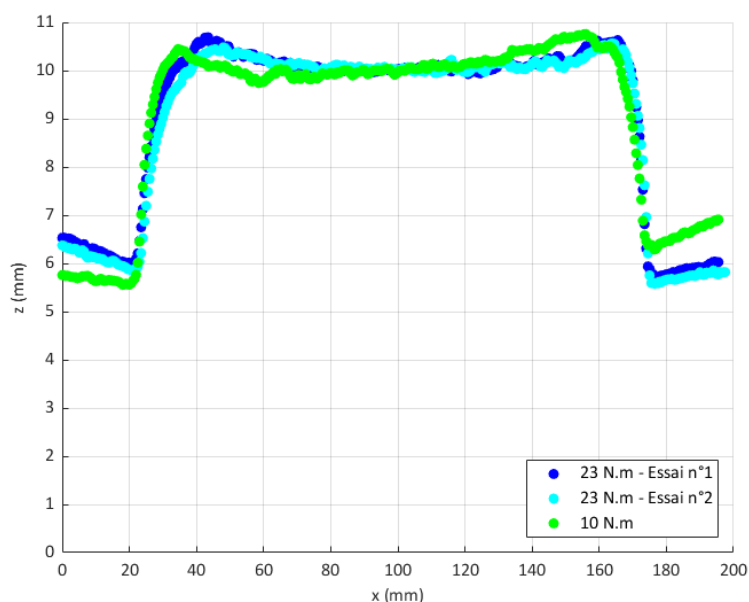


FIGURE IV-8. COMPARAISON DES PROFILS DÉFORMÉS LONGITUDINAUX EN FONCTION DU COUPLE DE SERRAGE APPLIQUÉ

IV.2.3.4.3 Sans bridage

Afin de conclure sur l'impact du bridage sur la dispersion des résultats, deux essais supplémentaires ont été réalisés en posant simplement les substrats sur les brides, sans les maintenir, comme indiqué sur la Figure IV-9.

Chapitre IV : Étude thermomécanique du procédé WAAM appliqué au 304L

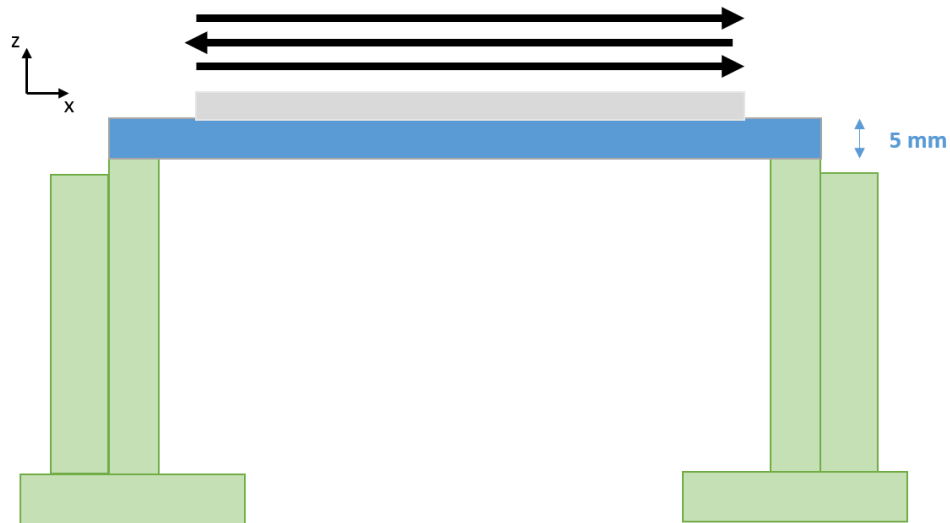


FIGURE IV-9. SCHÉMA DE PRINCIPE DES ESSAIS RÉALISÉS SANS BRIDAGE

Par rapport aux essais issus des deux plans d'expériences et donc bridés, les amplitudes des déplacements sont alors nécessairement plus importantes. D'après la Figure IV-10, elles atteignent en moyenne respectivement 3,26 mm et 3,45 mm dans chacun des cas. Néanmoins, l'écart entre les deux essais n'est de cette façon plus que de 6%.

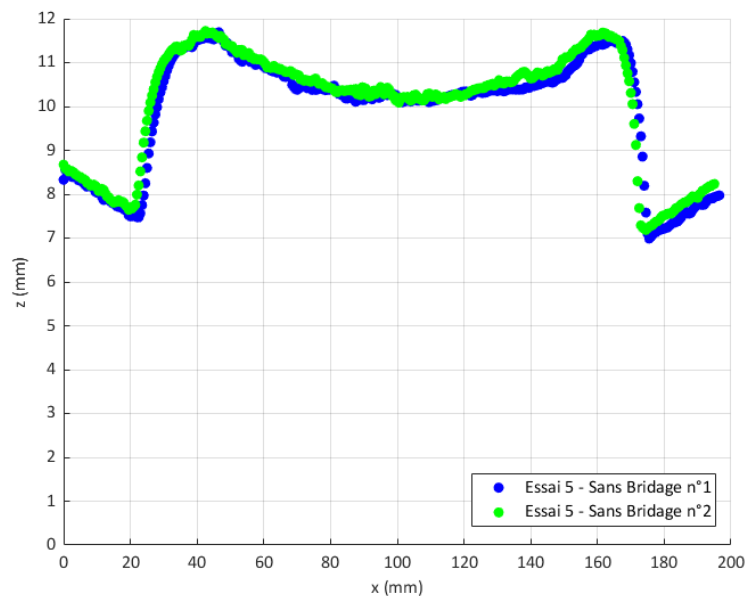


FIGURE IV-10. COMPARAISON DES PROFILS DÉFORMÉS LONGITUDINAUX SANS BRIDAGE

Il semblerait donc que le fait de déposer des cordons additivement sans bridage permettent de mieux maîtriser la reproductibilité des essais, lorsque seules les extrémités reposent sur des supports tout du moins. Une explication à ce phénomène pourrait être un glissement du substrat ou une déformation du système de bridage lors des dépôts lorsque les brides sont en place. Cependant, pour s'affranchir des brides, la déformation du substrat durant le dépôt nécessiterait une adaptation de la distance entre la torche de soudage et la pièce pour assurer la stabilité des paramètres électriques. Cela n'est pas possible dans notre cas, nos essais devront donc être réalisés avec bridage.

Chapitre IV :

Étude thermomécanique du procédé WAAM appliqué au 304L

IV.2.3.5 Sphère des interactions et modèles de réponses

Les comparaisons des hauteurs des déplacements sur les profils longitudinaux et transversaux pour chacun des essais des deux plans sont synthétisés dans le Tableau IV-6.

TABLEAU IV-6. SYNTHÈSE DES RÉPONSES (HAUTEURS DES DÉPLACEMENTS LONGITUDINAL ET TRANSVERSAL) DES ESSAIS DES DEUX PLANS D'EXPÉRIENCES

Essai	L - a (mm)	L - b (mm)	Écart relatif L (%)	T - a (mm)	T - b (mm)	Écart relatif T (%)
1	1.52	2.18	35	0.48	0.86	56
2	1.74	2.09	19	0.27	0.72	90
3	1.29	2.05	45	0.26	0.57	73
4	3.40	5.75	51	1.57	1.22	26
5	0.42	1.82	126	1.25	0.88	35
6	1.96	2.87	37	0.57	0.44	26
7	4.16	5.04	19	1.10	1.00	10
8	2.16	2.68	22	0.53	0.54	3
9	1.50	1.71	13	1.02	0.53	64
10	1.26	1.58	22	0.36	0.36	1
11	1.92	2.13	10	0.57	0.28	68
12	5.20	5.29	2	0.78	0.84	7

Dans l'ensemble, comme indiqué au paragraphe IV.2.3.2, la dispersion des résultats est plus importante dans la direction transversale. Cela peut être observé sur la Figure IV-11 où sont comparés les hauteurs mesurées et les écarts relatifs : les déplacements selon cet axe sont faibles, généralement inférieurs au millimètre, engendrant ainsi des écarts relatifs plus importants que dans la direction longitudinale. L'essai n°5 fait exception à cette observation, faisant état de 126% de différence d'un plan à l'autre sans qu'une explication puisse être donnée mais cela reste anecdotique.

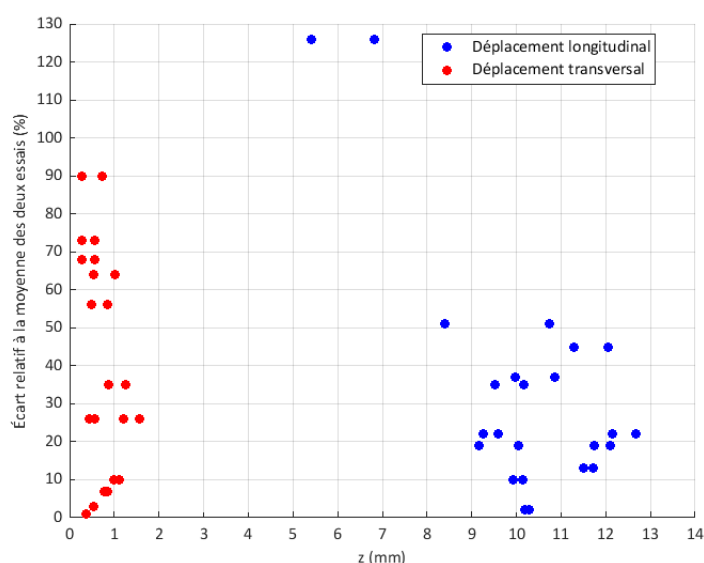


FIGURE IV-11. VARIATION DES ÉCARTS RELATIFS À LA MOYENNE DES ESSAIS EN FONCTION DU NIVEAU DE DÉPLACEMENT

Chapitre IV : Étude thermomécanique du procédé WAAM appliqué au 304L

Par ailleurs, comme représenté sur la Figure IV-12, aucun lien n'apparaît franchement entre les caractéristiques des essais du plan d'expériences et les disparités entre les essais : ni pour un paramètre donné par rapport aux autres, ni pour un niveau d'un paramètre, les écarts relatifs paraissent répartis de manière homogène.

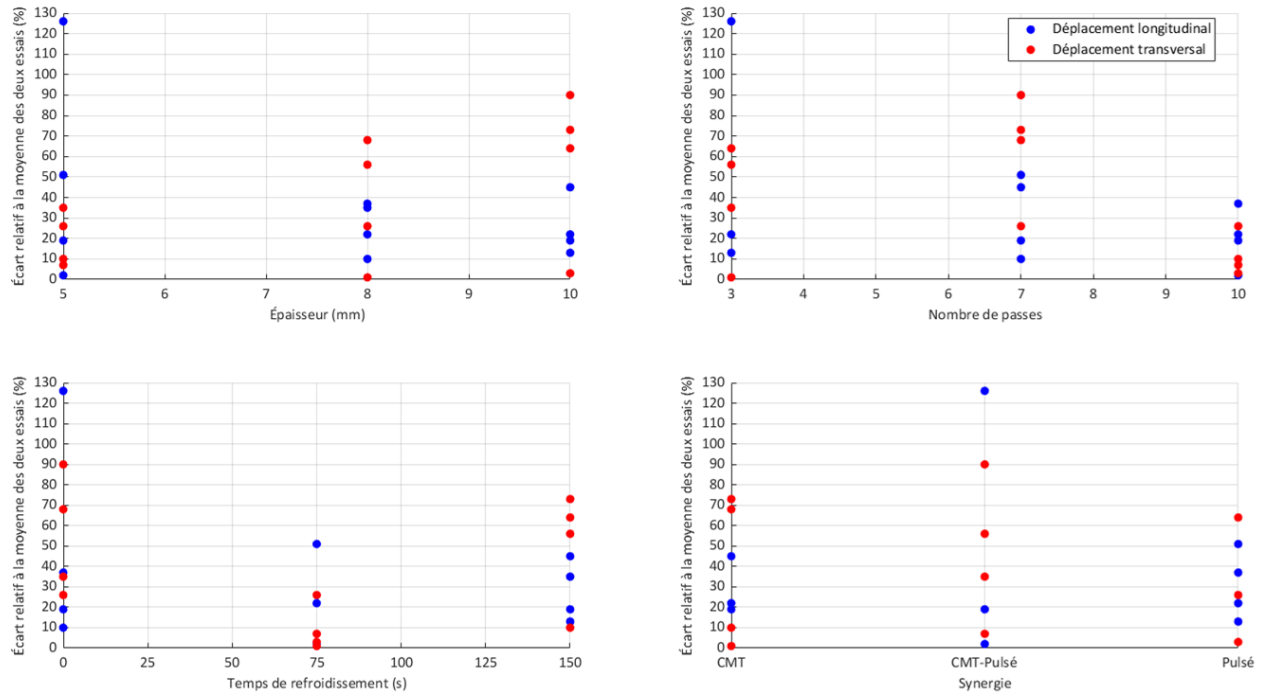


FIGURE IV-12. RÉPARTITION DES ÉCARTS RELATIFS À LA MOYENNE DES ESSAIS EN FONCTION DES PARAMÈTRES ÉTUDIÉS

Les niveaux de déplacements mesurés ont permis de tracer les sphères des interactions dérivant des deux plans, celles-ci sont présentées sur la Figure IV-13.

Dans les deux cas, elles indiquent que l'épaisseur est corrélée de manière négative (pointillés rouge) avec le déplacement longitudinal et transversal : plus l'épaisseur est faible, plus le déplacement sera important. Au contraire, le nombre de passes est corrélée positivement (trait plein vert) avec le déplacement longitudinal, c'est-à-dire que plus le nombre de passes augmente, plus le déplacement longitudinal sera important.

En revanche, il ne semble pas y avoir de corrélation entre le temps de refroidissement et le niveau de déplacement des substrats, tant longitudinalement que transversalement.

Dans le cas du premier plan réalisé (plan a), un lien positif est détecté entre le déplacement transversal et l'énergie apportée par le mode de transfert tandis que pour le second plan (plan b), une connexion positive est décelée entre les deux types de déplacements.

Chapitre IV : Étude thermomécanique du procédé WAAM appliqué au 304L

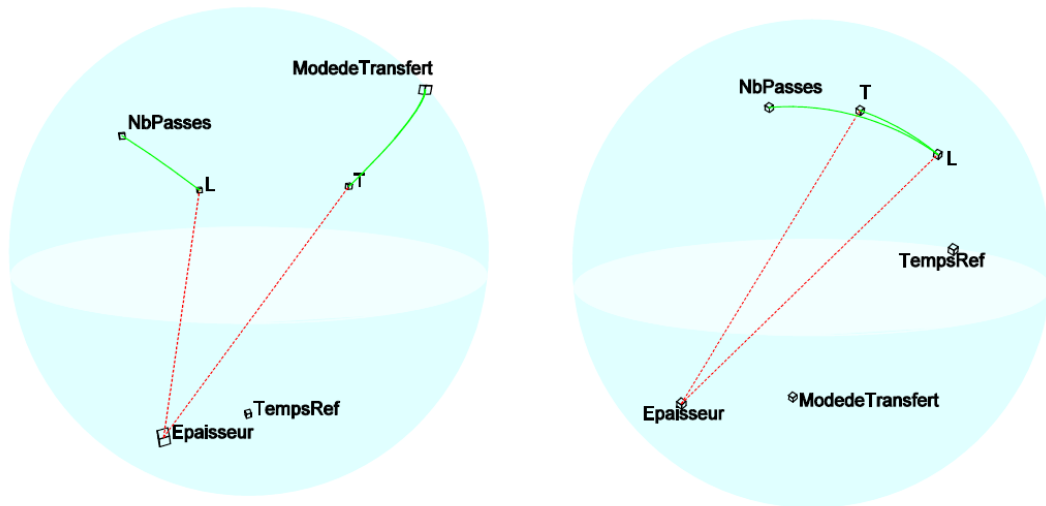


FIGURE IV-13. SPHÈRE DES INTERACTIONS A) DU PLAN D'EXPÉRIENCES A, B) DU PLAN D'EXPÉRIENCES B

Les disparités entre les deux sphères des interactions peuvent s'expliquer par la dispersion des résultats d'un plan à l'autre, notamment concernant le déplacement transversal, d'autant plus que les sphères divergent par les liens qui rejoignent ce dernier.

En ne gardant que les corrélations communes aux deux sphères, il est possible d'affirmer que dans le cadre de la fabrication additive arc-fil MAG, la réduction des déformations longitudinales et transversales passe par l'utilisation de substrats épais tandis que la limitation du nombre de passe peut permettre de restreindre les déplacements dans le sens long uniquement.

L'influence du manque de reproductibilité des essais se ressent également dans les modèles qui sont déduits des plans pour chacune des réponses et dont les équations diffèrent. Ces dernières ont été réunies en annexe D. Cela rend donc difficilement quantifiable l'impact de chacun des paramètres étudiés sur les déplacements. Chaque modèle pris indépendamment décrit correctement les déplacements des tôles suite à l'opération de fabrication additive arc-fil MAG, ne s'écartant pas de plus de 6% des valeurs mesurées. En revanche, en combinant les deux plans d'expériences, le modèle obtenu n'est plus adéquat et les écarts avec les mesures peuvent ainsi atteindre 37%, ce qui correspond en définitive aux disparités retrouvées en termes de reproductibilité.

IV.2.4 Réduction des déformations : dépôts des deux côtés

En dehors du fait de jouer sur l'épaisseur du substrat et du nombre de passes, une autre stratégie de réduction des déformations a été étudiée : le dépôt de matière alterné des deux côtés du substrat. Comme décrit sur la Figure IV-14, deux options ont été traitées :

- Le dépôt parallèle : quel que soit la face considérée, les cordons débutent toujours du même côté ;
- Le dépôt anti-parallèle : le dépôt n commence à l'extrémité où le dépôt n-1 s'est terminé mais sur la face opposée.

Entre chaque dépôt, la pièce a été débridée et scannée afin d'évaluer les niveaux de déplacements engendrés par l'opération dans la pièce. Au total, 8 cordons ont ainsi été déposés de part et d'autre du substrat. Chaque configuration a été testée une fois sur une épaisseur de 5 mm et deux fois sur une épaisseur de 4 mm.

Chapitre IV : Étude thermomécanique du procédé WAAM appliqué au 304L

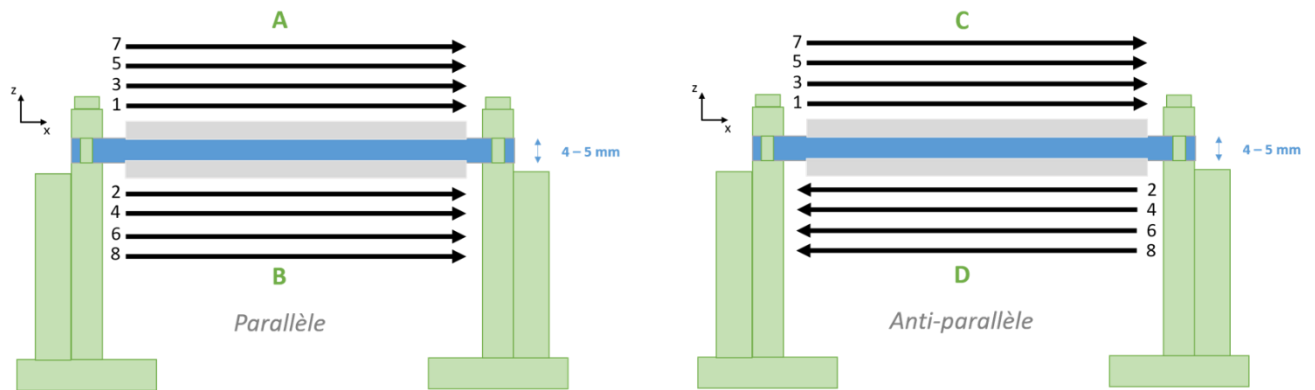


FIGURE IV-14. SCHÉMA DE PRINCIPE DES DÉPÔTS DES 2 CÔTÉS DE MANIÈRE PARALLÈLE ET ANTIPARALLÈLE

Les résultats présentés sur la Figure IV-15 révèlent que pour une épaisseur donnée, la stratégie de dépôt n'a pas d'influence sur les résultats : qu'ils soient réalisés de manière parallèle ou anti-parallèle, le déplacement final sera de même niveau.

En revanche, bien que le déplacement semble rester constant sur l'ensemble des huit passes dans le cas des tôles de 4 mm, il paraît diminuer avec le nombre de passes sur les tôles de 5 mm puisqu'il passe de 0,4 mm après le premier dépôt à 0,2 mm après le huitième dépôt.

Cette différence de comportement ne présente pas de lien avec la géométrie du mur et plus précisément sa largeur qui reste homogène sur les six essais pratiqués puisqu'elle est de $7,2 \text{ mm} \pm 0,2$ mm dans les cas des essais à 4 mm et de $7 \text{ mm} \pm 0,2$ mm dans les cas des essais à 5 mm.

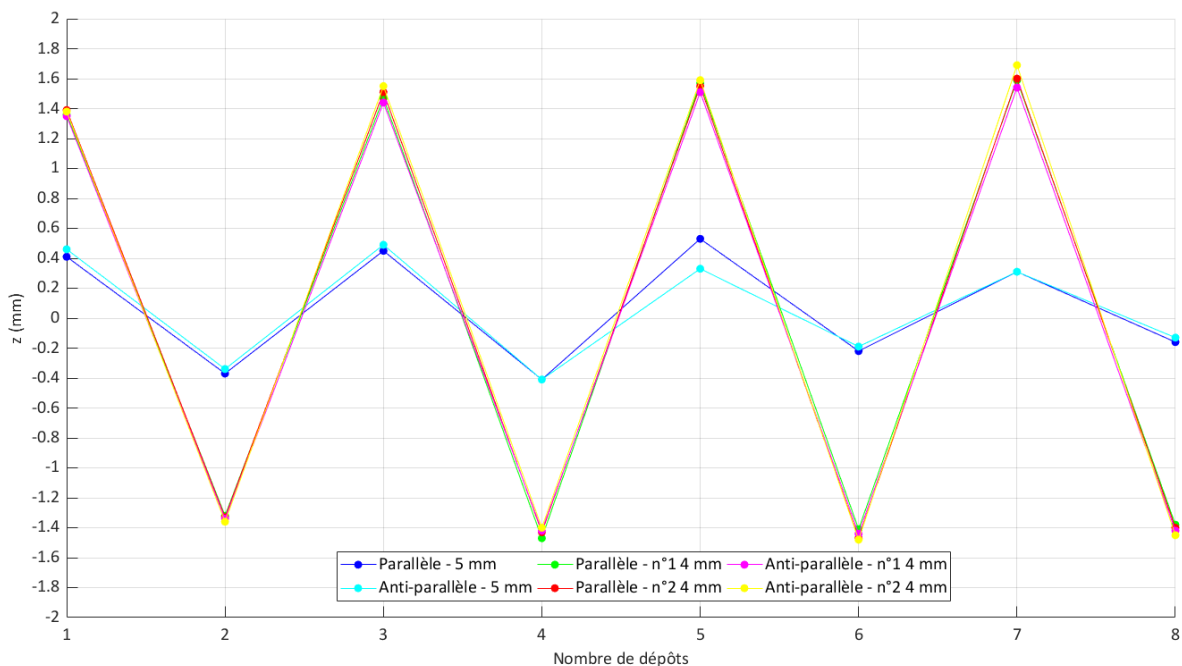


FIGURE IV-15. COMPARAISON DES DÉPLACEMENTS LONGITUDINAUX EN FONCTION DE LA STRATÉGIE DE DÉPÔT ET DE L'ÉPAISSEUR DU SUBSTRAT

La stratégie de dépôt des deux côtés semble donc permettre de réduire les déformations au fur et à mesure des dépôts, si l'épaisseur du substrat n'est pas critique. Dans le cas présenté, elle doit être au moins de 5 mm pour que les champs thermiques au sein de la pièce lui permettent de se redresser naturellement. En utilisant deux torches de soudage, il pourrait également être envisagé d'effectuer des dépôts en simultanée des deux côtés du substrat.

IV.2.5 Conclusion

La répétition des essais est essentielle afin de s'assurer de la reproductibilité des essais. Les paragraphes précédents montrent qu'il est inconcevable de chercher à reproduire précisément une expérience mais qu'il paraît plus judicieux de s'attacher à restituer des comportements appartenant à une gamme de résultats.

Dans le cas présent, le manque de reproductibilité semble lié au bridage car sans celui-ci cette dernière semble s'améliorer. Cette observation est un argument supplémentaire devant la nécessité de devoir limiter l'utilisation du bridage dans le cadre de la fabrication additive de pièces de grandes dimensions.

Malgré une variation dans la résultante des deux plans d'expériences menés, il semble clair que les déplacements soient au moins dépendants de l'épaisseur du substrat sur lequel les dépôts sont effectués ainsi que du nombre de passes déposées. Une fois de plus, il s'agit là d'un point commun avec le soudage. Par ailleurs, pour les pièces dont la géométrie le permet, la stratégie de dépôt en symétrie semble adaptée pour permettre de redresser les pièces sous réserve que le substrat soit assez épais.

IV.3 Étude thermo-mécanique de la nouvelle configuration expérimentale

Dans le but de pouvoir comparer mécaniquement la source de Goldak et la méthode de la zone fondue mobile, une configuration générant des déplacements plus importants du substrat a été étudiée. Le choix s'est porté sur l'essai n°7 du plan d'expériences précédent en raison du fait qu'il s'agissait de la stratégie de dépôt ayant induit les déformations les plus importantes tout en garantissant un mur de géométrie similaire au cas test.

IV.3.1 Nouvelle configuration expérimentale et instrumentation

La nouvelle configuration expérimentale a donc consisté à réaliser entre 3 et 10 dépôts successifs en aller-retour sur un méplat de 250 mm de long, 50 mm de large et 5 mm d'épaisseur (Figure IV-16).

Comme précédemment, le mode de transfert utilisé était le CMT avec une vitesse de dévidage de fil de 6,3 m/min et une vitesse de déplacement de la torche de 35 cm/min. Le temps de refroidissement entre chaque passe a été fixé à 150 s.

Le substrat était maintenu fixe en ses extrémités seulement par deux systèmes de bridage serrés chacun par deux vis avec un couple de 23,7 N.m.

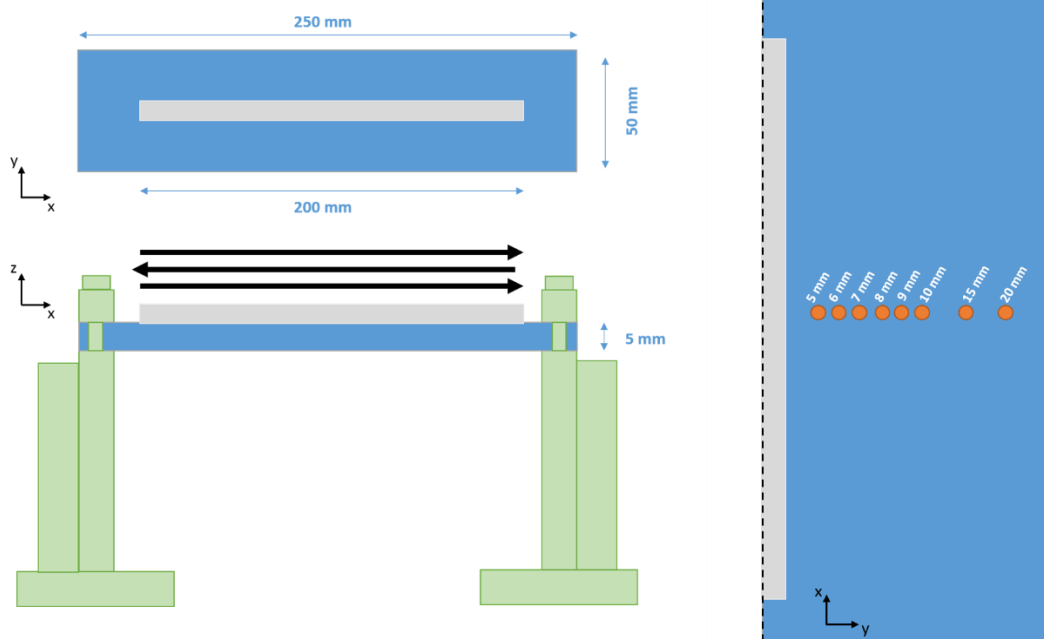


FIGURE IV-16. SCHÉMA DE LA NOUVELLE CONFIGURATION EXPÉRIMENTALE

Concernant l'instrumentation, huit thermocouples de 200 μ m ont été placés sur la face inférieure du substrat, à 5 mm, 6 mm, 7 mm, 8 mm, 9 mm, 10 mm, 15 mm et 20 mm de la ligne de fusion et à égale distance des deux extrémités de la tôle (Figure IV-16). Une caméra haute vitesse a également été disposée d'un côté de l'installation, comme indiqué sur la Figure IV-17.

Chapitre IV : Étude thermomécanique du procédé WAAM appliqué au 304L

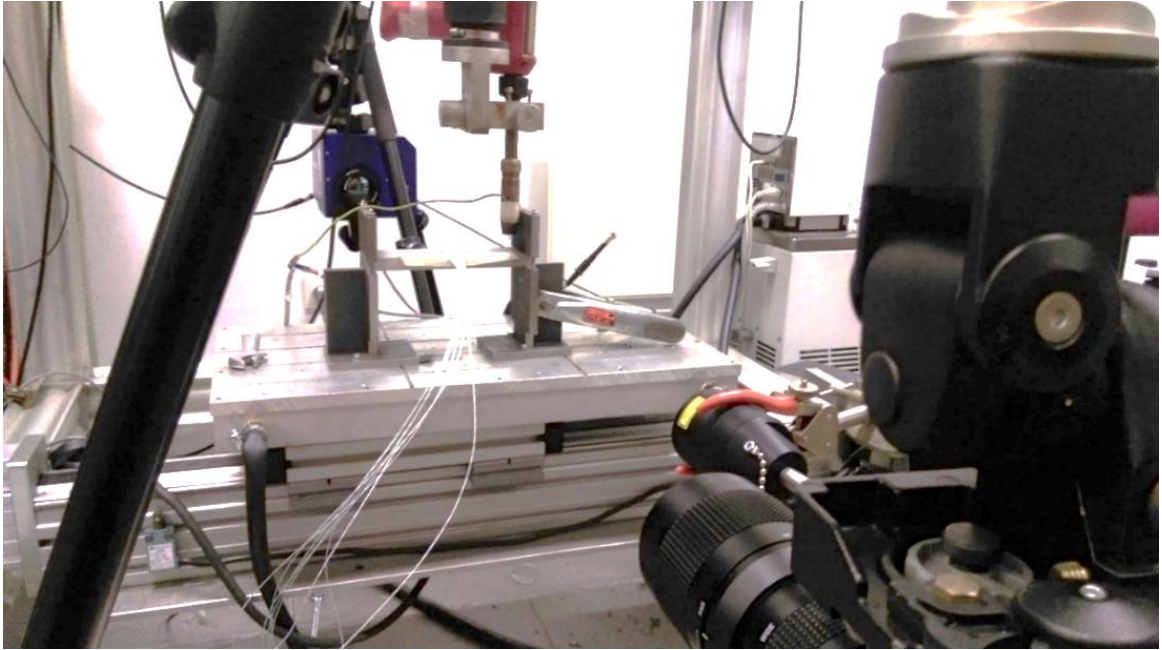


FIGURE IV-17. PHOTOGRAPHIE DU DISPOSITIF EXPÉRIMENTAL POUR L'ÉTUDE DE LA NOUVELLE CONFIGURATION

Comme pour les essais précédents, chaque configuration a été répétée deux fois et suite aux dépôts les tôles ont été débridées puis scannées afin d'évaluer les déplacements.

IV.3.2 Configuration 3 passes

Afin de comparer les deux types de sources de chaleur précédemment déployés, l'étude porte dans un premier temps sur les trois premières passes du mur.

IV.3.2.1 Modélisation thermique

Dans un premier temps, une modélisation thermique a été réalisée afin d'acquérir les données d'entrée pour le calcul mécanique.

De la même façon que dans le chapitre III, deux modèles équivalents ont été développés avec une source de Goldak d'une part et la méthode de la zone fondue mobile d'autre part. Les grandeurs identifiées pour la source de Goldak ont été répertoriées dans le Tableau IV-7. Le jeu de paramètres utilisé dans la cadre de la première passe diffère légèrement des suivants, probablement en raison des conditions initiales dissemblables. Concernant les dépôts suivants, les paramètres restent identiques, seule la hauteur d'application de la source (z_0) est modifiée. Les dépôts se faisant cette fois-ci sur une tôle de faible épaisseur, il n'a pas été nécessaire de modifier le rendement de puissance dans cette configuration.

TABLEAU IV-7. PARAMÈTRES DE LA SOURCE DE GOLDAK POUR LES TROIS PREMIÈRES PASSES

	a_f	a_r	b	c	z_0	Q
Passe 1	2,5 mm	6,0 mm	4,0 mm	3,5 mm	2,7 mm	1600 W
Passe 2	2,5 mm	7,0 mm	4,0 mm	4,0 mm	4,0 mm	1800 W
Passe 3	2,5 mm	7,0 mm	4,0 mm	4,0 mm	5,0 mm	1800 W

De la même manière, la forme de la source de la zone fondue a été retravaillée à chaque passe afin de décrire au mieux le comportement thermique de la pièce tout au long de sa fabrication.

Chapitre IV : Étude thermomécanique du procédé WAAM appliqué au 304L

Comme pour le cas test, les conditions aux limites de pertes de chaleur par rayonnement et convection ont également été appliquées et ajustées sur les 5 faces du métal de base du demi-assemblage modélisé avec une valeur d'émissivité constante de 0,8 et un coefficient de convection de $3 \text{ W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$.

Les thermogrammes résultant des modélisations sont représentés sur la Figure IV-18.

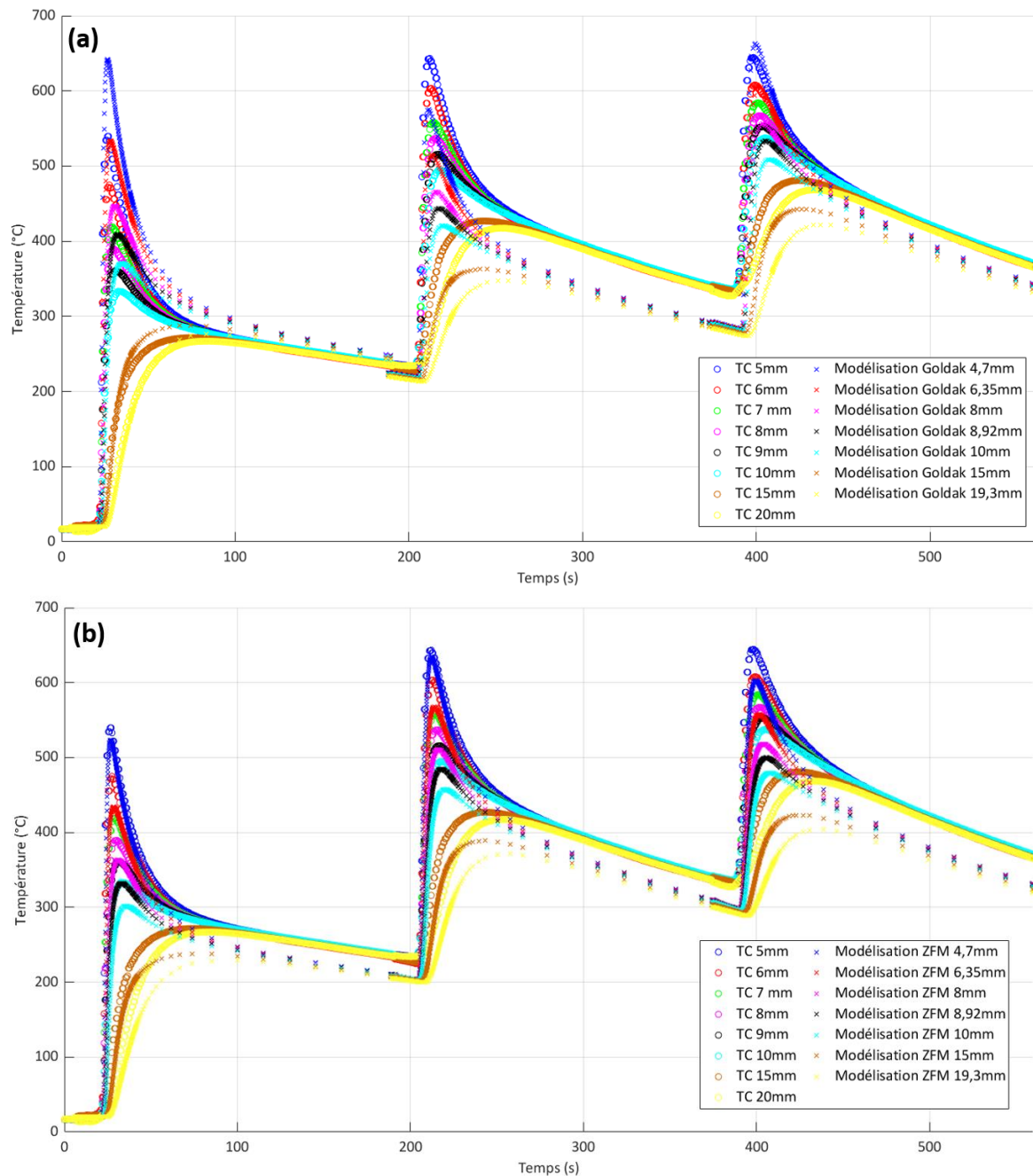


FIGURE IV-18. COMPARAISON DES THERMOGRAMMES A) ISSUS DE L'EXPÉRIENCE ET DE LA MODÉLISATION AVEC LA SOURCE DE GOLDAK, B) ISSUS DE L'EXPÉRIENCE ET DE LA MODÉLISATION AVEC LA MÉTHODE DE LA ZONE FONDUE MOBILE

En raison de l'accroissement de la taille du maillage avec l'éloignement de la zone de dépôt, la position des thermocouples numériques ne correspond pas toujours tout à fait à leur position expérimentale. Il s'agit également de la raison pour laquelle il n'y a pas de thermocouple à 7 mm dans la modélisation. Cette imprécision dans la localisation des mesures thermiques est une source d'écart

Chapitre IV :

Étude thermomécanique du procédé WAAM appliqué au 304L

à prendre en compte lors de la comparaison entre les températures maximales atteintes, référencées dans le Tableau IV-8.

Similairement à ce qui a été observé lors de la modélisation thermique du cas test, les températures maximales atteintes sont correctement représentées par l'un et l'autre des modèles puisque les écarts moyens entre les températures sur les 7 thermocouples sont compris entre 4,3 % et 12,1 %.

La géométrie du bain de fusion est quant à elle mieux reproduite par la méthode de la zone fondue mobile, quel que soit l'écart moyen entre les températures maximales tandis que la différence entre la longueur de bain simulée et observée augmente lorsque les thermogrammes de Goldak s'approchent des variations de températures expérimentales.

TABLEAU IV-8. COMPARAISON DES TEMPÉRATURES MAXIMALES ATTEINTES ET DES LONGUEURS DE BAIN ENTRE LA CONFIGURATION EXPÉRIMENTALE ET LES DEUX MODÉLISATIONS POUR LES PASSES 1 ET À 3

	Goldak			Zone fondue mobile		
	Passe 1	Passe 2	Passe 3	Passe 1	Passe 2	Passe 3
Écart moyen entre les $T_{\max}$ (%)	5,9	12,1	4,3	5,3	4,9	9,6
Différence longueur bain (mm)	$7,0 \pm 0,8$	$-3,1 \pm 0,8$	$10,6 \pm 1,4$	$0,2 \pm 0,4$	$0,2 \pm 1,2$	$-0,1 \pm 1,1$

IV.3.2.2 Modélisation mécanique

La modélisation mécanique a été réalisée selon le même principe que dans le paragraphe IV.1 avec une loi élastoplastique à écrouissage isotrope non linéaire.

Afin de s'affranchir des déplacements des éléments qui composent les cordons, les profils ont été mesurés en pied de cordon c'est-à-dire à la base du mur, comme indiqué sur la Figure IV-19.

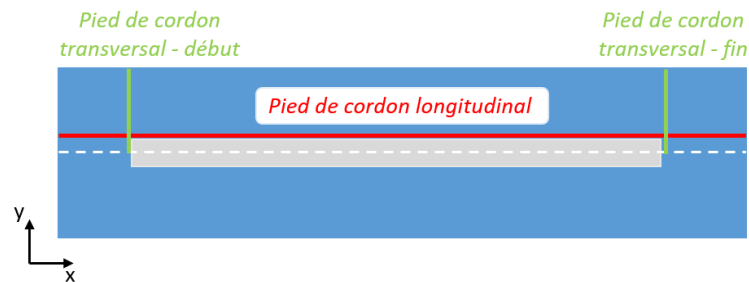


FIGURE IV-19. SCHÉMA DE POSITION DES MESURES EN PIED DE CORDON (LONGITUDINAL ET TRANSVERSAL)

La Figure IV-20 expose la comparaison des profils déformés longitudinaux. Expérimentalement, un décalage de 10 à 23% est observé entre le début et la fin de la tôle. Il est retrouvé à hauteur de 11% dans le cas du modèle de la zone fondue mobile, en revanche, le profil est quasiment symétrique dans le cas de Goldak. De plus, les résultats obtenus avec cette source semblent sous-estimer les niveaux de déplacements aussi bien au niveau des extrémités que sur la longueur du mur.

Par ailleurs, comme évoqué lors de la réalisation des plans d'expériences, une certaine dispersion existe entre les deux essais, de l'ordre de 1% à 20%. La modélisation accomplie avec la zone fondue mobile réside dans cet intervalle avec un écart qui n'excède pas -11% tandis que la modélisation avec la source de Goldak peut atteindre jusqu'à -28%.

Chapitre IV : Étude thermomécanique du procédé WAAM appliqué au 304L

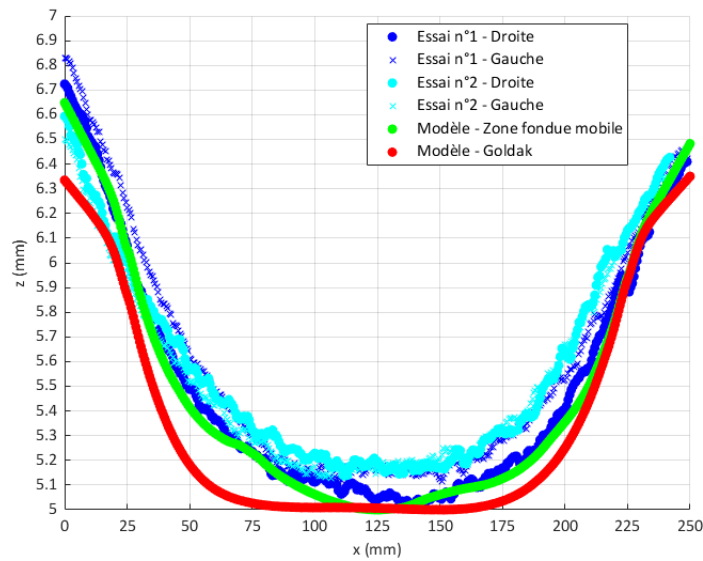


FIGURE IV-20. COMPARAISON DES PROFILS DÉFORMÉS LONGITUDINAUX EN PIED DE CORDON

Transversalement, les déplacements sont peu élevés comme le montre la Figure IV-21 et les modèles ne semblent pas clairement se différencier bien que les niveaux de déplacement grâce à la méthode de la zone fondue mobile soient, une fois de plus, plus importants.

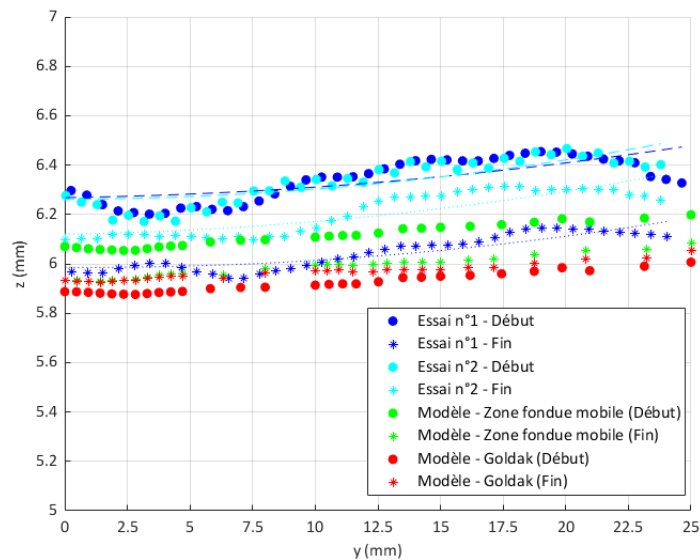


FIGURE IV-21. COMPARAISON DES PROFILS DÉFORMÉS TRANSVERSAUX EN PIED DE CORDON

Les écarts moyens entre les températures maximales atteintes pour les deux types de sources étant similaires, il semblerait que la géométrie du bain de fusion simulée joue un rôle sur les déplacements finalement modélisés. De ce fait, la méthode de la zone fondue mobile apparaît plus adaptée pour prédire les déformations de la pièce construite par fabrication additive arc fil, dans cette configuration tout du moins.

IV.3.3 Configuration 10 passes

Dans l'objectif de vérifier la prédictibilité du modèle mécanique développé avec la méthode de la zone fondue mobile, un nouveau mur a été construit sur le même principe mais cette fois-ci composé de 10 passes.

IV.3.3.1 Modélisation thermique

Les sept passes suivantes ont donc été modélisées thermiquement en appliquant la méthode de la zone fondue mobile et en modifiant uniquement :

- La hauteur à laquelle celle-ci est appliquée pour correspondre au haut du cordon précédemment déposé ;
- La pénétration si besoin, qui varie entre 2 et 2,5 mm selon la couche considérée.

De cette façon, l'écart moyen entre les températures maximales atteintes pour les sept thermocouples comparés à l'égard des passes suivantes se situe entre 3,3% et 13,5%, comme le montre le thermogramme présenté sur la Figure IV-22 ainsi que le Tableau IV-9. La différence de longueur de bain reste quant à elle faible, inférieure ou égale à 0,4 mm, pour chacune des passes.

TABEAU IV-9. COMPARAISON DES TEMPÉRATURES MAXIMALES ATTEINTES ET DES LONGUEURS DE BAIN ENTRE LA CONFIGURATION EXPÉRIMENTALE ET LA MODÉLISATION AVEC LA ZONE FONDUE POUR LES PASSES 4 À 10

	Passe 4	Passe 5	Passe 6	Passe 7	Passe 8	Passe 9	Passe 10
Écart moyen entre les $T_{\max}$ (%)	13,5	11,1	11,5	9,0	7,6	5,5	3,3
Différence longueur bain (mm)	0 ± 1.5	0.4 ± 0.9	-0.1 ± 1.6	0.1 ± 0.8	0.2 ± 1.6	-0.3 ± 0.9	0.3 ± 1.3

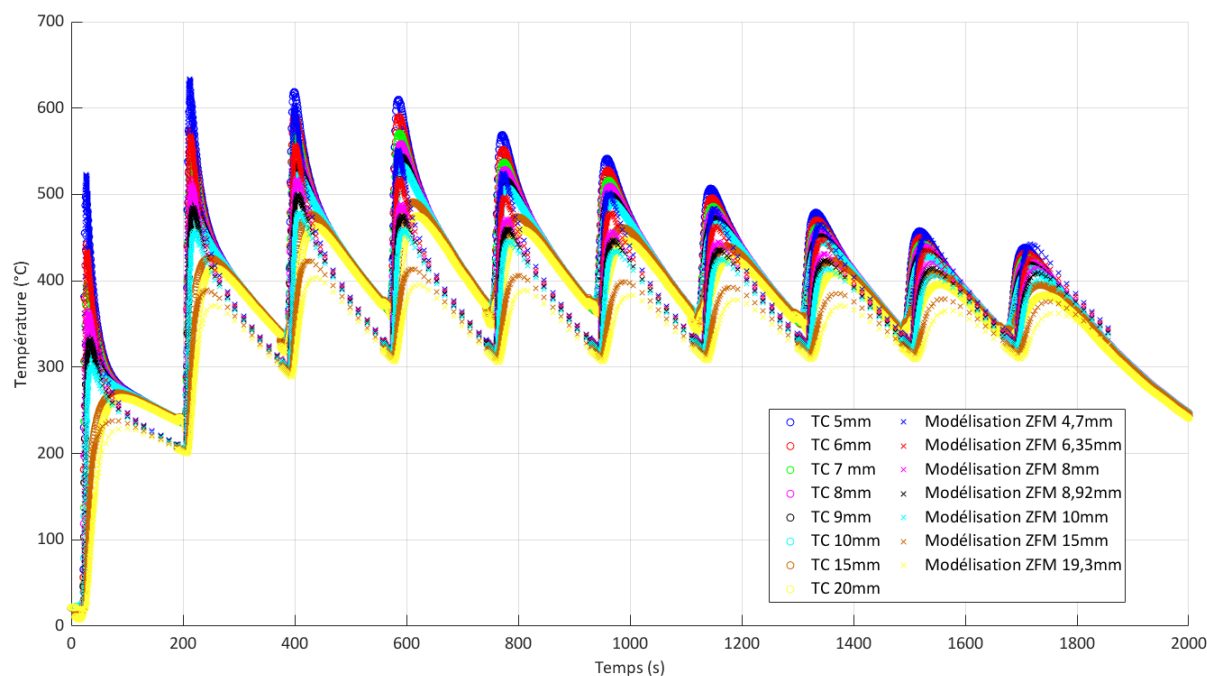


FIGURE IV-22. COMPARAISON DES THERMOGRAMMES ISSUS DE L'EXPÉRIENCE ET DE LA MODÉLISATION AVEC LA MÉTHODE DE LA ZONE FONDUE MOBILE SUR 10 PASSES

La différence entre les températures maximales obtenues est d'autant plus prononcée que les dépôts sont proches des thermocouples. En effet, les écarts sont d'environ 70°C à la quatrième passe tandis qu'ils ne sont plus que de 25°C à 45°C en fonction de la position du thermocouple à la huitième passe, la température au sein du substrat s'homogénéisant et se stabilisant tout en limitant ainsi les

gradients. Par ailleurs, plus l'apport de matière et d'énergie s'éloigne des capteurs, plus leur sensibilité est faible et donc les écarts entre le modèle et les mesures deviennent minimes.

IV.3.3.2 Modélisation mécanique

Mécaniquement, le dépôt des 10 passes a également conduit à un profil déformé longitudinal asymétrique, comme en témoigne la Figure IV-23. Similairement au dépôt de trois passes, les deux essais présentent toujours une dispersion des résultats en ce qui concerne les niveaux de déplacement des extrémités (2% à 39%). Le profil obtenu avec le modèle de la zone fondue mobile se situe entre les deux profils expérimentaux et affiche -24% à 14% d'écart avec ces derniers ce qui permet d'affirmer une correcte représentabilité des essais.

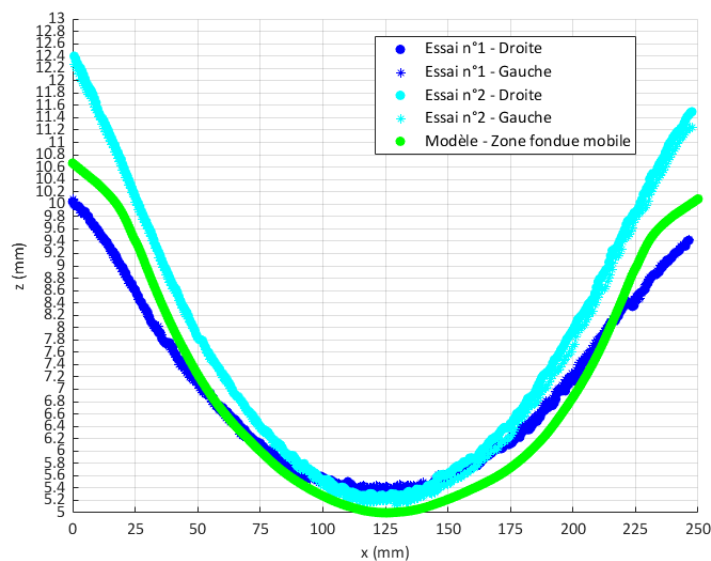


FIGURE IV-23. COMPARAISON DES PROFILS DÉFORMÉS LONGITUDINAUX EN PIED DE CORDON

Transversalement, la représentation des profils déformés en Figure IV-24 montre toujours peu de variabilité sur la demi-largeur du substrat. Les résultats du modèle sont compris dans l'intervalle de mesure expérimental, soit entre -23% et 12% des essais.

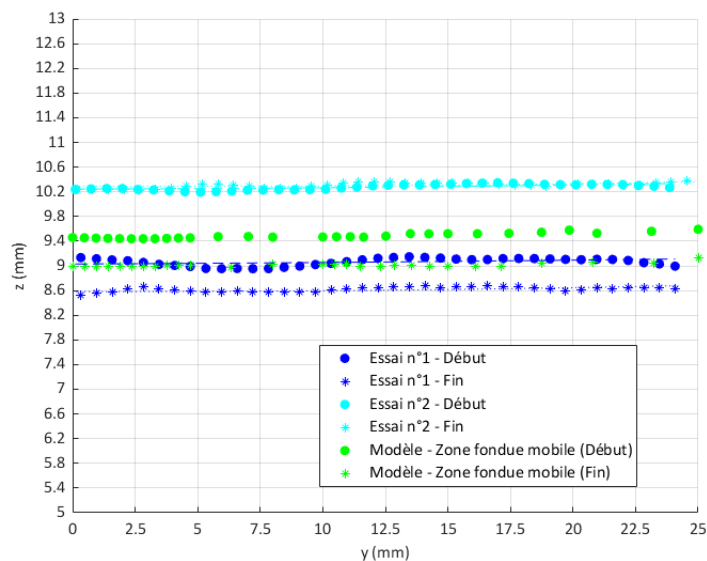


FIGURE IV-24. COMPARAISON DES PROFILS DÉFORMÉS TRANSVERSAUX EN PIED DE CORDON

IV.3.4 Conclusion

La comparaison mécanique de la source de Goldak et de la méthode de la zone fondue mobile semble indiquer un comportement différent lié à la géométrie du bain de fusion modélisé. En effet, les résultats obtenus dans le premier cas ne reflètent pas le comportement asymétrique de la distorsion de la tôle sous l'effet du dépôt des différentes passes d'une part et la source de Goldak sous-estime les déplacements de manière générale d'autre part.

En considérant la dispersion des résultats expérimentaux, les déplacements tant longitudinaux que transversaux sont correctement représentés par la méthode de la zone fondue mobile. En outre, la température au sein du bain de fusion ne paraît donc pas avoir d'impact sur la véracité des résultats puisque même si celle-ci n'excède pas les 1500°C avec la méthode de la zone fondue mobile, la réponse n'en reste pas moins satisfaisante vis-à-vis des essais. Cette affirmation ne serait peut-être pas valable dans le cas des calculs de contraintes résiduelles, une validation expérimentale est nécessaire.

Néanmoins, la méthode de la zone fondue mobile est beaucoup plus gourmande en termes de temps de calcul mécanique que la source de Goldak puisque, pour le même nombre de cpus, celui-ci est multiplié par trois pour modéliser une même longueur de dépôt.

IV.4 Caractérisation mécanique

Pour compléter l'analyse mécanique, une caractérisation a été réalisée par le biais d'essais de traction sur des blocs (Figure IV-25) et des boîtes (Figure IV-28b) conçus selon diverses stratégies. Le but étant de tester si les différentes méthodes mises en jeu dans l'élaboration de ces derniers ont un rôle sur les caractéristiques mécaniques finalement obtenues.

IV.4.1 Caractérisation mécanique de blocs

La volonté était de fabriquer six types de blocs en faisant varier la vitesse de déplacement de la torche de soudage d'une part et le temps de refroidissement entre chaque passe d'autre part. De cette façon, cela permettait de faire fluctuer le taux de dépôt tout en prenant en compte l'influence de la géométrie du cordon et du temps de refroidissement inter-passes sur les propriétés mécaniques finales. Les vitesses ainsi retenues ont été 35 cm/min et 60 cm/min tandis que les périodes de latence entre chacune des passes ont varié entre 0 et 60 s pour ne pas dépasser un temps de fabrication de plus de 9 h.

Afin de former les blocs, les cordons ont été déposés en aller-retour, tout d'abord sur une même couche en se chevauchant de 2 à 4 mm en fonction de la configuration, puis en superposant les couches les unes sur les autres. Les dimensions des blocs étaient alors les suivantes : 150 mm x 45 mm (8 - 13 passes) x 60 mm (< 32 passes). Un exemple de bloc obtenu est représenté sur la Figure IV-25. Il faut noter que le léger épanchement de la structure vers la gauche qui est observable sur la photographie n'est pas lié au procédé mais à une erreur de code au niveau du déplacement du robot.

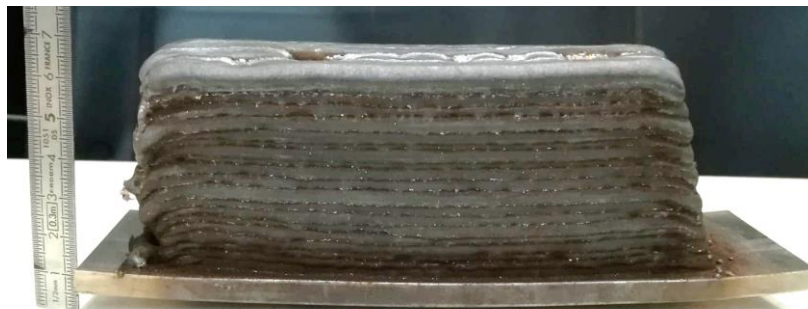


FIGURE IV-25. PHOTOGRAPHIE D'UN BLOC

En définitive, le bloc construit à une vitesse de 60 cm/min et 60 s d'attente inter-passes n'a pu être utilisé pour la caractérisation mécanique en raison des trop nombreux manques de fusion entre cordons sur une même couche. Cette configuration ne semble pas être atteignable dans les mêmes conditions que les autres couples de paramètres, l'utilisation d'un angle par exemple entre la torche et le substrat pourrait être envisagé mais n'a pas été étudié.

Dans chacun des blocs, au moins deux éprouvettes ont été prélevées dans chacune des trois directions de l'espace à savoir x, la direction longitudinale, y, la direction transversale et z la direction de construction, normale au substrat. L'isotropie des propriétés mécaniques a ainsi pu être déterminée. Les résultats des essais de traction sont répertoriés dans le Tableau IV-10.

Tout d'abord, quelle que soit la vitesse, le temps de refroidissement ou la direction considérés, les propriétés mécaniques sont supérieures aux standards prescrits par la NF EN 10088-2:2014 (AFNOR, 2014b).

Chapitre IV :

Étude thermomécanique du procédé WAAM appliqué au 304L

TABLEAU IV-10. PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES DES BLOCS FABRIQUÉS À 35 CM/MN

Vitesse	Temps de refroidissement	Direction	$R_{p0,2}$ (MPa)	R_m (MPa)	A% (%)
35 cm/min	0s	x	244 ± 16	553 ± 35	62 ± 3
		y	268 ± 12	610 ± 8	60 ± 7
		z	241 ± 10	554 ± 25	56 ± 2
	30s	x	334 ± 8	620 ± 19	50 ± 3
		y	295 ± 4	577 ± 7	46 ± 2
		z	326 ± 7	607 ± 11	60 ± 3
	60s	x	301 ± 14	577 ± 37	52 ± 6
		y	-	-	-
		z	314 ± 17	568 ± 28	59 ± 5
60 cm/min	0s	x	257 ± 6	562 ± 11	50 ± 8
		y	250 ± 16	565 ± 25	47 ± 6
		z	263 ± 7	539 ± 25	52 ± 8
	30s	x	328 ± 18	613 ± 25	52 ± 9
		y	335 ± 8	616 ± 16	55 ± 2
		z	322 ± 10	587 ± 1	55 ± 14
NF EN 10088-2:2014 (AFNOR, 2014b)	-	-	≥ 200	≥ 500	≥ 45

L'évolution des propriétés mécaniques des blocs fabriqués à 35 cm/min est représentée sur la Figure IV-26. La résistance à la traction paraît meilleure pour 30 s de refroidissement entre chaque passe tandis que l'allongement à la rupture est le plus important lorsque le dépôt a lieu en continu. Aucun changement significatif dans les propriétés mécaniques ne semble apparaître en fonction de la direction de sollicitation, mis à part dans la direction z pour le bloc formé avec 30 s de pause entre chaque passe.

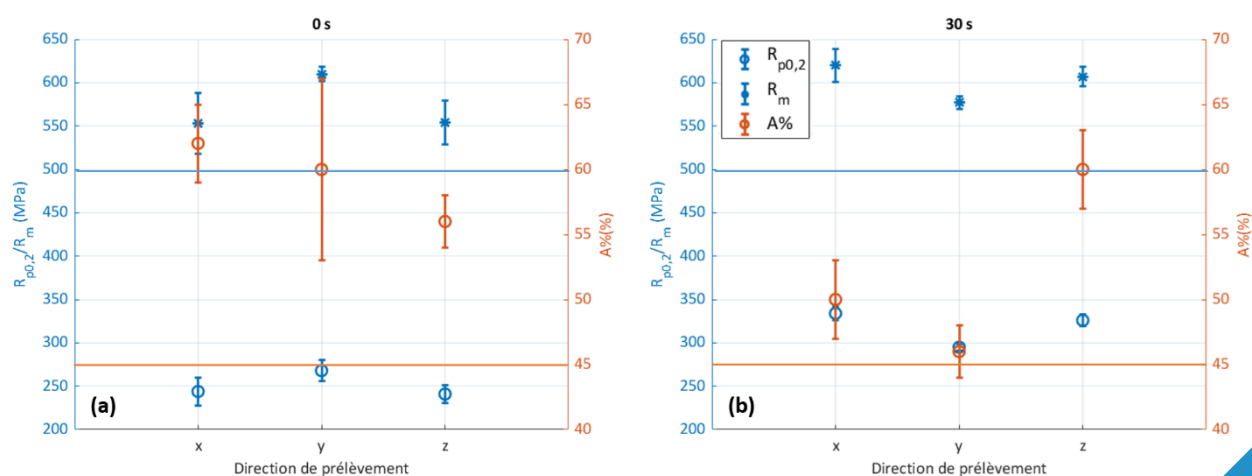


FIGURE IV-26. ÉVOLUTION DES PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES DES BLOCS DE 304L FABRIQUÉS ADDITIVEMENT À 35 CM/MIN EN FONCTION DE LA DIRECTION DE PRÉLÈVEMENT ET DU TEMPS DE REFROIDISSEMENT INTER-PASSES

Chapitre IV : Étude thermomécanique du procédé WAAM appliqué au 304L

La comparaison des caractéristiques mécaniques des blocs réalisés aux deux vitesses, Figure IV-27, ne laisse pas apparaître de différence formelle entre celles-ci mise à part peut-être une légère dégradation de A% à 60 cm/min.

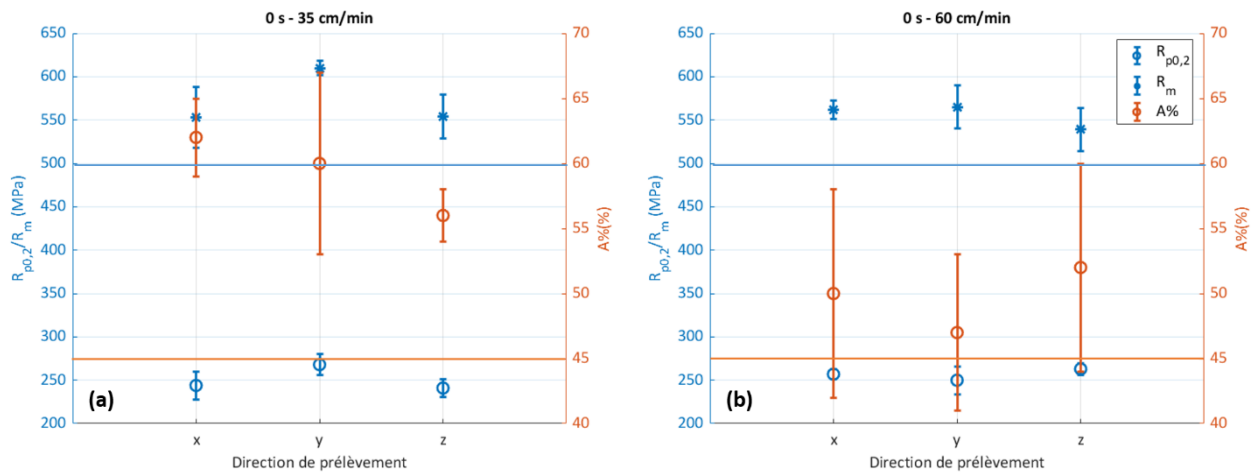


FIGURE IV-27. COMPARAISON DES CARACTÉRISTIQUES MÉCANIQUES DES BLOCS FABRIQUÉS À 35 CM/MIN ET 60 CM/MIN POUR DES TEMPS DE REFROIDISSEMENT DE 0 S

Dans le cadre de la réalisation de blocs, la meilleure configuration semble donc être le dépôt de matière sans temps de pause et à une vitesse de 35 cm/min afin de favoriser l'isotropie des propriétés mécaniques et de gagner en productivité. Le taux de dépôt est alors d'environ 2,5 kg/h.

IV.4.2 Caractérisation de boîtes

De la même façon, les boîtes ont été élaborées aux deux vitesses de déplacement de la torche précédentes : 35 cm/min et 60 cm/min pour une vitesse de dévidage de fil de 6,3 m/min. Leurs dimensions étaient de 30 mm de large et 150 mm de long pour une hauteur composée de 32 couches. Pour chacune des vitesses, deux boîtes ont été fabriquées.

Afin de s'assurer de la planéité de chaque couche, chacune a été déposée en décalant le point de départ par rapport à la précédente selon le schéma présenté sur la Figure IV-28a. Dans cette configuration, le temps de refroidissement entre chaque passe est resté fixé à 15 s, ce qui correspond au temps nécessaire pour parcourir 15 cm à 60 cm/min.

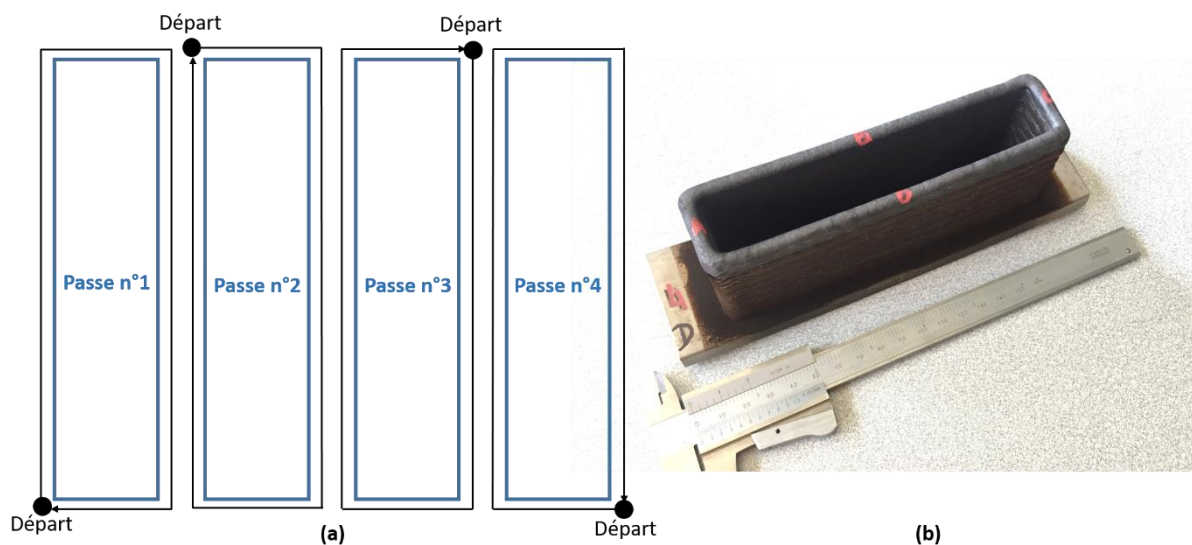


FIGURE IV-28. A) PRINCIPE DE DÉPART ALTERNÉ DES COUCHES B) RÉSULTAT D'UNE BOÎTE (60 CM/MIN)

Chapitre IV :

Étude thermomécanique du procédé WAAM appliqué au 304L

Les éprouvettes de traction ont ensuite été prélevées seulement dans la direction de construction, c'est-à-dire la direction z. Les résultats sont présentés dans le Tableau IV-11 et s'appuient sur une moyenne de sept ou huit mesures. Ils semblent montrer non seulement que les propriétés mécaniques dépendent de la vitesse de dépôt mais également qu'une vitesse de 35 cm/min ne permet pas de satisfaire les exigences des standards de l'AFNOR (AFNOR, 2014b) pour les pièces forgées. En effet, les résultats laissent à penser que quelle que soit la vitesse utilisée, une surchauffe intervient lors du dépôt WAAM-MAG d'où la mesure d'une limite d'élasticité assez faible et d'une ductilité importante à 60 cm/min. Néanmoins, il est probable que celle-ci puisse être contrebalancée par un grossissement de grains moins important à 35 cm/min, augmentant ainsi la limite d'élasticité et diminuant la ductilité. Comparées à certaines données issues de la littérature pour d'autres méthodes de fabrication additive à énergie dirigée (LMD, WAAM-TIG) les propriétés du mur obtenu par dépôt WAAM-MAG dans la direction transversale restent similaires.

TABLEAU IV-11. COMPARAISON DES PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES OBTENUES PAR LMD ET WAAM-TIG.

Technique	Nuance	Configuration	Limite d'élasticité à 0,2% (MPa)	Résistance maximale à la traction (MPa)	Taux d'élongation (%)	Source
LMD	304L	Transversale – faible puissance – 51,0 cm/min	314 ± 6	606 ± 13	56 ± 6	(Wang et al., 2016)
		Transversale – forte puissance – 53,6 cm/min	274 ± 7	560 ± 12	51 ± 7	
WAAM – TIG	304L	Transversale – 17,5 cm/min	235	678	56	(Ji et al., 2017)
WAAM – MAG	304L	Transversale – 35 cm/min	280 ± 38	497 ± 39	37 ± 5	-
		Transversale – 60 cm/min	215 ± 39	538 ± 19	55 ± 9	
Forgé	304L	-	≥ 200	≥ 500	≥ 45	(AFNOR, 2014b)

A contrario par rapport à la réalisation de blocs, la solution qui paraît ici la plus prometteuse en termes de taux d'élongation notamment s'avère être celle où le dépôt s'effectue le plus rapidement.

Cette quatrième partie détaillait le volet mécanique des travaux, tant bien expérimentaux que numériques.

Tout d'abord, dans la continuité du cas test du chapitre précédent, celui-ci a été entièrement modélisé mécaniquement à la fois avec la source de Goldak et avec la méthode de la zone fondue mobile avec une loi de comportement élastoplastique à écrouissage isotrope non-linéaire. Les

déplacements numériques ont été comparés et des dissemblances ont été repérées à l'extrémité correspondant au début du premier dépôt et au niveau du mur.

Par la suite, la configuration du cas test ne donnant pas lieu à des déplacements assez importants pour pouvoir être mesurés et comparés aux modèles numériques, un plan d'expériences a été conduit. Celui-ci devait permettre de quantifier l'effet de différents paramètres sur les déformations : l'énergie de dépôt, le nombre de passes, l'épaisseur du substrat et le temps de refroidissement inter-passes. Chaque expérience ayant été répétée deux fois, une dispersion des mesures de déplacements a été remarquée, de l'ordre de 30% à 40%. Cette dispersion semblait liée au bridage des pièces puisque lorsqu'il a été supprimé, la dispersion est passée sous la barre des 10%. Néanmoins, deux observations remarquables ont pu être faites :

- Les déplacements sont corrélés négativement avec l'épaisseur du substrat ;
- Le déplacement longitudinal est corrélé positivement avec le nombre de passes.

De ce fait, une nouvelle configuration a été étudiée et modélisée thermiquement et mécaniquement afin de pouvoir comparer la source de Goldak et la technique de la zone fondue mobile : un dépôt de 3 passes en aller-retour sur une tôle de 5 mm d'épaisseur. Il est alors apparu que la source de Goldak ne représentait pas l'asymétrie des profils déformés longitudinaux observée expérimentalement et sous-estimait le niveau général des déplacements. La méthode de la zone fondue mobile quant à elle ne présentait pas plus de 11% d'écart avec les mesures de déplacements longitudinaux expérimentales. Le calcul a donc été poursuivi sur 10 passes. La prédictibilité du modèle a été de nouveau confirmée puisque le profil se situait toujours dans l'intervalle de déplacements défini par les deux essais.

La forme de la pénétration modélisée semble donc déterminante dans les résultats mécaniques et la méthode de la zone fondue mobile paraît alors plus adaptée.

Pour finir, deux pièces plus complexes ont été réalisées puis caractérisées par des essais de traction : une boîte et un bloc. Globalement, les propriétés mécaniques des blocs paraissaient isotropes, quels que soient la vitesse de dépôt ou le temps de refroidissement considéré, permettant ainsi d'envisager un taux de dépôt de 2,5 kg/h. Concernant les assemblages sous forme de boîtes les caractéristiques se sont, au contraire, montrées dépendantes de la vitesse de dépôt. En fonction de la pièce considérée, les paramètres de dépôts peuvent donc influencer les propriétés mécaniques.

Ce chapitre conclut l'étude de l'acier inoxydable austénitique 304L et ouvre la voie vers l'analyse du 415 dans le chapitre V.

Chapitre V : Étude thermo - métallurgique - mécanique du procédé WAAM appliqué au 415

V.1	Caractérisation	134
V.1.1	Essais de dilatométrie libre.....	134
V.1.2	Essais de calorimétrie différentielle à balayage (DSC).....	135
V.1.3	Diffraction des rayons X.....	137
V.1.4	Caractérisation de la dureté et du taux de ferrite en fonction du traitement thermique	138
V.1.5	Essais de traction couplés à une mesure de taux de ferrite	139
V.1.6	Conclusion	141
V.2	Modélisation thermique	142
V.2.1	Configuration expérimentale et instrumentation	142
V.2.2	Modélisation.....	143
V.3	Étude expérimentale	145
V.3.1	Macrographies.....	145
V.3.2	Dureté.....	147
V.3.3	Ferritoscopie.....	150
V.3.4	Analyses EBSD et EDX	151
V.3.5	Mesure du déplacement.....	152

Le modèle thermo-mécanique prédictif ayant été développé sur le 304L, cette dernière partie est consacrée à l'étude d'un matériau présentant une transformation métallurgique en phase solide, l'acier inoxydable martensitique 415. Une base de données confidentielle a été fournie par GE (Depradeux, 2013a, 2013b, 2014a, 2014b). Certaines propriétés ont donc tout d'abord été caractérisées afin de valider les données issues de cette dernière puis de la même manière que dans les chapitres précédents, un début de modèle thermique a été déployé et pour finir une première approche expérimentale a été considérée.

V.1 Caractérisation

Afin de conforter les données thermophysiques issues de la base de données GE ou de la littérature, des essais de dilatométrie libre et calorimétrie différentielle à balayage ont été mis en place. Par ailleurs, différents traitements de revenus ont été appliqués à l'alliage avant de déterminer sa dureté et sa proportion de phases ferromagnétiques dans l'objectif de faciliter l'analyse ultérieure des murs de fabrication additive.

V.1.1 Essais de dilatométrie libre

Deux cycles de dilatométrie libre à 20°C/min ont été menés afin de vérifier les températures de transformations métallurgiques, le premier cycle servant à obtenir un deuxième cycle stabilisé. Ces derniers ont été reportés sur la Figure V-1.

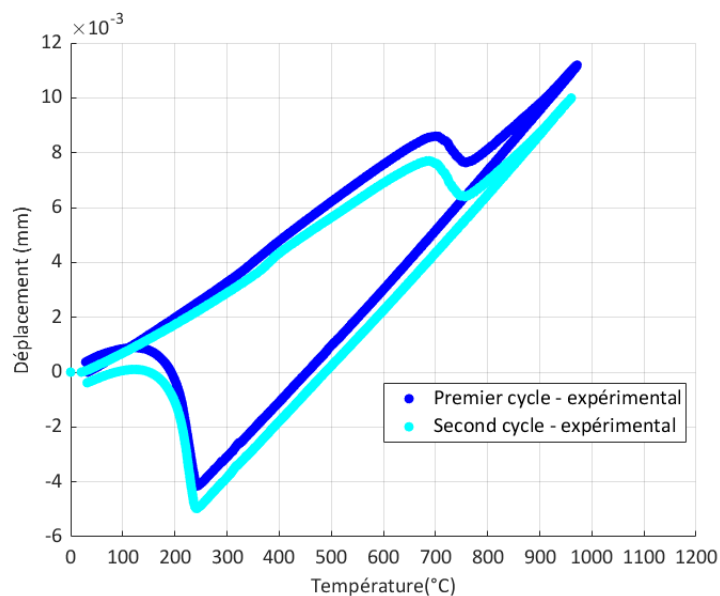


FIGURE V-1. COMPARAISON DES CYCLES DE DILATOMETRIE LIBRE À 20°C/MIN

L'observation principale qui peut être faite est la variation significative des températures de transformations, référencées dans le Tableau V-1, par rapport à celles issues de la base de données GE. Une première explication à cela pourrait être une composition différente des deux aciers, celle étant utilisée par GE n'étant pas exactement connue. Il est également probable que la vitesse de refroidissement influence les transformations à basses températures. En effet, au refroidissement, à partir de 270°C, la vitesse de refroidissement n'est plus maintenue à 20°C/min comme le montre la Figure V-2, elle devient plus lente, ce qui peut expliquer une valeur de M_s qui paraît plus importante.

TABLEAU V-1. TEMPÉRATURES DE TRANSFORMATIONS DE PHASES

A_{c1}	A_{c3}	M_s	M_f
700°C	860°C	240°C	70°C

Chapitre V :

Étude thermo - métallurgique - mécanique du procédé WAAM appliqué au 415

La température M_s mesurée grâce à l'essai de dilatométrie libre correspond néanmoins dans notre cas à la valeur théorique calculée grâce à la formule d'Irvine (Irvine et al., 1960) au chapitre II.

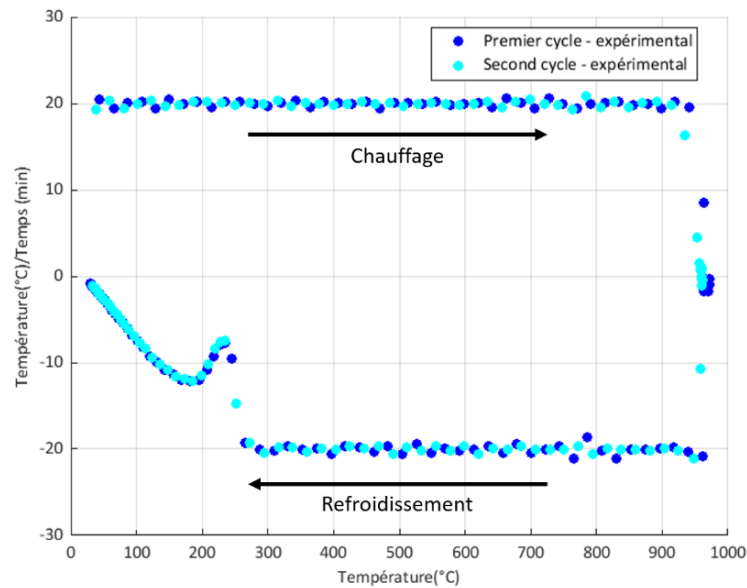


FIGURE V-2. VITESSES DE CHAUFFAGE ET DE REFROIDISSEMENT OBSERVÉES LORS DES CYCLES DE DILATOMÉTRIE LIBRE

V.1.2 Essais de calorimétrie différentielle à balayage (DSC)

Plusieurs essais de calorimétrie différentielle à balayage ont également été conduits dans le but de déterminer l'évolution de la chaleur spécifique de l'acier inoxydable 415 au chauffage et au refroidissement. Les essais ont été réalisés sur un morceau de métal issu du métal de base (MB) et un morceau issu d'un mur, donc de la zone fondue (ZF). Les résultats sont présentés sur la Figure V-3 et sont mis en parallèle d'un diagramme de phases FeCrNi pour interprétation.

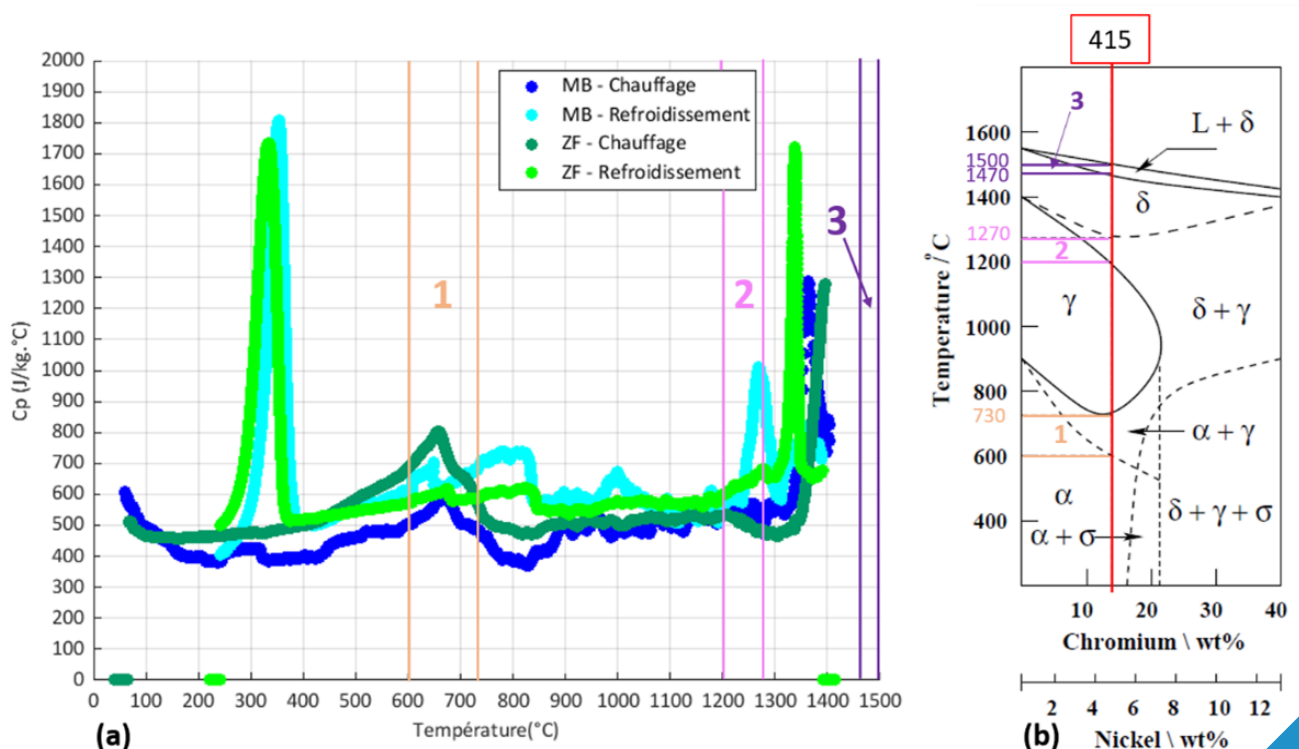


FIGURE V-3 A) VARIATION DE LA CHALEUR SPÉCIFIQUE DE L'ACIER INOXYDABLE 415 EN FONCTION DE LA TEMPÉRATURE, B) DIAGRAMME Fe-Cr-Ni (ENERHAUG ET AL., 2001)

Tout d'abord, force est de constater que le métal de base et la zone fondue présentent globalement le même comportement :

- Au chauffage : un premier pic à environ 660 °C, témoin de la transformation de la martensite en austénite (zone 1), un second pic à environ 1350 °C, que l'on peut associer comme un signe de la transformation ferritique en raison de sa proximité avec la zone 2.
- Au refroidissement : aux alentours de 1300 °C, le pic de transformation ferritique réapparaît de nouveau (zone 2) puis à 800 °C et 660 °C deux épaulements successifs plus marqués pour le métal de base sont visibles pour finalement laisser place à la transformation martensitique à environ 340 °C.

D'après le diagramme TRC d'un acier inoxydable martensitique de composition proche du 415 (Kvaale & Olsen, 1999) et représenté Figure V-4, à partir d'une vitesse de refroidissement proche de 8 °C/min, il est possible qu'une partie de l'austénite se transforme en bainite. Par ailleurs, la présence de cette transformation supplémentaire engendre une augmentation de la température M_s .

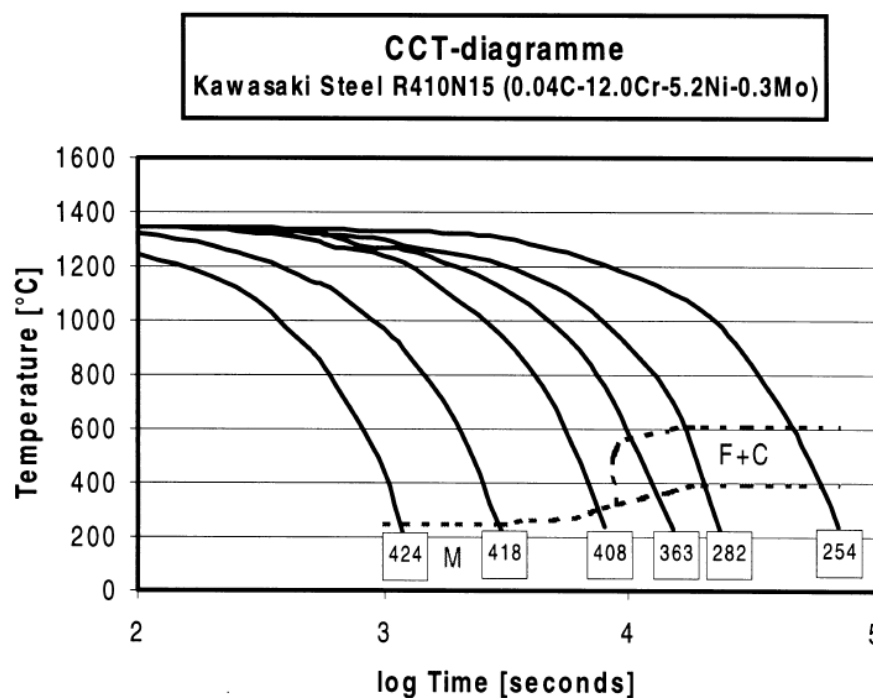


FIGURE V-4. DIAGRAMME TRC D'UN ACIER INOXYDABLE SUPER MARTENSITIQUE (KVAALE & OLSEN, 1999)

Or, d'après la Figure V-5 la vitesse des essais de DSC au refroidissement oscillait entre 8 °C et 12 °C/min. Il est donc probable que le pic observé sur la Figure V-3 au refroidissement aux alentours de 660 °C corresponde à une transformation bainitique altérant ainsi également la mesure du M_s . Cela n'explique cependant pas la présence de l'épaulement supplémentaire à 800 °C au refroidissement.

Une autre hypothèse concernant l'augmentation de la température de début de transformation martensitique par rapport à l'essai de dilatométrie libre pourrait être une taille de grains plus importante comme évoqué au chapitre II (Brofman & Ansell, 1983; Yang & Bhadeshia, 2009).

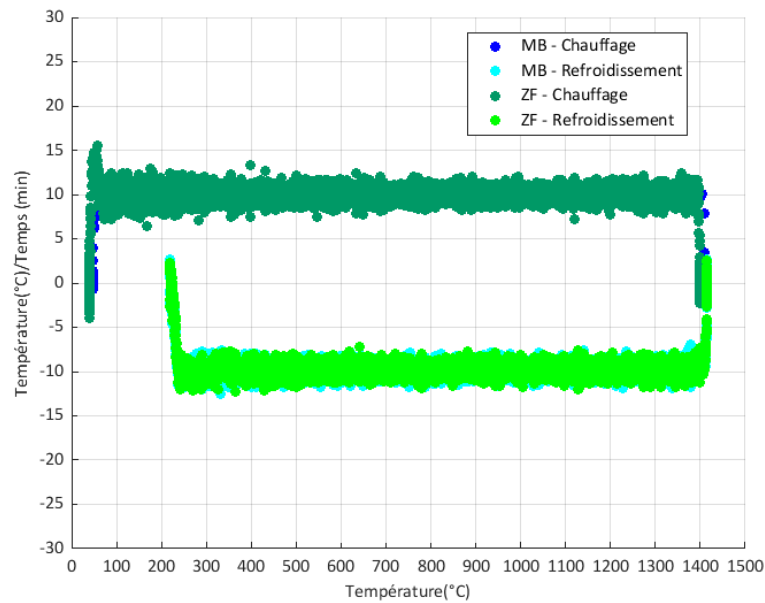


FIGURE V-5. VITESSES DE CHAUFFAGE ET DE REFROIDISSEMENT OBSERVÉES LORS DES ESSAIS DE DSC

Les vitesses de chauffage et de refroidissement lors du soudage sont beaucoup plus élevées, de l'ordre des dizaines aux milliers de degrés, l'apparition de la bainite n'est donc a priori pas attendue.

V.1.3 Diffraction des rayons X

Un diffractogramme du métal de base a été exécuté pour évaluer les fractions volumiques d'austénite et de martensite contenues initialement selon la méthode de Tanaka et Chou (Tanaka & Choi, 1972). La Figure V-6 représente les pics principaux de diffraction de l'austénite et de la martensite aux angles $2\theta=44,65^\circ$ et $2\theta=45,65^\circ$ pour des intensités de respectivement 7800 coups/s et 58200 coups/s. Grâce à l'extrapolation des résultats, la proportion volumique d'austénite au sein du métal de base à l'état de livraison peut être estimée à 8%.

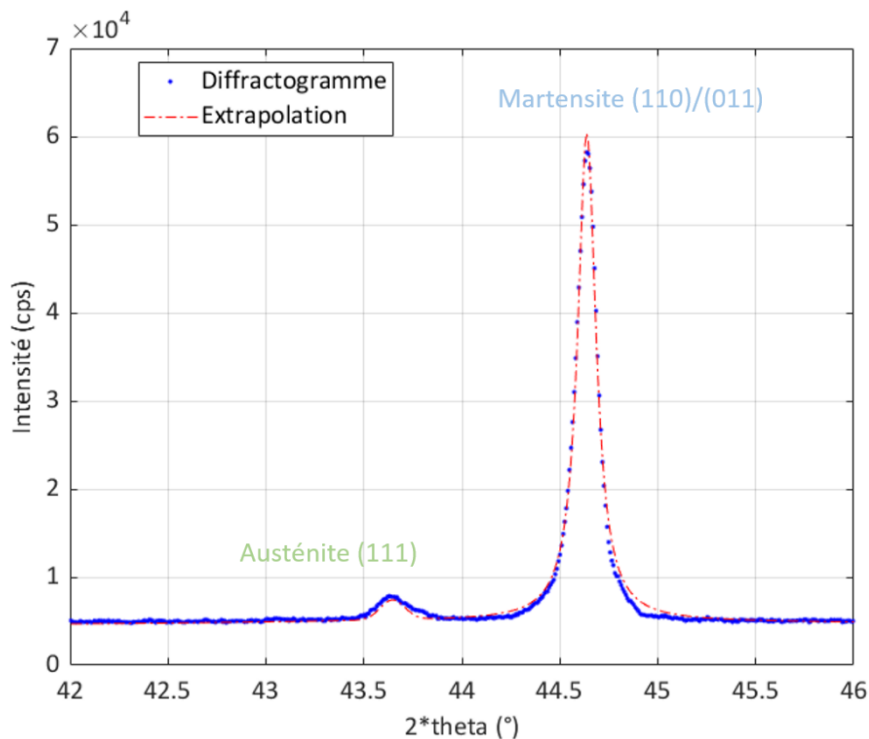


FIGURE V-6. DIFFRACTOGRAMME DU MÉTAL DE BASE ÉLECTROPOLI À L'ÉLECTROLYTE 721 PENDANT 5 MIN

V.1.4 Caractérisation de la dureté et du taux de ferrite en fonction du traitement thermique

Afin de faciliter la compréhension des résultats lors de la réalisation des pièces en fabrication additive, plusieurs échantillons de métal de base ont subi des traitements thermiques de revenu puis ont été caractérisés en termes de dureté et de teneur en phases ferromagnétiques.

Dans un premier temps, un échantillon de métal de base de 50 mm x 13 mm x 4 mm a été austénitisé à 1000°C pendant 30 min puis refroidi à l'air. Il a ensuite été découpé en huit morceaux dont sept ont subi un revenu d'une heure entre 900°C et 300°C avant d'être refroidi à l'air libre. Les résultats des essais de dureté et de ferritoscopie sont représentés sur la Figure V-7.

Plusieurs observations peuvent être faites. Tout d'abord, à l'état austénitisé et dans un état non revenu (verticale sur la Figure V-7 à 1000°C), la teneur en phases ferromagnétiques est la plus basse, environ 68%, tandis que la dureté est assez élevée, autour de 370 HV₁. Ensuite, le revenu à basse température (verticale à 300°C) reste sans effet. Puis entre 400°C et 500°C, un durcissement secondaire apparaît en raison de la précipitation de fins carbures M₇C₃. C'est entre 600°C et 700°C qu'a lieu le véritable revenu avec une chute de la dureté à environ 300 HV₁. C'est également dans cette gamme de température qu'a lieu la précipitation et la coalescence des carbures de types M₂₃C₆ (Sassoulas, 1997). Au-dessus de 700°C, une austénitisation partielle a lieu et les caractéristiques des échantillons sont similaires à celui qui a été complètement austénitisé.

La proportion en phases ferromagnétiques mesurée évolue de manière inverse par rapport à la dureté, le minimum de dureté correspondant ainsi à un maximum en termes de taux de martensite/ferrite. Les carbures de chrome n'étant pas magnétiques (Han et al., 2012; Konyaeva & Medvedeva, 2009), ce changement de propriétés magnétiques ne semble pas pouvoir leur incomber. Une source de variations possible de la réponse magnétique est donc l'état de contrainte de la microstructure.

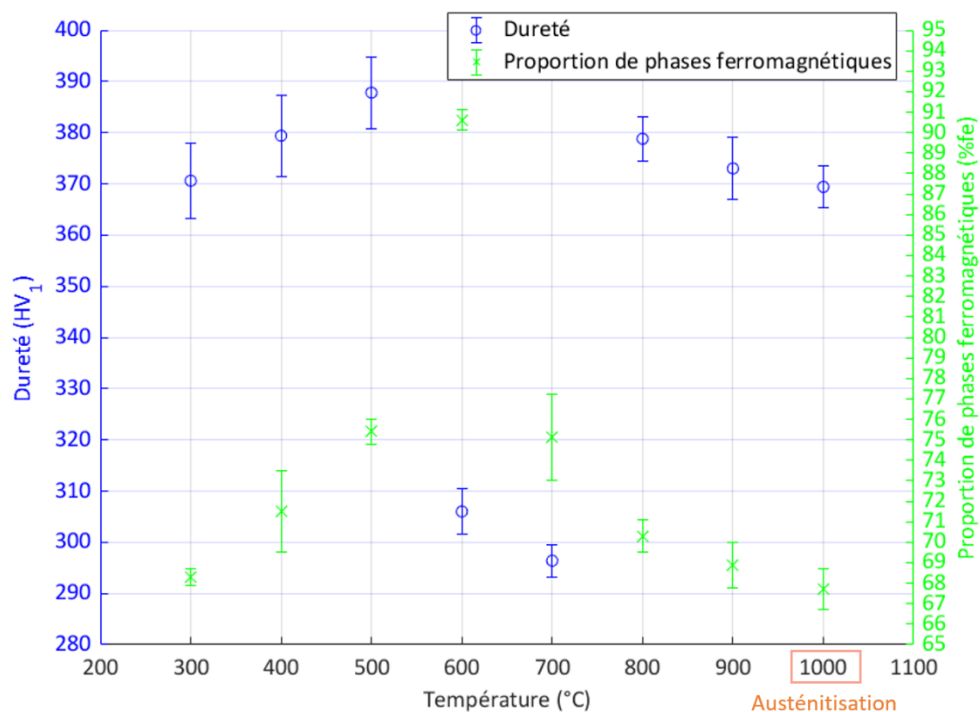


FIGURE V-7. ÉVOLUTION DE LA DURETÉ ET DE LA TENEUR EN PHASES FERROMAGNÉTIQUES EN FONCTION DE LA TEMPÉRATURE

V.1.5 Essais de traction couplés à une mesure de taux de ferrite

Trois essais de traction couplés à des mesures au feritscope ont été initiés pour évaluer l'influence de l'état de contrainte du 415 sur la teneur en phases ferromagnétiques.

À cette fin, les déplacements ont été effectués à une vitesse de 10^{-4} s^{-1} pour permettre l'appariement avec les mesures du feritscope. Les éprouvettes de traction utilisées étaient plates, d'environ 2 mm d'épaisseur et 6 mm de largeur pour un fût de 40 mm de longueur sur lequel était maintenue la sonde du feritscope. Une photographie du dispositif expérimental est présentée sur la Figure V-8.



FIGURE V-8. PHOTOGRAPHIE DU DISPOSITIF EXPÉRIMENTAL LORS DE LA RÉALISATION DES ESSAIS DE TRACTION COUPLÉS AUX MESURES AU FERITSCOPE

Tout d'abord, un premier essai de traction simple a été réalisé, Figure V-9a, jusqu'à une déformation de 2,5%. D'après l'évolution combinée de la contrainte et de la teneur en phases ferromagnétiques en fonction du temps représentée sur la Figure V-9b, l'état de contrainte semble influencer sur la mesure magnétique : plus la martensite est contrainte, moins la proportion mesurée par la sonde est importante passant ainsi de 90 % à un seuil de stabilisation à 68 % une fois le domaine élastique passé.

Chapitre V : Étude thermo - métallurgique - mécanique du procédé WAAM appliqué au 415

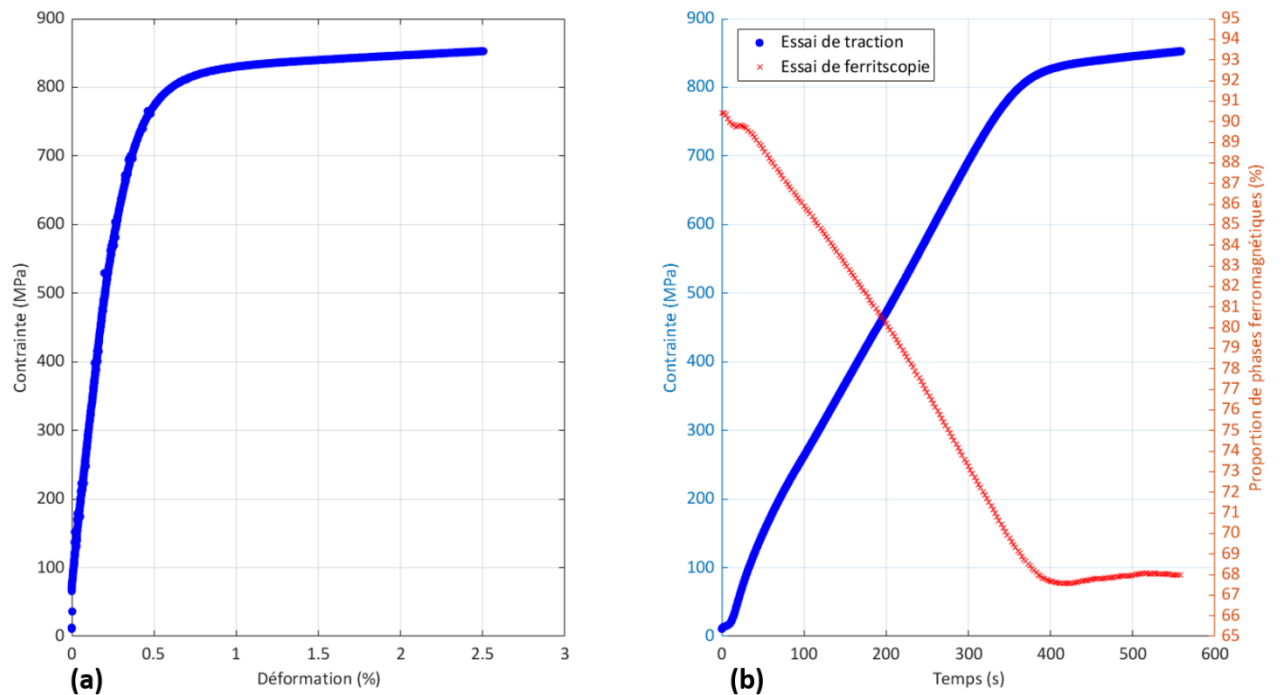


FIGURE V-9. A) COURBE DE TRACTION SIMPLE B) ÉVOLUTION DE LA CONTRAINTE EN FONCTION DU TEMPS COMBINÉE À LA VARIATION DE LA TENEUR EN PHASES FERROMAGNÉTIQUES POUR UNE COURBE DE TRACTION SIMPLE

Afin de valider cette observation, deux essais de traction cyclique ont été répétés. Ceux-ci consistaient à charger et décharger tous les 0,5 % de déformation de l'éprouvette et à mesurer simultanément le taux de phases ferromagnétiques, comme indiqué sur la Figure V-10a.

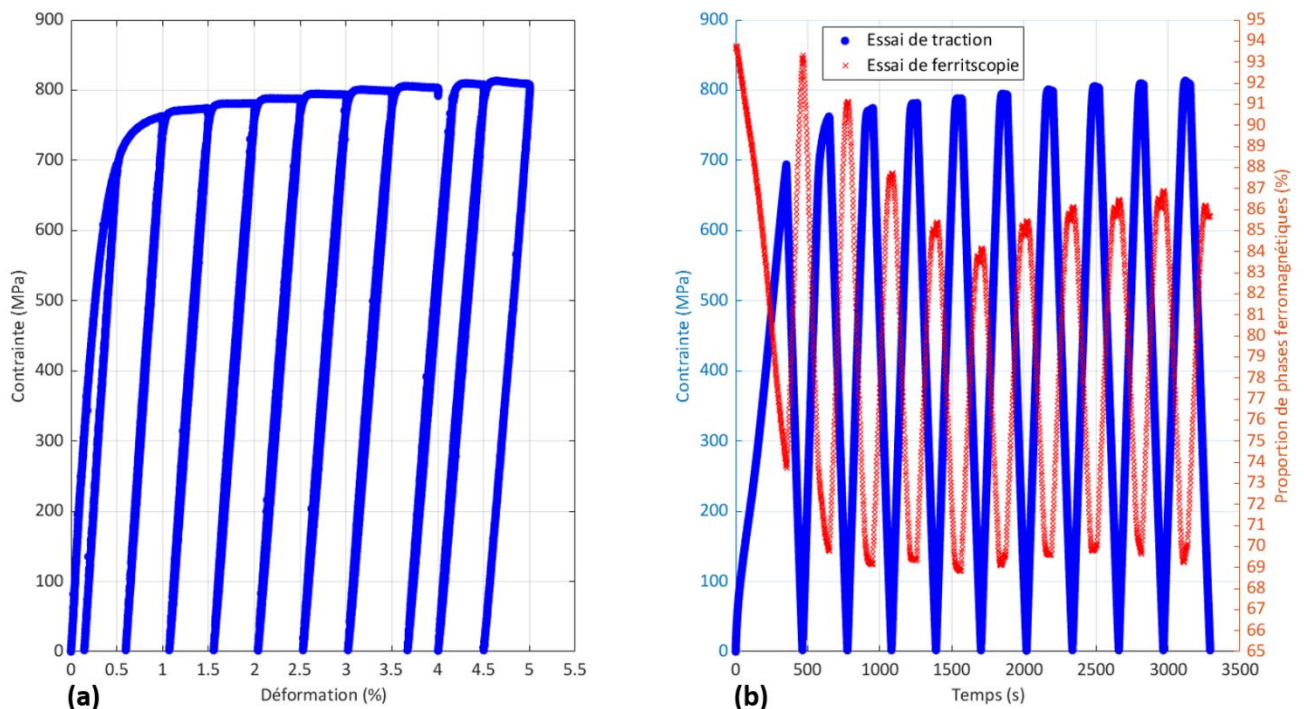


FIGURE V-10. A) COURBE DE TRACTION CYCLIQUE B) ÉVOLUTION DE LA CONTRAINTE EN FONCTION DU TEMPS COMBINÉE À LA VARIATION DE LA TENEUR EN PHASES FERROMAGNÉTIQUES POUR UNE COURBE DE TRACTION CYCLIQUE

L'observation faite sur l'essai de traction simple paraît donc se multiplier à chaque cycle lors de ce nouvel essai (Figure V-10b). Néanmoins, à chaque déchargement successif, la teneur maximale

Étude thermo - métallurgique - mécanique du procédé WAAM appliqué au 415

en phases ferromagnétiques décroît tandis qu'au chargement le taux paraît constant.

Les résultats de la proportion de phases ferromagnétiques mesurée à chaque déchargement sont compilés sur la Figure V-11. Dans les deux cas, la décroissance de la teneur en phases ferromagnétiques est observée jusqu'à environ 2 % de déformation plastique ce qui pourrait laisser penser à une accumulation de contraintes résiduelles au sein de l'éprouvette. À partir de 2,5 %, les comportements divergent, la proportion augmente et se stabilise pour un essai tandis qu'elle diminue et s'équilibre pour l'autre. À 4,5% de déformation plastique, la teneur en phases ferromagnétiques est, dans les deux cas, inférieure à 8 points à ce qu'elle était en début d'essai.

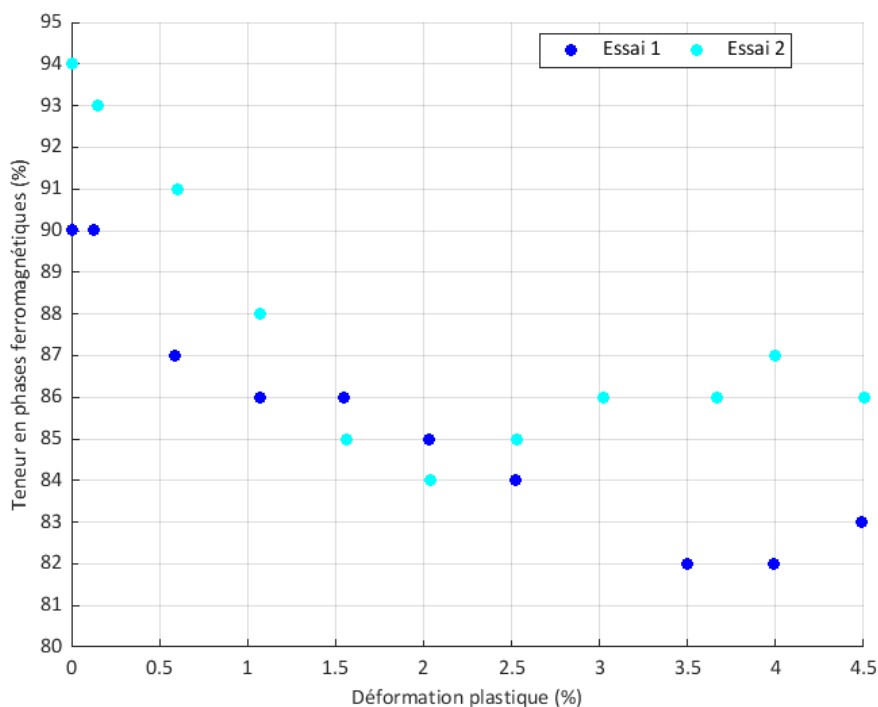


FIGURE V-11. VARIATION DE LA TENEUR EN PHASES FERROMAGNÉTIQUES EN FONCTION DE LA DÉFORMATION PLASTIQUE

L'effet des contraintes sur le magnétisme a déjà été constaté sur d'autres matériaux comme des alliages de nickel ou des aciers à bas carbone dans la littérature (Bozorth, 1951; Lolloz et al., 2006). Cette réalisation simultanée d'essais de traction et de mesure via le feritscope mériterait d'une part d'être itérée de nouvelles fois pour confirmer les résultats cycliques discordants et d'autre part d'être complétée par des analyses de contraintes résiduelles afin de pouvoir statuer sur le comportement du matériau.

V.1.6 Conclusion

Les essais de caractérisation réalisés sur le 415 (dilatométrie, DSC) ont montré des variations par rapport aux données fournies par GE ou issues de la littérature en termes de température de transformation ou encore de valeurs dans les propriétés. La raison à cela peut être une différence dans la composition des aciers utilisés dans chacune des études.

La mesure par feritscope semble faire preuve de duplicité puisque son utilisation paraît dépendante de l'état de contrainte du matériau mais cela pourrait également être une piste pour permettre l'investigation des contraintes résiduelles.

Il serait maintenant nécessaire d'orienter les travaux vers une caractérisation métallurgique en utilisant par exemple les échantillons qui ont été austénitisés puis revenus. De la même façon, il serait intéressant de vérifier la concordance d'au moins une propriété mécanique fournie par GE avec l'acier 415 de notre composition.

V.2 Modélisation thermique

Selon le même principe que pour l'acier inoxydable austénitique 304L, un mur a été fabriqué afin de pouvoir modéliser thermiquement le comportement de la pièce durant sa fabrication.

V.2.1 Configuration expérimentale et instrumentation

La configuration expérimentale est identique à celle précédemment mise en œuvre lors de la modélisation mécanique des déplacements du 304L à savoir, comme indiqué sur la Figure V-12, un bridage aux deux extrémités seulement et dix dépôts en aller-retour sur une tôle de 5,5 mm d'épaisseur et 150 s de refroidissement entre chaque passe.

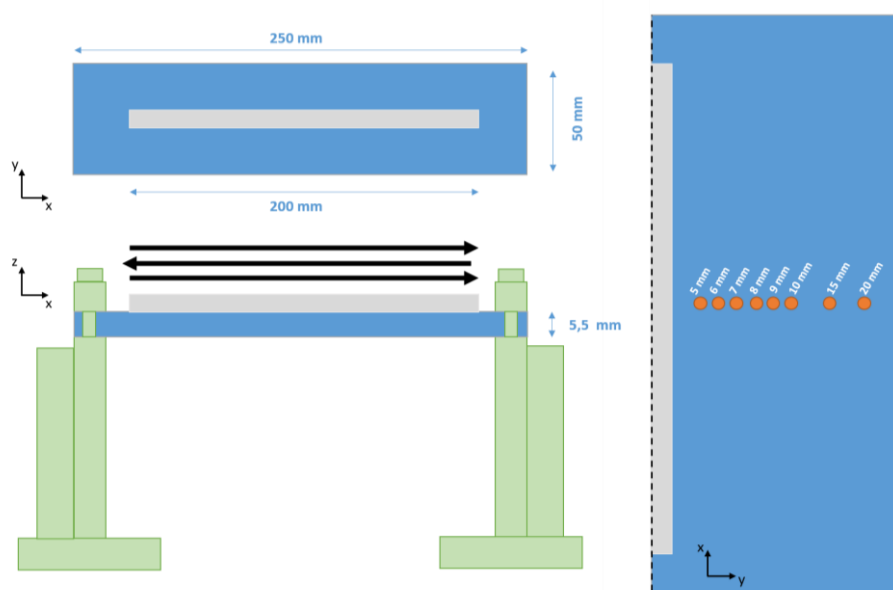


FIGURE V-12. CONFIGURATION EXPÉRIMENTALE LORS DES DÉPÔTS DE 415

Huit thermocouples de 200 μm ont également été placés sur la face inférieure du substrat, transversalement à la ligne de fusion afin d'apprécier les transferts thermiques au sein de celui-ci.

Les paramètres de dépôts ont été développés avec 150 s de refroidissement entre passes et sont répertoriés dans le Tableau V-2. Pour permettre l'obtention d'un mur homogène en largeur, ils ont dû être adaptés pour les 4 premières passes.

TABLEAU V-2. PARAMÈTRES DE DÉPÔT DES MURS EN 415

Paramètres	Vitesse de fil (m/min)	Vitesse de déplacement de la torche (cm/min)	Puissance (W)	Gaz	Débit de gaz (L/min)	Pré-gaz (s)	Post-gaz (s)
Passes 1 à 4	7	45	1530	Ar-10% CO ₂	15	3	3
Passes 5 à 10	6,3	50	1370				

Au total, une vingtaine d'essais a été réalisée pour mettre au point ces paramètres. Par rapport à ceux utilisés pour le 304L, ils ont dû être ajustés pour pouvoir obtenir une pénétration et un état de surface acceptables grâce à la proportion de gaz actif ajouté ainsi qu'une largeur de mur semblable à

celle obtenue précédemment sur le 304L dans l'optique de limiter les adaptations de source lors de la modélisation.

V.2.2 Modélisation

Comme dans le chapitre précédent, les conditions aux limites de pertes de chaleur par rayonnement et convection ont également été appliquées sur les 5 faces du métal de base du demi-assemblage modélisé avec une valeur d'émissivité constante de 0,8 et un coefficient de convection de $3 \text{ W} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{C}^{-1}$.

Les calculs ont été réalisés avec une chaleur spécifique constante (Depradeux, 2014a). Or la caractérisation grâce à la DSC a indiqué que la chaleur spécifique était plus élevée. Cela est d'ailleurs remarquable en comparant les courbes de refroidissement des thermogrammes de la Figure V-13 : le modèle étant moins capacitif, la température descend plus rapidement.

En se basant sur le premier dépôt, un second calcul a été effectué en considérant une chaleur spécifique plus élevée, de l'ordre de $625 \text{ J} \cdot \text{kg}^{-1} \cdot \text{C}^{-1}$. Bien qu'une amélioration puisse être notée, celle-ci n'est pas assez importante pour représenter assez fidèlement la pente de refroidissement du thermogramme expérimental.

Finalement, une chaleur spécifique dépendante de la température a été envisagée selon les variations linéaires suivantes : $500 \text{ J} \cdot \text{kg}^{-1} \cdot \text{C}^{-1}$ à 20°C pour atteindre $700 \text{ J} \cdot \text{kg}^{-1} \cdot \text{C}^{-1}$ à 700°C , descente jusqu'à $530 \text{ J} \cdot \text{kg}^{-1} \cdot \text{C}^{-1}$ à 900°C pour finir à $670 \text{ J} \cdot \text{kg}^{-1} \cdot \text{C}^{-1}$ à 1400°C . C'est cette dernière solution qui a permis de mieux reproduire les pentes de refroidissement des thermogrammes et cela sans avoir besoin de reprendre la forme de la zone fondue mobile puisque l'écart moyen entre les températures maximales atteintes était alors de 3,3 %.

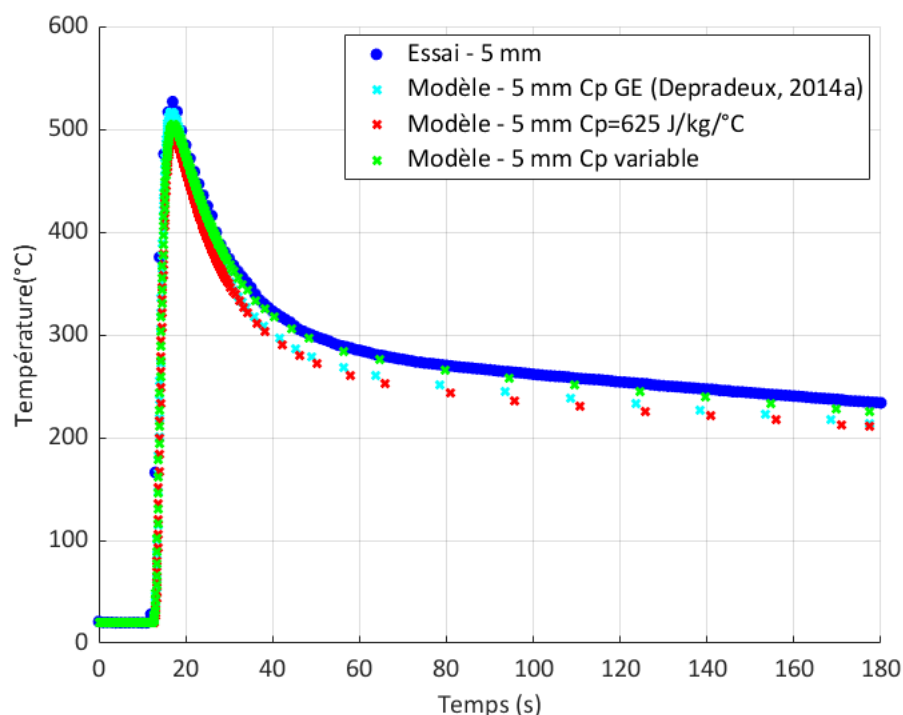


FIGURE V-13. COMPARAISON DES THERMOGRAMMES DU THERMOCOUPLE SITUÉ À 5 MM DE LA LIGNE DE FUSION EN FONCTION DE LA CHALEUR SPÉCIFIQUE UTILISÉE DANS LE MODÈLE POUR LA PREMIÈRE PASSE

La méthode de la zone fondue mobile a ainsi été de nouveau utilisée. Comme le montrent les résultats référencés dans le Tableau V-3, elle a permis de maintenir les écarts moyens entre les températures maximales atteintes expérimentales et modélisées en-dessous de 7,6% pour une longueur de bain représentée au millimètre près.

Chapitre V : Étude thermo - métallurgique - mécanique du procédé WAAM appliqué au 415

TABEAU V-3. COMPARAISON DES TEMPÉRATURES MAXIMALES ATTEINTES ET DES LONGUEURS DE BAIN ENTRE LA CONFIGURATION EXPÉRIMENTALE ET LA MODÉLISATION POUR LE MUR RÉALISÉ AVEC UN TEMPS DE REFROIDISSEMENT INTER-PASSES DE 150 s

	Passe 1	Passe 2	Passe 3	Passe 4	Passe 5	Passe 6	Passe 7	Passe 8	Passe 9	Passe 10
Écart moyen entre les $T_{\max}$ (%)	3,3	5,0	5,7	7,6	2,4	0,7	2,9	3,5	6,9	5,8
Différence longueur bain (mm)	0,3 ± 0,5	0,6 ± 0,8	0,9 ± 0,8	0,9 ± 1,5	0,2 ± 0,9	0,6 ± 0,9	-0,5 ± 1,2	0,0 ± 1,0	0,5 ± 1,0	0,2 ± 1,2

L'ensemble des thermogrammes est décrit sur la Figure V-14.

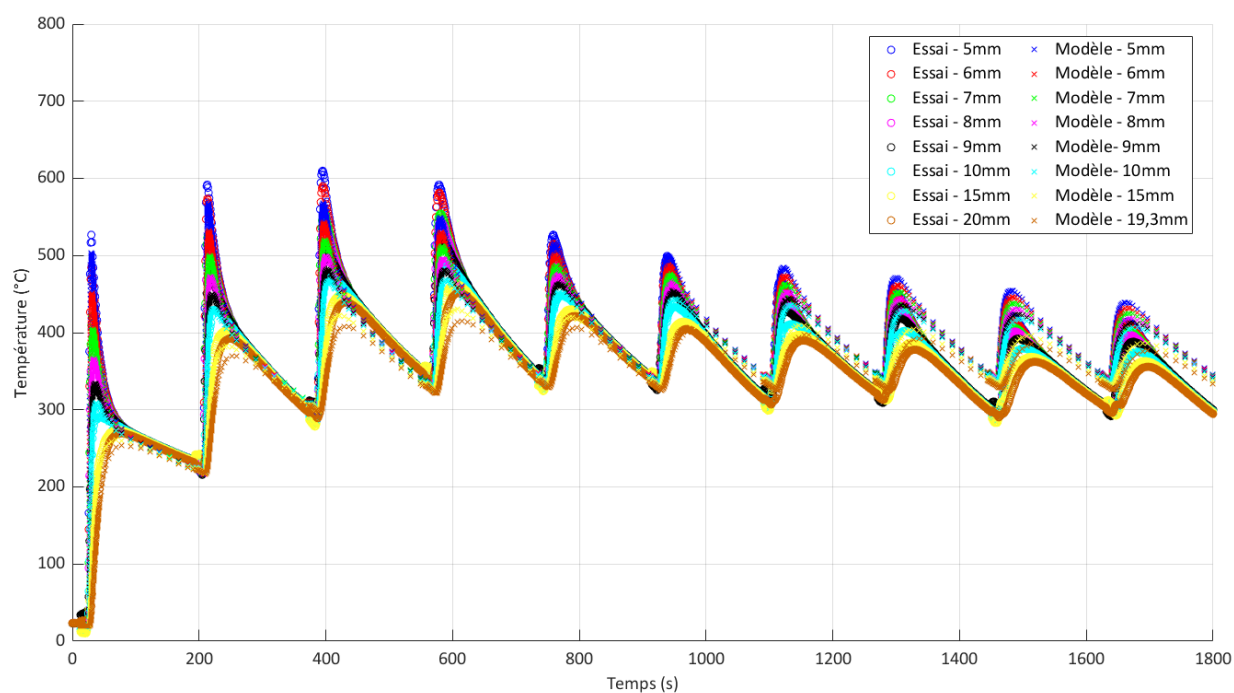


FIGURE V-14. COMPARAISON DES THERMOGRAMMES EXPÉRIMENTAUX ET SIMULÉS POUR L'ENSEMBLE DES THERMOCOUPLES

V.3 Étude expérimentale

En dehors du mur réalisé avec 150 s de refroidissement inter-passes, deux autres options ont été considérées : aucun temps de refroidissement entre passe et un temps variable permettant d'atteindre la température M_f entre chaque passe. Chacune de ces configurations a été réalisée deux fois et étudiée expérimentalement dans les paragraphes suivants.

V.3.1 Macrographies

La méthode de préparation métallographique a été détaillée dans le chapitre II. En fonction du temps de refroidissement, la révélation de la microstructure s'est avérée différente d'un mur à l'autre, comme le montre la Figure V-15, l'acide fluorhydrique semblant mettre en avant principalement la ferrite delta et la structure martensitique du métal de base.

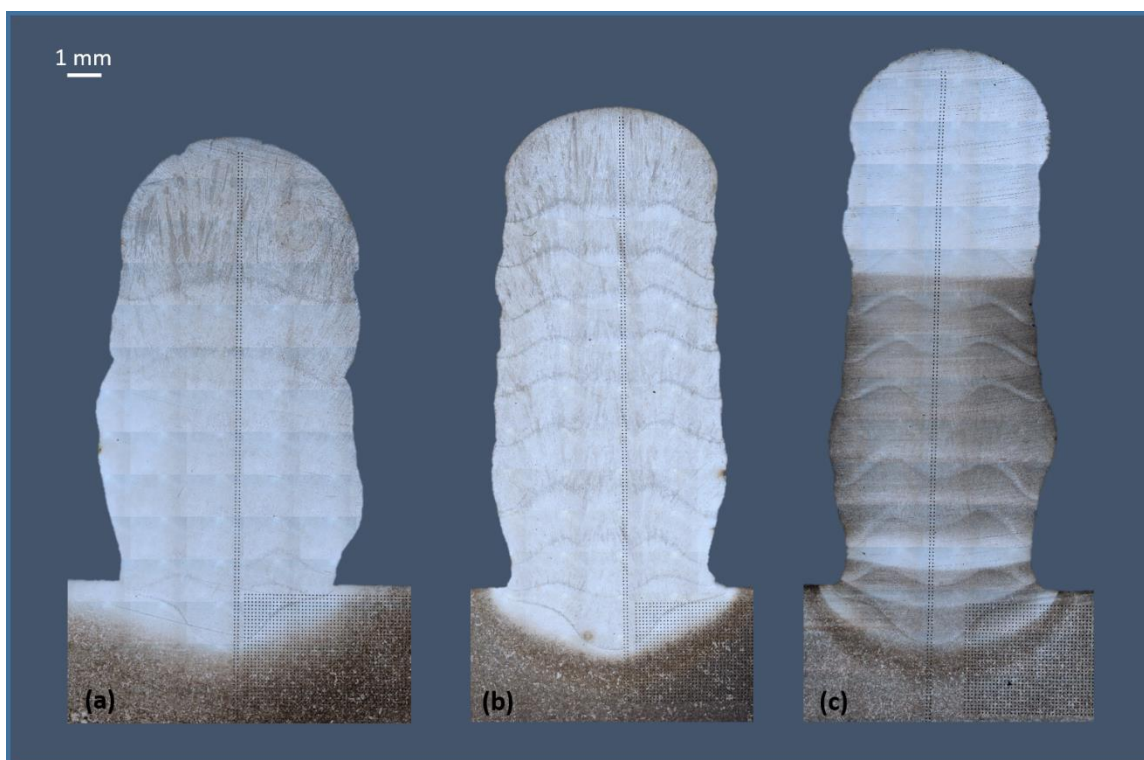
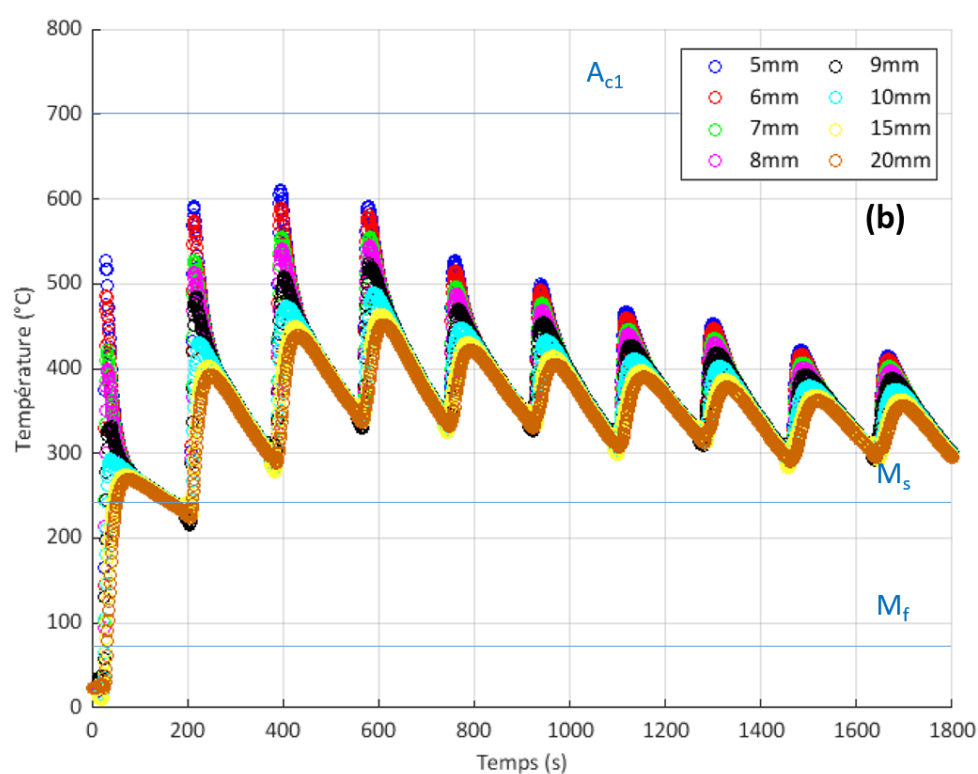
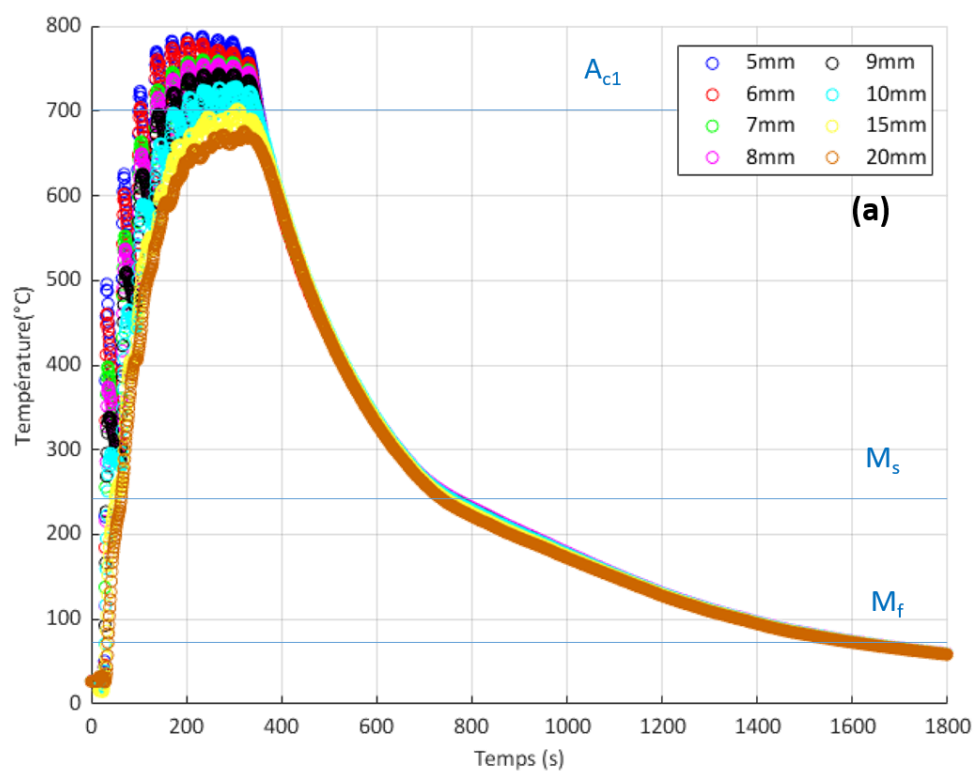


FIGURE V-15. MACROGRAPHIES DES MURS RÉALISÉS A) SANS TEMPS DE REFROIDISSEMENT ENTRE PASSES, B) AVEC 150 SECONDES DE REFROIDISSEMENT ENTRE PASSES, C) AVEC RETOUR SOUS M_f ENTRE PASSES

La transition entre chaque passe est surtout distincte sur la Figure V-15b en raison des liserés plus foncés qui correspondent à la partie « dual phase » de la Zone Affectée Thermiquement (ZAT). Le point commun entre les macrographies des murs réalisés sans refroidissement et avec 150 secondes de refroidissement entre passes se trouve dans la microstructure de la dernière passe qui est particulièrement grossière. Une raison à cela pourrait être le fait que la transformation martensitique n'a lieu qu'à la toute fin du dépôt, comme en témoignent les thermogrammes de la Figure V-16 avec un passage sous M_s une fois l'ensemble des passes réalisé. La microstructure du mur avec retour sous M_f entre passes est particulière avec une transition marquée à la septième passe par un changement de couleur sur la macrographie (Figure V-15c) témoin a priori d'une plus grande proportion de ferrite delta dans la partie inférieure du mur, après observation à plus fort grossissement.

Chapitre V : Étude thermo - métallurgique - mécanique du procédé WAAM appliqué au 415



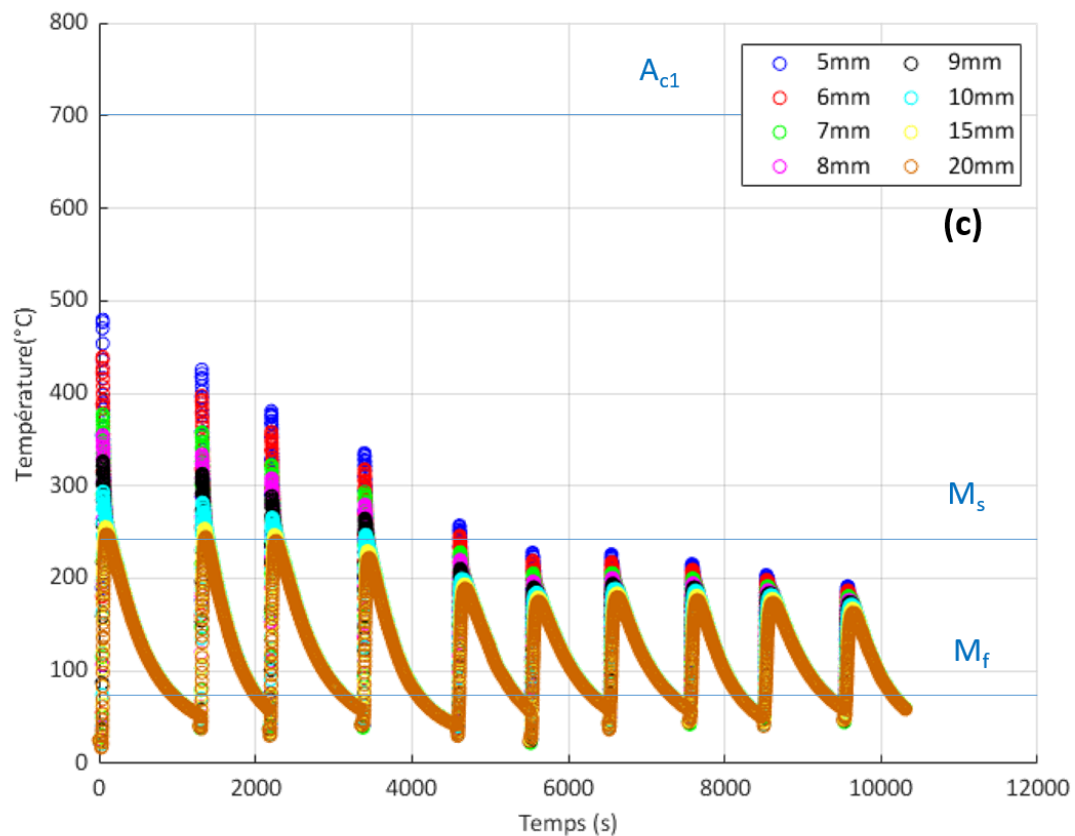


FIGURE V-16. THERMOGRAMMES DES MURS RÉALISÉS A) SANS TEMPS DE REFROIDISSEMENT ENTRE PASSES, B) AVEC 150 SECONDES DE REFROIDISSEMENT ENTRE PASSES, C) AVEC RETOUR SOUS M_f ENTRE PASSES

Géométriquement, plus le temps de refroidissement est long et plus le mur va être haut et fin avec un mur de 15,7 mm de hauteur pour 5,2 mm de largeur dans le cas du retour sous M_f entre passes contre 13 mm de hauteur pour 6,4 mm de largeur sans refroidissement.

V.3.2 Dureté

Après un premier monodépôt, une filiation de dureté et une cartographie au niveau de la ZAT ont été réalisées sous une charge de 0,3 kgf. Les résultats sont présentés sur la Figure V-17. Au sein de la zone fondue tout d'abord, les résultats sont homogènes avec une dureté en moyenne de 350 $HV_{0,3}$. Le métal de base présente une dureté inférieure, environ 300 $HV_{0,3}$ ce qui correspond à l'état revenu à 600 °C-700 °C du paragraphe V.1.4. La ZAT semble montrer une dureté uniformément plus élevée, supérieure à 370 $HV_{0,3}$, ce qui pourrait être le témoin d'une microstructure plus fine.

Chapitre V : Étude thermo - métallurgique - mécanique du procédé WAAM appliqué au 415

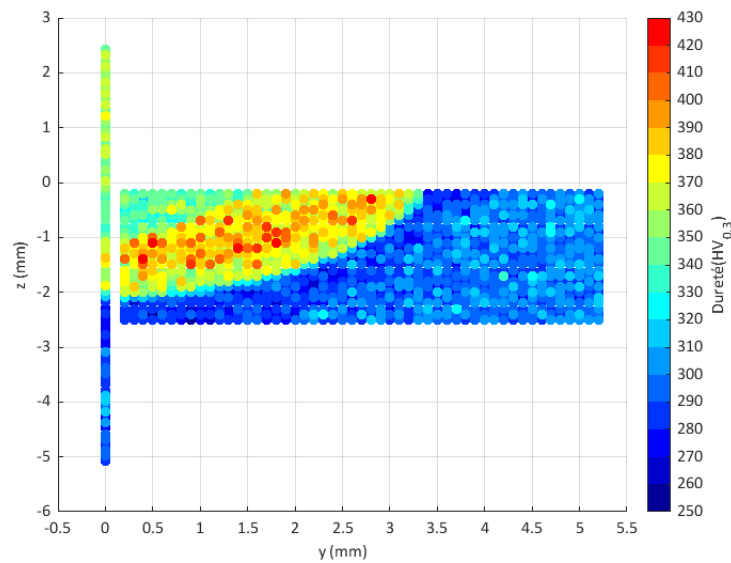


FIGURE V-17. CARTOGRAPHIE DE LA DURETÉ VICKERS POUR UN MONO-CORDON EN 415

Selon le même principe, des cartographies des ZAT des murs ont été menées, au niveau du premier cordon. Celles-ci sont représentées sur la Figure V-18 : typiquement plus le temps de refroidissement entre passes est court, plus la ZAT est étendue. Dans le cas où aucun temps de refroidissement n'a été observé, la demi-ZAT mesure plus de 5 mm de large et 3 mm de haut.

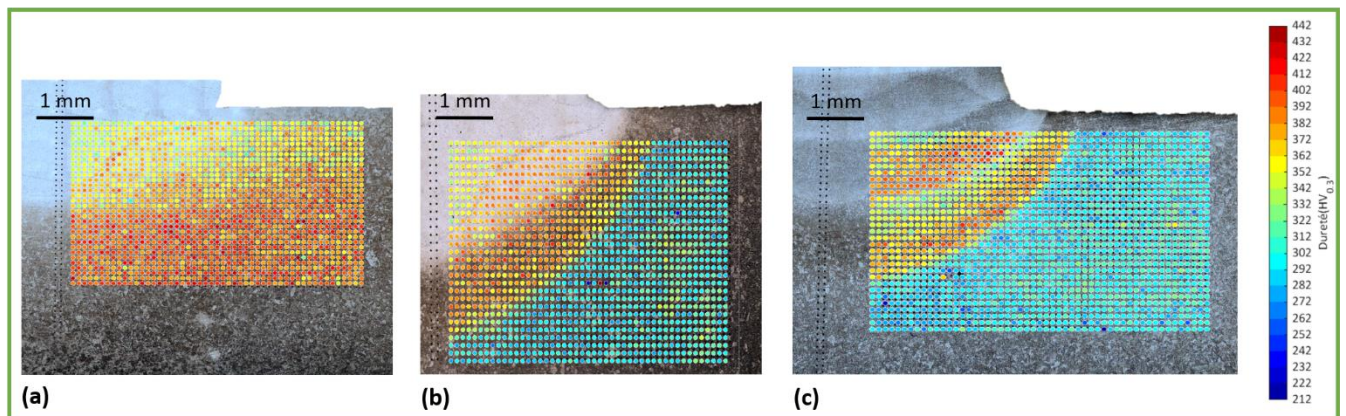


FIGURE V-18. CARTOGRAPHIES DE DURETÉ VICKERS AU NIVEAU DE LA ZAT DANS LE MÉTAL DE BASE DES MURS RÉALISÉS A) SANS TEMPS DE REFROIDISSEMENT ENTRE PASSES, B) AVEC 150 SECONDES DE REFROIDISSEMENT ENTRE PASSES, C) AVEC RETOUR SOUS M_f ENTRE PASSES

Les filiations de duretés réalisées le long des murs (Figure V-19) ont permis de confirmer la similitude entre les essais réalisés entre 0 et 150 secondes de refroidissement puisque dans les deux cas leur dureté est en moyenne de 360 HV_{0.3}. En revanche, les deux zones distinguées par l'attaque métallographique sont indiscernables en termes de dureté pour le mur dont l'attente inter-passes a permis un retour sous la température de M_f .

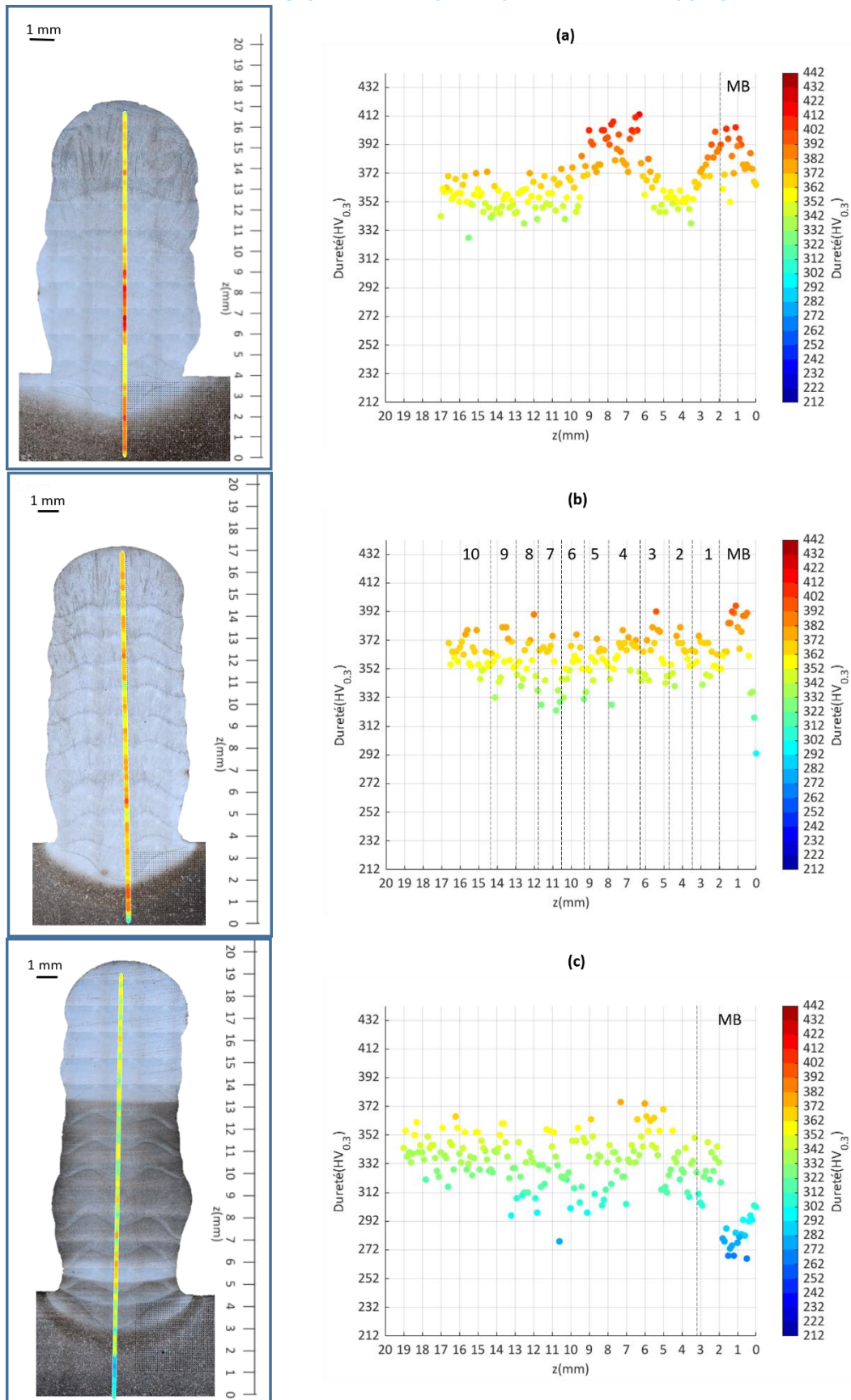


FIGURE V-19. FILIATIONS DE DURETÉ VICKERS LE LONG DU MUR POUR LES DÉPÔTS RÉALISÉS A) SANS TEMPS DE REFROIDISSEMENT ENTRE PASSES, B) AVEC 150 SECONDES DE REFROIDISSEMENT ENTRE PASSES, C) AVEC RETOUR SOUS M_f ENTRE PASSES

V.3.3 Ferritoscopie

De la même façon que pour la dureté, des filiations de teneur en phases ferromagnétiques ont été réalisées le long des murs. Les résultats sont exposés sur la Figure V-20.

Le fait que les points de mesure aux extrémités soient systématiquement plus faibles est dû à la trop grande proximité de la sonde et du bord de l'échantillon qui ne devraient pas excéder 2 mm. Comme en ce qui concerne la dureté, les deux premiers murs présentent des résultats similaires, avec un taux de ferrite/martensite proche de 78 % tout au long du mur. Au contraire, une variation nette de la proportion de phases ferromagnétiques est remarquable dans le mur exécuté avec un retour sous M_f entre passes : celle-ci est d'environ 90% en bas de mur puis elle perd une dizaine de points dès le milieu de la septième passe pour terminer aux alentours de 70%. Ce subit changement de magnétisme pourrait être la marque d'une martensite revenue, relaxée de contraintes, comme ont pu le montrer les essais de traction combinés aux mesures de ferritoscopie précédents. Néanmoins, aucune évolution de dureté n'ayant été détectée, la source de cette variation pourrait être toute autre, des analyses supplémentaires seraient nécessaires. Cela pourrait simplement être la conséquence de la présence de plus de ferrite delta dans le bas du cordon en raison peut-être du fait que les cordons inférieurs passent moins de temps à haute température lors de la période inter-passes ne laissant pas la possibilité à la ferrite delta de pouvoir ségréger comme dans les autres configurations. L'application d'un traitement thermique au-dessus de A_{c1} ou la superposition de nouveaux dépôts au-dessus de ce mur pourrait permettre d'investiguer cette hypothèse.

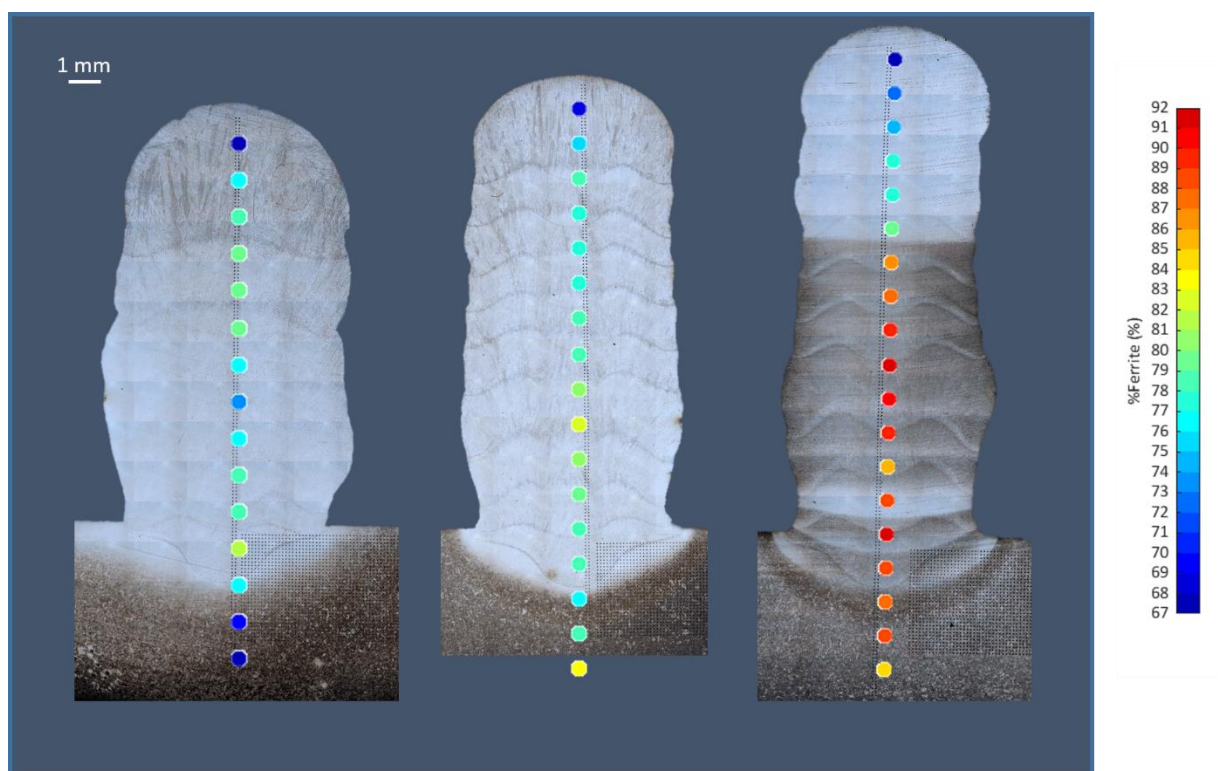


FIGURE V-20. COMPARAISON DE LA TENEUR EN PHASES FERROMAGNÉTIQUES DANS LES MURS RÉALISÉS A) SANS TEMPS DE REFROIDISSEMENT ENTRE PASSES, B) AVEC 150 SECONDES DE REFROIDISSEMENT ENTRE PASSES, C) AVEC RETOUR SOUS M_f ENTRE PASSES

V.3.4 Analyses EBSD et EDX

La microstructure des murs a été examinée par microscopie électronique à balayage et analysée en EBSD et EDX. Sont exposés sur la Figure V-21, la Figure V-22 et la Figure V-23 les résultats pour le mur dont les dépôts ont été réalisés avec un temps de refroidissement permettant le retour sous la température M_f entre chaque passe.

Quel que soit le mur étudié, aucune autre phase que de la ferrite ou de la martensite (phase BCC) n'a été indexée lors de l'analyse EBSD (Figure V-21). Aucune trace d'austénite résiduelle n'a donc été trouvée. Cela a été confirmée par la réalisation de diffractogrammes supplémentaires en DRX. En revanche, les analyses EDX (Figure V-22, Figure V-23) ont permis de distinguer :

- D'une part, la présence d'oxydes de silicium voire de silicates de manganèse ce qui n'est ;
- D'autre part, la présence de ferrite delta en raison des variations corrélées de chrome et nickel : les zones enrichies en Cr en appauvries en Ni sont caractéristiques de la ferrite delta. La comparaison de sa répartition entre le haut et le bas du mur laisse apparaître une plus grande proportion de ferrite delta dans la partie basse du mur, comme précédemment observé sur la macrographie Figure V-15c.

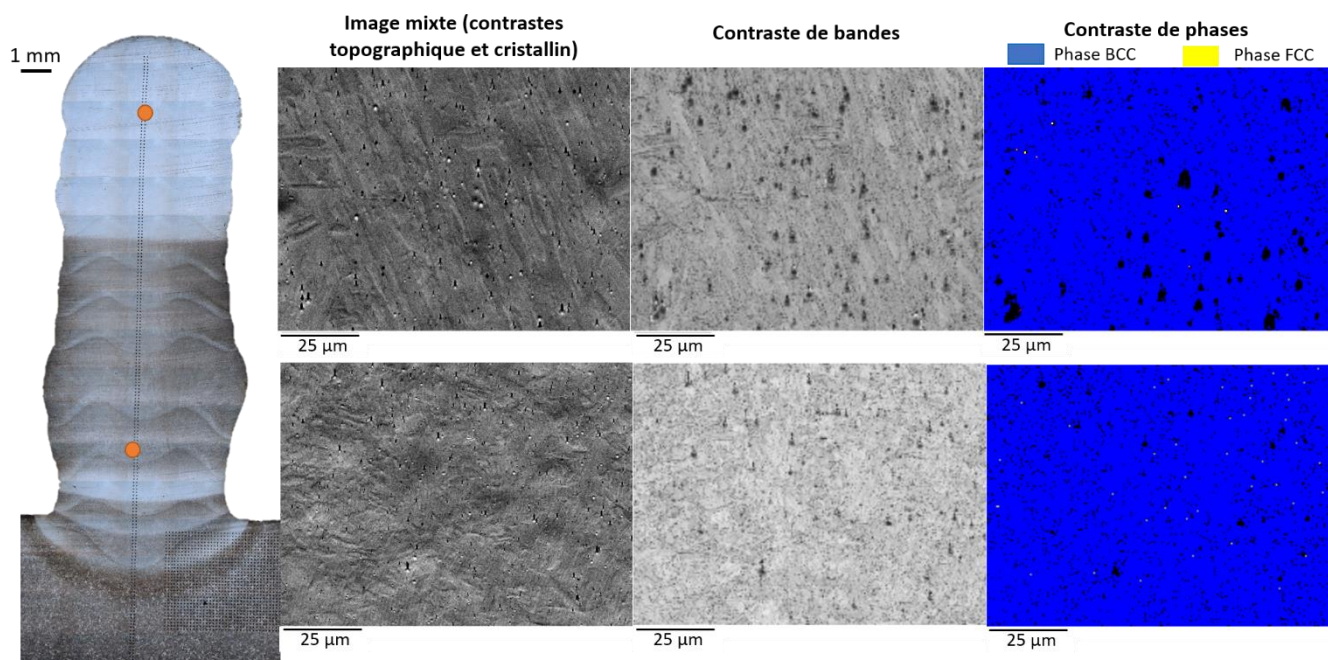


FIGURE V-21. ANALYSE EBSD DU MUR RÉALISÉ AVEC REFROIDISSEMENT INTER-PASSES À TEMPÉRATURE INFÉRIEURE À M_f

Chapitre V :
Étude thermo - métallurgique - mécanique du procédé WAAM appliqué au 415

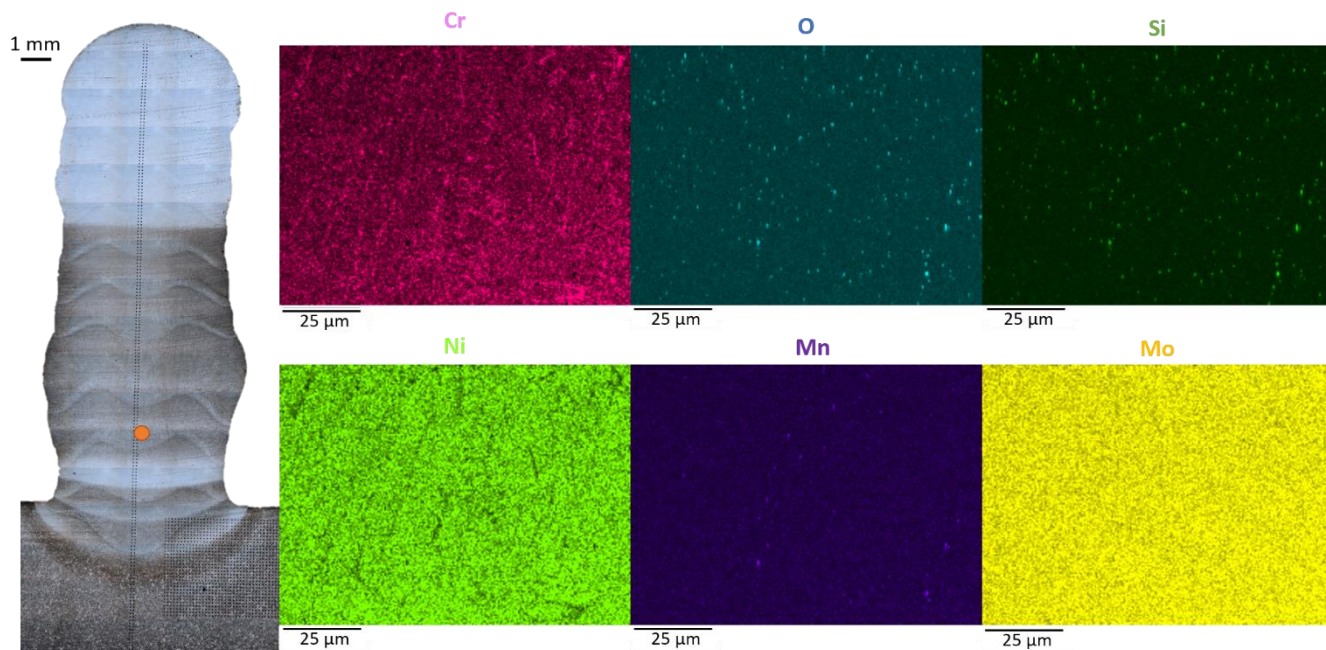


FIGURE V-22. CARTOGRAPHIES EDX EN BAS DE MUR – REFROIDISSEMENT INTER-PASSES À TEMPÉRATURE INFÉRIEURE À M_F

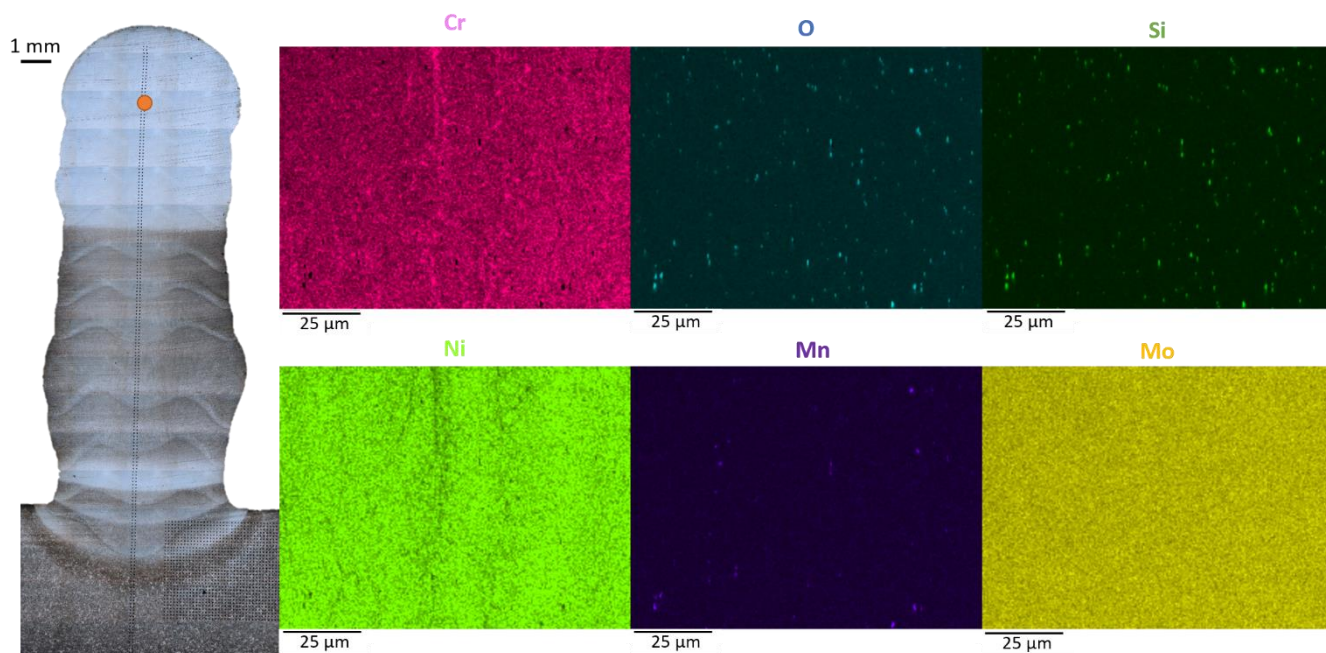
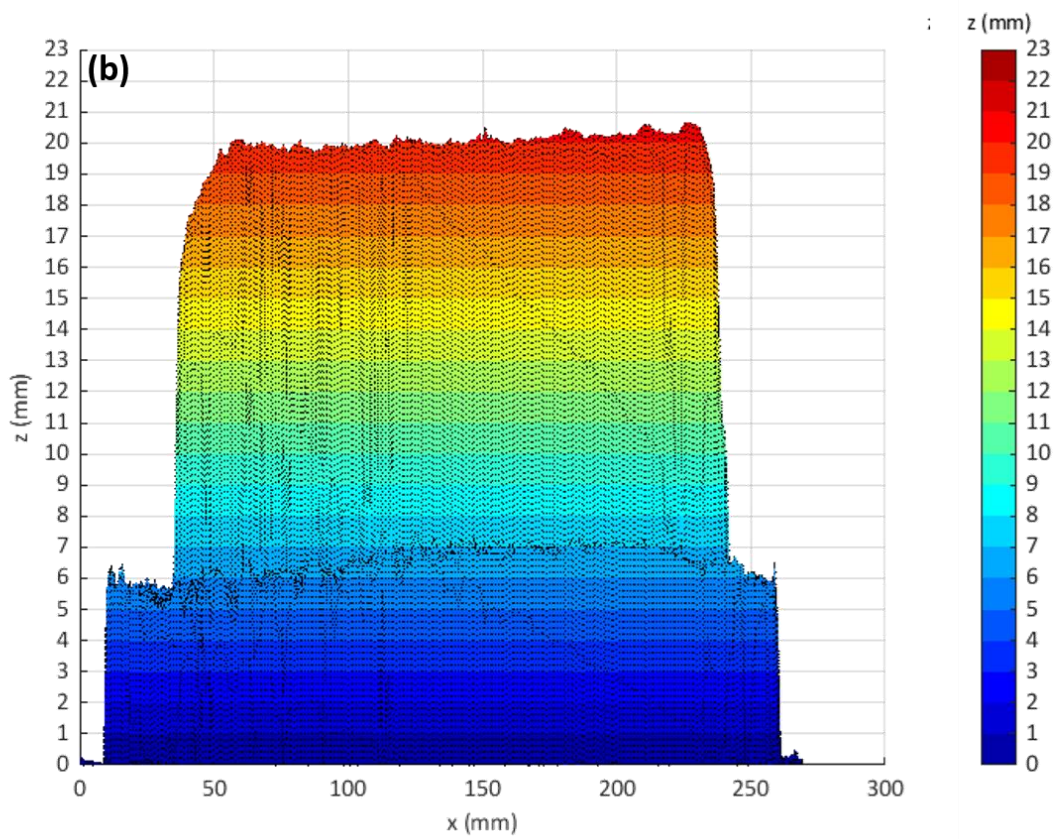
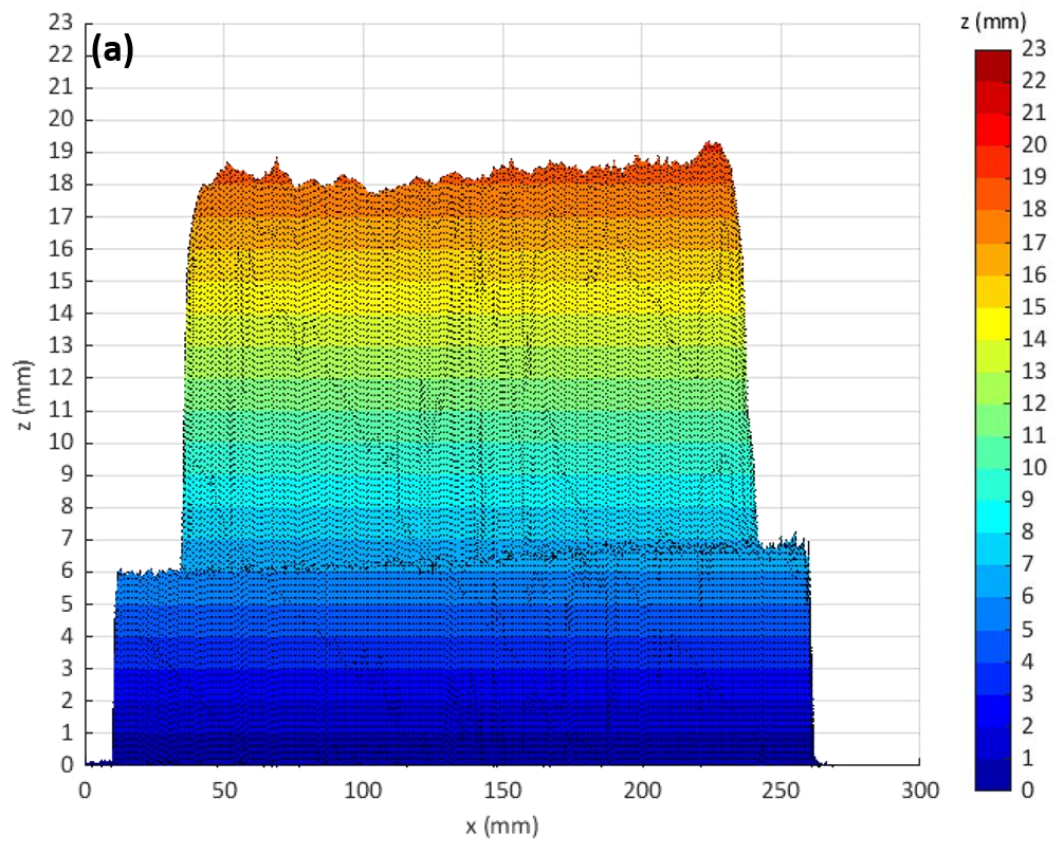


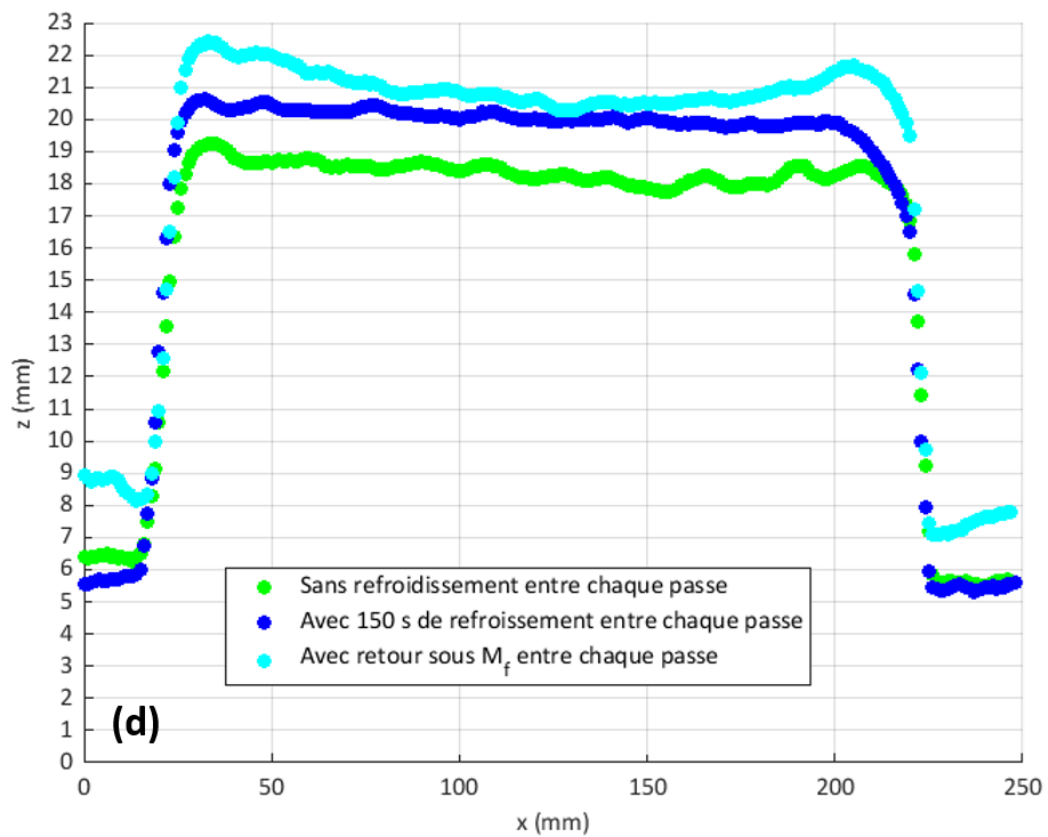
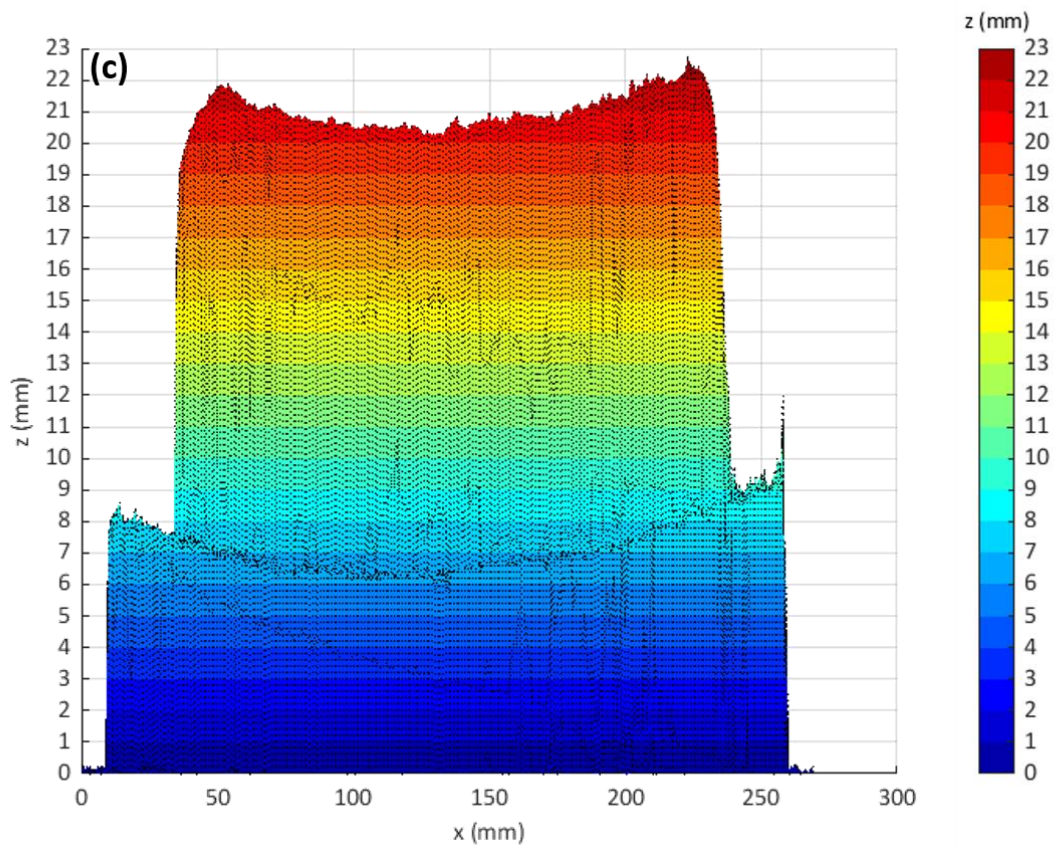
FIGURE V-23. CARTOGRAPHIES EDX EN HAUT DE MUR - REFROIDISSEMENT INTER-PASSES À TEMPÉRATURE INFÉRIEURE À M_F

V.3.5 Mesure du déplacement

De manière semblable aux essais du plan d'expériences, les murs ont été scannés suite à leur débridage. Leurs profils tridimensionnels sont représentés sur la Figure V-24.

Chapitre V :
Étude thermo - métallurgique - mécanique du procédé WAAM appliqué au 415





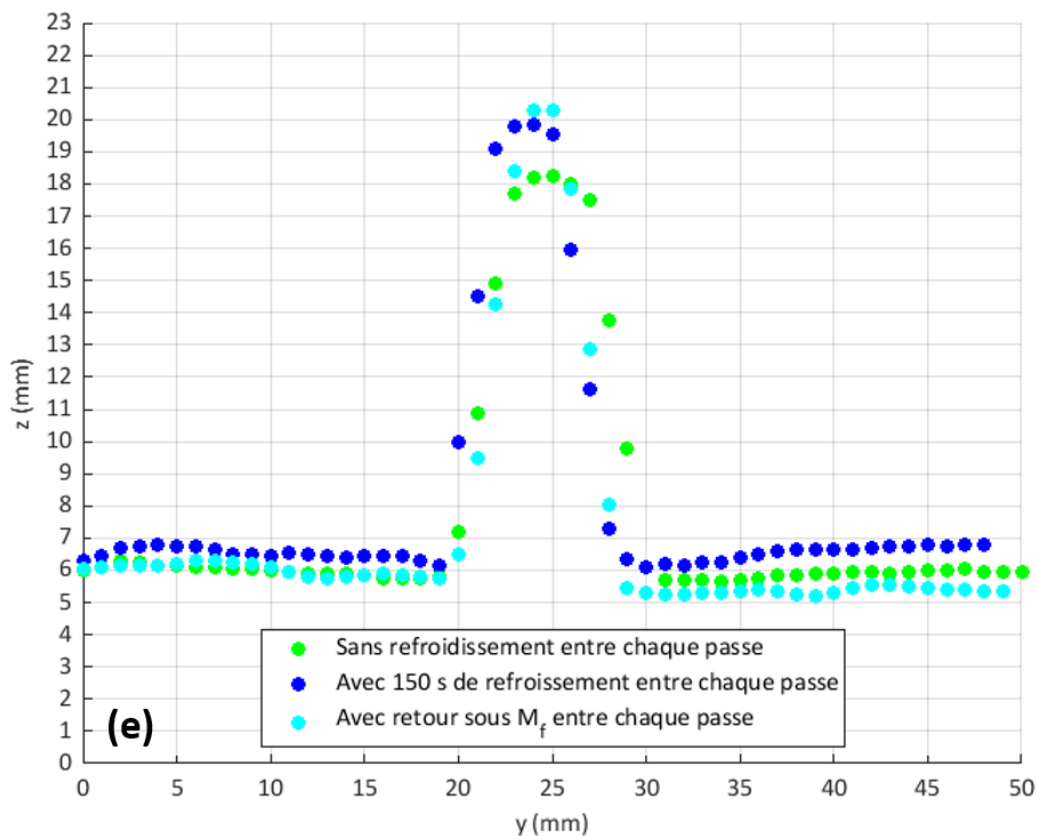


FIGURE V-24. PROFILS TRIDIMENSIONNELS DE DÉFORMATIONS DES MURS RÉALISÉS A) SANS TEMPS DE REFROIDISSEMENT ENTRE PASSES, B) AVEC 150 SECONDES DE REFROIDISSEMENT ENTRE PASSES, C) AVEC RETOUR SOUS M_f ENTRE PASSES ET COMPARAISON DES PROFILS DÉFORMÉS D) LONGITUDINAUX ET E) TRANSVERSAUX DES DIFFÉRENTES CONFIGURATIONS DE MURS

La comparaison des mesures des profils déformés longitudinaux et transversaux des différentes configurations de murs (Tableau V-4), révèle que les déplacements des murs sans refroidissement et à 150 secondes de refroidissement sont quasiment trois fois plus faibles devant ceux du mur atteignant M_f .

TABLEAU V-4. COMPARAISON DES HAUTEURS DE DÉPLACEMENTS TRANSVERSAUX ET LONGITUDINAUX DES DIFFÉRENTES CONFIGURATIONS DE MURS

Temps de refroidissement	0s – n°1	0s – n°2	150s – n°1	150s – n°2	M_f – n°1	M_f – n°2
Déplacement transversal (mm)	0.6	0.7	1.3	1.3	0.3	0.3
Déplacement longitudinal (mm)	0.5	0.2	0.0	0.0	2.9	2.9

Cela confirme ce que les essais Satoh de GE (Depradeux, 2013a) laissaient présager. En effet, d'après la Figure V-25 qui représente trois essais composés chacun de deux cycles (une austénitisation suivie d'un revenu à la même température (a), à environ 60 % du premier cycle (b) ou encore à environ 50 % du premier cycle (c)) le constat est le suivant : plus la température de revenu est basse, plus les contraintes résiduelles mesurées sont importantes. Cette observation, mise en regard des thermogrammes de la Figure V-16, semble indiquer que le déplacement sera plus important pour le mur réalisé avec un temps de refroidissement permettant le retour sous M_f ce qui est finalement effectivement le cas.

Chapitre V : Étude thermo - métallurgique - mécanique du procédé WAAM appliqué au 415

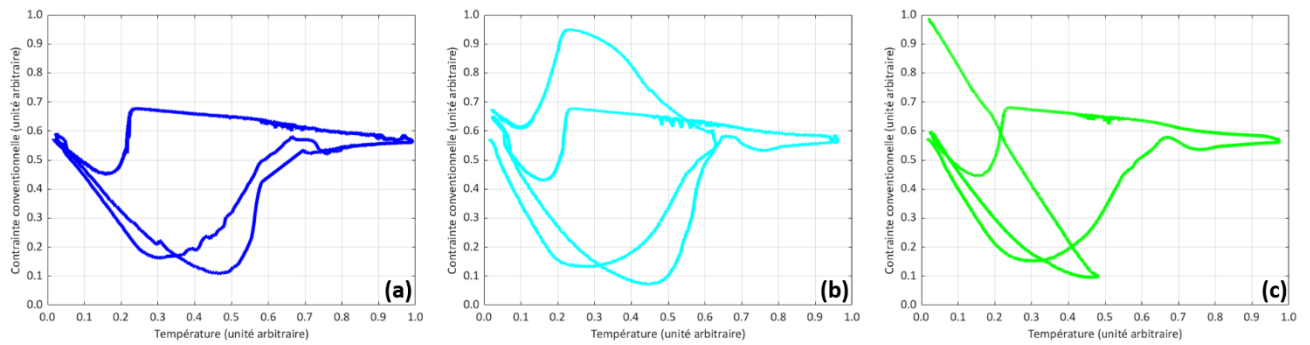


FIGURE V-25. ESSAIS SATOH RÉALISÉS PAR GE AVEC REVENU A) À LA TEMPÉRATURE D'AUSTÉNITISATION, B) À ENVIRON 60 % DU PREMIER CYCLE, C) À ENVIRON 50 % DU PREMIER CYCLE.

Le déplacement du substrat a également été monitoré durant le dépôt au moyen de la caméra haute vitesse, comme le montre la Figure V-26a pour le mur dont le dépôt a été fait sans temps de refroidissement inter-passes. Le cercle bleu représente la position de la tôle avant le dépôt du mur tandis que le cercle rouge indique la situation du substrat à l'extinction de l'arc. Cette variation n'a pas pu être enregistrée par la caméra en raison de l'éblouissement de la caméra par l'arc électrique pendant le dépôt.

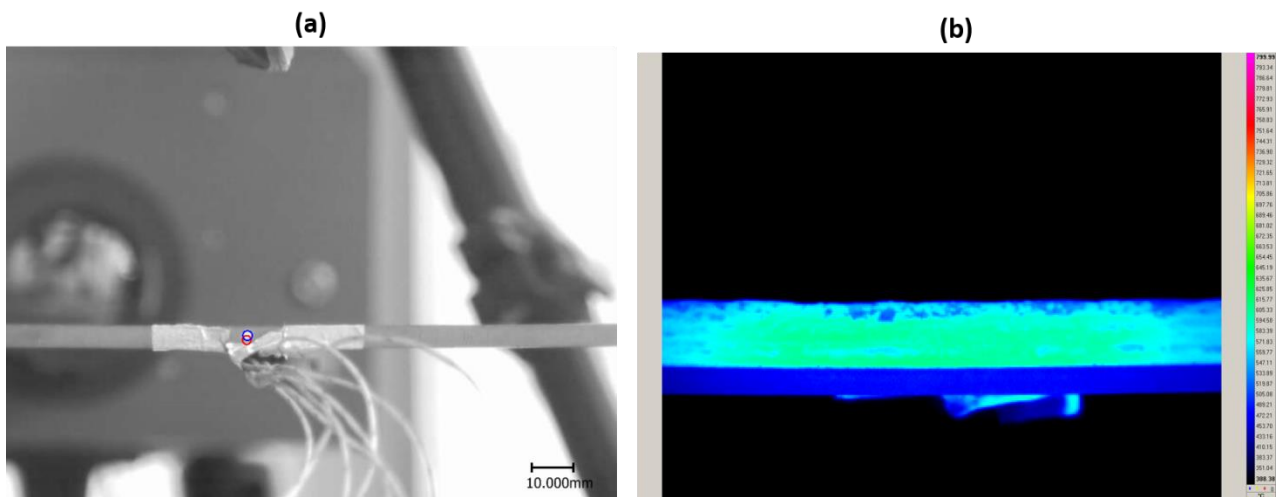


FIGURE V-26. A) IMAGE ISSUE DE LA CAMÉRA HAUTE VITESSE POUR LE MONITORING DU DÉPLACEMENT DE LA TÔLE LORS DU DÉPÔT DU MUR RÉALISÉ SANS TEMPS DE REFROIDISSEMENT (ROND BLEU : POSITION INITIALE, ROND ROUGE : POSITION À L'EXTINCTION DE L'ARC)

B) IMAGE ISSUE DE LA CAMÉRA THERMIQUE INFRA-ROUGE 400 S APRÈS LE DÉBUT DU DÉPÔT

D'après la Figure V-26b, la température au sein de la pièce est relativement homogène dans sa partie centrale et qualitativement, au bout de 400s, le mur est environ 100°C plus chaud que le substrat donc que le thermogramme représenté sur la Figure V-27. Après s'être déplacé vers le bas pendant le dépôt, le substrat reste immobile pendant les premières secondes du refroidissement, entre 700°C et 450°C environ. Sa position va ensuite s'élever de manière exponentielle jusqu'à 90 °C pour atteindre 1,70 mm. Ce sont donc les transformations de phases à basse température qui semblent piloter les déplacements de la pièce dans le cas de la fabrication additive arc-fil du 415. La température de début de déplacement est supérieure au M_s , mais les mesures des thermocouples se faisant dans la partie centrale, donc la plus chaude, il est probable que le M_s soit atteint prioritairement aux extrémités du substrat engendrant alors le déplacement de toute la pièce.

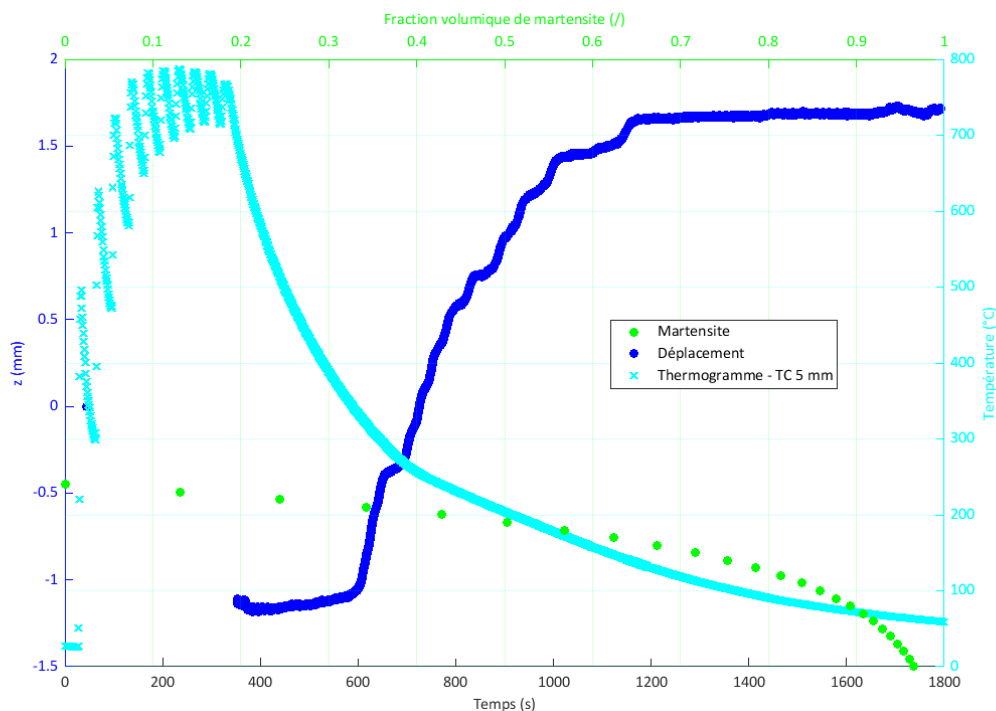


FIGURE V-27. COMPARAISON DU THERMOGRAMME À 5 MM, DU DÉPLACEMENT DU SUBSTRAT EN FONCTION DU TEMPS ET DE LA VARIATION DE LA FRACTION VOLUMIQUE DE LA MARTENSITE EN FONCTION DE LA TEMPÉRATURE EN CE MÊME POINT POUR LE MUR RÉALISÉ SANS TEMPS DE REFROIDISSEMENT ENTRE PASSES

Cette cinquième partie terminait ces travaux par l'étude d'un matériau présentant une transformation en phase solide, l'acier inoxydable martensitique 415.

Dans un premier temps, plusieurs étapes de caractérisation ont été réalisées afin de valider certaines données de la littérature (dilatométrie, DSC). Des disparités ont été repérées dans les températures de transformations qui peuvent potentiellement être dues aux variations de compositions chimiques entre les alliages considérés ou bien aux vitesses de refroidissement observées qui peuvent amener à la formation de bainite.

Afin d'investiguer le caractère multipasse de la fabrication additive, des traitements thermiques de revenu et des essais de dureté et de ferritoscopie ont été menés ainsi que des combinaisons avec des essais de traction. Sur de simples échantillons, des liens ont pu être établis entre dureté et teneur en phases ferromagnétiques ainsi qu'entre déformation plastique et proportion en phases ferromagnétiques. En revanche, l'étude de murs fabriqués selon différentes stratégies de refroidissement inter-passes a été plus complexe et n'a pas permis de pouvoir statuer sur le comportement vis-à-vis de ces grandeurs. Pour cela, des observations complémentaires pourraient être faites en termes de contraintes résiduelles par exemple.

Ensuite, l'utilisation de la méthode de la zone fondue mobile a une nouvelle fois montré ses preuves dans le cadre de la modélisation thermique avec un écart moyen entre températures maximales atteintes expérimentales et modélisées inférieur à 7,6% et une différence de longueur de bain limitée au millimètre.

Pour finir, deux autres configurations de murs ont été étudiés en faisant varier la durée de refroidissement inter-passes. Comme pour l'acier inoxydable 304L, les déformations des substrats ont été mesurées et comparées et il apparaît que la plage de temps de refroidissement comprise entre 0 s et 150 s serait susceptible de limiter les déplacements du substrat tout en permettant d'obtenir un mur de qualité géométrique acceptable.

Chapitre V :
Étude thermo - métallurgique - mécanique du procédé WAAM appliqué au 415

Conclusion générale

Conclusion

Pour rappel, les objectifs de ce travail de thèse étaient les suivants :

- Mener une étude expérimentale afin d'investiguer les paramètres influençant les déformations lors des dépôts en fabrication additive métallique arc-fil et déterminer ainsi les configurations permettant les limiter ;
- Mettre en place un modèle thermo-mécanique prédictif capable de représenter fidèlement le comportement expérimental observé.

Le premier chapitre a permis de faire un tour d'horizon de la fabrication additive en général et de présenter plus particulièrement la fabrication additive arc-fil ainsi que la source de chaleur utilisée qui s'appuie sur le Gas Metal Arc (GMA). Celui-ci, dérivant du soudage, rend le procédé économiquement attractif. Néanmoins, les gradients thermiques engendrés par le procédé sont également source de verrous technologiques comme les déformations. Celles-ci peuvent être modélisées par l'intermédiaire d'un calcul par éléments finis, grâce, par exemple, au logiciel Abaqus®. L'étude bibliographique fait donc ensuite le point sur les différents types de modélisation d'apport de chaleur et de matière qu'il est possible d'utiliser dont les principales sont la modélisation multiphysique et la modélisation équivalente. La première nécessitant une quantité importante de paramètres et des temps de calcul considérables afin de prendre en compte toutes les physiques rentrant en jeu lors du dépôt, c'est la seconde qui a été retenue dans le cadre de ce travail : la modélisation équivalente avec l'utilisation d'une source équivalente.

Le second chapitre présente en détails les deux matériaux utilisés dans ce travail, les aciers inoxydables austénitique 304L et martensitique 415. La connaissance de leurs compositions chimiques, de leurs propriétés thermo-physiques et mécaniques et de leurs microstructures est essentielle pour la modélisation. Ce chapitre introduit également le matériel utilisé dans le cadre expérimental et numérique ainsi que les techniques ayant permis la caractérisation géométrique, thermique, mécanique et l'analyse métallurgique des pièces produites par fabrication additive arc-fil dans les chapitres suivants.

Le troisième chapitre traite de la réalisation d'un cas test en 304L pour détailler le comportement thermique d'un mur.

À cette fin, cinq passes ont été superposées sur le chant d'une tôle tandis que la mesure de la température a été monitorée par l'intermédiaire de thermocouples et d'une caméra thermique infra-rouge. L'acquisition des thermogrammes expérimentaux et l'estimation de la taille de la zone fondue ont permis tout d'abord d'étudier différentes modélisations de sources issues de la littérature, de les modifier, voire même de les combiner. Sur l'ensemble des cinq passes, deux modèles ont été entièrement développés : un utilisant la source de Goldak et l'autre la méthode de la zone fondue mobile. Leur comparaison indique que :

- Quelle que soit la méthode utilisée, il n'y a pas plus de 50 °C d'écart d'observés entre les températures maximales atteintes expérimentalement et numériquement. Par ailleurs, plus la distance entre les thermocouples et le bain de fusion augmente, c'est-à-dire plus le mur devient haut, plus il devient difficile de respecter les conditions thermiques et/ou géométriques observées expérimentalement ;
- La méthode de la zone fondue mobile permet une meilleure représentation des dépôts en termes de géométrie ;

Conclusion générale

- L'utilisation de la source de Goldak autorise une modélisation convenable des transferts thermiques au cours des cinq passes moyennant une adaptation de la puissance au fur et à mesure que le nombre de passes augmente et aux dépens des dimensions du bain de fusion.

Le quatrième chapitre détaille le volet mécanique des travaux, tant bien expérimentaux que numériques.

Tout d'abord le cas test a été entièrement modélisé mécaniquement à la fois avec la source de Goldak et avec la méthode de la zone fondue mobile avec une loi de comportement élastoplastique avec écrouissage isotrope non linéaire mais sa configuration ne donnant pas lieu à des déplacements assez importants pour pouvoir être mesurés et comparés aux modèles numériques, un plan d'expériences a été conduit. Celui-ci avait pour objectif de permettre de quantifier l'effet de différents paramètres sur les déformations : l'énergie de dépôt, le nombre de passes, l'épaisseur du substrat et le temps de refroidissement inter-passes. Chaque expérience a été répétée deux fois, laissant alors apparaître une dispersion des résultats de l'ordre de 30% à 40% semblant liée au bridage des pièces. Cependant, deux observations remarquables ont pu être faites :

- Les déplacements sont corrélés négativement avec l'épaisseur du substrat ;
- Le déplacement longitudinal est corrélé positivement avec le nombre de passes.

Afin de pouvoir comparer l'influence de la forme de la pénétration engendrée par les deux sources équivalentes, une nouvelle configuration a été étudiée et modélisée thermiquement et mécaniquement : un dépôt de trois passes en aller-retour sur une tôle de 5 mm d'épaisseur. Il est apparu que la source de Goldak ne représentait pas l'asymétrie des profils déformés longitudinaux observée expérimentalement et sous-estimait le niveau général des déplacements tandis que la méthode de la zone fondue mobile ne présentait pas plus de 11% d'écart avec les mesures de déplacements longitudinaux expérimentales. La prédictibilité du modèle avec la méthode de la zone fondue mobile a pu être confirmée sur 10 passes.

La forme de la pénétration modélisée semble donc déterminante dans les résultats mécaniques et la méthode de la zone fondue mobile paraît alors plus adaptée.

Le cinquième chapitre clôture ces travaux par la volonté de complexifier la modélisation avec un matériau présentant une transformation en phase solide, l'acier inoxydable martensitique 415.

La caractérisation thermophysique réalisée au moyen d'essais de dilatométrie libre et de DSC a permis de mettre en avant des disparités par rapport aux données issues de la base de données GE ou de la littérature. Cela pourrait être dû à des différences de composition chimique entre les nuances d'alliages considérées. Par ailleurs, malgré l'établissement de liens entre dureté et teneur en phases ferromagnétiques ainsi qu'entre déformation plastique et proportion en phases ferromagnétiques sur de simples échantillons, l'étude de murs fabriqués selon différentes stratégies de refroidissement inter-passes a été plus complexe et n'a pas permis de pouvoir statuer sur le comportement vis-à-vis de ces grandeurs.

Numériquement, l'utilisation de la méthode de la zone fondue mobile a une nouvelle fois montrée ses preuves dans le cadre de la modélisation thermique avec un écart moyen entre températures maximales atteintes expérimentales et modélisées inférieur à 7% et une différence de longueur de bain limitée au millimètre.

Comme pour l'acier inoxydable 304L, les déformations des substrats ont été mesurées et comparées en fonction de trois temps de refroidissement entre passes (0 s, 150 s et un temps variable permettant un retour sous M_f). Il a été observé que la plage de temps de refroidissement comprise entre 0 s et 150 s serait susceptible de limiter les déplacements du substrat tout en permettant d'obtenir un mur de qualité géométrique acceptable.

Perspectives

D'un point de vue expérimental ou numérique, plusieurs perspectives sont envisageables, les principales étant :

- La mise en place d'un monitoring en temps réel des déplacements. Celui-ci permettrait d'une part de pouvoir s'affranchir du bridage ce qui est un l'objectif vers lequel tendre pour la réalisation de pièces de grandes dimensions. De plus, comme observé dans le plan d'expériences, la limitation du bridage peut permettre de limiter les dispersions dans les déformations des pièces. Cela nécessite cependant d'utiliser un système de dépôt capable de s'adapter aux mouvements de la pièce ce qui n'était pas le cas dans ce travail.
- Concernant l'acier inoxydable martensitique 415 plus spécifiquement, un travail doit être mené pour trouver un compromis entre un temps de refroidissement inter-passes de 0 s et 150 s afin d'obtenir à la fois un mur de hauteur et de largeur acceptable tout en ayant un déplacement du substrat négligeable. Les propriétés mécaniques du mur pourraient également être prises en compte pour déterminer les meilleures conditions d'attentes entre passes.
- Les déformations ne sont pas le seul verrou technologique à la fabrication arc-fil, comme évoqué dans le premier chapitre. Il pourrait donc être intéressant d'évaluer également la portée des contraintes résiduelles dans chacun des murs et de coupler ces informations avec les mesures de déplacements. De plus, l'étude du 415 a montré qu'il pouvait y avoir un lien entre mesure de la teneur en phases ferromagnétiques et contraintes dans le mur qu'il serait bon de confirmer.
- Bien que l'intérêt de la méthode de la zone fondue ait été démontré, certaines améliorations peuvent être apportées comme par exemple l'utilisation d'un coefficient de convection dépendant de la température pour prendre en compte les différences d'échange de chaleur avec l'environnement extérieur en fonction du moment de dépôt. Par ailleurs, le rôle de la température du bain de fusion dans le cadre de cette méthode doit être investigué sur les contraintes résiduelles.
- D'après les mesures réalisées sur le 415 en DSC et les différents calculs numériques ensuite menés en faisant varier la chaleur spécifique, il serait plus adapté de faire fluctuer cette propriété thermo-physique en fonction de la température pour mieux représenter les pentes de refroidissement décrites par les thermogrammes à l'avenir. Si un premier modèle a été développé avec une valeur variable en fonction de la température au chauffage, il pourrait être intéressant d'adapter également cette propriété au refroidissement.
- Maintenant que le modèle thermique a été développé pour le 415, la visée de ces travaux est de pouvoir intégrer un modèle métallurgique avant de mettre en place le modèle mécanique. Comme vu expérimentalement, l'impact de la transformation martensitique à basse température risque d'être déterminant. Il paraît donc essentiel de définir précisément la température M_s en fonction du temps et de la température de maintien dans le domaine austénitique.

Annexes

Annexe A : Plan d'expériences généré par CORICO® pour déterminer les paramètres de la source gaussienne-annulaire volumique.

	r_a	r_b	b	η	f_a	r_c	z
u1	1,5	0,5	2	0,4	0,6	4	50,8
u2	1	1	2	0,6	0,1	1	52,5
u3	1	1,5	2	0,1	0,4	3	52,5
u4	1,5	1,5	3	0,4	0,1	2	50
u5	2	0,5	4	0,4	0,9	2	52,5
u6	2	1,5	1	0,9	0,9	2	51,7
u7	0,5	1	3	0,4	0,9	3	50,8
u8	0,5	1,5	2	0,9	0,6	1	50,8
u9	1	1	4	0,4	0,4	1	50
u10	1	1,5	4	0,6	0,6	4	51,7
u11	1,5	0,5	4	0,9	0,6	3	50
u12	1,5	0,5	4	0,6	0,9	1	52,5
u13	2	1	3	0,9	0,1	4	52,5
u14	1	2	2	0,9	0,9	3	51,7
u15	2	1	1	0,6	0,1	3	51,7
u16	1,5	1	1	0,1	0,4	2	51,7
u17	2	2	3	0,6	0,4	3	50,8
u18	0,5	2	2	0,6	0,9	2	50
u19	1,5	2	1	0,6	0,4	4	52,5
a20	0,5	2	1	0,4	0,6	3	52,5
a21	2	1	2	0,1	0,6	2	50
a22	2	2	3	0,1	0,1	1	51,7
a23	0,5	0,5	1	0,1	0,1	1	50,8
a24	1,5	2	4	0,9	0,1	4	50,8
a25	0,5	1,5	4	0,1	0,9	4	50
a26	0,5	0,5	3	0,4	0,4	4	51,7
a27	1	0,5	3	0,1	0,6	2	50,8
z28	1	1,5	1	0,9	0,4	1	50

Annexe B : Modèles obtenus suite à la réalisation du plan d'expériences avec la source annulaire-gaussienne volumique

Modèle complet : prise en compte de tous les régresseurs + option robuste

$$T = 408.2 + 1167. \text{ eta}\&-z + 460.2 \text{ eta}\&z - 316.5 \text{ b-fa} + 148.5 \text{ rb'z} - 158.4 \text{ rb}\{z + 154.0 \text{ eta}\}\text{fa} + 135.3 \text{ b}\}\text{-eta} - 77.10 \text{ rc}\&z - 30.44 \text{ rc}\}\text{b} + 102.2 \text{ rc}\{-\text{fa}$$

$$R2a = 0.992 \quad Q2 = 0.986 \quad F = 333.8 \quad SEP = 40.28$$

$$P = 0.5829 + 3.651 \text{ eta}\&-z - 1.896 \text{ b-fa} + 0.5558 \text{ b}\{\text{eta} - 0.8000 \text{ rb}\&\text{rc} + 0.7744 \text{ z}\}\text{-fa} + 0.5583 \text{ rb}\{\text{fa} - 0.5433 \text{ z}\}\text{rc} + 0.7939 \text{ fa}\}\text{b} - 0.6729 \text{ ra}\#\text{fa} - 0.3863 \text{ rc}\&z$$

$$R2a = 0.956 \quad Q2 = 0.910 \quad F = 60.18 \quad SEP = 0.3312$$

$$L = -0.3879 - 3.305 \text{ eta}\&z - 1.582 \text{ rb}\}\text{b} + 1.371 \text{ rc}\&\text{-ra} - 1.023 \text{ eta}\}\text{fa} - 0.3294 \text{ ra}\}\text{rc} - 0.6745 \text{ eta}\{-z + 0.5110 \text{ rc}\}\text{-eta} - 0.5302 \text{ rb}\}\text{z} - 0.4994 \text{ ra}\}\text{fa} - 0.7313 \text{ fa}\}\text{rc}$$

$$R2a = 0.798 \quad Q2 = 0.554 \quad F = 11.65 \quad SEP = 0.7328$$

$$\text{af} = 1.300 + 6.084 \text{ eta}\&\text{fa} + 2.410 \text{ eta}\&\text{-b} - 1.329 \text{ fa}\&z + 1.759 \text{ b}\#\text{fa} + 1.036 \text{ eta}\#\text{-z} + 0.7933 \text{ eta}\&\text{fa} + 0.8621 \text{ z}\}\text{ra} - 0.9413 \text{ ra}\}\text{b} + 0.7228 \text{ ra}\#\text{-fa} + 0.3967 \text{ fa}\}\text{-rc}$$

$$R2a = 0.971 \quad Q2 = 0.945 \quad F = 90.53 \quad SEP = 0.3971$$

$$\text{ar} = 2.048 + 9.926 \text{ eta}\&\text{fa} + 4.647 \text{ fa}\{\text{eta} - 1.199 \text{ b}\}\text{-rb} + 1.958 \text{ eta}\}\text{rc} - 2.555 \text{ fa}\&z + 1.806 \text{ b}\#\text{fa} + 1.555 \text{ b}\&\text{eta} + 0.6555 \text{ rb}\#\text{-fa} - 1.027 \text{ fa}\}\text{rc} + 1.608 \text{ rb}\}\text{-b}$$

$$R2a = 0.976 \quad Q2 = 0.957 \quad F = 109.7 \quad SEP = 0.6183$$

Les interactions logiques dans CORICO® :

f(A,B)	Signification	La réponse Y est forte lorsque...
A*B	A ou-exclusif B	...A est fort et B faible ou A est faible et B fort
A^B	A ou B	...A est fort ou B est fort
A^-B	A ou non B	...A est fort ou B est faible
A&B	A et B	...A et B sont forts
A&-B	A et non B	...A est fort et B est faible
A]B	A modulé par B	...A est fort si B est fort
A]-B	A modulé par non B	...A est fort si B est faible
A}B	A modulé par B _{moyen}	...A est fort si B est moyen
A{B	A moyen si B	...A est moyen si B est fort
A{-B	A moyen si non B	...A est moyen si B est faible
A'B	ni A ni B (sens large)	...ni A ni B ne sont extrêmes (ils sont moyens)
A!B	ni A ni B (sens strict)	...ni A ni B ne sont extrêmes (ils sont strictement moyens)
A#B	A comme B	...A varie comme B
A+B	"A plus B"	...la somme de A et B (centrés-réduits) est forte
A-B	"A moins B"	...la différence de A et B (centrés-réduits) est forte

Annexe C : Plan d'expériences généré par CORICO® pour déterminer les paramètres de la source Goldak-annulaire

	η	f_a	r_b	b	$z_{\text{Annulaire}}$	$r_{c,\text{Annulaire}}$	p_{af}	p_{ar}	b_{Goldak}	p_c	z_{Goldak}
u1	0,75	0,5	0,8	1,75	49	3	4	20	2	3	50,5
u2	1	0,5	1,5	1,75	52	3	2	8	1,25	3	50,5
u3	0,5	0,9	1,5	1,75	49	1	3	14	2	2	49
u4	0,75	0,1	0,1	3	52	1	3	20	1,25	2	50,5
u5	0,75	0,5	0,8	3	50,5	2	2	14	2	1	49
u6	1	0,1	0,8	3	49	2	4	8	0,5	1	50,5
u7	0,5	0,5	0,1	3	49	3	2	8	2	2	52
u8	1	0,5	1,5	3	50,5	2	3	14	1,25	3	52
u9	0,75	0,1	1,5	0,5	50,5	3	2	14	0,5	2	50,5
u10	1	0,9	0,1	0,5	50,5	2	2	20	1,25	2	50,5
u11	1	0,5	0,8	0,5	52	1	4	14	0,5	2	49
u12	0,5	0,5	0,8	0,5	52	2	4	20	1,25	2	52
a13	0,75	0,9	1,5	3	52	1	4	20	2	3	52
a14	0,75	0,9	1,5	1,75	50,5	3	4	8	1,25	2	52
a15	0,5	0,1	0,8	1,75	49	1	2	14	1,25	3	50,5
a16	1	0,1	0,1	0,5	52	3	3	14	2	1	52
a17	0,5	0,9	0,8	0,5	50,5	3	3	8	0,5	3	49
a18	0,5	0,1	0,1	1,75	52	3	4	20	0,5	1	49
a19	0,75	0,1	0,1	0,5	49	2	4	8	1,25	3	49
a20	0,75	0,9	0,1	1,75	52	2	2	14	0,5	1	52
a21	0,5	0,5	0,1	3	50,5	1	4	8	0,5	1	50,5
a22	0,75	0,9	1,5	0,5	49	2	3	8	2	1	49
a23	0,5	0,9	0,8	3	49	3	3	14	1,25	1	50,5
a24	1	0,5	1,5	0,5	49	1	2	20	0,5	1	49
z25	1	0,1	0,8	1,75	50,5	1	3	20	2	3	52

Annexe D : Modèles de réponses issus des plans d'expériences a et b d'après le logiciel CORICO®

Prise en compte de tous les régresseurs et seulement de l'interaction * (« ou exclusif ») – Valeurs réelles

Plan d'expérience a :

$$L = 1.434 + 0.3024 \text{ NbPasses} + 1.611 \text{ Épaisseur} * \text{NbPasses} - 0.2048 \text{ Épaisseur} + 0.8497 \text{ TempsRef} * \text{TempsRef} + 0.6994 \text{ ModedeTransfert} * \text{ModedeTransfert} - 0.8839 \text{ TempsRef} * \text{ModedeTransfert} + 0.4417E-02 \text{ TempsRef} + 0.3191 \text{ Épaisseur} * \text{ModedeTransfert} - 0.1515 \text{ Épaisseur} * \text{Épaisseur} + 0.3927 \text{ Épaisseur} * \text{TempsRef}$$

$$R2a = 0.993 \quad Q2 = 0.983 \quad F = 150.6 \quad SEP = 0.5982$$

$$T = 2.233 - 0.1638 \text{ Épaisseur} + 0.1872 \text{ ModedeTransfert} + 0.4752 \text{ NbPasses} * \text{ModedeTransfert} - 0.5594 \text{ ModedeTransfert} * \text{ModedeTransfert} - 0.3718E-01 \text{ NbPasses} - 0.3822 \text{ Épaisseur} * \text{Épaisseur} - 0.3564 \text{ Épaisseur} * \text{NbPasses} - 0.1226 \text{ TempsRef} * \text{ModedeTransfert} + 0.1592 \text{ NbPasses} * \text{TempsRef} + 0.1382 \text{ Épaisseur} * \text{TempsRef}$$

$$R2a = 0.996 \quad Q2 = 0.994 \quad F = 303.5 \quad SEP = 0.1096$$

Plan d'expériences b :

$$L = 4.982 - 0.4758 \text{ Épaisseur} + 0.1589 \text{ NbPasses} + 0.7180E-02 \text{ TempsRef} + 1.479 \text{ NbPasses} * \text{NbPasses} + 0.5449 \text{ ModedeTransfert} + 0.7756 \text{ Épaisseur} * \text{NbPasses} + 0.8013 \text{ TempsRef} * \text{TempsRef} - 0.6031E-01 \text{ NbPasses} * \text{TempsRef} + 0.6389 \text{ Épaisseur} * \text{TempsRef} + 0.9011E-01 \text{ TempsRef} * \text{ModedeTransfert}$$

$$R2a = 0.989 \quad Q2 = 0.974 \quad F = 102.5 \quad SEP = 0.8154$$

$$T = 1.220 - 0.7237E-01 \text{ Épaisseur} + 0.1012 \text{ Épaisseur} * \text{Épaisseur} + 0.2899E-02 \text{ TempsRef} + 0.2579 \text{ ModedeTransfert} + 0.3441 \text{ ModedeTransfert} * \text{ModedeTransfert} + 0.4365 \text{ NbPasses} * \text{NbPasses} - 0.4262 \text{ NbPasses} * \text{TempsRef} + 0.2504 \text{ Épaisseur} * \text{TempsRef} - 0.2935E-01 \text{ NbPasses} + 0.1644 \text{ TempsRef} * \text{ModedeTransfert}$$

$$R2a = 0.982 \quad Q2 = 0.958 \quad F = 62.00 \quad SEP = 0.1913$$

Plan d'expériences a + b :

$$L = 3.574 + 0.2038 \text{ NbPasses} - 0.3539 \text{ Épaisseur} + 2.088 \text{ Épaisseur} * \text{NbPasses} + 1.630 \text{ TempsRef} * \text{TempsRef} + 0.4698E-02 \text{ TempsRef} + 0.4807E-01 \text{ TempsRef} * \text{ModedeTransfert} - 0.7400 \text{ Épaisseur} * \text{ModedeTransfert} + 0.2800 \text{ ModedeTransfert} + 0.8113 \text{ ModedeTransfert} * \text{ModedeTransfert} + 2.001 \text{ NbPasses} * \text{NbPasses}$$

$$R2a = 0.802 \quad Q2 = 0.659 \quad F = 10.34 \quad SEP = 1.133$$

$$T = 1.713 - 0.1246 \text{ Épaisseur} + 0.1766 \text{ ModedeTransfert} + 0.3539 \text{ NbPasses} * \text{ModedeTransfert} - 0.2775 \text{ Épaisseur} * \text{Épaisseur} - 0.2493 \text{ Épaisseur} * \text{NbPasses} + 0.1112E-02 \text{ TempsRef} + 0.2974 \text{ NbPasses} * \text{NbPasses} - 0.1983E-01 \text{ NbPasses} - 0.1549 \text{ ModedeTransfert} * \text{ModedeTransfert} - 0.1176E-01 \text{ TempsRef} * \text{TempsRef}$$

$$R2a = 0.631 \quad Q2 = 0.383 \quad F = 4.936 \quad SEP = 0.3647$$

Table des figures

Figure 0-1. Pale d'hélice produite par fabrication additive arc-fil par Naval Group - ECN	9
Figure I-1. Les différentes applications des procédés additifs en fonction de la quantité de production (Levy et al., 2003)	15
Figure I-2. Les origines de la fabrication additive :	16
Figure I-3. Schéma de principe de la fusion lit de poudre avec laser	17
Figure I-4. Schémas (A) du procédé jet de poudre avec laser, (B) du procédé Arc-Fil	18
Figure I-5. Illustrations d'objets de décoration issues (A) du brevet de Baker (Baker, 1920) (B) du brevet de Eschholz (Eschholz, 1920)	19
Figure I-6. Utilisation des procédés de fabrication additive arc-fil sur l'acier inoxydable en fonction de la taille des pièces et des propriétés mécaniques recherchées (Tabernero et al., 2018)	20
Figure I-7. Schéma de principe de la fabrication additive arc-fil MIG/MAG	20
Figure I-8. Coût d'une pièce en fonction de son ratio Buy-To-Fly (Williams & Martina, 2015)	22
Figure I-9. Comparaison des Buy-To-Fly de pièces usinées et fabriquées additivement (Yilmaz & Ugla, 2016)	22
Figure I-10. Les différents types de déformations en soudage (Pilipenko, 2001)	23
Figure I-11. Les différentes stratégies de dépôts testées par Mughal et al. (Mughal et al., 2007)	24
Figure I-12. Distribution des contraintes a) Longitudinales et b) Transversales (Kou, 2003)	25
Figure I-13. Schéma de principe du "Side Heating" (Vitooraporn, 1990)	25
Figure I-14. Triangle d'interaction Thermique-Métallurgie-Mécanique (Simon, 1997)	27
Figure I-15. Les physiques qui rentrent en jeu lors d'une opération de fabrication additive a) laser-poudre (Morville, 2012) B) WAAM MIG-MAG (Cadiou, 2019)	28
Figure I-16. Représentation de la source de Goldak (Goldak et al., 1984)	31
Figure I-17. Représentation de la source de Kerrouault (Kerrouault, 2001)	31
Figure I-18. Représentations de la source CIN (Eugeniusz Ranatowski & Ciechacki, 2010)	32
Figure I-19. Représentation de la source de Montevecchi (Montevecchi et al., 2016)	33
Figure I-20. Principe de l'apport de matière instantané	34
Figure I-21. Schémas illustrant le principe de la méthode « Quiet element »	34
Figure I-22. Schémas illustrant le principe de la méthode « Element birth »	35
Figure I-23. Visualisation de la déformation du maillage à un instant t (Fournier Dit Chabert, 2007)	36
Figure I-24. Exemples de lois de comportement	39
Figure II-1. a, b, c) Les différentes formes de ferrite en fonction du mode de solidification primaire d) section verticale du diagramme de phase ternaire FeNiCr à environ 70% de Fe (Kou, 2003)	48
Figure II-2. Diagramme de Schaeffler /Espy (Soulignac et al., 2007)	52
Figure II-3. Diagramme de Balmforth et Lippold pour les aciers inoxydables ferritiques et martensitiques (Balmforth & Lippold, 2000)	52
Figure II-4. Évolution de la conductivité thermique du 304L en fonction de la température pour différents auteurs	54
Figure II-5. Évolution de la masse volumique du 304L en fonction de la température (Kim, 1975)	55
Figure II-6. Évolution de la conductivité thermique du 304L en fonction de la température	56
Figure II-7. Évolution de la chaleur spécifique du 304L en fonction de la température (Kim, 1975)	56
Figure II-8. Évolution du coefficient de dilatation du 304L en fonction de la température (Kim, 1975)	57
Figure II-9. Évolution du module de Young du 304L en fonction de la température (Le, 2014)	58
Figure II-10. Évolution de la limite d'élasticité du 304L en fonction de la température	58
Figure II-11. Évolution de la conductivité thermique du 415 en fonction de la température	60
Figure II-12. Évolution du coefficient de dilatation du 415 en fonction de la température	60
Figure II-13. Évolution du module de Young du 415 en fonction de la température	61
Figure II-14. Évolution de la limite d'élasticité du 415 en fonction de la température	61
Figure II-15. Poste de soudage MIG/MAG (D'après documentation SAF) (Benoit, 2015)	62
Figure II-16. Photographie de l'implantation du poste de soudage sur le banc 3 axes (X, Y, Z)	63
Figure II-17. Les différents modes de transfert du procédé mag (benoit, 2015)	63
Figure II-18. Principe du Cold Metal Transfer (CMT®) (D'après documentation Fronius®)	64

Table des figures

Figure II-19. Rendement des procédés de soudage [LBW = Laser Beam Welding, PAW = Plasma Arc Welding, SMAW = Shielded Metal Arc Welding, SAW = Submerged Arc Welding, EBW = Electron Beam Welding] (Kou, 2003)	65
Figure II-20. Représentation de la contribution du métal de base et du métal d'apport à la zone fondue sur une coupe transversale	65
Figure II-21. Schéma des différentes configurations du métal de base, (a) longueur/largeur, (b) largeur/épaisseur	66
Figure II-22. Coupe transversale d'une pièce et plan de symétrie longitudinal	67
Figure II-23. Configuration expérimentale de la caméra haute vitesse VW-600M KEYENCE®	68
Figure II-24. Configuration expérimentale de la caméra thermique Flir ORION SC 7500	69
Figure II-25. Banc de mesure de déplacements	71
Figure II-26. Schéma d'une éprouvette de traction	72
Figure III-1. Schéma du dispositif expérimental	76
Figure III-2. Schémas de disposition des thermocouples	78
Figure III-3. photos (a) du dispositif expérimental après dépôt de la première passe (B) de la tôle après dépôt des 5 passes	78
Figure III-4. Configuration expérimentale du cas test	79
Figure III-5. Mise en correspondance des pentes de refroidissement issues des thermogrammes des	80
Figure III-6. Conditions aux limites du cas test lors de l'analyse thermique	81
Figure III-7. température maximale atteinte en fonction de la taille minimale des éléments du maillage	81
Figure III-8. Comparaison des thermogrammes de la première passe issus des thermocouples situés en surface à 2mm sous la face du dépôt en fonction de la ligne de mesure	82
Figure III-9. Coupes macrographiques du mur après attaque métallographique	83
Figure III-10. Coupe macrographique transverse du mur à 2cm du début du dépôt après attaque métallographique	83
Figure III-11. Thermogrammes expérimentaux surfaciques et simulés avec la source équivalente de Goldak	85
Figure III-12. Comparaison des thermogrammes issus des thermocouples en profondeur et de la modélisation avec la source de Goldak	85
Figure III-13. Comparaison des pentes de chauffage et de refroidissement expérimentales et modélisées avec la source de Goldak pour A) les thermocouples situés en surface et B) les thermocouples situés en profondeur	86
Figure III-14. Image issue de la caméra haute vitesse lors du dépôt de la première passe	86
Figure III-15. Vues a) transversale et b) longitudinale du mur pendant le dépôt de la première passe lors de la modélisation avec la source de Goldak	87
Figure III-16 Comparaison des pénétrations de la zone de fusion expérimentale et simulée avec la source de Goldak	87
Figure III-17. Extraits du film haute vitesse lors du dépôt de la première passe montrant la phase d'apport de chaleur par la goutte puis par l'arc électrique	88
Figure III-18. Schématisation de la zone d'application de la source gaussienne-annulaire : (a) sur toute la surface supérieure, (b) sur la surface supérieure du métal d'apport uniquement, (c) volumique	89
Figure III-19. Vues a) transversale et b) longitudinale du mur pendant le dépôt de la première passe lors de la modélisation avec la source de gaussienne-annulaire volumique	90
Figure III-20. Comparaison des thermogrammes issus des thermocouples en surface et de la modélisation avec la source gaussienne-annulaire volumique	90
Figure III-21. Comparaison des thermogrammes issus des thermocouples en profondeur et de la modélisation avec la source gaussienne-annulaire volumique	91
Figure III-22. Comparaison des pénétrations de la zone de fusion expérimentale et simulée avec la source gaussienne-annulaire volumique	91
Figure III-23. Comparaison des pentes de chauffage et de refroidissement expérimentales et modélisées avec la source gaussienne-annulaire pour A) les thermocouples situés en surface et B) les thermocouples situés en profondeur	92
Figure III-24. Représentation schématique de la source Goldak-Annulaire	92
Figure III-25. a) Vue transversale et B) Vue longitudinale (plan de symétrie) de la zone fondue mobile	93
Figure III-26. Comparaison des thermogrammes issus des thermocouples en surface et de la modélisation avec la zone fondue mobile	94
Figure III-27. Comparaison des thermogrammes en profondeur et issus de la modélisation avec la zone fondue mobile	94

Table des figures

Figure III-28. Comparaison des pentes de chauffage et de refroidissement expérimentales et modélisées avec la méthode de la zone fondue mobile pour A) les thermocouples situés en surface et B) les thermocouples situés en profondeur	95
Figure III-29. Vues a) transversale et b) longitudinale du mur lors du dépôt de la première passe lors de la modélisation avec la méthode de la zone fondue mobile	95
Figure III-30. Comparaison des pénétrations de la zone de fusion expérimentale et simulée avec la méthode de la zone fondue mobile	96
Figure III-31. Thermogrammes expérimentaux et issus de la modélisation avec la source de Goldak pour le mur entier	97
Figure III-32. Visualisation de la forme de la pénétration pour les cinq passes avec la source équivalente de Goldak	98
Figure III-33. Comparaison des pentes de chauffage et de refroidissement expérimentales et modélisées avec la source de Goldak pour les thermocouples situés en surface lors du dépôt des passes 2 à 4	99
Figure III-34. Thermogrammes expérimentaux et issus de la modélisation avec la méthode de la zone fondue mobile pour le mur entier	99
Figure III-35. Comparaison des pentes de chauffage et de refroidissement expérimentales et modélisées avec la méthode de la zone fondue mobile pour les thermocouples situés en surface lors du dépôt des passes 2 à 4	100
Figure III-36. Visualisation de la forme de la pénétration pour les cinq passes avec la méthode de la zone fondue mobile	101
Figure IV-1. Conditions aux limites du cas test lors de l'analyse mécanique	105
Figure IV-2. Comparaison des déplacements Uz a) selon l'axe longitudinal supérieur de symétrie du mur b) selon l'axe transversal médian supérieur du mur pour un calcul avec source de Goldak et avec la zone fondue mobile	106
Figure IV-3. Schéma de la nouvelle configuration expérimentale pour le plan d'expériences	107
Figure IV-4. Vue tridimensionnelle de l'essai n°4	109
Figure IV-5. Profil déformé (a) transversal, (b) longitudinal d'après le scan de l'essai n°4	109
Figure IV-6. Principe de mesure de la hauteur, de l'angle et du rayon de déplacement	110
Figure IV-7. Évaluation de la Répétabilité de l'essai n°8 d'après a) les profils déformés transversaux, b) les profils déformés longitudinaux	112
Figure IV-8. Comparaison des profils déformés longitudinaux en fonction du couple de serrage appliqué	113
Figure IV-9. Schéma de principe des essais réalisés sans bridage	114
Figure IV-10. Comparaison des profils déformés longitudinaux sans bridage	114
Figure IV-11. Variation des écarts relatifs à la moyenne des essais en fonction du niveau de déplacement	115
Figure IV-12. Répartition des écarts relatifs à la moyenne des essais en fonction des paramètres étudiés	116
Figure IV-13. Sphère des interactions a) du plan d'expériences A, b) du plan d'expériences B	117
Figure IV-14. Schéma de principe des dépôts des 2 côtés de manière parallèle et antiparallèle	118
Figure IV-15. Comparaison des déplacements longitudinaux en fonction de la stratégie de dépôt et de l'épaisseur du substrat	118
Figure IV-16. Schéma de la nouvelle configuration expérimentale	120
Figure IV-17. Photographie du dispositif expérimental pour l'étude de la nouvelle configuration	121
Figure IV-18. Comparaison des thermogrammes A) issus de l'expérience et de la modélisation avec la source de Goldak, B) issus de l'expérience et de la modélisation avec la méthode de la zone fondue mobile	122
Figure IV-19. Schéma de position des mesures en pied de cordon (longitudinal et transversal)	123
Figure IV-20. Comparaison des profils déformés longitudinaux en pied de cordon	124
Figure IV-21. Comparaison des profils déformés transversaux en pied de cordon	124
Figure IV-22. Comparaison des thermogrammes issus de l'expérience et de la modélisation avec la méthode de la zone fondue mobile sur 10 passes	125
Figure IV-23. Comparaison des profils déformés longitudinaux en pied de cordon	126
Figure IV-24. Comparaison des profils déformés transversaux en pied de cordon	126
Figure IV-25. Photographie d'un bloc	128
Figure IV-26. Évolution des propriétés mécaniques des blocs de 304L fabriqués additivement à 35 cm/min en fonction de la direction de prélèvement et du temps de refroidissement inter-passes	129
Figure IV-27. Comparaison des caractéristiques mécaniques des blocs fabriqués à 35 cm/min et 60 cm/min pour des temps de refroidissement de 0 s	130
Figure IV-28. A) Principe de départ alterné des couches B) résultat d'une boîte (60 cm/min)	130
Figure V-1. Comparaison des cycles de dilatométrie libre à 20°C/min	134
Figure V-2. Vitesses de chauffage et de refroidissement observées lors des cycles de dilatométrie libre	135

Table des figures

Figure V-3 A) Variation de la chaleur spécifique de l'acier inoxydable 415 en fonction de la température, B) Diagramme Fe-Cr-Ni (Enerhaug et al., 2001)	135
Figure V-4. Diagramme TRC d'un acier inoxydable super martensitique (Kvaale & Olsen, 1999)	136
Figure V-5. Vitesses de chauffage et de refroidissement observées lors des essais de DSC	137
Figure V-6. Diffractogramme du métal de base électropoli à l'électrolyte 721 pendant 5 min	137
Figure V-7. Évolution de la dureté et de la teneur en phases ferromagnétiques en fonction de la température	138
Figure V-8. Photographie du dispositif expérimental lors de la réalisation des essais de traction couplés aux mesures au feritscope	139
Figure V-9. A) Courbe de traction simple B) Évolution de la contrainte en fonction du temps combinée à la variation de la teneur en phases ferromagnétiques pour une courbe de traction simple	140
Figure V-10. A) Courbe de traction cyclique B) Évolution de la contrainte en fonction du temps combinée à la variation de la teneur en phases ferromagnétiques pour une courbe de traction cyclique	140
Figure V-11. Variation de la teneur en phases ferromagnétiques en fonction de la déformation plastique	141
Figure V-12. Configuration expérimentale lors des dépôts de 415	142
Figure V-13. Comparaison des thermogrammes du thermocouple situé à 5 mm de la ligne de fusion en fonction de la chaleur spécifique utilisée dans le modèle pour la première passe	143
Figure V-14. Comparaison des thermogrammes expérimentaux et simulés pour l'ensemble des thermocouples	144
Figure V-15. Macrographies des murs réalisés a) sans temps de refroidissement entre passes, b) avec 150 secondes de refroidissement entre passes, c) avec retour sous M_f entre passes	145
Figure V-16. Thermogrammes des murs réalisés a) sans temps de refroidissement entre passes, b) avec 150 secondes de refroidissement entre passes, c) avec retour sous M_f entre passes	147
Figure V-17. Cartographie de la dureté Vickers pour un mono-cordon en 415	148
Figure V-18. Cartographies de dureté Vickers au niveau de la ZAT dans le métal de base des murs réalisés a) sans temps de refroidissement entre passes, b) avec 150 secondes de refroidissement entre passes, c) avec retour sous M_f entre passes	148
Figure V-19. Filiations de dureté Vickers le long du mur pour les dépôts réalisés a) sans temps de refroidissement entre passes, b) avec 150 secondes de refroidissement entre passes, c) avec retour sous M_f entre passes	149
Figure V-20. Comparaison de la teneur en phases ferromagnétiques dans les murs réalisés a) sans temps de refroidissement entre passes, b) avec 150 secondes de refroidissement entre passes, c) avec retour sous M_f entre passes	150
Figure V-21. Analyse EBSD du mur réalisé avec refroidissement inter-passes à température inférieure à M_f	151
Figure V-22. Cartographies EDX en bas de mur – refroidissement inter-passes à température inférieure à M_f	152
Figure V-23. Cartographies EDX en haut de mur - refroidissement inter-passes à température inférieure à M_f	152
Figure V-24. Profils tridimensionnels de déformations des murs réalisés A) sans temps de refroidissement entre passes, B) avec 150 secondes de refroidissement entre passes, C) avec retour sous M_f entre passes et comparaison des profils déformés D) longitudinaux et E) transversaux des différentes configurations de murs	155
Figure V-25. Essais Satoh réalisés par GE avec revenu A) à la température d'austénitisation, B) à environ 60 % du premier cycle, C) à environ 50 % du premier cycle.	156
Figure V-26. A) Image issue de la caméra haute vitesse pour le monitoring du déplacement de la tôle lors du dépôt du mur réalisé sans temps de refroidissement (rond bleu : position initiale, rond rouge : position à l'extinction de l'arc) B) Image issue de la caméra thermique infra-rouge 400 s après le début du dépôt	156
Figure V-27. Comparaison du thermogramme à 5 mm, du déplacement du substrat en fonction du temps et de la variation de la fraction volumique de la martensite en fonction de la température en ce même point pour le mur réalisé sans temps de refroidissement entre passes	157

Liste des tableaux

Tableau I-1. Comparaison des procédés de fabrication additive par fusion (TWI Ltd, 2017; Yilmaz & Ugla, 2016)	17
Tableau I-2. Comparaison de la fabrication additive arc fil au procédé laser-poudre	21
Tableau I-3. Comparaison des procédés LENS, WAAM et 3D Welding & Milling (Song et al., 2005)	26
Tableau II-1. Composition chimique de l'acier inoxydable austénitique 304L (en % massique)	50
Tableau II-2 Composition chimique de l'acier inoxydable martensitique 415 (en % massique)	50
Tableau II-3. Composition chimique des fils en pourcentage massique après analyses EDX/WDX	66
Tableau II-4. Les différents types de thermocouples (Pollock, 1991; Powell et al., 1974)	70
Tableau III-1. Temps de refroidissement inter-passes lors de la réalisation du cas test	77
Tableau III-2. Paramètres de la source de Goldak	84
Tableau III-3. Paramètres de la source gaussienne-annulaire volumique obtenus suite à l'optimisation	89
Tableau III-4. Température et caractéristiques géométriques du bain de fusion après optimisation de la source annulaire-gaussienne	89
Tableau III-5. Valeurs de la puissance intégrée à la source de Goldak pour chaque passe	97
Tableau III-6. Comparaison des températures maximales atteintes et des longueurs de bain entre la modélisation de Goldak et le cas test expérimental	98
Tableau III-7. Comparaison des températures maximales atteintes et des longueurs de bains entre la modélisation avec la zone fondue mobile et le cas test expérimental	100
Tableau IV-1. Paramètres et niveaux du plan d'expériences	108
Tableau IV-2. Paramètres et niveaux du plan d'expériences	108
Tableau IV-3. Moyenne des écarts aux extrémités entre les deux plans d'expériences pour chacune des techniques de caractérisation des déplacements	111
Tableau IV-4. Comparaison de la dispersion de la quantité de matière déposée en fonction de l'essai	112
Tableau IV-5. Comparaison des déplacements longitudinaux en fonction du couple de serrage des brides	113
Tableau IV-6. Synthèse des réponses (hauteurs des déplacements longitudinal et transversal) des essais des deux plans d'expériences	115
Tableau IV-7. Paramètres de la source de Goldak pour les trois premières passes	121
Tableau IV-8. Comparaison des températures maximales atteintes et des longueurs de bain entre la configuration expérimentale et les deux modélisations pour les passes 1 et à 3	123
Tableau IV-9. Comparaison des températures maximales atteintes et des longueurs de bain entre la configuration expérimentale et la modélisation avec la zone fondue pour les passes 4 à 10	125
Tableau IV-10. Propriétés mécaniques des blocs fabriqués à 35 cm/mn	129
Tableau IV-11. Comparaison des propriétés mécaniques obtenues par LMD et WAAM-TIG.	131
Tableau V-1. Températures de transformations de phases	134
Tableau V-2. Paramètres de dépôt des murs en 415	142
Tableau V-3. Comparaison des températures maximales atteintes et des longueurs de bain entre la configuration expérimentale et la modélisation pour le mur réalisé avec un temps de refroidissement inter-passes de 150 s	144
Tableau V-4. Comparaison des hauteurs de déplacements transversaux et longitudinaux des différentes configurations de murs	155

Bibliographie

- Abid, M., Siddique, M., & Mufti, R. A. (2005). Prediction of welding distortions and residual stresses in a pipe-flange joint using the finite element technique. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, 13(3), 455-470. <https://doi.org/10.1088/0965-0393/13/3/013>
- AFNOR. (2014a). *NF EN 10088-1 Aciers inoxydables—Partie 1 : Liste des aciers inoxydables*.
- AFNOR. (2014b). *NF EN 10088-2 Aciers inoxydables—Partie 2 : Conditions techniques de livraison des tôles et bandes en acier de résistance à la corrosion pour usage général*.
- AFNOR. (2015). *NF EN 10027-2—Systèmes de désignation des aciers—Partie 2 : Système numérique*. <https://www.boutique.afnor.org/norme/nf-en-10027-2/systemes-de-designation-des-aciers-partie-2-systeme-numerique/article/817079/fa183207>
- AFNOR. (2017a). *NF EN 10027-1—Systèmes de désignation des aciers—Partie 1 : Désignation symbolique*. <https://www.boutique.afnor.org/norme/nf-en-10027-1/systemes-de-designation-des-aciers-partie-1-designation-symbolique/article/856989/fa061066>
- AFNOR. (2017b). *NF EN ISO/ASTM 52900:2017 Fabrication additive—Principes généraux—Terminologie*.
- AFNOR. (2018). *NF EN ISO 8249:2018 Soudage—Détermination de l'indice de ferrite (FN) dans le métal fondu en acier inoxydable austénitique et duplex ferritique-austénitique au chrome-nickel*. <https://www.iso.org/cms/render/live/fr/sites/isoorg/contents/data/standard/07/34/73492.html>
- Akbari, M., Ding, Y., & Kovacevic, R. (2017). Process development for a robotized laser wire additive manufacturing. *International Manufacturing Science and Engineering Conference*, 50732, V002T01A015.
- Ali, Y., Henckell, P., Hildebrand, J., Reimann, J., Bergmann, J. P., & Barnikol-Oettler, S. (2019). Wire arc additive manufacturing of hot work tool steel with CMT process. *Journal of Materials Processing Technology*, 269, 109-116. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2019.01.034>
- Altintas, Y., & Engin, S. (2001). Generalized Modeling of Mechanics and Dynamics of Milling Cutters. *CIRP Annals*, 50(1), 25-30. [https://doi.org/10.1016/S0007-8506\(07\)62063-0](https://doi.org/10.1016/S0007-8506(07)62063-0)
- Andrieux, S., & Waeckel, F. (1994). *Un modèle de comportement métallurgique des aciers au refroidissement* (Note interne EDF-DER, HI-74/94/072/0).
- Artaza, T., Alberdi, A., Murua, M., Gorrotxategi, J., Frías, J., Puertas, G., Melchor, M. A., Mugica, D., & Suárez, A. (2017). Design and integration of WAAM technology and in situ monitoring system in a gantry machine. *Procedia Manufacturing*, 13, 778-785. <https://doi.org/10.1016/j.promfg.2017.09.184>
- Avrami, M. (1939). Kinetics of Phase Change. I General Theory. *The Journal of Chemical Physics*, 7(12), 1103-1112. <https://doi.org/10.1063/1.1750380>
- 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. <https://doi.org/10.1063/1.1750631>
- Azar, A. S. (2015). A heat source model for cold metal transfer (CMT) welding. *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*, 122(2), 741-746. <https://doi.org/10.1007/s10973-015-4809-4>
- Baker, R. (1920). *Method of Making Decorative Articles* (Patent N° 1.533.300).
- Balmforth, M. C., & Lippold, J. C. (2000). A new ferritic-martensitic stainless steel constitution diagram. *Welding Journal*, 79(12), 339s-345s.

- Bardon, J.-P., & Cassagne, B. (1998). Température de surface—Mesure par contact. Techniques de l'ingénieur, Mesures et contrôle(R 2 730).
- Barralis, J., & Maeder, G. (2005). Précis de métallurgie : Élaboration, structures-propriétés, normalisation. AFNOR : Nathan.
- Base de données ESI. (2019).
- Baudin, T. (2010). Analyse EBSD-Principe et cartographies d'orientations. Techniques de l'ingénieur, Matériaux | Etude et propriétés des métaux(M 4 138).
- Baufeld, B., Biest, O. V. der, & Gault, R. (2010). Additive manufacturing of Ti–6Al–4V components by shaped metal deposition : Microstructure and mechanical properties. Materials & Design, 31, S106-S111. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2009.11.032>
- Benard, J., Michel, A., Philibert, J., & Talbot, J. (1969). Métallurgie générale, Masson et Cie. Editeurs, Paris VI, 49-52.
- Benoit, A. (2015). Soudage à l'arc semi-automatique (MIG/MAG). Techniques de l'ingénieur, Mécanique | Travail des matériaux-Assemblage(BM 7 732v2).
- Bergheau, J.-M. (2004). Modélisation numérique des procédés de soudage. Techniques de l'ingénieur, Génie mécanique(BM7758).
- Bikas, H., Stavropoulos, P., & Chryssolouris, G. (2016). Additive manufacturing methods and modelling approaches : A critical review. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 83(1-4), 389-405. <https://doi.org/10.1007/s00170-015-7576-2>
- Blanthier, J. E. (1892). Manufacture of contour relief-maps (Patent No 473.901).
- Bourell, D. L., & Beaman, J. J. (2009). A Brief History of Additive Manufacturing and the 2009 Roadmap for Additive Manufacturing : Looking Back and Looking Ahead. US – TURKEY Workshop On Rapid Technologies.
- Bozorth, R. M. (1951). Ferromagnetism. Van Nostrand, New York.
- Brickstad, B., & Josefson, B. L. (1998). A parametric study of residual stresses in multi-pass butt-welded stainless steel pipes. International Journal of Pressure Vessels and Piping, 75(1), 11-25. [https://doi.org/10.1016/S0308-0161\(97\)00117-8](https://doi.org/10.1016/S0308-0161(97)00117-8)
- Brofman, P. J., & Ansell, G. S. (1983). On the Effect of Fine Grain Size on the Ms Temperature in Fe-27Ni-O.025C Alloys. Metallurgical Transactions A, 14(9), 1929-1931.
- Bru, D., Devaux, J., Bergheau, J. M., & Pont, D. (1996). Influence of material properties at high temperatures on the modelling of residual stress and deformation state. Mathematical Modelling of Weld Phenomena, 3, 456-463.
- Cadiou, S. (2019). Modélisation magnéto-thermohydraulique de procédés de fabrication additive arc-fil (WAAM) [Thèse de doctorat]. Université de Bretagne Sud.
- Carroll, B. E., Palmer, T. A., & Beese, A. M. (2015). Anisotropic tensile behavior of Ti–6Al–4V components fabricated with directed energy deposition additive manufacturing. Acta Materialia, 87, 309-320. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.12.054>
- Chaboche, J.-L., & Lemaitre, J. (2009). Mécanique des matériaux solides. Dunod.
- Chassignole, B. (2000). Influence de la structure métallurgique des soudures en acier inoxydable austénitique sur le contrôle non destructif par ultrasons [Thèse de doctorat]. INSA Lyon.
- Cheng, W. (2005). *In-Plane Shrinkage Strains and Their Effects on Welding Distortion in Thin-Wall Structures* [Thèse de doctorat]. Université de l'Ohio (USA).

Bibliographie

- Chiumenti, M., Cervera, M., Salmi, A., Agelet de Saracibar, C., Dialami, N., & Matsui, K. (2010). Finite element modeling of multi-pass welding and shaped metal deposition processes. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 199(37-40), 2343-2359. <https://doi.org/10.1016/j.cma.2010.02.018>
- Clark, D., Bache, M. R., & Whittaker, M. T. (2008). Shaped metal deposition of a nickel alloy for aero engine applications. *Journal of Materials Processing Technology*, 203(1-3), 439-448. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2007.10.051>
- Colegrove, P. A., Coules, H. E., Fairman, J., Martina, F., Kashoob, T., Mamash, H., & Cozzolino, L. D. (2013). Microstructure and residual stress improvement in wire and arc additively manufactured parts through high-pressure rolling. *Journal of Materials Processing Technology*, 213(10), 1782-1791. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2013.04.012>
- Coucke, P., & Lancelotti, P. (2019). L'impression 3D en santé (2ème partie) : Les organes à fonction vitale. *Revue médicale de Liège*, 74(4), 218-225.
- Cunat, P.-J. (2000a). Aciers inoxydables—Critères de choix et structure. *Techniques de l'ingénieur, Matériaux métalliques*(M 4 540).
- Cunat, P.-J. (2000b). Aciers inoxydables—Propriétés. Résistance à la corrosion. *Techniques de l'ingénieur, Matériaux métalliques*(M 4 541).
- Dal, M. (2011). Modélisation magnéto-thermo-hydraulique d'une pièce soumise à un procédé de soudage TIG et estimation de l'avancée du front de fusion [Thèse de doctorat]. Université de Bretagne Sud.
- DeLong, W. T. (1960). A modified phase diagram for stainless steel weld metals. *Metal Progress*, 77(2), 99-100B.
- Deng, D. (2009). FEM prediction of welding residual stress and distortion in carbon steel considering phase transformation effects. *Materials & Design*, 30(2), 359-366. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2008.04.052>
- Deng, D., & Murakawa, H. (2006). Numerical simulation of temperature field and residual stress in multi-pass welds in stainless steel pipe and comparison with experimental measurements. *Computational Materials Science*, 37(3), 269-277. <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2005.07.007>
- Deng, D., & Murakawa, H. (2008). Prediction of welding distortion and residual stress in a thin plate butt-welded joint. *Computational Materials Science*, 43(2), 353-365. <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2007.12.006>
- Deng, D., Murakawa, H., & Liang, W. (2008). Numerical and experimental investigations on welding residual stress in multi-pass butt-welded austenitic stainless steel pipe. *Computational Materials Science*, 42(2), 234-244. <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2007.07.009>
- Depradeux, L. (2003). Simulation numérique du soudage—Acier 316L : Validation sur cas tests de complexité croissante [Thèse de doctorat]. INSA Lyon.
- Depradeux, L. (2013a). Contraintes résiduelles de soudage dans l'acier 13-4—Cas tests numériques de types « Satoh »—Comparaisons calculs-essais (Rapport technique confidentiel RAP-ALSTOM 02_09_2013_ind2).
- Depradeux, L. (2013b). Contraintes résiduelles de soudage dans l'acier 13-4—Etude paramétrique sur cas tests numériques de type « Satoh » (Rapport technique confidentiel RAP-ALSTOM 29_04_13_ind1).
- Depradeux, L. (2014a). Simulation numérique du soudage FE sur acier 13-4 – Phase 2 Mise au point du modèle (Rapport technique confidentiel RAP-ALSTOM 10_01_14_ind2).

- Depradeux, L. (2014b). Simulation numérique du soudage FE sur acier 13-4 – Phase 3 Etude paramétrique sur les conditions de soudage (Rapport technique confidentiel RAP ALSTOM_05_03_14_ind2).
- Ding, D., Pan, Z., Cuiuri, D., & Li, H. (2015). Wire-feed additive manufacturing of metal components : Technologies, developments and future interests. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 81(1-4), 465-481. <https://doi.org/10.1007/s00170-015-7077-3>
- Ding, J. (2012). Thermo-mechanical Analysis of Wire and Arc Additive Manufacturing Process [Thèse de doctorat]. Cranfield University (GB).
- Dinovitzer, M., Chen, X., Laliberte, J., Huang, X., & Frei, H. (2019). Effect of wire and arc additive manufacturing (WAAM) process parameters on bead geometry and microstructure. *Additive Manufacturing*, 26, 138-146. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.12.013>
- Doan, D. D. (2006). Modèle de source de chaleur pour la simulation du soudage avec et sans apport de matière [Thèse de doctorat]. Université de Nantes.
- DuPont, J. N., & Marder, A. R. (1995). Thermal efficiency of arc welding processes. *Welding Journal-Including Welding Research Supplement*, 74(12), 406s.
- Durand, P.-Y. (2017). Modélisations multiphysiques à deux échelles du procédé de fabrication additive par fusion laser de lit de poudre [Thèse de doctorat]. Université de Nantes.
- Edwards, P., O'Conner, A., & Ramulu, M. (2013). Electron Beam Additive Manufacturing of Titanium Components : Properties and Performance. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 135(6), 061016. <https://doi.org/10.1115/1.4025773>
- El-Ahmar, W. (2007). Robustesse de la simulation numérique du soudage TIG de structures 3D en acier 316L [Thèse de doctorat]. INSA Lyon.
- Enerhaug, J., Ø, G., & Steinsmo, U. M. (2001). Factors affecting initiation of pitting corrosion in super martensitic stainless steel weldments. *Science and Technology of welding and Joining*, 6(5), 330-338.
- Eschholz, O. H. (1920). Ornamental Arc Welding (Patent No 1.533.239).
- Espy, R. H. (1982). Weldability of Nitrogen-Strengthened Stainless Steels. *Welding Journal Res. Suppl.*, 61(5), 149s-156s.
- Étude CETIM sous-traitée à l'IS. (2004). Mesure du taux de ferrite en zone fondue austénitique. *Techniques de l'ingénieur, Mécanique | Travail des matériaux-Assemblage(BM 7 790)*, 12.
- Fatoba, O. S., Akinlabi, S. A., & Akinlabi, E. T. (2018). Laser Metal Deposition Influence on the Mechanical Properties of Steels and Stainless Steel Composites : A Review. *Materials Today: Proceedings*, 5(9), 18603-18620. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2018.06.205>
- Fawad, H. (2013). Heat Transfer Modeling of Metal Deposition Employing Welding Heat Source. *Applied Mechanics and Materials*, 315, 463-467. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMM.315.463>
- Fernandes, F. M. B., Denis, S., & Simon, A. (1985). Mathematical model coupling phase transformation and temperature evolution during quenching of steels. *Materials Science and Technology*, 1(10), 838-844.
- FLIR. (2010). R&D Advanced course for FLIR ATS systems.
- Fournier Dit Chabert, F. (2007). Rechargement laser d'un superalliage à base de nickel—Etude expérimentale et modélisation de l'endommagement [Thèse de doctorat]. Université de Nantes.
- François, D. (2005). Essais mécaniques des métaux—Essais de dureté. *Techniques de l'ingénieur*, 21.

- Genix, M. (2009). Mesures thermiques locales par thermocouple intrinsèque en modes contact et non contact [Thèse de doctorat]. Université de Franche-Comté.
- Gibson, I., Rosen, D., & Stucker, B. (2015). Additive Manufacturing Technologies. Springer New York. <https://doi.org/10.1007/978-1-4939-2113-3>
- Gilles, P., El-Ahmar, W., & Jullien, J.-F. (2009). Robustness analyses of numerical simulation of fusion welding NeT-TG1 application : "Single weld-bead-on-plate". International Journal of Pressure Vessels and Piping, 86(1), 3-12. <https://doi.org/10.1016/j.ijpvp.2008.11.012>
- Goldak, J., Chakravarti, A., & Bibby, M. (1984). A new finite element model for welding heat sources. Metallurgical Transactions B, 15(2), 299-305. <https://doi.org/10.1007/BF02667333>
- Gomez Ortega, A., Corona Galvan, L., Deschaux-Beaume, F., Mezrag, B., & Rouquette, S. (2018). Effect of process parameters on the quality of aluminium alloy Al5Si deposits in wire and arc additive manufacturing using a cold metal transfer process. Science and Technology of Welding and Joining, 23(4), 316-332. <https://doi.org/10.1080/13621718.2017.1388995>
- Greenwood, G. W., & Johnson, R. H. (1965). The Deformation of Metals Under Small Stresses During Phase Transformations. Proceedings of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences, 283(1394), 403-422. <https://doi.org/10.1098/rspa.1965.0029>
- Guiraldenq, P., & Hardouin Duparc, O. (2017). The genesis of the Schaeffler diagram in the history of stainless steel. Metallurgical Research & Technology, 114(6), 613. <https://doi.org/10.1051/metal/2017059>
- Hamide, M. (2008). Modélisation numérique du soudage à l'arc des aciers [Thèse de doctorat]. École Nationale Supérieure des Mines de Paris.
- Han, J. J., Wang, C. P., Liu, X. J., Wang, Y., & Liu, Z.-K. (2012). First-principles calculation of structural, mechanical, magnetic and thermodynamic properties for γ -M₂₃C₆ (M= Fe, Cr) compounds. Journal of Physics: Condensed Matter, 24(50), 505503.
- Hendili, S. (2013). Modèle de comportement métallurgique des aciers (Manuel de référence Code Aster-R4.04.01).
- Hönnige, J. R., Colegrove, P., & Williams, S. (2017). Improvement of microstructure and mechanical properties in wire+ arc additively manufactured Ti-6Al-4V with machine hammer peening. Procedia engineering, 216, 8-17.
- Inoue, T., & Wang, Z. (1985). Coupling between stress, temperature, and metallic structures during processes involving phase transformations. Materials Science and Technology, 1(10), 845-850. <https://doi.org/10.1179/mst.1985.1.10.845>
- Inoue, T., Yamaguchi, T., & Wang, Z. (1985). Stresses and phase transformations occurring in quenching of carburized steel gear wheel. Materials science and technology, 1(10), 872-876. <https://doi.org/10.1179/mst.1985.1.10.872>
- Irvine, K. J., Pickering, F. B., & Garstone, J. (1960). The effect of composition on the structure and properties of martensite. Journal of the Iron and Steel Institute, 196, 66.
- Iung, T., & Schmitt, J.-H. (2017). Durcissement des aciers—Austénite et nouvelles microstructures multiphasées. Techniques de l'ingénieur, Matériaux | Étude et propriétés des métaux(M 4 342), 22.
- Javaid, M., & Haleem, A. (2019). Current status and applications of additive manufacturing in dentistry : A literature-based review. Journal of Oral Biology and Craniofacial Research, 9(3), 179-185. <https://doi.org/10.1016/j.jobcr.2019.04.004>

- Ji, L., Lu, J., Liu, C., Jing, C., Fan, H., & Ma, S. (2017). Microstructure and mechanical properties of 304L steel fabricated by arc additive manufacturing. *MATEC Web of Conferences*, 128, 03006. <https://doi.org/10.1051/mateconf/201712803006>
- Johnson, W. A., & Mehl, R. F. (1939). Reaction kinetics in process of nucleation and growth. *Trans. Metall. Soc. AIME*, 135, 416-458.
- Karlsson, L., & Lindgren, L.-E. (1990). Combined heat and stress-strain calculations. *International Conference on Modeling of Casting and Welding Processes*: 16/09/1990-21/09/1990, 187-202.
- Katou, M., Oh, J., Miyamoto, Y., Matsuura, K., & Kudoh, M. (2007). Freeform fabrication of titanium metal and intermetallic alloys by three-dimensional micro welding. *Materials & Design*, 28(7), 2093-2098. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2006.05.024>
- Kerrouault, N. (2001). Fissuration à chaud en soudage d'un acier inoxydable austénitique [Thèse de doctorat]. École centrale de Paris.
- Kim, C. S. (1975). Thermophysical properties of stainless steels (Technical report ANL-75-55).
- Koistinen, D. P., & Marbürger, R. E. (1959). A General Equation Prescribing Extent of Austenite-Martensite Transformation in Pure Fe-C Alloy and Plain Carbon Steels. *Acta Metall*, 7(1), 59-60.
- Konyaeva, M. A., & Medvedeva, N. I. (2009). Electronic structure, magnetic properties, and stability of the binary and ternary carbides (Fe, Cr) $3C$ and (Fe, Cr) $7C3$. *Physics of the Solid State*, 51(10), 2084-2089.
- Körner, C. (2016). Additive manufacturing of metallic components by selective electron beam melting—A review. *International Materials Reviews*, 61(5), 361-377. <https://doi.org/10.1080/09506608.2016.1176289>
- Kou, S. (2003). *Welding metallurgy* (2nd edition). Wiley-Interscience.
- Kozłowski, A. (2009). Données sur les aciers inoxydables—Normalisation. Définitions. *Techniques de l'ingénieur, Matériaux | Étude et propriétés des métaux*(Form M 4 550).
- Krause, F.-L., Ciesla, M., Stiel, Ch., & Ulbrich, A. (1997). Enhanced Rapid Prototyping for Faster Product Development Processes. *CIRP Annals*, 46(1), 93-96. [https://doi.org/10.1016/S0007-8506\(07\)60783-5](https://doi.org/10.1016/S0007-8506(07)60783-5)
- Kruth, J. P., Froyen, L., Van Vaerenbergh, J., Mercelis, P., Rombouts, M., & Lauwers, B. (2004). Selective laser melting of iron-based powder. *Journal of Materials Processing Technology*, 149(1-3), 616-622. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2003.11.051>
- Kruth, J.-P., Leu, M. C., & Nakagawa, T. (1998). Progress in Additive Manufacturing and Rapid Prototyping. *CIRP Annals*, 47(2), 525-540. [https://doi.org/10.1016/S0007-8506\(07\)63240-5](https://doi.org/10.1016/S0007-8506(07)63240-5)
- Kvaale, P. E., & Olsen, S. (1999). Experience with supermartensitic stainless steels in flowline applications. 202, 19-26.
- Le, M. (2014). Approches expérimentale et numérique de la fissuration à chaud dans les soudures en acier inoxydable [Thèse de doctorat]. Lorient.
- Leblond, J. B., & 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. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(84\)90211-6](https://doi.org/10.1016/0001-6160(84)90211-6)
- Lee, C-H, Chang, K.-H., & Lee, C.-Y. (2008). Comparative study of welding residual stresses in carbon and stainless steel butt welds. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*, 222(12), 1685-1694. <https://doi.org/10.1243/09544054JEM1244>
- Lee, Chin-Hyung, & Chang, K.-H. (2007). Numerical analysis of residual stresses in welds of similar or dissimilar steel weldments under superimposed tensile loads. *Computational Materials Science*, 40(4), 548-556. <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2007.02.005>

- Levy, G. N., Schindel, R., & Kruth, J. P. (2003). Rapid manufacturing and rapid tooling with layer manufacturing (LM) technologies, state of the art and future perspectives. *CIRP Annals*, 52(2), 589-609. [https://doi.org/10.1016/S0007-8506\(07\)60206-6](https://doi.org/10.1016/S0007-8506(07)60206-6)
- Lindgren, L.-E. (2001a). FINITE ELEMENT MODELING AND SIMULATION OF WELDING PART 1 : INCREASED COMPLEXITY. *Journal of Thermal Stresses*, 24(2), 141-192. <https://doi.org/10.1080/01495730150500442>
- Lindgren, L.-E. (2001b). FINITE ELEMENT MODELING AND SIMULATION OF WELDING. PART 2 : IMPROVED MATERIAL MODELING. *Journal of Thermal Stresses*, 24(3), 195-231. <https://doi.org/10.1080/014957301300006380>
- Lindgren, L.-E., & Lundbäck, A. (2018). Approaches in computational welding mechanics applied to additive manufacturing : Review and outlook. *Comptes Rendus Mécanique*, 346(11), 1033-1042. <https://doi.org/10.1016/j.crme.2018.08.004>
- Lindgren, L.-E., Runnemalm, H., & Näsström, M. O. (1999). Simulation of multipass welding of a thick plate. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 44(9), 1301-1316. [https://doi.org/10.1002/\(SICI\)1097-0207\(19990330\)44:9<1301::AID-NME479>3.0.CO;2-K](https://doi.org/10.1002/(SICI)1097-0207(19990330)44:9<1301::AID-NME479>3.0.CO;2-K)
- Lippold, J. C., & Savage, V. F. (1982). Solidification of Austenitic Stainless Steel Weldments : Part III—The Effect of Solidification Behavior on Hot Cracking Susceptibility. *Welding Journal*, 61(12), 388s-396s.
- Lollioz, L., Pattofatto, S., & Hubert, O. (2006). Application of piezo-magnetism for the measurement of stress during an impact. *Journal of electrical engineering*, 57(8), 10-15.
- Lundin, C. D., & Chou, C. P. D. (1985). Fissuring in the « Hazard HAZ » Region of Austenitic Stainless Steel Welds. *Welding Journal*, 54(4), 113s-118s.
- Magee, C. L. (1966). Transformation kinetics macroplasticity and aging of martensite in Fe -31Ni [Thèse de doctorat]. Carnegie Institute of Technology, Pittsburgh (USA).
- Martin, C., & Fauchais, P. (1980). Mesure par thermographie infrarouge de l'émissivité de matériaux bons conducteurs de la chaleur. Influence de l'état de surface, de l'oxydation et de la température. *Revue de Physique Appliquée*, 15(9), 1469-1478. <https://doi.org/10.1051/rphysap:019800015090146900>
- McCue, T. J. (2018). Wohlers Report 2018 : 3D Printer Industry Tops \$7 Billion. *Forbes*. <https://www.forbes.com/sites/tjmccue/2018/06/04/wohlers-report-2018-3d-printer-industry-rises-21-percent-to-over-7-billion/>
- McCue, T. J. (2019). Significant 3D Printing Forecast Surges To \$35.6 Billion. *Forbes*. <https://www.forbes.com/sites/tjmccue/2019/03/27/wohlers-report-2019-forecasts-35-6-billion-in-3d-printing-industry-growth-by-2024/>
- Meftah, S. (2007). Modélisation de la plasticité due à une transformation martensitique dans les aciers [Thèse de doctorat]. INSA Rouen.
- Megahed, M., Mindt, H.-W., N'Dri, N., Duan, H., & Desmaison, O. (2016). Metal additive-manufacturing process and residual stress modeling. *Integrating Materials and Manufacturing Innovation*, 5(1). <https://doi.org/10.1186/s40192-016-0047-2>
- Michaleris, P., & DeBiccari, A. (1997). Prediction of welding distortion. *Welding Journal-Including Welding Research Supplement*, 76(4), 172s-181s.
- Michaleris, Panagiotis. (2014). Modeling metal deposition in heat transfer analyses of additive manufacturing processes. *Finite Elements in Analysis and Design*, 86, 51-60. <https://doi.org/10.1016/j.finel.2014.04.003>

- Mills, K. C. (2002). Recommended values of thermophysical properties for selected commercial alloys. Woodhead Publishing.
- Mok, S. H., Bi, G., Folkes, J., & Pashby, I. (2008). Deposition of Ti–6Al–4V using a high power diode laser and wire, Part I : Investigation on the process characteristics. *Surface and Coatings Technology*, 202(16), 3933-3939. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2008.02.008>
- Mok, S. H., Bi, G., Folkes, J., Pashby, I., & Segal, J. (2008). Deposition of Ti–6Al–4V using a high power diode laser and wire, Part II : Investigation on the mechanical properties. *Surface and Coatings Technology*, 202(19), 4613-4619. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2008.03.028>
- Moncel, M. (1991). Méthodes physiques d'analyse en métallurgie. *Techniques de l'ingénieur, Matériaux | Etude et propriétés des métaux(M260)*.
- Monchau, J.-P. (2013). Mesure d'émissivité pour la thermographie infrarouge appliquée au diagnostic quantitatif des structures [Thèse de doctorat]. Université Paris Est.
- Montevecchi, F., Grossi, N., Takagi, H., Scippa, A., Sasahara, H., & Campatelli, G. (2016). Cutting Forces Analysis in Additive Manufactured AISI H13 Alloy. *Procedia CIRP*, 46, 476-479. <https://doi.org/10.1016/j.procir.2016.04.034>
- Montevecchi, F., Venturini, G., Grossi, N., Scippa, A., & Campatelli, G. (2017). Finite Element mesh coarsening for effective distortion prediction in Wire Arc Additive Manufacturing. *Additive Manufacturing*, 18, 145-155. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2017.10.010>
- Montevecchi, F., Venturini, G., Scippa, A., & Campatelli, G. (2016). Finite Element Modelling of Wire-arc-additive-manufacturing Process. *Procedia CIRP*, 55, 109-114. <https://doi.org/10.1016/j.procir.2016.08.024>
- Morville, S. (2012). Modélisation multiphysique du procédé de Fabrication Directe par Projection Laser en vue d'améliorer l'état de surface final [Thèse de doctorat]. Université de Bretagne Sud.
- Mughal, M. P., Fawad, H., Mufti, R. A., & Siddique, M. (2005). Deformation modelling in layered manufacturing of metallic parts using gas metal arc welding : Effect of process parameters. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, 13(7), 1187-1204. <https://doi.org/10.1088/0965-0393/13/7/013>
- Mughal, M. P., Mufti, R. A., & Fawad, H. (2007). The mechanical effects of deposition patterns in welding-based layered manufacturing. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*, 221(10), 1499-1509. <https://doi.org/10.1243/09544054JEM783>
- Murry, G. (1998). Transformations dans les aciers. *Techniques de l'ingénieur, Matériaux | Traitements des métaux(M 1 115)*.
- Nandan, R., Debroy, T., & Bhadeshia, H. (2008). Recent advances in friction-stir welding – Process, weldment structure and properties. *Progress in Materials Science*, 53(6), 980-1023. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2008.05.001>
- Nanga, S. (2008). Comportement et transformations martensitiques de deux aciers inox austénitiques [Thèse de doctorat]. École Nationale Supérieure des Mines de Paris.
- Oliari, S. H., D'Oliveira, A. S. C. M., & Schulz, M. (2017). Additive manufacturing of H11 with wire-based laser metal deposition. *Soldagem & Inspeção*, 22(4), 466-479.
- Olson, D. L. (1985). Prediction of Austenitic Weld Metal Microstructure and Properties. *Welding Journal*, 64(10), 281s-295s.
- Pan, Z., Ding, D., Wu, B., Cuiuri, D., Li, H., & Norrish, J. (2018). Arc Welding Processes for Additive Manufacturing : A Review. In S. Chen, Y. Zhang, & Z. Feng (Éds.), *Transactions on Intelligent Welding Manufacturing* (p. 3-24). Springer Singapore. https://doi.org/10.1007/978-981-10-5355-9_1

- Paolini, A., Kollmannsberger, S., & Rank, E. (2019). Additive manufacturing in construction : A review on processes, applications, and digital planning methods. *Additive Manufacturing*, 30, 100894. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.100894>
- Pardal, G., Martina, F., & Williams, S. (2019). Laser stabilization of GMAW additive manufacturing of Ti-6Al-4V components. *Journal of Materials Processing Technology*, 272, 1-8.
- Parrot, J. (2018). W.A.M, Wire Additive Manufacturing : Champs des possibles et utilisation raisonnée [Thèse de doctorat]. Ecole centrale de Nantes.
- Pavelic, V., Tanbakuchi, R., Uyehara, O. A., & Myers, P. S. (1969). Experimental and computed temperature histories in gas tungsten arc welding of thin plates. *Welding Journal Research Supplement*, 48, 296-305.
- Pequet, C., Lasne, P., Hamide, M., Massoni, E., & Bellet, M. (2006). A coupled approach for the modelling of arc welding processes. *Proceedings MCWASP XI, 11th Int. Conf. on Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes*, 9.
- Petelet, M. (2007). Analyse de sensibilité globale de modèles thermomécaniques de simulation numérique du soudage [Thèse de doctorat]. Université de Bourgogne.
- Petelet, M., & Asserin, O. (2005). Influence des parametres d'un modele élastoplastique sur les distorsions calculées par simulation numérique d'une opération de soudage. 17ème Congres Francais de la Mécanique, 29 Août - 2 Septembre 2005, Troyes.
- Pilipenko, A. (2001). Computer simulation of residual stress and distortion of thick plates in multi-electrode submerged arc welding [Thèse de doctorat]. Norwegian University of Science and Technology (NO).
- Radaj, D. (1992). *Heat Effects of Welding*. Springer Berlin Heidelberg. <https://doi.org/10.1007/978-3-642-48640-1>
- Ranatowski, E., & Pocwiardowski, A. (1998). An analytic-numerical evaluation of the thermal cycle in the HAZ during welding. *Book-Institute of materials*, 695, 379-395.
- Ranatowski, Eugeniusz, & Ciechacki, K. (2010). Mathematical modelling of laser welding in shipbuilding. *Scientific Journals*, 24(96), 80-87.
- Rännar, L., Glad, A., & Gustafson, C. (2007). Efficient cooling with tool inserts manufactured by electron beam melting. *Rapid Prototyping Journal*, 13(3), 128-135. <https://doi.org/10.1108/13552540710750870>
- Rappaz, M., Bellet, M., & Deville, M. (2003). *Numerical Modeling in Materials Science and Engineering (Vol. 32)*. Springer Berlin Heidelberg. <https://doi.org/10.1007/978-3-642-11821-0>
- Ribeiro, A. F., & Norrish, J. (1996). Rapid Prototyping Process Using Metal Directly. *International Solid Freeform Fabrication Symposium.*, 249-256.
- Ribeiro, F. (1998). 3D printing with metals. *Computing & Control Engineering Journal*, 9(1), 31-38. <https://doi.org/10.1049/cce:19980108>
- Ríos, S., Colegrove, P. A., & Williams, S. W. (2019). Metal transfer modes in plasma Wire + Arc additive manufacture. *Journal of Materials Processing Technology*, 264, 45-54. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.08.043>
- Rosenthal, D. (1941). Mathematical theory of heat distribution during welding and cutting. *Welding Journal*, 20(5), 220-234.
- Runesson, K., Skyttebol, A., & Lindgren, L.-E. (2003). Nonlinear Finite Element Analysis and Applications to Welded Structures. In *Comprehensive Structural Integrity* (p. 255-320). Elsevier. <https://doi.org/10.1016/B0-08-043749-4/03044-5>

- Sakly, A. (2013). Fabrication additive de pièces à base d'alliages métalliques complexes [Thèse de doctorat]. Université de Lorraine.
- Santos, E. C., Shiomi, M., Osakada, K., & Laoui, T. (2006). Rapid manufacturing of metal components by laser forming. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 46(12-13), 1459-1468. <https://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2005.09.005>
- Sassoulas, H. (1997). Traitements thermiques des aciers inoxydables. *Techniques de l'ingénieur, Matériaux métalliques*(M 1 155).
- Schaeffler, A. L. (1949). Constitution diagram for stainless steel weld metal. *Metal progress*, 56(11), 680.
- Seufzer, W. J. (2014). Additive Manufacturing Modeling and Simulation—A Literature Review for Electron Beam Free Form Fabrication (Mémorandum Technique NASA/TM-2014-218245).
- Shaira, M. (2006). Caractérisation non destructive de la transformation martensitique de l'acier 304L induite par déformation cyclique [Thèse de doctorat]. INSA Lyon.
- Shan, X., Davies, C. M., Wangsdan, T., O'Dowd, N. P., & Nikbin, K. M. (2009). Thermo-mechanical modelling of a single-bead-on-plate weld using the finite element method. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 86(1), 110-121. <https://doi.org/10.1016/j.ijpvp.2008.11.005>
- Shan, X. Y. (2004). Finite element modelling of residual stresses in welded joints [Thèse de doctorat]. Imperial College London (GB).
- Shan, X. Y., Tan, M. J., & O'Dowd, N. P. (2007). Developing a realistic FE analysis method for the welding of a NET single-bead-on-plate test specimen. *Journal of Materials Processing Technology*, 192-193, 497-503. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2007.04.080>
- Shanghvi, J. Y., & Michaleris, P. (2002). Thermo-elasto-plastic finite element analysis of quasi-state processes in Eulerian reference frames. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 53(7), 1533-1556. <https://doi.org/10.1002/nme.345>
- Simon, A. (1997). Introduction au thème « contraintes résiduelles ». *Revue de Métallurgie*, 94(2), 151-156. <https://doi.org/10.1051/metal/199794020151>
- Song, Y.-A., Park, S., Choi, D., & Jee, H. (2005). 3D welding and milling : Part I—a direct approach for freeform fabrication of metallic prototypes. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 45(9), 1057-1062. <https://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2004.11.021>
- Soullignac, P., Bonnefois, B., & Soutif, E. (2007). Chaudronnerie en aciers inoxydables. *Techniques de l'ingénieur, Mécanique | Machines hydrauliques, aérodynamiques et thermiques*(BM 6 570).
- Spencer, J. D., Dickens, P. M., & Wykes, C. M. (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. <https://doi.org/10.1243/0954405981515590>
- Sun, R., Li, L., Zhu, Y., Guo, W., Peng, P., Cong, B., Sun, J., Che, Z., Li, B., & Guo, C. (2018). Microstructure, residual stress and tensile properties control of wire-arc additive manufactured 2319 aluminum alloy with laser shock peening. *Journal of Alloys and Compounds*, 747, 255-265.
- Sun, Z., Tan, X., Tor, S. B., & Yeong, W. Y. (2016). Selective laser melting of stainless steel 316L with low porosity and high build rates. *Materials & Design*, 104, 197-204. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.05.035>
- Tabernero, I., Paskual, A., Álvarez, P., & Suárez, A. (2018). Study on Arc Welding Processes for High Deposition Rate Additive Manufacturing. *Procedia CIRP*, 68, 358-362. <https://doi.org/10.1016/j.procir.2017.12.095>

Bibliographie

- Taminger, K. M. B., & Hafley, R. A. (2003). Electron beam freeform fabrication : A rapid metal deposition process. Proceedings of the 3rd Annual Automotive Composites Conference, September 9-10, 2003, Troy, MI. Society of Plastics Engineers.
- Taminger, K. M., & Hafley, M. R. A. (2006). Electron Beam Freeform Fabrication for Cost Effective Near-Net Shape Manufacturing. Proceedings of NATO/RTO AVT-139 Specialists Meeting on Cost Effective Manufacture via Net Shape Processing, May 15-19, 2006, Amsterdam, The Netherlands.
- Tanaka, M., & Choi, C. S. (1972). The Effects of Carbon Contents and Ms Temperatures on the Hardness of Martensitic Fe-Ni-C Alloys. Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, 12(1), 16-25.
- Thirion-Merle, V. (2014). Spectrométrie de fluorescence X. Circulation et provenance des matériaux dans les sociétés anciennes (Editions des archives contemporaines). <https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-01393984>.
- Trinh, N. T. (2008). Sur la modélisation du comportement thermomécanique et métallurgique des aciers. Application au procédé de soudage et de traitements thermiques [Thèse de doctorat]. Ecole Polytechnique X.
- TWI Ltd. (2017, juillet 21). Additive Manufacture of ARC. <https://www.youtube.com/watch?v=FWBopjiYXIU>
- Van Belle, L. (2013). Analyse, modélisation et simulation de l'apparition de contraintes en fusion laser métallique [Thèse de doctorat]. INSA Lyon.
- Vitooraporn, C. (1990). Experimental and analytical study on reduction of residual stresses and distortion during welding in high strength steel [Thèse de doctorat]. Massachusetts Institute of Technology (USA).
- Waeckel, F. (1995). Modélisation de la transformation austénitique dans le Code_Aster (Note interne EDF-DER HI-74/95/017/0).
- Wang, Z., Palmer, T. A., & Beese, A. M. (2016). Effect of processing parameters on microstructure and tensile properties of austenitic stainless steel 304L made by directed energy deposition additive manufacturing. Acta Materialia, 110, 226-235. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.03.019>
- Wangsdan, T. (2006). Finite element modelling of the net single-bead-on-plate weld specimen [Thèse de doctorat]. Imperial College London (GB).
- Wanjara, P., Brochu, M., & Jahazi, M. (2007). Electron beam freeforming of stainless steel using solid wire feed. Materials & Design, 28(8), 2278-2286. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2006.08.008>
- Wen, S. W., Colegrove, P. A., Williams, S. W., Morgan, S. A., Wescott, A., & Poad, M. (2010). Rolling to control residual stress and distortion in friction stir welds. Science and Technology of Welding and Joining, 15(6), 440-447. <https://doi.org/10.1179/136217110X12785889549787>
- Williams, S., & Martina, F. (2015). Wire arc additive manufacturing vs traditional machining from solid a cost comparison [Rapport technique]. Welding Engineering and Laser Processing Centre, Cranfield University.
- Williams, S. W., Martina, F., Addison, A. C., Ding, J., Pardal, G., & Colegrove, P. (2016). Wire + Arc Additive Manufacturing. Materials Science and Technology, 32(7), 641-647. <https://doi.org/10.1179/1743284715Y.0000000073>
- Wu, B., Pan, Z., Ding, D., Cuiuri, D., Li, H., Xu, J., & Norrish, J. (2018). A review of the wire arc additive manufacturing of metals : Properties, defects and quality improvement. Journal of Manufacturing Processes, 35, 127-139. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2018.08.001>
- Yang, H., & Bhadeshia, H. (2009). Austenite grain size and the martensite-start temperature. Scripta Materialia, 60(7), 493-495. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2008.11.043>

Bibliographie

- Yap, C. Y., Chua, C. K., Dong, Z. L., Liu, Z. H., Zhang, D. Q., Loh, L. E., & Sing, S. L. (2015). Review of selective laser melting : Materials and applications. *Applied Physics Reviews*, 2(4), 041101. <https://doi.org/10.1063/1.4935926>
- Yilmaz, O., & Uglu, A. A. (2016). Shaped metal deposition technique in additive manufacturing : A review. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*, 230(10), 1781-1798. <https://doi.org/10.1177/0954405416640181>
- Zapico, E. P., Lutey, A. H. A., Ascari, A., Gómez Pérez, C. R., Liverani, E., & Fortunato, A. (2018). An improved model for cold metal transfer welding of aluminium alloys. *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*, 131(3), 3003-3009. <https://doi.org/10.1007/s10973-017-6800-8>
- Zhang, Y., Chen, Y., Li, P., & Male, A. T. (2003). Weld deposition-based rapid prototyping : A preliminary study. *Journal of Materials Processing Technology*, 135(2-3), 347-357. [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(02\)00867-1](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(02)00867-1)
- Zhu, X. K., & Chao, Y. J. (2002). Effects of temperature-dependent material properties on welding simulation. *Computers & Structures*, 80(11), 967-976. [https://doi.org/10.1016/S0045-7949\(02\)00040-8](https://doi.org/10.1016/S0045-7949(02)00040-8)

Titre : Modélisation thermo-mécanique et approche expérimentale d'une opération de fabrication additive arc-fil

Mots clés : fabrication additive arc-fil, modélisation, MAG, déformations, acier inoxydable austénitique 304L, acier inoxydable martensitique 415

Résumé : La fabrication additive arc-fil permet la réalisation de pièces de grandes dimensions et à moindre coût.

En revanche, à ce jour, cette technique présente des verrous technologiques inhérents aux paramètres opératoires et aux cycles thermiques subis par la pièce lors de sa fabrication.

Ce travail porte sur le procédé semi-automatique Metal Active Gas (MAG) appliqué tout d'abord à l'acier inoxydable austénitique 304L puis à l'acier inoxydable martensitique 415 dans le but de :

Développer et comparer des modèles thermiques équivalents afin de représenter les gradients de températures supportés par les assemblages métalliques ;

- Évaluer le rôle de certains paramètres opératoires (apport d'énergie, épaisseur du substrat, stratégie de dépôt) sur les déplacements de la pièce ;
- Conduire au développement d'un modèle mécanique permettant ainsi de prédire les déformations consécutives à l'opération de fabrication additive arc-fil et donc d'élaborer des produits durablement viables.

Title: Thermo-mechanical modeling and experimental approach of Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM)

Keywords: WAAM, GMAW, modeling, distortions, SS304L, SS415

Abstract: Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM) provides the advantage of generating large size components at low cost.

However, to this day, WAAM technological issues are closely linked to the operating parameters and to the thermal cycles endured by the piece during its production.

This work, dealing with Gas Metal Arc Welding (GMAW) process applied to austenitic SS304L and martensitic SS415, aims:

- To develop and compare different equivalent heat source models in order to represent temperature gradients underwent by the metallic pieces;
- To assess the role of the operating parameters (heat input, substrate thickness or deposition strategy) on the distortions of the part;

- To conduct to the development of a mechanical numerical model which should give the possibility to foresee distortions subsequent to the WAAM operation and thus to design sustainable products.