



**HAL**  
open science

# Accommodation des contraintes et déformations résiduelles dans les soudures multipasses sur fortes épaisseurs par introduction d'une variabilité de la composition du métal d'apport

Juliette Théodore

► **To cite this version:**

Juliette Théodore. Accommodation des contraintes et déformations résiduelles dans les soudures multipasses sur fortes épaisseurs par introduction d'une variabilité de la composition du métal d'apport. Autre. Nantes Université, 2023. Français. NNT : 2023NANU4079 . tel-04734973

**HAL Id: tel-04734973**

**<https://theses.hal.science/tel-04734973v1>**

Submitted on 14 Oct 2024

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

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

# THESE DE DOCTORAT

NANTES UNIVERSITE

ECOLE DOCTORALE N° 602  
*Sciences de l'Ingénierie et des Systèmes*  
Spécialité : Génie Mécanique

Par

**Juliette THEODORE**

## **Accommodation des contraintes et déformations résiduelles dans les soudures multipasses sur fortes épaisseurs par introduction d'une variabilité de la composition du métal d'apport**

Thèse présentée et soutenue à Nantes, le 1er décembre 2023

**Unité de recherche :** Institut de Recherche en Génie Civil et Mécanique (GeM), UMR CNRS 6183  
Institut des Matériaux Jean Rouxel (IMN), UMR CNRS 6502

### **Composition du Jury :**

<b>Rapporteurs :</b>	Sophie BERVEILLER Christophe DESRAYAUD	Maître de conférences (HDR) Professeur des Universités	ENSAM, Metz ENSM, Saint-Etienne
<b>Président :</b>	Aude SIMAR	Professeure des Universités	Université Catholique de Louvain
<b>Examineurs :</b>	Frédéric DESCHAUX-BEAUME Pascal PAILLARD	Professeur des Universités Professeur des Universités	Université de Montpellier Nantes Université
<b>Dir. de thèse :</b>	Bruno COURANT	Maître de conférences (HDR)	Nantes Université
<b>Co-encadrants :</b>	Laurent COUTURIER Baptiste GIRAULT	Maître de conférences Maître de conférences	Nantes Université Nantes Université



## Remerciements

---

Je souhaiterais tout d'abord remercier l'IRT Jules Verne et le programme PERFORM pour avoir financé ces travaux de thèse. Merci aux collègues de l'IRT, Alexandre Benoit, Valentine Legrand, Grégoire Bazin, Nathalie Guérin, Simon Morville, pour leur soutien tant sur la partie scientifique qu'administrative.

Je souhaiterais remercier tout particulièrement mon directeur de thèse, Bruno Courant, et mes encadrants Laurent Couturier et Baptiste Girault pour leur disponibilité pendant ces trois années, leur soutien et pour les nombreux échanges que l'on a pu avoir. Cette thèse représente un réel travail d'équipe. Merci à eux pour leur accompagnement sur grand instrument, leur encadrement de qualité et la liberté qu'ils m'ont laissée dans les études menées.

Je remercie également mes rapporteurs Sophie Berveiller et Christophe Desrayaud ainsi que les membres du jury Aude Simar, Frédéric Deschaux-Beaume et Pascal Paillard pour leur gentillesse et le temps qu'ils ont passé à lire et évaluer mes travaux. Merci pour les échanges constructifs que l'on a eus lors de la soutenance. Je remercie Pascal également pour le temps qu'il m'a consacré pendant la thèse, pour avoir suivi les réunions industrielles et pour m'avoir donné de précieux conseils de soudage.

Je voudrais remercier tout particulièrement Paul Dahéron pour sa disponibilité, sa bonne humeur, sa créativité et ses conseils lors de la réalisation des pièces. Merci d'avoir soudé les environ 60 cavaliers de bridage à la main aussi... Sans toi, les thèses ID2M ne seraient pas ce qu'elles sont !

Un grand merci à l'équipe du CMC, et tout particulièrement à Marion Allard pour le temps passé avec moi au FIB et qui m'avoir formé sur plusieurs machines. Merci à Thomas Fournier qui a pris le relais ensuite. Merci également à Emmanuel Bertrand pour sa disponibilité pour répondre à toutes mes questions sur la cristallographie, entre autres.

Je souhaiterais remercier également l'équipe de MAT-IN-MECA et particulièrement Renaud Frappier pour avoir appliqué la méthode du contour sur nos pièces, et le temps accordé pour répondre à mes questions. Merci également aux responsables instruments de SALSA, Sandra Cabeza et Thilo Pirling, et de POLDI, Efthymios Polatidis et Jan Capek pour leur disponibilité et leur aide. Merci également à David Gloaguen pour son soutien dans l'étude de l'influence de la morphologie et de la texture des grains sur les contraintes.

Un grand merci à Clément le Falher, Simon Morville et Yves Le Guennec sans qui je n'aurais pas pu réaliser les simulations et sans qui le chapitre 6 n'existerait pas ! Ils auront été d'une aide précieuse du début à la fin de ma thèse. Je voudrais également remercier Fanch Guillou pour son aide dans la découpe des tôles, leur usinage et la réalisation des éprouvettes de traction. Merci aux stagiaires qui ont croisé ma route pendant la thèse et pour leur aide précieuse dans la réalisation de ces travaux, Adrien, Paul et Jimmy.

Je voudrais remercier chaleureusement tous mes collègues de la Chantrerie, pour leur bonne humeur, pour les pauses cafés partagées, les déjeuners en mots fléchés, les apéros du vendredi et les Santa Secret (même d'été). Un grand merci à toute l'équipe des Malfaiteurs pour les bières partagées (ou les caïpis) et les parties de perudo : Mathieu, Vincent, Madeleine, Etienne, Louise, Hugues, Thibaut, Julio, Allan, Clément, Anas, Pauline...

Un grand merci à ma famille, mes parents, ma sœur Lolotte, mon beau-frère Thomas, ma nièce Julia et mon filleul Lucas pour leur soutien sans faille depuis toujours, et pour le Jour-J. Merci pour les belotes du week-end et les soirées jeux ! ♥ Merci également à ma belle-famille, Mireille, Marcel, Juju et Caro, pour votre présence le Jour-J et le soutien depuis ces 4 années. Merci à mes amis pour leur soutien et leur encouragement, Chlo, Lee Roy, Paulette, Jaouen (+1 pour le super formateur Polysoude), Yohan, Eva, Chloé, Maureen... Merci à Louise et Hugues aussi pour les soutenances blanches. Non, je rigole !!! Merci Louise, pour ton amitié tout d'abord, mais aussi pour ton soutien, ton écoute et tes conseils. Merci d'avoir toujours été là pour moi. Cette aventure n'aurait pas été pareil sans toi. De la MAT3, au projet de 5A, jusqu'à la thèse... De ta présence à mes présentations, mais aussi pour boire des Spritz ! Merci pour tout. Enfin, un grand merci à Hugues. De binôme de TP, à ami, collègue de promo en Suède, puis compagnon de vie. Merci de me porter vers le haut, de me pousser à être la meilleure version de moi-même. Merci pour ton soutien, ton écoute et tes conseils, merci pour tout.





## Notations

---

### Acronymes

A : Austénite  
AVC : Arc Voltage Control – asservissement en tension  
CC : Cubique Centré  
CER : Constantes d'Elasticité Radiocristallographiques  
CFC : Cubique Faces Centrées  
CTE : Coefficient of Thermal Expansion - coefficient de dilatation thermique  
DRX : Diffraction des Rayons X  
EBSD : Electron BackScatter Diffraction  
EDX : Energy Dispersive X-ray spectroscopy - spectrométrie sélective en énergie  
F : Ferrite  
FDO : Fonction de Distribution des Orientations  
GTAW : Gas Tungsten Arc Welding  
IMN : Institut des Matériaux de Nantes Jean Rouxel  
M : Martensite  
MB : Métal de Base  
TIG : Tungsten Inert Gas  
(D-)WAAM : (Double) Wire Arc Additive Manufacturing  
ZAT : Zone Affectée Thermiquement  
ZF : Zone Fondue

### Lettres grecques

$\alpha$  : diffusivité thermique ou ferrite alpha  
 $\alpha'$  : martensite  
 $\beta$  : coefficient de Koistinen-Marburger  
 $\gamma$  : austénite  
 $\varepsilon$  : émissivité de surface ou déformation  
 $\varepsilon_{th}$  : déformation thermique  
 $\varepsilon_{pe}$  : déformation plastique équivalente  
 $\langle \varepsilon(hkl, \phi, \Psi) \rangle_{V_d}$  : déformation mesurée dans la direction  $(\phi, \Psi)$  moyennée sur volume diffractant  
 $\Delta\varepsilon$  : différence de compacité entre la phase austénitique et la phase martensitique  
 $\rho$  : masse volumique  
 $\eta$  : coefficient de rendement  
 $\lambda$  : longueur d'onde  
 $\sigma$  : phase sigma ou contrainte  
 $\sigma_{ys}$  : limite d'élasticité  
 $\sigma_{ys0}$  : limite d'élasticité initiale  
 $\bar{\sigma}_{ij}$  : tenseur complet des contraintes  
 $\sigma_{xx}, \sigma_{yy}$  et  $\sigma_{zz}$  : contraintes résiduelles longitudinales, transversales et normales  
 $\phi$  et  $\Psi$  : angles azimutal et d'inclinaison c'est-à-dire, respectivement l'angle de rotation autour de la normale à la surface de la pièce et l'angle entre la normale à la surface et la normale au plan diffractant

$\theta_{hkl,\phi,\psi}$  : demi-angle entre le faisceau incident et la direction du détecteur dans la direction  $(\phi, \Psi)$  pour la famille de plan  $\{hkl\}$   
 $\emptyset$  : diamètre du fil  
 $\nu$  : coefficient de Poisson

### Lettres latines

$a$  : demi-largeur des sources équivalente  
 $A_{Global}$  : coefficient du modèle disque à optimiser  
 $b$  : pénétration de la source de Goldak à double ellipsoïde  
 $c_f$  et  $c_r$  : longueurs des deux ellipsoïdes à l'avant et à l'arrière de la source  
 $cst$  : second coefficient du modèle disque à optimiser  
 $C_p$  : la capacité thermique du matériau  
 $Cr_{eq}$  : équivalent chrome  
 $d$  : distance entre le centre des deux sources gaussiennes de la source surfacique annulaire gaussienne  
 $\langle d(hkl, \phi, \Psi) \rangle_{V_d}$  : valeur moyenne au sein volume diffractant  $V_d$ , de la distance interréticulaire de la famille de plans  $\{hkl\}$  selon la direction de diffraction  $(\phi, \Psi)$   
 $d_0$  : distance interréticulaire du matériau libre de contraintes  
 $e$  : épaisseur  
 $E$  : module d'Young  
 $E_{Tiso}$  : module tangent isotrope  
 $f_a$  : coefficient de distribution du flux de chaleur entre les deux gaussiennes de la source surfacique annulaire gaussienne  
 $f_f$  et  $f_r$  : coefficients de distribution du flux de chaleur à l'avant et à l'arrière de la source à double ellipsoïde  
 $F_{i,j}(\phi, \Psi, hkl)$  : facteurs de contraintes  
 $h$  : coefficient d'échange thermique ou constante de Planck  
 $H$  : hauteur du dépôt  
 $I$  : intensité de soudage  
 $k$  : conductivité thermique  
 $L$  : distance de vol  
 $m_n$  : masse d'un neutron  
 $M_f$  : Martensite Finish  
 $M_s$  : Martensite Start  
 $Ni_{eq}$  : équivalent nickel  
 $p_{\alpha'}$  : proportion de martensite  
 $p_{\gamma}^0$  : proportion d'austénite initiale  
 $q$  : source de chaleur surfacique  
 $q_a$  : chaleur fournie par l'arc  
 $Q$  : source de chaleur volumique  
 $r_a$  : rayon de la gaussienne centrale de la source surfacique annulaire gaussienne  
 $r_b$  : rayon de la gaussienne annulaire de la source surfacique annulaire gaussienne  
 $R_{p0,2}$  : limite d'élasticité à 0,2% de déformation plastique  
 $s$  : écart-type  
 $S$  : section du dépôt  
 $S_1(hkl)$  et  $\frac{1}{2}S_2(hkl)$  : Constantes d'Elasticité Radiocristallographiques (CER)

$t$  : temps

$t_{hkl}$  : temps de vol depuis la source

$T$  : température

$T_0$  : température ambiante

$T_m$  : température de fusion

$u_c$  : incertitude

$U$  : tension de soudage

$V_f$  : vitesse de dévidement du fil

$V_s$  : vitesse de soudage

$W$  : largeur du dépôt

$(x_0, y_0, z_0)$  : coordonnées du centre de la source de chaleur



# Tables des matières

---

<b>INTRODUCTION GENERALE</b> .....	<b>1</b>
<b>CHAPITRE 1 : SYNTHESE BIBLIOGRAPHIQUE</b> .....	<b>6</b>
INTRODUCTION DU CHAPITRE .....	7
1 LES PROCEDES DE SOUDAGE .....	8
1.1 <i>Classification des procédés de soudage</i> .....	8
1.2 <i>Le procédé Tungsten Inert Gas (TIG)</i> .....	9
1.3 <i>L'emploi des procédés de soudage à l'arc pour la fabrication additive</i> .....	11
1.4 <i>Les procédés à double fils</i> .....	12
2 LES PHENOMENES PHYSIQUES IMPLIQUES LORS DU SOUDAGE .....	14
2.1 <i>Phénomènes thermiques</i> .....	14
2.1.1 L'apport de chaleur fourni par l'arc électrique .....	14
2.1.2 Les échanges thermiques pendant le soudage .....	15
2.1.3 Variation temporelle et spatiale de la température de la pièce soudée.....	15
2.2 <i>Phénomènes métallurgiques</i> .....	17
2.2.1 Transformations de phase.....	17
2.2.2 Chaleurs latentes de transformation.....	18
2.2.3 Déformation de transformation .....	18
2.2.4 Transformation martensitique par déformation plastique .....	19
2.3 <i>Phénomènes mécaniques</i> .....	19
2.3.1 La plasticité de déformation mécanique .....	19
2.3.2 La plasticité de transformation et restauration d'écroissage.....	19
2.3.3 L'effet du bridage.....	20
2.3.4 Les contraintes et déformations résiduelles.....	21
3 DETERMINATION DES CONTRAINTES RESIDUELLES.....	26
3.1 <i>Les méthodes non destructives</i> .....	26
3.1.1 La méthode de mesure par ultrasons.....	26
3.1.2 La méthode par le bruit de Barkhausen .....	26
3.1.3 Diffraction des rayons X ou des neutrons.....	27
3.2 <i>Les méthodes destructives et semi-destructives</i> .....	32
3.2.1 La méthode du trou incrémental .....	32
3.2.2 La méthode d'enlèvement de couche .....	32
3.2.3 La méthode du contour.....	33
4 SIMULATION NUMERIQUE D'UNE OPERATION DE SOUDAGE ARC-FIL .....	34
4.1 <i>Couplages physiques</i> .....	34
4.2 <i>Méthodes de résolution</i> .....	35
4.3 <i>Modélisation thermique</i> .....	36
4.3.1 Les transferts de chaleur dans les solides.....	36
4.3.2 La source de chaleur .....	37
4.4 <i>Modélisation mécanique</i> .....	41
4.4.1 Equations générales.....	41
4.4.2 Lois de comportement .....	42
4.4.3 Restauration d'écroissage .....	44
4.5 <i>Modélisation métallurgique</i> .....	44
4.5.1 Cinétiques de transformations de phase.....	44
4.5.2 Déformation de transformation .....	45
4.5.3 Plasticité de transformation .....	45
4.6 <i>L'apport de matière</i> .....	47
CONCLUSION DU CHAPITRE .....	48
<b>CHAPITRE 2 : CHOIX DES MATERIAUX, METHODES EXPERIMENTALES ET SIMULATIONS</b> .....	<b>50</b>
INTRODUCTION DU CHAPITRE .....	51
1 MATERIAUX ETUDIES .....	52
1.1 <i>Sélection des couples d'alliages</i> .....	52
1.2 <i>Les aciers</i> .....	58
1.2.1 Les microstructures des aciers.....	59

1.2.2	Les familles d'aciers inoxydables .....	61
1.2.3	Diagrammes prédictifs de la microstructure des aciers inoxydables après soudage.....	67
2	MOYENS EXPERIMENTAUX .....	69
2.1	<i>Préparation des tôles</i> .....	69
2.2	<i>Réalisation des pièces</i> .....	69
2.2.1	Banc de soudage linéaire.....	69
2.2.2	Banc de soudage cartésien.....	70
2.3	<i>Caractérisations thermiques</i> .....	71
2.3.1	Thermocouples.....	71
2.3.2	Caméra thermique.....	71
2.4	<i>Caractérisations mécaniques</i> .....	71
2.4.1	Essais de dureté Vickers .....	71
2.4.2	Essais de traction .....	72
2.4.3	Mesure des déformations .....	72
2.4.4	Détermination des contraintes résiduelles.....	74
2.5	<i>Caractérisations microstructurales</i> .....	78
2.5.1	Dilatométrie libre.....	79
2.5.2	Microscopie numérique .....	79
2.5.3	Microscopie Electronique à Balayage.....	80
2.5.4	Diffraction des rayons X .....	81
3	LE LOGICIEL COMSOL MULTIPHYSICS .....	83
	CONCLUSION DU CHAPITRE .....	84

**CHAPITRE 3 : RELATION ENTRE LES PARAMETRES DU PROCEDE ET LA GEOMETRIE DES CORDONS  
DANS LE CAS DE DEPOTS SUR UNE TOLE DE 304L.....86**

	INTRODUCTION DU CHAPITRE .....	87
1	PRESENTATION DU PLAN D'ESSAIS .....	88
2	CONTROLES .....	89
2.1	<i>Contrôle de la répétabilité et de la régularité des dépôts</i> .....	89
2.2	<i>Contrôle de la reproductibilité</i> .....	90
2.3	<i>Contrôle de l'influence des paramètres procédé sur la géométrie des cordons</i> .....	92
3	RELATION PARAMETRES PROCEDE – GEOMETRIE DE CORDON .....	93
3.1	<i>Présentation du modèle disque</i> .....	93
3.1.1	Représentation des dépôts.....	93
3.1.2	Relations analytiques théoriques.....	94
3.1.3	Détermination expérimentale .....	97
3.2	<i>Étude dans le cas où le fil est de même nature que le substrat</i> .....	97
3.2.1	Optimisation du coefficient $A_{Global}$ .....	97
3.2.2	Ajout d'un coefficient constant dans la relation analytique de la largeur .....	101
3.3	<i>Étude dans le cas où le fil n'est pas de même nature que le substrat</i> .....	104
3.3.1	Optimisation du coefficient $A_{Global}$ .....	105
3.3.2	Optimisation des coefficients $A_{Global}$ et $cst$ .....	108
3.4	<i>Étude dans le cas d'un mur en 304L</i> .....	115
3.4.1	Application du modèle .....	115
3.4.2	Adaptation du modèle .....	118
	CONCLUSION DU CHAPITRE .....	121

**CHAPITRE 4 : ÉTUDE DE LA MICROSTRUCTURE, DES DEFORMATIONS ET DES CONTRAINTES  
RESIDUELLES DANS LE CAS DE DEPOTS REALISES EN TIG MULTI FILS..... 124**

	INTRODUCTION DU CHAPITRE .....	125
1	PRESENTATION DU PLAN D'ESSAIS .....	126
2	CONTROLE DE L'HOMOGENEITE CHIMIQUE DES DEPOTS .....	128
3	ÉTUDE DANS LE CAS OU LE 304L EST UTILISE EN TANT QUE SUBSTRAT.....	130
3.1	<i>Identification des phases en présence</i> .....	130
3.1.1	Cartographies EBSD .....	130
3.1.2	Diffraction des rayons X .....	133
3.1.3	Analyse TEM par la méthode ACOM .....	135
3.1.4	Dilatométrie libre.....	135
3.1.5	Essais de dureté Vickers .....	137

3.1.6	Discussion.....	140
3.2	<i>Étude des déformations</i> .....	141
3.3	<i>Étude des contraintes résiduelles</i> .....	147
3.3.1	Comparaison des instruments SALSA et POLDI.....	148
3.3.2	Prise en compte de la texture morphologique et cristallographique .....	149
3.3.3	Comparaison de la diffraction des neutrons avec la méthode du contour .....	151
3.3.4	Analyse des différentes pièces.....	152
4	ÉTUDE DANS LE CAS OU LE 415 EST UTILISÉ EN TANT QUE SUBSTRAT .....	158
4.1	<i>Identification des phases en présence</i> .....	158
4.1.1	Cartographies EBSD .....	159
4.1.2	Diffraction des rayons X .....	159
4.1.3	Dilatométrie libre.....	161
4.1.4	Essais de dureté Vickers .....	163
4.1.5	Discussion.....	165
4.2	<i>Étude des déformations</i> .....	166
	CONCLUSION DU CHAPITRE.....	169

**CHAPITRE 5 : ÉTUDE DE LA MICROSTRUCTURE, DES DÉFORMATIONS ET DES CONTRAINTES  
RÉSIDUELLES DANS LE CAS DE SOUDAGES DE TOILES ÉPAISSES RÉALISÉES EN TIG MULTI FILS..... 172**

	INTRODUCTION DU CHAPITRE .....	173
1	PRESENTATION DU PLAN D'ESSAIS .....	174
1.1	<i>Préparation des pièces</i> .....	174
1.2	<i>Configurations étudiées</i> .....	175
1.3	<i>Paramètres procédé</i> .....	175
1.4	<i>Maîtrise des cycles thermiques</i> .....	177
2	IDENTIFICATION DES PHASES EN PRÉSENCE .....	179
2.1	<i>Soudures réalisées avec un seul fil d'apport</i> .....	179
2.2	<i>Soudures graduées</i> .....	183
2.3	<i>Soudures alternées</i> .....	184
3	ÉTUDE DES DÉFORMATIONS.....	186
3.1	<i>Suivi d'images in situ</i> .....	186
3.2	<i>Profilométrie laser</i> .....	188
3.3	<i>Effet du débridage des pièces sur les déformations</i> .....	190
4	ÉTUDE DES CONTRAINTES RÉSIDUELLES.....	191
4.1	<i>Diffraction des neutrons</i> .....	192
4.2	<i>Méthode du contour</i> .....	193
4.3	<i>Comparaison de la méthode du contour avec celle de la diffraction des neutrons</i> .....	196
4.4	<i>Effet du débridage des pièces sur les contraintes résiduelles</i> .....	198
4.5	<i>Étude du profil des contraintes longitudinales dans les différentes pièces</i> .....	198
5	CARACTÉRISATION MÉCANIQUE PAR ESSAIS DE TRACTION .....	200
5.1	<i>Prélèvement des éprouvettes</i> .....	200
5.2	<i>Étude de la répétabilité des propriétés mécaniques déterminées par essai de traction</i> .....	201
5.3	<i>Étude des caractéristiques mécaniques des pièces soudées</i> .....	202
	CONCLUSION DU CHAPITRE.....	207

**CHAPITRE 6 : SIMULATIONS THERMO-MECANO-METALLURGIQUES DE DÉPÔT(S) D'ACIER  
INOXYDABLE..... 210**

	INTRODUCTION DU CHAPITRE .....	211
1	SIMULATIONS THERMIQUES DE DÉPÔT(S) 304L SUR SUBSTRAT 304L.....	212
1.1	<i>Propriétés thermiques et physiques du 304L</i> .....	212
1.2	<i>Géométrie et conditions aux limites de la modélisation thermique</i> .....	213
1.3	<i>Calculs stationnaires</i> .....	214
1.3.1	Étude de sensibilité au maillage.....	214
1.3.2	Étude de plusieurs sources équivalentes.....	217
1.4	<i>Études temporelles</i> .....	223
1.4.1	Étude paramétrique sur le coefficient d'échange par convection.....	224
1.4.2	Effet de l'activation des éléments sur la modélisation thermique .....	226
1.4.3	Confrontations expérimentales .....	229

2	SIMULATIONS THERMO-MECANQUES DE DEPOT(S) 304L .....	233
2.1	<i>Loi de comportement et propriétés mécaniques du 304L</i> .....	233
2.2	<i>Géométrie et conditions aux limites de la modélisation mécanique</i> .....	234
2.3	<i>Confrontations expérimentales</i> .....	234
2.4	<i>Prise en compte du phénomène de restauration d'écrouissage</i> .....	236
3	SIMULATIONS THERMO-MECANO-METALLURGIQUES.....	239
3.1	<i>Définition des cinétiques de transformations de phase</i> .....	239
3.2	<i>Présentation de la méthode de la température de référence</i> .....	240
3.3	<i>Présentation de la méthode de la définition de la déformation thermique</i> .....	241
3.4	<i>Confrontations expérimentales</i> .....	241
	CONCLUSION DU CHAPITRE.....	244
	<b>CONCLUSION GENERALE ET PERSPECTIVES .....</b>	<b>245</b>
	<b>BIBLIOGRAPHIE .....</b>	<b>249</b>
	<b>ANNEXES.....</b>	<b>267</b>
	ANNEXE 1 : EXEMPLES DE DIAGRAMMES PREDICTIFS DE LA MICROSTRUCTURE DES ACIERS INOXYDABLES APRES SOUDAGE .....	267
	ANNEXE 2 : COUPES TRANSVERSES DES DEPOTS 304L SUR DES TOLES 304L FAISANT VARIER LE COURANT, LA VITESSE D'AVANCE ET LA VITESSE DE DEVIDEMENT DU FIL.....	269
	ANNEXE 3 : INFLUENCE DU COURANT, DE LA VITESSE DE DEVIDEMENT DU FIL ET DE LA VITESSE D'AVANCE SUR LA HAUTEUR ET LA LARGEUR DES DEPOTS .....	271
	ANNEXE 4 : APPLICATION DU MODELE DISQUE SUR LES DEPOTS 304L AVEC AJOUT D'UN COEFFICIENT CONSTANT CST DANS LA RELATION DE $W_{THEO}$ .....	274
	ANNEXE 5 : APPLICATION DU MODELE DISQUE LORSQUE DEUX FILS SONT MELANGES EN OPTIMISANT UN $A_{GLOBAL}$ POUR CHAQUE NUANCE DE FIL .....	275
	ANNEXE 6 : APPLICATION DU MODELE DISQUE LORSQUE DEUX FILS SONT MELANGES EN OPTIMISANT UN $A_{GLOBAL}$ POUR CHAQUE CONFIGURATION DE DEPOT DE FIL(S).....	277
	ANNEXE 7 : APPLICATION DU MODELE DISQUE LORSQUE DEUX FILS SONT MELANGES EN CONSIDERANT LES PROPRIETES MATERIAUX DU 304L ET EN OPTIMISANT UN $A_{GLOBAL}$ ET LE COEFFICIENT CST POUR CHAQUE NUANCE DE FIL .....	279
	ANNEXE 8 : CONTRAINTES LONGITUDINALES, TRANSVERSALES ET NORMALES DETERMINEES PAR DIFFRACTION DES NEUTRONS OU LA METHODE DU CONTOUR DANS LE SUBSTRAT DE CHAQUE PIECE .....	281
	ANNEXE 9 : CARTOGRAPHIE DES CONTRAINTES LONGITUDINALES DANS LA PIECE 1 – 25 % 415 / 304L OBTENUE PAR LA METHODE DU CONTOUR .....	282
	ANNEXE 10 : MACROGRAPHIES DE CHAQUE DEPOT DES QUATRE COUPLES.....	283
	ANNEXE 11 : CARTOGRAPHIES DES CONTRAINTES LONGITUDINALES OBTENUES PAR LA METHODE DU CONTOUR DANS LES PIECES SOUDEES .....	285
	ANNEXE 12 : LIMITES D'ELASTICITE A 0,2 % DE DEFORMATION, RESISTANCE A LA TRACTION ET ALLONGEMENT A LA RUPTURE DE CHACUN DES EPROUVETTES TESTEES .....	286

## Tables des illustrations

FIGURE I-1 : CLASSIFICATION DES PROCÉDES DE SOUDAGE (ADAPTE DE CETIM ET INSTITUT DE SOUDURE 1983; PAILLARD 2014). ...	9
FIGURE I-2 : SCHEMA DU PROCÉDE TUNGSTEN INERT GAS (TIG). ....	9
FIGURE I-3 : SYNTHÈSE DES PHÉNOMÈNES PHYSIQUES IMPLIQUÉS LORS D'UNE OPÉRATION DE SOUDAGE À L'ARC. ....	14
FIGURE I-4 : SCHEMA D'UN CYCLE THERMIQUE DU SOUDAGE EN A) MONOPASSE ET B) MULTIPASSE – ADAPTE DE INSTITUT DE SOUDURE 2013 ET DE KAPLAN ET MURRY 2001. ....	16
FIGURE I-5 : VARIATION SPATIALE DE LA TEMPÉRATURE AU NIVEAU DE LA SURFACE D'UNE PIÈCE SOUDEE – ADAPTE DE KAPLAN ET MURRY 2001. ....	16
FIGURE I-6 : ALLURE D'UNE COURBE DE DILATATION THERMIQUE D'UN ACIER MARTENSITIQUE. ....	18
FIGURE I-7 : ILLUSTRATION DU PHÉNOMÈNE DE PLASTICITÉ DE TRANSFORMATION LORS DE L'APPLICATION D'UNE CONTRAINTE DE A) TRACTION ET DE B) COMPRESSION UNI-AXIALE LORS DU REFROIDISSEMENT, EN-DESSOUS DE 810°C (DING ET AL., 2019). ....	20
FIGURE I-8 : ILLUSTRATION DE L'EFFET DU BRIDAGE SUR LES PIÈCES SOUDEES : A) LA PIÈCE EST LIBRE DE TOUT BRIDAGE, B) LA PIÈCE NE PEUT PAS SE DILATER LONGITUDINALEMENT, C) LA PIÈCE EST MAINTENUE ET NE PEUT NI SE DILATER NI SE RETRACTER LONGITUDINALEMENT – ADAPTEE DE GERBEAUX 1988A. ....	21
FIGURE I-9 : DEFORMATIONS ET CONTRAINTES RESIDUELLES DUES AU SOUDAGE – ADAPTE DE GERBEAUX 1988B. ....	22
FIGURE I-10 : A) ASSEMBLAGE SOUDE BOUT-A-BOUT EN MONOPASSE ET DISTRIBUTION TYPIQUE DES CONTRAINTES B) LONGITUDINALES ET C) TRANSVERSALES – ADAPTE DE KOU 2002. ....	23
FIGURE I-11 : ILLUSTRATION DE LA LOI DE BRAGG. ....	29
FIGURE I-12 : SYSTÈMES D'AXES PERMETTANT DE REPERER LA DIRECTION DE MESURE L3 PAR RAPPORT À UN ÉCHANTILLON – ADAPTE DE MARTIN 1999 (MARTIN ET AL., 1999). ....	29
FIGURE I-13 : SYNTHÈSE DES INTERACTIONS AYANT LIEU ENTRE LES PHÉNOMÈNES PHYSIQUES LORS DE L'UTILISATION D'UN PROCÉDE DE SOUDAGE (SIMON, 1997; BERGHEAU, 2004; GOLDAK ET AL., 2005). ....	35
FIGURE I-14 : SOURCE DE CHALEUR VOLUMIQUE SELON LE MODÈLE DE GOLDAK. ....	40
FIGURE I-15 : ILLUSTRATION DE DIFFÉRENTS MODÈLES D'ÉCROUISSAGE – ADAPTE DE OUDIN, 2009. ....	43
FIGURE I-16 : COMPARAISON DES MODÈLES DE DESALOS, LEBLOND ET ABRASSARD AVEC DES CAS EXPÉRIMENTAUX, LORS DE L'APPLICATION D'UNE CONTRAINTE UNI-AXIALE DE A) TRACTION DE 45 MPa ET DE B) COMPRESSION DE -45 MPa (DING ET AL., 2019). ....	46
FIGURE I-17 : COMPARAISON DES MODÈLES DE DESALOS ET DE LEBLOND AVEC UN CAS EXPÉRIMENTAL, LORS DE L'APPLICATION D'UNE CONTRAINTE UNI-AXIALE DE TRACTION DE 95 MPa. ....	47
FIGURE II-1 : LIMITE D'ÉLASTICITÉ DE DIFFÉRENTS ALLIAGES D'ALUMINIUM, DE TITANE ET DE CUIVRE, EN MPa. DONNÉES ISSUES DE (ASM HANDBOOK COMMITTEE, 1990A). ....	53
FIGURE II-2 : COEFFICIENT DE DILATATION THERMIQUE DE DIFFÉRENTS ALLIAGES D'ALUMINIUM, DE TITANE ET DE CUIVRE, EN $\times 10^{-6} K^{-1}$ . DONNÉES ISSUES DE (ASM HANDBOOK COMMITTEE, 1990A). ....	54
FIGURE II-3 : A) COEFFICIENT DE DILATATION EN $\times 10^{-6} K^{-1}$ ET B) LIMITE D'ÉLASTICITÉ DE QUELQUES ALLIAGES DE NICKEL ET D'ACIER EN MPa. SS SIGNIFIE STAINLESS STEEL POUR ACIER INOXYDABLE. DONNÉES ISSUES DE (ASM HANDBOOK COMMITTEE, 1990A; B). ....	55
FIGURE II-4 : A) ÉVOLUTION DU COEFFICIENT DE DILATATION THERMIQUE (AFNOR, 2014A), B) DE LA LIMITE D'ÉLASTICITÉ MINIMALE (AFNOR, 2014B) C) ET DE LA CONDUCTIVITÉ THERMIQUE EN FONCTION DE LA TEMPÉRATURE DES TROIS NUANCES D'ACIERS INOXYDABLES SÉLECTIONNÉES (KIM, 1975; AFNOR, 2014A; COMSOL, 2021A). (A) SIGNIFIE QUE LA NUANCE EST À L'ÉTAT ADOUCI, ET (+QT780) QU'ELLE EST À L'ÉTAT TREMPÉ-REVENU ENTRE 560 ET 640 °C. ....	57
FIGURE II-5 : DIAGRAMME DE PHASE MÉTASTABLE FER-CEMENTITE (BARRALIS JEAN, 1983A). ....	59
FIGURE II-6 : DIAGRAMME BINAIRE FER CHROME (BARRALIS JEAN, 1983C). ....	61
FIGURE II-7 : REPRÉSENTATION DES 4 MODES DE SOLIDIFICATION POSSIBLES DANS LES ACIERS INOXYDABLES AUSTÉNITIQUES DÉPENDANT DU RATIO $C_{ReQ}/N_{iEq}$ (LIPPOLD ET AL., 2005B). ....	62
FIGURE II-8 : INFLUENCE DE LA TENEUR EN CARBONE ET AZOTE DANS LES ACIERS, SUR LE DOMAINE BIPHASE AUSTÉNITE + FERRITE EN FONCTION DE LA TENEUR EN CHROME (LACOMBE ET AL., 1990D). ....	66
FIGURE II-9 : DIAGRAMME TTT D'UN ACIER À 17 % DE CHROME ET AYANT UNE TENEUR EN CARBONE ET AZOTE DE 0,08 % APRÈS UN MAINTIEN À 1050 °C PENDANT 1H PERMETTANT D'OBTENIR LA TENEUR MAXIMALE EN AUSTÉNITE DE 30 % (LACOMBE ET AL., 1990D). ....	67
FIGURE II-10 : DIAGRAMME DE SCHAEFFLER MODIFIÉ ESPY ET POSITIONNEMENT DES ALLIAGES UTILISÉS SELON LA COMPOSITION CHIMIQUE FOURNIE PAR LES CERTIFICATS MATIÈRE. $K = 30$ POUR $N < 0,20\%$ ; $K = 22$ SI $0,21\% \leq N \leq 0,25\%$ . $K = 20$ SI $0,26\% \leq N \leq 0,35\%$ (ESPY, 1982). ....	68
FIGURE II-11 : PHOTO DU ROBOT LINEAIRE POLYCAR MP DE POLYSOUDE. ....	69
FIGURE II-12 : PHOTO DU ROBOT TIG CARTESIEN. ....	70
FIGURE II-13 : CONFIGURATION DE PRISE D'IMAGES IN SITU PENDANT SOUDAGE. ....	73

FIGURE II-14 : CONFIGURATION DE MESURE DE LA DEFORMEE DES PIECES PAR PROFILOMETRE LASER. A) IMAGE GENERALE DE L'INSTALLATION LORS D'UNE MESURE D'UNE PIECE SOUDEE. B) DANS LE CAS DE TOLES FINES OU UN (DES) CORDON(S) A (ONT) ETE DEPOSE(S) DESSUS, LA PIECE EST POSITIONNEE A L'ENVERS.....	74
FIGURE II-15 : A) PHOTO D'UNE PIECE ET DE SES DEUX DEMI-ENVELOPPES SACRIFICIELLES ET B) EXEMPLE DE DONNEES BRUTES SUPERPOSEES AU DONNEES LISSEES. ....	78
FIGURE II-16 : MACROGRAPHIE D'UN DEPOT DE 304L (GAUCHE) ET DE 415 (DROITE) SUR UNE TOLE DE 304L ATTAQUES ELECTROCHIMIQUEMENT A L'ACIDE NITRIQUE FUMANT. ....	79
FIGURE III-1 : A) DIMENSIONS DES TOLES ET REPERES DES SECTIONS ANALYSEES SUR LES MONO-DEPOTS DE 304L. B) EXEMPLE DE MESURES DE LA LARGEUR ET DE LA HAUTEUR SUR COUPE TRANSVERSE D'UN DEPOT APRES ATTAQUE ELECTROLYTIQUE A L'ACIDE NITRIQUE (70 %).....	88
FIGURE III-2 : LARGEURS (W) ET HAUTEURS (H) DES DEPOTS DES PIECES REPETEES ET DES COUPES TRANSVERSES REPETEES, MESUREES PAR MICROSCOPIE NUMERIQUE.....	89
FIGURE III-3 : PHOTOS DE DEPOTS REALISES A 200 A, AVEC UNE VITESSE D'AVANCE DE 15 CM/MIN ET UN DEVIDEMENT DU FIL DE 3,5 M/MIN. LA TOLE DU HAUT A ETE REALISEE AVEC LE ROBOT POLYCAR MP ET CELLE DU BAS AVEC LE ROBOT CARTESIEN DE L'IMN. ....	90
FIGURE III-4 : LARGEURS (W) ET HAUTEURS (H) DES CORDONS DEPOSES SUR LE ROBOT POLYCAR MP ET LE ROBOT CARTESIEN MESUREES PAR MICROSCOPIE NUMERIQUE.....	91
FIGURE III-5 : DEPOT 304L SUR 304L : (A) PRESENTANT UN MANQUE DE FUSION, (B) AYANT DU FIL COLLE, (C) ET NE PRESENTANT PAS DE DEFAUT. ....	92
FIGURE III-6 : SCHEMA D'UN DEPOT ASSIMILE A UNE PORTION DE DISQUE. ....	93
FIGURE III-7 : SCHEMA DE LA SURFACE D'ECHANGE ENTRE LA ZONE FONDUE ET LE SUBSTRAT. ADAPTE DE (EL CHEIKH, 2012). ....	94
FIGURE III-8 : GRAPHIQUES PRESENTANT LA LARGEUR, LA HAUTEUR ET LA SECTION MESUREES EXPERIMENTALEMENT EN FONCTION DE LA VALEUR THEORIQUE CALCULEE A PARTIR DES PARAMETRES PROCEDE APRES OPTIMISATION DU COEFFICIENT $A_{GLOBAL}$ DANS LE CAS DE DEPOTS DE FIL 304L SUR DES TOLES 304L. LES MARQUEURS ROUGES CORRESPONDENT AUX DEPOTS PRESENTANT DES DEFAUTS DE MANQUE DE FUSION OU D'EFFONDREMENT N'AYANT PAS ETE PRIS EN COMPTE DANS LES MODELES. ....	98
FIGURE III-9 : GRAPHIQUES PRESENTANT LES RESIDUS DE LA LARGEUR, LA HAUTEUR ET LA SECTION, OBTENUS EN CALCULANT LA DIFFERENCE ENTRE LES VALEURS EXPERIMENTALES ET THEORIQUES, EN FONCTION DE LA VALEUR THEORIQUE, APRES OPTIMISATION DU COEFFICIENT $A_{GLOBAL}$ DANS LE CAS DE DEPOTS DE FIL 304L SUR DES TOLES 304L. ....	99
FIGURE III-10 : REPRESENTATION DE LA CONSTRUCTION DES PORTIONS DE DISQUE AVEC LES MESURES EXPERIMENTALES (COURBES VERTES) ET LES DONNEES ISSUES DU MODELE (COURBES ROUGES) APRES OPTIMISATION DU COEFFICIENT $A_{GLOBAL}$ DANS LE CAS DE DEPOTS DE FIL 304L SUR DES TOLES 304L. LA DROITE NOIRE REPRESENTE LA SURFACE DU SUBSTRAT. LES AXES SONT GRADUES EN MM, ET LE TITRE DE CHAQUE FIGURE INDIQUE L'INTENSITE DE SOUDAGE, LA VITESSE DE DEPOT ET LA VITESSE DE DEVIDEMENT DU FIL UTILISEE POUR LE DEPOT. LES 4 DERNIERES MACROGRAPHIES CORRESPONDENT AUX ESSAIS REPRODUITS SUR LE ROBOT CARTESIEN. ....	101
FIGURE III-11 : ILLUSTRATION DU MODELE DE LA LARGEUR AVEC OU SANS CONSTANCE CST DANS LA RELATION ANALYTIQUE. POUR LE MODELE SANS LA CONSTANCE $A_{GLOBAL} = 0,3702$ . POUR LE MODELE AVEC LA CONSTANCE $A_{GLOBAL} = 0,474$ ET $CST = -1,81$ . ...	102
FIGURE III-12 : GRAPHIQUES PRESENTANT LA LARGEUR ET LA HAUTEUR MESUREES EXPERIMENTALEMENT EN FONCTION DE LA VALEUR THEORIQUE CALCULEE A PARTIR DES PARAMETRES PROCEDE APRES OPTIMISATION DES COEFFICIENTS $A_{GLOBAL}$ ET CST DANS LE CAS DE DEPOTS DE FIL 304L SUR DES TOLES 304L. ....	103
FIGURE III-13 : GRAPHIQUES PRESENTANT LES RESIDUS RELATIFS A LA LARGEUR ET A LA HAUTEUR, OBTENUS EN CALCULANT LA DIFFERENCE ENTRE LES VALEURS EXPERIMENTALES ET THEORIQUES, EN FONCTION DE LA VALEUR THEORIQUE, APRES OPTIMISATION DES COEFFICIENTS $A_{GLOBAL}$ ET CST DANS LE CAS DE DEPOTS DE FIL 304L SUR DES TOLES 304L. ....	103
FIGURE III-14 : GRAPHIQUES PRESENTANT LA LARGEUR, LA HAUTEUR ET LA SECTION MESUREES EXPERIMENTALEMENT EN FONCTION DE LA VALEUR THEORIQUE CALCULEE A PARTIR DES PARAMETRES PROCEDE APRES OPTIMISATION DU COEFFICIENT $A_{GLOBAL}$ SUR L'ENSEMBLE DE LA SERIE DE MESURE DANS LE CAS DE DEPOTS DE FIL 430 OU 415, OU DU DEPOT D'UN MELANGE DE FILS 304L – 430 OU 304L – 415 SUR DES TOLES 304L. ....	105
FIGURE III-15 : GRAPHIQUES PRESENTANT LES RESIDUS DE LA LARGEUR, LA HAUTEUR ET LA SECTION, OBTENUS EN CALCULANT LA DIFFERENCE ENTRE LES VALEURS EXPERIMENTALES ET THEORIQUES, EN FONCTION DE LA VALEUR THEORIQUE, APRES OPTIMISATION DU COEFFICIENT $A_{GLOBAL}$ SUR L'ENSEMBLE DE LA SERIE DE MESURE DANS LE CAS DE DEPOTS DE FIL 430 OU 415, OU DU DEPOT D'UN MELANGE DE FILS 304L – 430 OU 304L – 415 SUR DES TOLES 304L.....	106
FIGURE III-16 : REPRESENTATION DE LA CONSTRUCTION DES PORTIONS DE DISQUE AVEC LES MESURES EXPERIMENTALES (COURBES VERTES) ET LES DONNEES ISSUES DU MODELE (COURBES ROUGES) APRES OPTIMISATION DU COEFFICIENT $A_{GLOBAL}$ SUR L'ENSEMBLE DE LA SERIE DE MESURE DANS LE CAS DE DEPOTS DE FIL 430 OU 415, OU DU DEPOT D'UN MELANGE DE FILS 304L – 430 OU 304L – 415 SUR DES TOLES 304L. LA DROITE NOIRE REPRESENTE LA SURFACE DU SUBSTRAT. LES AXES SONT GRADUES EN MM, ET LE TITRE DE CHAQUE FIGURE INDIQUE L'INTENSITE DE SOUDAGE, LA VITESSE DE DEPOT, LA VITESSE DE DEVIDEMENT DU (DES) FIL(S) ET LES PROPORTIONS DE FILS DEPOSES. ....	107

FIGURE III-17 : GRAPHIQUES PRESENTANT LA LARGEUR ET LA HAUTEUR MESUREES EXPERIMENTALEMENT EN FONCTION DE LA VALEUR THEORIQUE CALCULEE A PARTIR DES PARAMETRES PROCEDE APRES OPTIMISATION DES COEFFICIENTS $A_{GLOBAL}$ ET CST SUR L'ENSEMBLE DE LA SERIE DE MESURE DANS LE CAS DE DEPOTS DE FIL 430 OU 415, OU DE DEPOTS D'UN MELANGE DE FILS 304L – 430 OU 304L – 415 SUR DES TOLES 304L.....	109
FIGURE III-18 : GRAPHIQUES PRESENTANT LES RESIDUS RELATIFS A LA LARGEUR ET SUR LA HAUTEUR, OBTENUS EN CALCULANT LA DIFFERENCE ENTRE LES VALEURS EXPERIMENTALES ET THEORIQUES, EN FONCTION DE LA VALEUR THEORIQUE, APRES OPTIMISATION DES COEFFICIENTS $A_{GLOBAL}$ ET CST SUR L'ENSEMBLE DE LA SERIE DE MESURE DANS LE CAS DE DEPOTS DE FIL 430 OU 415, OU DE DEPOTS D'UN MELANGE DE FILS 304L – 430 OU 304L – 415 SUR DES TOLES 304L.....	109
FIGURE III-19 : REPRESENTATION DE LA CONSTRUCTION DES PORTIONS DE DISQUE AVEC LES MESURES EXPERIMENTALES (COURBES VERTES) ET LES CALCULS THEORIQUES (COURBES ROUGES) APRES OPTIMISATION DES COEFFICIENTS $A_{GLOBAL}$ ET CST SUR L'ENSEMBLE DE LA SERIE DE MESURE DANS LE CAS DE DEPOTS DE FIL 430 OU 415, OU DU DEPOT D'UN MELANGE DE FILS 304L – 430 OU 304L – 415 SUR DES TOLES 304L. LA DROITE NOIRE REPRESENTE LA SURFACE DU SUBSTRAT. LES AXES SONT EN MM, ET LES TITRES DE CHAQUE FIGURE INDIQUENT LE COURANT DE SOUDAGE, LA VITESSE DE DEPOT, LA VITESSE DE DEVIDEMENT DU (DES) FIL(S) ET LES PROPORTIONS DE FILS DEPOSES. ....	110
FIGURE III-20 : GRAPHIQUES PRESENTANT LA LARGEUR ET LA HAUTEUR MESUREES EXPERIMENTALEMENT EN FONCTION DE LA VALEUR THEORIQUE CALCULEE A PARTIR DES PARAMETRES PROCEDE APRES OPTIMISATION DES COEFFICIENTS $A_{GLOBAL}$ ET CST POUR CHAQUE CONFIGURATION DE DEPOT DE FIL(S) (FIL 430 OU 415, OU MELANGE DE FILS 304L – 430 OU 304L – 415 SUR DES TOLES 304L). ....	112
FIGURE III-21 : GRAPHIQUES PRESENTANT LES RESIDUS DE LA LARGEUR ET LA HAUTEUR, OBTENUS EN CALCULANT LA DIFFERENCE ENTRE LES VALEURS THEORIQUES ET EXPERIMENTALES, EN FONCTION DE LA VALEUR THEORIQUE, APRES OPTIMISATION DES COEFFICIENTS $A_{GLOBAL}$ ET CST POUR CHAQUE CONFIGURATION DE DEPOT DE FIL(S) (FIL 430 OU 415, OU MELANGE DE FILS 304L – 430 OU 304L – 415 SUR DES TOLES 304L).....	112
FIGURE III-22 : REPRESENTATION DE LA CONSTRUCTION DES PORTIONS DE DISQUE AVEC LES MESURES EXPERIMENTALES (COURBES VERTES) ET LES CALCULS THEORIQUES (COURBES ROUGES) APRES OPTIMISATION DES COEFFICIENTS $A_{GLOBAL}$ ET CST POUR CHAQUE CONFIGURATION DE DEPOT DE FIL(S) (FIL 430 OU 415, OU MELANGE DE FILS 304L – 430 OU 304L – 415 SUR DES TOLES 304L). LA DROITE NOIRE REPRESENTE LA SURFACE DU SUBSTRAT. LES AXES SONT EN MM, ET LES TITRES DE CHAQUE FIGURE INDIQUENT LE COURANT DE SOUDAGE, LA VITESSE DE DEPOT ET LA VITESSE DE DEVIDEMENT DU (DES) FIL(S) ET LES PROPORTIONS DE FILS DEPOSES.....	113
FIGURE III-23 : VARIATION DES PARAMETRES OPTIMISES $A_{GLOBAL}$ ET CST EN FONCTION DES PROPORTIONS DE FIL A) 430 ET B) 415. ....	114
FIGURE III-24 : EXEMPLE DE CORDONS PRESENTANT DES IRREGULARITES EN RAISON DU MOUVEMENT DU (DES) FIL(S) PENDANT LE DEPOT. CES DEPOTS N'ONT PAS ETE PRIS EN COMPTE DANS L'ETUDE EN RAISON DES DEFAUTS QU'ILS PRESENTENT.....	115
FIGURE III-25 : VUE TRANSVERSE DU MUR CONSTRUIT AVEC LE FIL 304L APRES ATTAQUE AU REACTIF DE MARBLE. ....	116
FIGURE III-26 : LARGEUR, HAUTEUR ET SECTION THEORIQUE ET EXPERIMENTALE EN FONCTION DU NUMERO DE LA PASSE DANS LE CAS DE LA CONSTRUCTION D'UN MUR AVEC LE FIL 304L.....	116
FIGURE III-27 : SCHEMA ILLUSTRANT LA SECTION DES DEPOTS REPRESENTES PAR DES PORTIONS DE DISQUE LORS DE LA SUPERPOSITION DES CORDONS. ....	118
FIGURE III-28 : LARGEUR, HAUTEUR ET SECTION THEORIQUE ET EXPERIMENTALE EN FONCTION DU NUMERO DE LA PASSE DANS LE CAS DE LA CONSTRUCTION D'UN MUR AVEC LE FIL 304L APRES ADAPTATION DU MODELE. ....	119
FIGURE III-29 : ILLUSTRATION DE LA RECONSTRUCTION D'UN MUR DE 11 PASSES REALISE AVEC LE FIL 304L APRES ADAPTATION DU MODELE, SUPERPOSEE A LA MACROGRAPHIE DE LA COUPE TRANSVERSE DU MUR APRES ATTAQUE AU REACTIF DE MARBLE. ....	119
FIGURE IV-1 : CONFIGURATIONS DES DEPOTS REALISES A UN OU DEUX FILS D'APPORT POUR LES QUATRE COUPLES D'ALLIAGE SELECTIONNES. ....	126
FIGURE IV-2 : SCHEMA DE LA MESURE DU TAUX DE DILUTION DES CORDONS DEPOSES. ....	128
FIGURE IV-3 : CONCENTRATION MASSIQUE DU NICKEL THEORIQUE ET MESUREE PAR EDX DANS CHAQUE DEPOT EN FONCTION DE LA PROPORTION DU SECOND FIL D'APPORT POUR LES COUPLES 304L – 430 ET 304L – 415. ....	129
FIGURE IV-4 : CONCENTRATION MASSIQUE DU NICKEL THEORIQUE ET MESUREE PAR EDX DANS CHAQUE DEPOT EN FONCTION DE LA PROPORTION DU SECOND FIL D'APPORT POUR LES COUPLES 415 – 304L ET 415 – 430.....	129
FIGURE IV-5 : CARTOGRAPHIE EBSD ET CONTRASTE DE BANDE ASSOCIE, LOCALISEE AUTOUR D'UN JOINT DE GRAIN D'UN DEPOT 1 - 100 % 430 / 304L. ....	132
FIGURE IV-6 : PROPORTION DE PHASE CFC (AUSTENITE), DE PHASES CC (FERRITE ET/OU MARTENSITE) ET DE SURFACES NON INDEXEES DANS CHAQUE DEPOT DES PIECES MONO-CORDON A) DU COUPLE 304L – 430 ET B) DU COUPLE 304L – 415.....	132
FIGURE IV-7 : DIFFRACTOGRAMMES OBTENUS DANS LES DEPOTS DES PIECES DU COUPLE 304L – 430.....	133
FIGURE IV-8 : DIFFRACTOGRAMMES OBTENUS DANS LES DEPOTS DES PIECES DU COUPLE 304L – 415.....	133
FIGURE IV-9 : PROPORTIONS DE PHASES EVALUEES PAR EBSD ET DRX POUR A) LE COUPLE 304L – 430 ET B) LE COUPLE 304L – 415. ....	134

FIGURE IV-10 : ANALYSE ACOM-TEM DANS LE DEPOT DE LA PIECE 50 % 430 INDIQUANT LA DISTRIBUTION DES PHASES. LE ROUGE CORRESPOND AUX PHASES CC ET LE BLEU A LA PHASE AUSTENITIQUE CFC.....	135
FIGURE IV-11 : COURBES DE DILATOMETRIE LIBRE OBTENUES POUR CHAQUE ECHANTILLON PRELEVE DANS LES DEPOTS DES COUPLES 304L – 430 ET 304L – 415. ....	136
FIGURE IV-12 : ILLUSTRATION DE LA POSITION DES ESSAIS DE DURETE SUR LA PIECE 1 – 100 % 304L. ....	137
FIGURE IV-13 : DURETE MOYENNE SOUS 0,3 KGF DANS CHAQUE DEPOT, DANS LA TOLE SOUS LES DEPOTS (ZAT) ET DANS LA TOLE BRUTE DE RECEPTION (MB) POUR LES COUPLES A) 304L – 430 ET B) 304L – 415.....	138
FIGURE IV-14 : DURETE MOYENNE SOUS 0,3 KGF DANS CHAQUE DEPOT REALISE AVEC UN SEUL FIL D'APPORT (PIECE AVEC UN SEUL OU DEUX DEPOTS). (1) ET (2) CORRESPONDANT AU CORDON DEPOSE QUI EST SOULIGNE, RESPECTIVEMENT LE PREMIER ET LE DEUXIEME. ....	139
FIGURE IV-15 : POSITION SUR LE DIAGRAMME DE SCHAEFFLER DE CHAQUE DEPOT DES COUPLES 304L – 430 ET 304L – 415. K = 30 POUR N < 0,20 % ; K = 22 si 0,21 % ≤ N ≤ 0,25 %. K = 20 si 0,26 % ≤ N ≤ 0,35 %. ....	140
FIGURE IV-16 : A) POSITION DE LA LIGNE DE MESURE ET METHODE DE CARACTERISATION DES DEFORMATIONS POUR UNE TOLE B) CONCAVE ET C) CONVEXE (ILLUSTRATION POUR LA PIECE 1 – 100 % 304L / 304L). ....	141
FIGURE IV-17 : MOYENNE DES FLECHES OBTENUES CONCERNANT LE COUPLE 304L – 430 APRES DEPOT DE 1 OU 2 CORDONS ET APRES REFROIDISSEMENT. ....	142
FIGURE IV-18 : MOYENNE DES FLECHES OBTENUES CONCERNANT LE COUPLE 304L – 415 APRES DEPOT DE 1 OU 2 CORDONS ET APRES REFROIDISSEMENT. ....	143
FIGURE IV-19 : DEFORMEE SURLIGNEE EN VERT ET CHAMP DE TEMPERATURE DE LA TOLE 1 – 75 % 430 / 304L JUSTE APRES DEPOT MONTRANT UNE ALLURE CONCAVE ET APRES RETOUR A TEMPERATURE AMBIANTE MONTRANT UNE ALLURE CONVEXE. ....	144
FIGURE IV-20 : MOYENNE DES FLECHES OBTENUES APRES DEPOTS DE 2 CORDONS DES COUPLES 304L – 430 ET 304L – 415, ET APRES REFROIDISSEMENT. ....	145
FIGURE IV-21 : POSITION DE LA TOLE JUSTE APRES UN DEPOT 100 % 304L / 304L. ....	146
FIGURE IV-22 : COMPARAISON DE LA REPETABILITE DE LA DEFORMATION ENTRE L'ANCIENNE ET LA NOUVELLE INSTALLATION QUI INCLUT UN GENERATEUR PLUS RECENT AINSI QU'UN SYSTEME AVC LORS DE DEPOT 1 – 100 % 304L / 304L. ....	146
FIGURE IV-23 : POSITIONNEMENT DES VOLUMES SONDES (CARRÉS BLANCS) POUR LA DETERMINATION DES CONTRAINTES RESIDUELLES ET LA LISTE DES PIECES MESUREES A) SUR L'INSTRUMENT SALSA ET B) SUR L'INSTRUMENT POLDI.....	148
FIGURE IV-24 : CONTRAINTES OBTENUES APRES LES MESURES SUR SALSA ET POLDI DE LA MEME ZONE DE LA TOLE DE LA PIECE 1 – 100 % 430 / 304L. ....	149
FIGURE IV-25 : CONTRAINTES LONGITUDINALES DANS LE SUBSTRAT ET LE DEPOT DE LA PIECE 1 – 100 % 304L / 304L DETERMINEES PAR DIFFRACTION DES NEUTRONS A) EN FONCTION DE Y ET B) EN FONCTION DE Z POUR DIFFERENTES VALEURS DES CER PRENANT EN COMPTE OU NON LA TEXTURE CRISTALLOGRAPHIQUE ET LA MORPHOLOGIE DES GRAINS.....	150
FIGURE IV-26 : CARTOGRAPHIE DES CONTRAINTES RESIDUELLES LONGITUDINALES OBTENUE PAR LA METHODE DU CONTOUR, AU MILIEU DE LA PIECE 1 – 100 % 304L / 304L, DANS LA DIRECTION TRANSVERSALE.....	151
FIGURE IV-27 : COMPARAISON DE LA DIFFRACTION DES NEUTRONS ET DE LA METHODE DU CONTOUR CONCERNANT LES CONTRAINTES RESIDUELLES LONGITUDINALES LE LONG A) DE L'AXE Y ET B) DE L'AXE Z SUR LA PIECE 1 – 100 % 304L / 304L. LA SURFACE GRISE CORRESPOND A L'INCERTITUDE-TYPE COMBINEE TENANT COMPTE DE LA DISPERSION DES RESULTATS SUR LA SURFACE SUR LAQUELLE LA CONTRAINTE MOYENNE A ETE CALCULEE, ET DE L'INCERTITUDE LIEE A LA METHODE DU CONTOUR, ESTIMEE A 50 MPA. ....	151
FIGURE IV-28 : CONTRAINTES OBTENUES PAR DIFFRACTION DES NEUTRONS A) LONGITUDINALES, TRANSVERSALES ET NORMALES DANS LE SUBSTRAT DE LA PIECE 1 – 100 % 304L / 304L ET B) LONGITUDINALES DANS LE SUBSTRAT DES PIECES A UN DEPOT REALISES AVEC UN SEUL FIL D'APPORT ET A DEUX DEPOTS. (1) ET (2) PRECISE L'ORDRE DANS LEQUEL ONT ETE DEPOSES LES CORDONS. ....	152
FIGURE IV-29 : CONTRAINTES LONGITUDINALES OBTENUES PAR DIFFRACTION DES NEUTRONS DANS LA TOLE DE CHAQUE PIECE MONO-DEPOT DU COUPLE 304L – 430.....	154
FIGURE IV-30 : CONTRAINTES LONGITUDINALES OBTENUES PAR DIFFRACTION DES NEUTRONS (PAR LA METHODE DU CONTOUR POUR LA PIECE 1 – 25 % 415) DANS LA TOLE DE CHAQUE PIECE MONO-DEPOT DU COUPLE 304L – 415. ....	154
FIGURE IV-31 : CONTRAINTES LONGITUDINALES DETERMINEES DANS LES DEPOTS DU COUPLE 304L – 430 ET 304L – 415. (1) ET (2) CORRESPONDANT AU CORDON DEPOSE QUI EST SOULIGNE, RESPECTIVEMENT LE PREMIER ET LE DEUXIEME. ....	155
FIGURE IV-32 : DIFFRACTOGRAMMES OBTENUS DANS LES DEPOTS DES PIECES DU COUPLE 415 – 304L. ....	160
FIGURE IV-33 : DIFFRACTOGRAMMES OBTENUS DANS LES DEPOTS DES PIECES DU COUPLE 415 – 430. ....	160
FIGURE IV-34 : PROPORTIONS DE PHASES EVALUEES PAR EBSD ET/OU DRX SUR LES ECHANTILLONS 1 – 50 % 304L / 415, 1 – 75 % 304L / 415 ET 1 – 100 % 304L / 415.....	161
FIGURE IV-35 : COURBES DE DILATOMETRIE LIBRE OBTENUES POUR CHAQUE ECHANTILLON PRELEVE DANS LES DEPOTS DES COUPLES 415 – 304L ET 415 – 430.....	162

FIGURE IV-36 : DURETE MOYENNE SOUS 0,3 KGF DANS CHAQUE DEPOT, DANS LA TOLE SOUS LES DEPOTS (ZAT) ET DANS LA TOLE BRUTE DE RECEPTION (MB) POUR LES COUPLES A) 415 – 304L ET B) 415 – 430. ....	163
FIGURE IV-37 : MACROGRAPHIE DES ECHANTILLONS 1 – 75 % 430 / 415 ET 1 – 100 % 430 / 415 APRES ATTAQUE ELECTROLYTIQUE A L'ACIDE NITRIQUE FUMANT. ....	164
FIGURE IV-38 : DURETE MOYENNE SOUS 0,3 KGF DANS CHAQUE DEPOT REALISE AVEC UN SEUL FIL D'APPORT. (1) ET (2) CORRESPONDANT AU CORDON DEPOSE QUI EST SOULIGNE, RESPECTIVEMENT LE PREMIER ET LE DEUXIEME. ....	164
FIGURE IV-39 : POSITION DE CHAQUE DEPOT SUR LE DIAGRAMME DE SCHAEFFLER APRES MESURE DE LA COMPOSITION CHIMIQUE PAR EDX DES COUPLES 415 – 304L ET 415 – 430. ....	165
FIGURE IV-40 : MOYENNE DES FLECHES OBTENUES APRES DEPOT DE 1 OU 2 CORDONS AVEC LES FILS 415 ET/OU 304L ET APRES REFROIDISSEMENT. ....	166
FIGURE IV-41 : MOYENNE DES FLECHES OBTENUES APRES DEPOT DE 1 OU 2 CORDONS AVEC LES FILS 415 ET/OU 430, ET APRES REFROIDISSEMENT. ....	167
FIGURE IV-42 : MOYENNE DES FLECHES OBTENUES APRES DEPOTS DE 2 CORDONS AVEC LES FILS 304L, 430 ET 415, ET APRES REFROIDISSEMENT. ....	168
FIGURE V-1 : SCHEMA DES TOLES CHANFREINEES ET PHOTO D'UNE PIECE PREPAREE AVANT SOUDAGE. ....	174
FIGURE V-2 : CONFIGURATIONS DE SOUDAGE ETUDIEES A UN OU DEUX FILS D'APPORT. ....	175
FIGURE V-3 : ILLUSTRATION DE LA METHODE DE REMPLISSAGE DES CHANFREINS, INDIQUANT L'ORDRE ET LA POSITION DES PASSES DE SOUDAGE. LES PASSES VERTES ONT ETE DEPOSEES LES UNES SUR LES AUTRES, LES PASSES BLEUES ONT ETE DEPOSEES LES UNES A COTE DES AUTRES DEUX A DEUX, ET LES TROIS PASSES ORANGES ONT ETE DEPOSEES LES UNES A COTE DES AUTRES. LES NUMEROS INDIQUENT L'ORDRE DANS LESQUELLES LES PASSES ONT ETE REALISEES. ....	177
FIGURE V-4 : POSITION DES THERMOCOUPLES SUR LA SURFACE DES TOLES POUR CHACUNE DES PIECES SOUDEES. ....	178
FIGURE V-5 : EXEMPLE DE CYCLE THERMIQUE APPLIQUE PAR UNE PIECE AVEC INDICATION DES TEMPERATURES INTERPASSES CHOISIES. ....	178
FIGURE V-6 : CARTOGRAPHIES EBSD REALISEES DANS LES SOUDURES 100 % 304L (PARTIE HAUTE DE LA FIGURE), 100 % 304L (PARTIE DU MILIEU) ET 100 % 415 (PARTIE BASSE DE LA FIGURE), SUPERPOSEES AUX ESSAIS DE DURETE ET AUX MACROGRAPHIES OBTENUES APRES ATTAQUE AU REACTIF DE MARBLE ET SYNTHESE DES PHASES MAJORITAIREMENT PRESENTES (PARTIE DROITE). ....	180
FIGURE V-7 : CARTOGRAPHIES REPRESENTANT A) LA PROPORTION DE NICKEL, B) L'ORIENTATION CRISTALLINE PAR L'IPF X ET C) LES PHASES EN PRESENCE DE LA SOUDURE 100 % 430 OU LE BLEU CORRESPOND A L'AUSTENITE ET LE ROUGE AUX PHASES CC (FERRITE ET/OU MARTENSITE). ....	182
FIGURE V-8 : CARTOGRAPHIES EBSD REALISEES DANS LES SOUDURES G 304L 430 (PARTIE HAUTE DE LA FIGURE) ET G 304L 415 (PARTIE BASSE DE LA FIGURE), SUPERPOSEES AUX ESSAIS DE DURETE ET AUX MACROGRAPHIES OBTENUES APRES ATTAQUE AU REACTIF DE MARBLE ET SYNTHESE DES PHASES MAJORITAIREMENT PRESENTES (PARTIE DROITE). ....	183
FIGURE V-9 : CARTOGRAPHIES EBSD REALISEES DANS LES SOUDURES A 304L 430 (PARTIE HAUTE DE LA FIGURE) ET A 304L 415 (PARTIE BASSE DE LA FIGURE), SUPERPOSEES AUX ESSAIS DE DURETE ET AUX MACROGRAPHIES OBTENUES APRES ATTAQUE AU REACTIF DE MARBLE ET SYNTHESE DES PHASES MAJORITAIREMENT PRESENTES (PARTIE DROITE). LES ZONES NON IDENTIFIEES DANS LA SOUDURE A 304L 430 POURRAIENT ETRE UN MELANGE DE MARTENSITE ET DE FERRITE OU BIEN UNE ZONE BIPHASE OU TRIPHASE AVEC AU MOINS DE L'AUSTENITE. ....	184
FIGURE V-10 : POSITIONS DES QUATRE POINTS SUIVIES SUR LA PREMIERE PHOTO PRISE AVANT SOUDAGE ET LA DERNIERE PHOTO PRISE APRES REFROIDISSEMENT. ILLUSTRATION POUR UNE PIECE 100 % 304L. ....	186
FIGURE V-11 : TEMPERATURE MESUREE PAR UN THERMOCOUPLE, DEBUT DE CHACUNE DES PASSES ET DEPLACEMENTS SELON Y ET Z DES QUATRE POINTS SUIVIS POUR UNE PIECE 100 % 304L ET UNE PIECE 100 % 415. ....	187
FIGURE V-12 : A) POSITION DE LA LIGNE DE MESURE ET B) REPRESENTATION DE LA METHODE DE CARACTERISATION DES DEFORMEES POUR LES SOUDURES FORTE EPAISSEUR (ILLUSTRATION POUR LA PIECE G 304L 415). ....	188
FIGURE V-13 : MOYENNES DES ANGLES MESURES DUS A LA DEFORMATION DES PIECES. ....	189
FIGURE V-14 : COMPARAISON DE LA DEFORMEE DE LA PIECE G 304L 415 AVANT ET APRES AVOIR ENLEVE LES CAVALIERS DE BRIDAGE SELON LA LIGNE TRANSVERSE A LA DIRECTION DE SOUDAGE AU MILIEU DE LA PIECE. ....	190
FIGURE V-15 : A) EMBLACEMENT DU PLAN DE MESURE POUR LA DETERMINATION DES CONTRAINTES RESIDUELLES, B) POSITIONS DES JAUGES DE MESURE UTILISEES EN DIFFRACTION DES NEUTRONS (CARRS BLANCS) ET LISTE DES PIECES DONT LES CONTRAINTES RESIDUELLES ONT ETE DETERMINEES PAR CETTE METHODE ET C) EXEMPLE DE CARTOGRAPHIE DE CONTRAINTE LONGITUDINALE OBTENUE PAR LA METHODE DU CONTOUR (100 % 304L) ET LISTE DES PIECES DONT LES CONTRAINTES RESIDUELLES LONGITUDINALES ONT ETE DETERMINEES PAR CETTE METHODE. ....	191
FIGURE V-16 : CONTRAINTE LONGITUDINALE ( $\sigma_{xx}$ ), TRANSVERSALE ( $\sigma_{yy}$ ) ET NORMALE ( $\sigma_{zz}$ ) DANS LE METAL DE BASE DES PIECES A) 100 % 304L, B) G 304L 415 ET C) A 304L 415. ....	192
FIGURE V-17 : CONTRAINTE LONGITUDINALE ( $\sigma_{xx}$ ), TRANSVERSALE ( $\sigma_{yy}$ ) ET NORMALE ( $\sigma_{zz}$ ) DANS LES SOUDURES DES PIECES A) 100 % 304L, B) G 304L 415 ET C) A 304L 415. ....	193

FIGURE V-18 : DEFORMEES MESUREES PAR MMT SUR LES DEUX DEMI-PIECES DE LA PIECE 100 % 415 SELON UNE LIGNE TRANSVERSE. ....	194
FIGURE V-19 : CONTRAINTES LONGITUDINALES OBTENUES SUR LE PLAN DE MESURE DES DEUX DEMI-PIECES DE LA PIECE 100 % 415. ....	194
FIGURE V-20 : ILLUSTRATION DE LA DISPOSITION DES DEUX DEMI-PIECES APRES LA DECOUPE PAR ELECTROEROSION FIL DE LA PIECE G 304L 415, ET DE LA FAÇON DONT ELLE A ETE BRIDEE. ....	195
FIGURE V-21 : COMPARAISON DES CONTRAINTES LONGITUDINALES DETERMINEES PAR DIFFRACTION DES NEUTRONS ET PAR LA METHODE DU CONTOUR SUR LA PIECE 100 % 304L A) DANS LE METAL DE BASE ET B) DANS LE JOINT SOUDE, SUR LA PIECE G 304L 415 C) DANS LE METAL DE BASE ET D) DANS LE JOINT SOUDE. LA SURFACE GRISE CORRESPOND A L'INCERTITUDE-TYPE COMBINEE TENANT COMPTE DE LA DISPERSION DES RESULTATS SUR LA SURFACE SUR LAQUELLE LA CONTRAINTE MOYENNE A ETE CALCULEE, ET DE L'INCERTITUDE LIEE A LA METHODE DU CONTOUR, ESTIMEE A 50 MPa. ....	197
FIGURE V-22 : CONTRAINTES LONGITUDINALES DANS LE METAL DE BASE DES DIFFERENTES PIECES REALISEES. ....	198
FIGURE V-23 : CONTRAINTES LONGITUDINALES DANS LA ZONE FONDUE DES DIFFERENTES PIECES REALISEES. ....	199
FIGURE V-24 : SCHEMA REPRESENTANT LE SENS DE PRELEVEMENT DES EPROUVETTE PAR RAPPORT A LA SOUDURE. ....	200
FIGURE V-25 : A) MOYENNE DE LA LIMITE D'ELASTICITE, B) DE LA RESISTANCE A LA TRACTION ET C) DE L'ALLONGEMENT A LA RUPTURE DES EPROUVETTES PRELEVEES DANS LES PIECES 100 % 304L ET A 304L 415, EN FONCTION DE LA POSITION DE PRELEVEMENT DES EPROUVETTES PAR RAPPORT A LA SOUDURE. H SIGNIFIE LE HAUT, M LE MILIEU ET B LE BAS DE LA SOUDURE. POUR COMPARAISON LES DONNEES DU MB SONT INDIQUEES ET ISSUES DU CERTIFICAT MATIERE. ....	201
FIGURE V-26 : EXEMPLE DE COURBES DE TRACTION OBTENUES APRES ESSAI DE TRACTION SUR TROIS EPROUVETTES PRELEVEES DANS UNE SOUDURE 100 % 430. ....	202
FIGURE V-27 : COURBES DE TRACTION OBTENUES LORS DES ESSAIS DE TRACTION DES EPROUVETTES PRELEVEES DANS LES PIECES 100 % 304L A PLUSIEURS POSITIONS DANS LE JOINT SOUDE. ....	203
FIGURE V-28 : LIMITE D'ELASTICITE DES EPROUVETTES DE TRACTION TESTEES. LA LIGNE VERTE VERTICALE REPRESENTE LA VALEUR MINIMALE A ATTEINDRE SPECIFIEE PAR LA NORME. ....	204
FIGURE V-29 : RESISTANCE A LA TRACTION DES EPROUVETTES DE TRACTION TESTEES. LA LIGNE VERTE VERTICALE REPRESENTE LA VALEUR MINIMALE A ATTEINDRE SPECIFIEE PAR LA NORME. ....	204
FIGURE V-30 : ALLONGEMENT A LA RUPTURE DES EPROUVETTES DE TRACTION TESTEES. LA LIGNE VERTE VERTICALE REPRESENTE LA VALEUR MINIMALE A ATTEINDRE SPECIFIEE PAR LA NORME. ....	205
FIGURE VI-1 : CONDUCTIVITE THERMIQUE ( $\kappa$ ), CAPACITE THERMIQUE ( $C_p$ ) ET MASSE VOLUMIQUE ( $\rho$ ) DU 304L EN FONCTION DE LA TEMPERATURE. ....	212
FIGURE VI-2 : VUE DE HAUT, LONGITUDINALE ET TRANSVERSALE DU MAILLAGE POUR LES SIMULATIONS STATIONNAIRES ET TEMPORELLES DANS LE CAS D'UNE PIECE A A) UN DEPOT ET B) DEUX DEPOTS. LES ZONES EN BLEU REPRESENTENT LE PLAN DE SYMETRIE ET CELLES EN VERT LES SURFACES SUR LESQUELLES SONT CONSIDEREES LES PERTES DE CHALEUR PAR CONVECTION ET RAYONNEMENT. ....	213
FIGURE VI-3 : APPLICATION DE LA SOURCE A) VOLUMIQUE, B) SURFACIQUE A LA SURFACE DU DEPOT OU C) SURFACIQUE A LA SURFACE DU SUBSTRAT. ....	214
FIGURE VI-4 : MAILLAGE LE PLUS GROSSIER ET LE PLUS FIN ETUDIES. LES LIGNES ROUGES CORRESPONDENT AUX LIGNES OU LES TEMPERATURES MAXIMALES ONT ETE DETERMINEES, CORRESPONDANT AUX DISTANCES PAR RAPPORT A L'AXE DU DEPOT, AUXQUELLES ONT ETE POSITIONNES LES THERMOCOUPLES LORS DES EXPERIENCES. ....	215
FIGURE VI-5 : DIMENSIONS MINIMALE ET MAXIMALE DES ELEMENTS DU MAILLAGE, CARACTERISTIQUES GEOMETRIQUES DU BAIN EN FUSION ET TEMPERATURES MAXIMALES ATTEINTES, EN FONCTION DU NUMERO DU MAILLAGE. ....	216
FIGURE VI-6 : MAILLAGE CONSTRUIT POUR LA PIECE A) A UN DEPOT ET B) A DEUX DEPOTS. ....	217
FIGURE VI-7 : VUES TRANSVERSES ET LONGITUDINALES OU LES COURBES NOIRES REPRESENTENT LES ISOTHERMES A 1400 °C, SOIT LA TEMPERATURE DE FUSION, APRES OPTIMISATION A) DU COEFFICIENT DE RENDEMENT UNIQUEMENT, B) ET DE TOUTES LES CONSTANTES DE LA SOURCE VOLUMIQUE A DOUBLE ELLIPSOÏDE. ....	219
FIGURE VI-8 : VUES TRANSVERSES ET LONGITUDINALES OU LES COURBES NOIRES REPRESENTENT LES ISOTHERMES A 1400 °C, SOIT LA TEMPERATURE DE FUSION, APRES OPTIMISATION DE LA SOURCE SURFACIQUE A DOUBLE ELLIPSOÏDE. A) LA SOURCE EST APPLIQUEE A LA SURFACE DU CORDON ET SEUL LE COEFFICIENT DE RENDEMENT EST OPTIMISE. B) LA SOURCE EST APPLIQUEE A LA SURFACE DU CORDON ET TOUTES LES CONSTANTES DE LA SOURCE SONT OPTIMISES. C) LA SOURCE EST APPLIQUEE A LA SURFACE DU SUBSTRAT ET SEUL LE COEFFICIENT DE RENDEMENT EST OPTIMISE. ....	220
FIGURE VI-9 : VUES TRANSVERSES ET LONGITUDINALES OU LES COURBES NOIRES REPRESENTENT LES ISOTHERMES A 1400 °C, SOIT LA TEMPERATURE DE FUSION APRES OPTIMISATION DE LA SOURCE SURFACIQUE GAUSSIENNE APPLIQUEE A LA SURFACE DU CORDON. ....	222
FIGURE VI-10 : VUES TRANSVERSES ET LONGITUDINALES OU LES COURBES NOIRES REPRESENTENT LES ISOTHERMES A 1400 °C, SOIT LA TEMPERATURE DE FUSION APRES OPTIMISATION DE LA SOURCE SURFACIQUE GAUSSIENNE ANNULAIRE APPLIQUEE A LA SURFACE DU CORDON. ....	223

FIGURE VI-11 : PUISSANCE SURFACIQUE DE LA SOURCE EN FONCTION DU TEMPS LORS D'UN DEPOT. ....	224
FIGURE VI-12 : POINTS OU LA TEMPERATURE SIMULEE A ETE ETUDIEE, CORRESPONDANT AUX POSITIONS OU A ETE MESUREE LA TEMPERATURE EXPERIMENTALEMENT PAR THERMOCOUPLES. ....	225
FIGURE VI-13 : TEMPERATURES MESUREES EXPERIMENTALEMENT PAR LES THERMOCOUPLES LORS DU REFROIDISSEMENT DES TOLES, ET TEMPERATURES OBTENUES PAR SIMULATION POUR DIFFERENTES VALEURS DU COEFFICIENT D'ECHANGE THERMIQUE PAR CONVECTION H. 0 S CORRESPOND AU DEBUT DU DEPOT.....	225
FIGURE VI-14 : ILLUSTRATION DE L'ACTIVATION PROGRESSIVE DU DEPOT PAR LA METHODE « QUIET ELEMENT ». LA ZONE NON ACTIVEE EST BLANCHE, TANDIS QUE CELLE ACTIVE EST COLOREE, LES COULEURS REPRESENTANT LE CHAMP DE TEMPERATURE. .....	226
FIGURE VI-15 : COMPARAISON DE L'EVOLUTION DE LA TEMPERATURE LORS D'UN DEPOT, EN PRENANT EN COMPTE OU NON L'ACTIVATION PROGRESSIVE DES ELEMENTS DU DEPOT. ....	227
FIGURE VI-16 : EVOLUTION DE LA PENETRATION, DE LA LARGEUR ET DE LA LONGUEUR DU BAIN EN FUSION LORS D'UN DEPOT EN FONCTION DU TEMPS, AVEC OU SANS ACTIVATION PROGRESSIVE DES ELEMENTS DU DEPOT. ....	227
FIGURE VI-17 : COMPARAISON DE L'EVOLUTION DE LA TEMPERATURE LORS DE DEUX DEPOTS, EN PRENANT EN COMPTE OU NON L'ACTIVATION BRUTALE DU SECOND DEPOT. ....	228
FIGURE VI-18 : EVOLUTION DE LA PENETRATION, DE LA LARGEUR ET DE LA LONGUEUR DU BAIN EN FUSION LORS DE DEUX DEPOTS EN FONCTION DU TEMPS, EN PRENANT EN COMPTE OU NON L'ACTIVATION BRUTALE DU SECOND DEPOT. ....	228
FIGURE VI-19 : EVOLUTION DE LA TEMPERATURE EN FONCTION DU TEMPS, EXPERIMENTALEMENT MESUREE ET CALCULEE PAR SIMULATION AVEC LES QUATRE SOURCES EQUIVALENTES ETUDIEES DANS LE CAS D'UN SEUL DEPOT. ....	230
FIGURE VI-20 : EVOLUTION DE LA TEMPERATURE EN FONCTION DU TEMPS, EXPERIMENTALEMENT MESUREE ET CALCULEE PAR SIMULATION AVEC LES QUATRE SOURCES EQUIVALENTES ETUDIEES DANS LE CAS DE DEUX DEPOTS EN CONFIGURATION ALLER – ALLER AVEC UN TEMPS DE PAUSE DE 94 SECONDES ....	231
FIGURE VI-21 : MODULE D'YOUNG, COEFFICIENT DE POISSON, LIMITE D'ELASTICITE, MODULE TANGENT ISOTROPE ET COEFFICIENT DE DILATATION THERMIQUE DU 304L EN FONCTION DE LA TEMPERATURE. ....	233
FIGURE VI-22 : COMPARAISON DES DEFORMATIONS OBTENUES PAR SIMULATION AVEC CELLES OBTENUES EXPERIMENTALEMENT APRES UN OU DEUX DEPOTS 304L.....	235
FIGURE VI-23 : COMPARAISON DES CONTRAINTES LONGITUDINALES EXPERIMENTALE ET SIMULEE EN FONCTION DE Y, OBTENUES AU MILIEU DE LA TOLE APRES A) UN DEPOT DE 304L ET B) APRES DEUX DEPOTS 304L AVEC UN TEMPS D'ATTENTE DE 94 s. ....	235
FIGURE VI-24 : COMPARAISON DES CONTRAINTES LONGITUDINALES EXPERIMENTALES ET SIMULEES EN FONCTION DE Y, OBTENUES AU MILIEU DE LA TOLE APRES REFROIDISSEMENT AVEC OU NON PRISE EN COMPTE DE LA RESTAURATION D'ECROUISSAGE. ....	236
FIGURE VI-25 : COMPARAISON DES DEFORMATIONS EXPERIMENTALES ET SIMULEES, OBTENUES AU MILIEU DE LA TOLE APRES REFROIDISSEMENT AVEC OU NON PRISE EN COMPTE DE LA RESTAURATION D'ECROUISSAGE.....	237
FIGURE VI-26 : COMPARAISON DES CONTRAINTES LONGITUDINALES EXPERIMENTALES ET SIMULEES EN FONCTION DE Y, OBTENUES AU MILIEU DE LA TOLE APRES REFROIDISSEMENT AVEC PRISE EN COMPTE DE LA RESTAURATION D'ECROUISSAGE DYNAMIQUE LINEAIRE ENTRE 400 °C ET 1000 °C. ....	238
FIGURE VI-27 : COMPARAISON DES DEFORMATIONS EXPERIMENTALES ET SIMULEES, OBTENUES AU MILIEU DE LA TOLE APRES REFROIDISSEMENT AVEC PRISE EN COMPTE DE LA RESTAURATION D'ECROUISSAGE DYNAMIQUE LINEAIRE ENTRE 400 °C ET 1000 °C.....	238
FIGURE VI-28 : ILLUSTRATION DE LA METHODE DE LA TEMPERATURE DE REFERENCE LORS D'UN ESSAI DE DILATOMETRIE LIBRE. LA COURBE ROUGE CORRESPOND AU CHAUFFAGE ET LA BLEUE AU REFROIDISSEMENT. LES DROITES JAUNES SONT LE PROLONGEMENT DES PORTIONS LINEAIRES DU CHAUFFAGE ET DU REFROIDISSEMENT OU LEURS INTERSECTIONS AVEC L'AXE DES ABSCISSES CORRESPONDENT AUX TEMPERATURES DE REFERENCE POUR LE VOLUME POUR LA MARTENSITE ET L'AUSTENITE RESPECTIVEMENT. ....	240
FIGURE VI-29 : ILLUSTRATION DE LA METHODE DE LA DEFINITION DE LA DEFORMATION THERMIQUE LORS D'UN ESSAI DE DILATOMETRIE LIBRE. LA COURBE ROUGE CORRESPOND AU CHAUFFAGE ET LA BLEUE AU REFROIDISSEMENT. ....	241
FIGURE VI-30 : DEFORMATION DE LA TOLE OBTENUE APRES SIMULATION THERMO-MECANO-METALLURGIQUE A) JUSTE APRES LE DEPOT ET B) APRES TRANSFORMATION MARTENSITIQUE. ....	242
FIGURE VI-31 : COMPARAISON DES DEFORMATIONS OBTENUES PAR SIMULATIONS AVEC CELLES OBTENUES EXPERIMENTALEMENT APRES UN DEPOT 415 SUR SUBSTRAT 304L. ....	242
FIGURE VI-32 : VUE TRANSVERSE DE LA CONTRAINTE LONGITUDINALE AU MILIEU DE LA TOLE. ....	242

TABLEAU I-1 : METHODES DE CALCUL DE DEFORMATION DU RESEAU (LU, 1996b).	29
TABLEAU I-2 : EXEMPLE DE FONCTIONS DE SATURATION DES DIFFERENTS MODELES DE PLASTICITE DE TRANSFORMATION.	46
TABLEAU II-1 : SYNTHESE DES COUPLES D'ALLIAGES SELECTIONNES ET L'EFFET ETUDIE AVEC CTE CORRESPONDANT AU COEFFICIENT DE DILATATION THERMIQUE ET $R_{p0,2}$ A LA LIMITE D'ELASTICITE A 0,2 % DE DEFORMATION.	56
TABLEAU II-2 : COMPOSITION CHIMIQUE EN POURCENTAGE MASSIQUE DES FILS ET TOLES UTILISES, EN ACIER INOXYDABLE 304L, 415 ET 430 SELON LES CERTIFICATS MATIERE FOURNIS.	58
TABLEAU II-3 : MODES DE SOLIDIFICATION SELON LA VALEUR DU RATIO $C_{ReQ}/Ni_{Eq}$ DEPENDANT DES FORMULES DE DELONG ET DE HAMMAR ET SVENSSON.	63
TABLEAU II-4 : CER (EN $\times 10^{-6} \text{ MPA}^{-1}$ ) ISSUES DE LA PHASE AUSTENITIQUE ET DES PHASES FERRITIQUE/MARTENSITIQUE, UTILISEES POUR LES CALCULS DES CONTRAINTES RESIDUELLES.	76
TABLEAU II-5 : VALEURS DES CONSTANTES PRESENTEES DANS LES EQUATIONS II-8 A II-11 PERMETTANT DE CALCULER LES FRACTIONS VOLUMIQUES D'AUSTENITE ET DE FERRITE/MARTENSITE, DEPENDANT DES PAIRES DE PICS ANALYSABLES (CULLITY, 1978).	82
TABLEAU III-1 : NIVEAUX DES TROIS PARAMETRES PROCEDE TESTES CONCERNANT LES ESSAIS DES MONO-DEPOTS DE 304L SUR TOLES 304L.	88
TABLEAU III-2 : VALEURS DES CONSTANTES UTILISEES POUR CALCULER LES LARGEURS ET HAUTEURS THEORIQUES (ASM HANDBOOK COMMITTEE, 1990b; DAVIS, 1998).	97
TABLEAU III-3 : CONFIGURATIONS TESTEES INDIQUANT LES FILS DEPOSES ET LEUR PROPORTION.	104
TABLEAU III-4 : PARAMETRES DE DEPOT POUR CHAQUE CONFIGURATION DE FILS DEPOSES.	104
TABLEAU IV-1 : EXEMPLE DE CARTOGRAPHIES EBSD POUR CHACUN DES ECHANTILLONS MONO-DEPOT DU COUPLE 304L – 430.	131
TABLEAU IV-2 : EXEMPLE DE CARTOGRAPHIES EBSD POUR CHACUN DES ECHANTILLONS MONO-DEPOT DU COUPLE 304L – 415.	131
TABLEAU IV-3 : VALEURS DES CER CALCULEES POUR CHAQUE CONFIGURATION ASSOCIEE A LA FAMILLE DE PLAN {311} DE L'AUSTENITE.	150
TABLEAU IV-4 : EXEMPLE DE CARTOGRAPHIES EBSD POUR QUELQUES ECHANTILLONS MONO-DEPOT DES COUPLES 415 – 304L ET 415 – 430.	159
TABLEAU V-1 : PARAMETRES PROCEDE UTILISES POUR CHACUNE DES PASSES EN FONCTION DE LA METHODE DE REMPLISSAGE DES CHANFREINS.	176
TABLEAU VI-1 : VALEURS DES PARAMETRES DE LA SOURCE VOLUMIQUE A DOUBLE ELLIPSOÏDE ET DE LA FONCTION OBJECTIF APRES OPTIMISATIONS.	219
TABLEAU VI-2 : VALEURS DES CONSTANTES DE LA SOURCE SURFACIQUE A DOUBLE ELLIPSOÏDE ET DE LA FONCTION OBJECTIF APRES OPTIMISATIONS.	221
TABLEAU VI-3 : VALEURS DES CONSTANTES DE LA SOURCE SURFACIQUE GAUSSIENNE ET DE LA FONCTION OBJECTIF APRES OPTIMISATION.	222
TABLEAU VI-4 : VALEURS DES CONSTANTES DE LA SOURCE SURFACIQUE GAUSSIENNE ANNULAIRE ET DE LA FONCTION OBJECTIF APRES OPTIMISATION.	223



# Introduction générale

Ces travaux de thèse portent sur l'accommodation des déformations et des contraintes résiduelles dans les pièces soudées de fortes épaisseurs par introduction d'une variabilité de la composition du métal d'apport. La thèse s'inscrit au sein du Programme de Recherche Fondamentale et de Ressourcement sur le Manufacturing (PERFORM), dirigé par l'IRT Jules Verne et se déroule en collaboration avec l'Institut de Recherche en Génie Civil et Mécanique (GeM) de Saint-Nazaire (UMR CNRS 6183) et l'Institut des Matériaux de Nantes Jean Rouxel (IMN) (UMN CNRS 6502).

Le soudage se définit comme l'assemblage de deux ou plusieurs pièces, pouvant être effectué par chauffage et/ou par pression, avec ou sans apport de matière, afin de former une continuité mécanique et métallurgique de l'ensemble. Le soudage est né à la fin du XIX<sup>ème</sup> siècle avec le soudage oxyacétylénique, après quoi sont apparus le soudage à l'arc et par résistance. Divers procédés ont ensuite été développés pour finir par le soudage laser et le soudage par friction-malaxage à la fin du XX<sup>ème</sup> siècle. Ces techniques d'assemblage ont remplacé peu à peu le rivetage, et sont devenues les plus employées à partir des années 1950. Les procédés étant très variés, ils permettent d'assembler pratiquement tous les types de matériaux, des polymères aux métaux dans des configurations très variées. Le procédé Tungsten Inert Gas (TIG), aussi appelé Gas Tungsten Arc Welding (GTAW), est un procédé de soudage par fusion dont la source de chaleur est un arc électrique créé entre la pointe d'une électrode infusible en tungstène et les pièces à souder.

Le soudage de pièces de fortes épaisseurs nécessite de les chanfreiner et de les souder en réalisant plusieurs passes de soudure afin de remplir peu à peu le chanfrein. Ces opérations entraînent des phénomènes thermiques, mécaniques et métallurgiques responsables de la formation de déformations et de contraintes résiduelles élevées. En effet, l'empilement de ces passes induit des cycles thermiques, en plus des cycles mécaniques provoqués par l'alternance de phases de fusion et solidification. Ces cycles provoquent la création de contraintes et déformations résiduelles dans l'assemblage soudé. De plus, un changement de microstructure peut être provoqué par les cycles thermiques, pouvant modifier les contraintes et déformations résiduelles. Plus précisément, les contraintes et déformations résiduelles sont dues aux gradients de température et aux transformations de phases qui ont lieu lors de l'opération de soudage. Les déformations résiduelles doivent être contrôlées, car elles peuvent provoquer des défauts d'alignements lors du soudage ou conduire à une géométrie de l'assemblage non-conforme. C'est pourquoi, la plupart du temps, les pièces à souder sont bridées afin de limiter les déformations, ce qui a pour effet d'augmenter le niveau de contraintes résiduelles créées dans l'assemblage. Les contraintes résiduelles sont particulièrement problématiques, puisqu'ajoutées aux contraintes imposées aux pièces en service, celles-ci peuvent avoir des conséquences sur la tenue mécanique de ces pièces et augmentent donc les risques de défaillance.

## Introduction générale

Généralement, lors des opérations de soudage, le métal d'apport utilisé est de composition proche ou identique à au moins un des métaux de base des pièces à assembler. De plus, une composition chimique unique du métal d'apport est utilisée. Cependant, depuis le XXI<sup>ème</sup> siècle, les procédés de soudage sont modifiés, voir couplés entre eux pour créer des procédés hybrides, dans le but d'augmenter le taux de dépôt ou bien de créer de nouveaux alliages qui ne sont pas disponibles dans le commerce. Cela est notamment possible en mélangeant deux fils d'apport différents. Malgré les recherches récentes sur les procédés hybrides et à double fils, il existe peu d'études sur l'effet de l'utilisation d'un deuxième fil d'apport, dont la composition chimique est différente de celle du premier, en particulier en ce qui concerne l'établissement des déformations et des contraintes résiduelles.

Il est proposé dans les travaux présentés dans ce manuscrit, d'utiliser le procédé TIG pour réaliser des dépôts et souder en bout-à-bout des tôles épaisses en utilisant deux fils d'apport de compositions chimiques différentes, mais surtout présentant des différences de propriétés thermo-physiques et/ou mécaniques. Le but est d'étudier l'influence de ces différences de propriétés sur les déformations et les contraintes résiduelles, avec pour objectif final de les réduire. L'ajout d'un second alliage peut se faire soit par l'alternance de dépôts des deux fils, pour amener à une architecturation de la soudure, soit par le mélange *in situ* des deux fils en faisant varier graduellement la proportion de l'un par rapport à l'autre, selon l'épaisseur du joint soudé. Dans les deux cas, il est souhaité d'assurer une bonne tenue mécanique du joint soudé, au moins équivalente à celle du métal de base.

Parmi tous les alliages soudables par procédé TIG à double fils, la famille des aciers inoxydables présente un grand intérêt, car ces alliages sont utilisés dans de nombreux secteurs tels que la production d'énergie, l'industrie de la chimie et du papier, les industries pharmaceutiques et alimentaires, la fabrication d'ustensiles et d'électroménager, les transports, la construction et le génie civil. Ils sont principalement utilisés pour leurs propriétés anticorrosives en raison de leur teneur élevée en chrome (> 10,5 %wt) et de leur bonne usinabilité et formabilité, ce qui les rend facilement disponibles dans de nombreuses formes et tailles. Ils sont en règle générale facilement soudables entre eux, tout particulièrement lorsqu'ils contiennent peu de carbone. Leurs propriétés mécaniques et thermiques variant en fonction de leur composition, quatre couples d'aciers inoxydables ont ainsi été sélectionnés pour cette étude :

- austénitique 304L + ferritique 430,
- austénitique 304L + martensitique 415,
- martensitique 415 + austénitique 304L,
- martensitique 415 + ferritique 430.

Pour chaque couple, le premier alliage présente des propriétés thermique, mécaniques et/ou métallurgiques significativement différentes du second. Le premier alliage est utilisé en tant que métal de base et premier fil d'apport, alors que le second alliage sert de deuxième fil d'apport uniquement.

## Introduction générale

Les travaux de cette thèse s'organisent en deux grandes parties, que sont l'étude de l'établissement des déformations et des contraintes résiduelles dans le cas de dépôts sur substrat d'une part, et dans le cas du soudage multipasse de tôles épaisses d'autre part. Dans les deux cas, les pièces sont réalisées avec un robot cartésien semi-automatique développé au laboratoire. Les pièces réalisées avec les deux fils d'apport sont comparées à des pièces de référence réalisées avec un seul fil d'apport. Des caractérisations microstructurales sont effectuées par microscopie numérique et par Microscopie Electronique à Balayage (MEB) couplée à des analyses de spectroscopie de rayons X à dispersion d'énergie (EDX) et à des cartographies EBSD (Electron BackScatter Diffraction). Des essais de dilatométrie libre, permettant d'identifier les échantillons contenant de la martensite, sont également réalisés. De plus, des cartographies de dureté ainsi que des essais de traction permettent de caractériser mécaniquement les différents assemblages. D'autre part, les déformations des pièces sont évaluées *in situ* par prise d'images ou grâce à un banc laser scannant la surface des pièces après refroidissement, et les contraintes résiduelles sont évaluées par diffraction des neutrons et/ou par la méthode du contour. Enfin, dans le cas de dépôt(s), des simulations numériques par éléments finis sont effectuées via le logiciel COMSOL Multiphysics conjointement aux expérimentations. Les modélisations par éléments finis permettent la simulation des champs de température, des contraintes et des déformations résiduelles des pièces et de leurs évolutions respectives pendant et après dépôts. Les prédictions obtenues par simulation sont alors confrontées aux résultats obtenus expérimentalement.

Le premier chapitre du manuscrit présente tout d'abord le procédé de soudage TIG et sa version à double fils qui a été utilisée pour ces travaux. Ensuite, un état des lieux des connaissances actuelles sur les phénomènes physiques provoqués par les opérations de soudage et responsables de l'établissement des déformations et contraintes résiduelles, ainsi que leurs interactions mutuelles, est présenté. Puis, les différentes méthodes existantes pour déterminer les contraintes résiduelles sont exposées avec leurs possibilités et limitations respectives. Pour finir, les méthodes de simulation numérique d'une opération de soudage, ainsi que les équations à prendre en compte sont exposées.

La démarche permettant la sélection des quatre couples d'aciers inoxydables présentés précédemment, fait l'objet du début du chapitre deux. Elle est suivie d'un panorama des différentes microstructures des aciers et en particulier des aciers inoxydables. La fin de ce second chapitre présente les moyens expérimentaux qui ont permis de réaliser les pièces, les méthodes de caractérisation employées et le logiciel de simulation COMSOL Multiphysics qui a été utilisé lors de ces travaux.

## Introduction générale

Le chapitre trois établit le lien entre les paramètres du procédé TIG et la géométrie des dépôts. La méthode du disque, développée dans les travaux d'El Cheick portant sur la fabrication additive métallique de fusion laser par projection de poudre, a été adaptée dans le cas de dépôts par procédé TIG. Cette étude préliminaire a notamment permis d'utiliser ces relations dans les simulations numériques détaillées au chapitre six, conduisant à une meilleure adaptabilité des modèles en construisant la géométrie automatiquement, et en évitant de déterminer expérimentalement la taille de chaque cordon déposé. Sur la base des résultats présentés dans le chapitre trois, il a aussi été possible de choisir les paramètres optimaux pour déposer des cordons présentant la géométrie souhaitée avec une bonne santé matière. L'étude de ces dépôts TIG double-fils est réalisée à travers l'analyse de la microstructure, des déformations et des contraintes résiduelles, lors du chapitre quatre. Cette étude a notamment permis de comprendre la contribution de chacune des phases sur les contraintes et les déformations, et a ainsi amené à mieux appréhender le soudage multipasse de tôles épaisses (20 mm) en TIG double-fils dont l'étude fait l'objet du chapitre cinq.

Pour finir, comme évoqué précédemment, le chapitre six présente les modèles réalisés à l'échelle de la pièce prédisant les champs de température, les déformations et les contraintes résiduelles lors de dépôts TIG. Plusieurs modèles ont été réalisés avec une complexité croissante en partant de simulations thermiques, puis thermo-mécaniques pour terminer avec des simulations thermo-mécano-métallurgiques. Ces résultats et leur comparaison aux résultats expérimentaux sont discutés dans ce dernier chapitre avant la conclusion générale des travaux présentés.



# Chapitre 1 : Synthèse bibliographique

<b>CHAPITRE 1 : SYNTHESE BIBLIOGRAPHIQUE.....</b>	<b>6</b>
INTRODUCTION DU CHAPITRE .....	7
1 LES PROCEDES DE SOUDAGE .....	8
1.1 <i>Classification des procédés de soudage</i> .....	8
1.2 <i>Le procédé Tungsten Inert Gas (TIG)</i> .....	9
1.3 <i>L'emploi des procédés de soudage à l'arc pour la fabrication additive</i> .....	11
1.4 <i>Les procédés à double fils</i> .....	12
2 LES PHENOMENES PHYSIQUES IMPLIQUES LORS DU SOUDAGE .....	14
2.1 <i>Phénomènes thermiques</i> .....	14
2.1.1 L'apport de chaleur fourni par l'arc électrique .....	14
2.1.2 Les échanges thermiques pendant le soudage .....	15
2.1.3 Variation temporelle et spatiale de la température de la pièce soudée.....	15
2.2 <i>Phénomènes métallurgiques</i> .....	17
2.2.1 Transformations de phase.....	17
2.2.2 Chaleurs latentes de transformation.....	18
2.2.3 Déformation de transformation .....	18
2.2.4 Transformation martensitique par déformation plastique.....	19
2.3 <i>Phénomènes mécaniques</i> .....	19
2.3.1 La plasticité de déformation mécanique .....	19
2.3.2 La plasticité de transformation et restauration d'écroissage.....	19
2.3.3 L'effet du bridage.....	20
2.3.4 Les contraintes et déformations résiduelles.....	21
3 DETERMINATION DES CONTRAINTES RESIDUELLES.....	26
3.1 <i>Les méthodes non destructives</i> .....	26
3.1.1 La méthode de mesure par ultrasons.....	26
3.1.2 La méthode par le bruit de Barkhausen .....	26
3.1.3 Diffraction des rayons X ou des neutrons.....	27
3.2 <i>Les méthodes destructives et semi-destructives</i> .....	32
3.2.1 La méthode du trou incrémental .....	32
3.2.2 La méthode d'enlèvement de couche .....	32
3.2.3 La méthode du contour.....	33
4 SIMULATION NUMERIQUE D'UNE OPERATION DE SOUDAGE ARC-FIL .....	34
4.1 <i>Couplages physiques</i> .....	34
4.2 <i>Méthodes de résolution</i> .....	35
4.3 <i>Modélisation thermique</i> .....	36
4.3.1 Les transferts de chaleur dans les solides.....	36
4.3.2 La source de chaleur .....	37
4.4 <i>Modélisation mécanique</i> .....	41
4.4.1 Equations générales.....	41
4.4.2 Lois de comportement .....	42
4.4.3 Restauration d'écroissage .....	44
4.5 <i>Modélisation métallurgique</i> .....	44
4.5.1 Cinétiques de transformations de phase.....	44
4.5.2 Déformation de transformation .....	45
4.5.3 Plasticité de transformation .....	45
4.6 <i>L'apport de matière</i> .....	47
CONCLUSION DU CHAPITRE .....	48

## Introduction du chapitre

---

Ce premier chapitre présente tout d'abord le procédé de soudage appelé Tungsten Inert Gas (TIG) et sa version à double fils qui se développe depuis quelques années et qui a été utilisée dans ces travaux. Ensuite, les phénomènes physiques provoqués par les opérations de soudage et responsables de l'établissement des déformations et des contraintes résiduelles sont analysés, ainsi que leurs interactions mutuelles. Puis, les différentes méthodes existantes pour déterminer les contraintes résiduelles sont abordées. Pour finir, les méthodes de simulation numérique d'une opération de soudage, ainsi que les équations les gouvernant sont exposées.

## 1 Les procédés de soudage

---

Le soudage se définit comme l'assemblage de deux ou plusieurs pièces, pouvant être effectué par chauffage et/ou par pression, avec ou sans apport de matière, afin de former une continuité mécanique et métallurgique de l'ensemble (PAILLARD, 2014). Le soudage est né à la fin du XIX<sup>ème</sup> siècle avec le soudage oxyacétylénique, après quoi sont apparus le soudage par résistance et le soudage à l'arc utilisant une électrode en carbone. Après la première guerre mondiale, la nécessité de commencer à automatiser les procédés a permis la création du soudage à l'arc submergé (SAW), par l'utilisation d'un fil continu. Pendant la seconde guerre mondiale, les besoins de l'aéronautique nécessitent la création d'un procédé pouvant souder les alliages d'aluminium et de magnésium, donnant naissance au procédé Tungsten Inert Gas (TIG). Ces techniques d'assemblage ont remplacé peu à peu le rivetage, et sont devenues les plus employées à partir des années 1950. Dans les années suivantes, les procédés Metal Inert/Activ Gas (MIG/MAG) et plasma ont été développés, permettant notamment d'augmenter les vitesses de soudage. Des procédés de plus grande énergie spécifique, mais aussi plus coûteux, ont vu ensuite le jour, procédés par faisceau d'électrons et laser. A la fin du XX<sup>ème</sup> siècle, une toute nouvelle méthode de soudage ne nécessitant pas de porter à fusion le métal est développée, qui est le FSW (soudage par friction malaxage ou Friction Stir Welding) (WEMAN, 2016a). Les procédés de soudage étant très variés, ils permettent d'assembler pratiquement tous les types de matériaux, des polymères aux métaux (PAILLARD, 2014).

### 1.1 Classification des procédés de soudage

Les procédés de soudage peuvent être classés selon la manière dont l'énergie est apportée, comme présenté en Figure I-1 :

- **Energie thermochimique** : l'apport de chaleur est fourni grâce à une réaction chimique exothermique. Dans le cas du soudage oxyacétylénique par exemple, c'est la combustion du mélange du dioxygène avec de l'acétylène qui provoque cette réaction.
- **Energie mécanique** : l'apport d'énergie est réalisé grâce à des efforts mécaniques, notamment lors du soudage par friction par exemple, où deux pièces sont pressées l'une contre l'autre, et l'une d'elle est mise en mouvement.
- **Energie électrothermique** : la source de chaleur est créée par le passage d'un courant électrique. Lors du soudage par point notamment, les deux pièces à assembler sont plaquées l'une contre l'autre, et le passage d'un courant électrique à travers ces pièces (et surtout à travers l'interface entre les pièces, très résistive) va permettre, par effet Joule, de les chauffer suffisamment afin de faire fondre les zones entourant le point de contact et ainsi de créer un point de fusion.
- **Energie focalisée** : une source concentrée est utilisée, comme un faisceau d'électrons ou un faisceau laser pour porter à fusion le matériau.

Le procédé utilisé va dépendre de l'épaisseur des pièces à souder, de l'énergie de soudage souhaitée, des matériaux à assembler, de la position et du lieu de soudage, du coût, et pour finir de l'automatisation du procédé si souhaitée (PAILLARD, 2014).

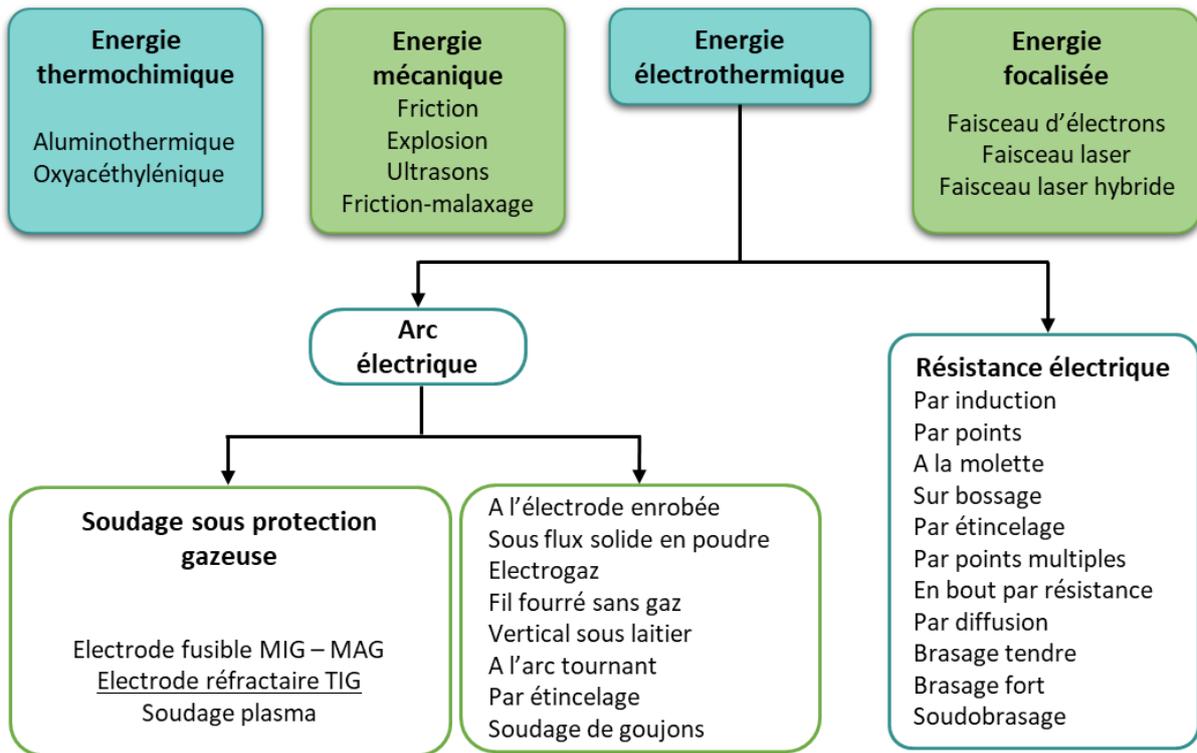


Figure I-1 : Classification des procédés de soudage (Adapté de CETIM et Institut de Soudure 1983; Paillard 2014).

## 1.2 Le procédé Tungsten Inert Gas (TIG)

Le procédé Tungsten Inert Gas (TIG), aussi appelé Gas Tungsten Arc Welding (GTAW), est un procédé de soudage par fusion dont la source de chaleur est un arc électrique. Un métal d'apport peut être apporté, indépendamment de l'électrode, si souhaité, se présentant sous forme de baguette ou de fil placé à l'extérieur de la buse, à l'avant de l'arc de manière générale (Figure I-2) (PAQUET *et al.*, 2008a).

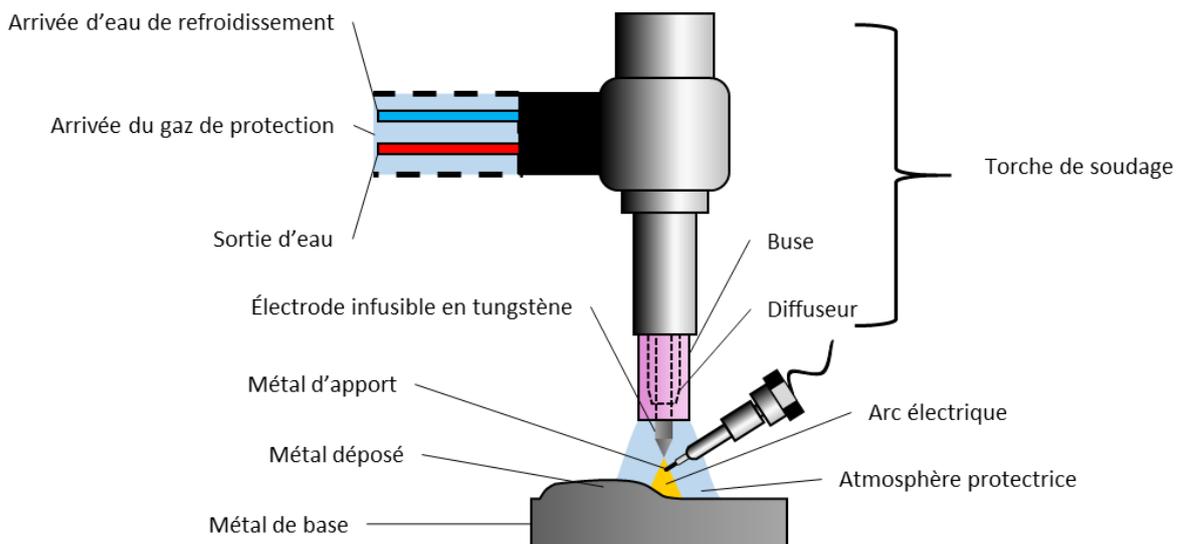


Figure I-2 : Schéma du procédé Tungsten Inert Gas (TIG).

L'arc électrique est créé entre la pointe d'une électrode infusible en tungstène et la pièce à souder. Il permet de porter à fusion le métal de la pièce. Le passage du courant s'établit au travers du gaz de protection ionisé, appelé plasma, lorsque l'électrode est suffisamment proche de la pièce (WEMAN, 2016b). En effet, un gaz de protection inerte est utilisé, généralement de l'argon ou de l'hélium, ou bien un mélange des deux, afin de protéger les pièces de l'oxygène de l'air. Le gaz est délivré autour de l'électrode jusqu'au bain de fusion grâce à une buse, généralement en céramique, et un diffuseur situé à la sortie de la torche de soudage. Outre la protection contre l'oxydation, l'utilisation du gaz de protection permet de favoriser l'amorçage, la stabilité de l'arc, la mouillabilité du métal déposé sur le métal de base et de limiter les projections (PAILLARD, 2017).

L'électrode en tungstène, quant à elle, peut être pure ou alliée et est maintenue dans la torche par un collet en cuivre pour assurer le passage du courant. La nature de l'électrode utilisée dépend du type de courant délivré et donc des matériaux à souder (PAQUET *et al.*, 2008a).

En effet, en soudage TIG, le courant peut être continu, alternatif ou pulsé :

- Le type de courant le plus répandu est le courant continu à polarité directe où la borne moins est la pièce à souder. Il permet de souder de nombreuses familles d'alliages. Dans des cas plus rares, un courant à polarité indirecte peut être utilisé, où la borne plus est l'électrode. Cela permet de souder des pièces d'épaisseurs très fines et de très petites dimensions.
- En courant alternatif, l'anode est alternativement la pièce et l'électrode. Ce mode est utilisé pour les alliages légers car, lorsque la pièce est la cathode, il permet de rompre la couche d'oxyde qui est isolante sur certains alliages.
- En courant pulsé, le courant varie de manière cyclique avec des alternances de niveaux de courant haut et bas (alternances de temps chauds et temps froids). Les avantages de ce mode d'alimentation sont la diminution de l'apport de chaleur (de par la présence de temps froids), et donc du volume du bain en fusion, la diminution des retraits et des déformations, la possibilité de souder des pièces de plus fortes épaisseurs, la diminution de la fréquence d'affûtage des électrodes et la réduction du temps de préchauffage (PAILLARD, 2017).

Le courant et la tension de soudage sont dépendants l'un de l'autre. Seule l'intensité est contrôlée, puisque la tension dépend de l'intensité fixée mais également de la distance entre l'électrode et la pièce (longueur ou hauteur d'arc) (WEMAN, 2016c), de la nature du gaz de protection et de la forme de l'extrémité de l'électrode (PAILLARD, 2017).

Le procédé TIG convient à la plupart des alliages et permet de souder une large gamme d'épaisseurs de pièces. Il est simple d'emploi et permet d'effectuer des assemblages précis et esthétiques. De plus, il dégage peu de fumées, permet de souder dans toutes les positions, et est polyvalent puisqu'il permet de faire des soudures avec ou sans métal d'apport. Il permet d'effectuer des assemblages hétérogènes, et d'obtenir des soudures ayant de bonnes propriétés mécaniques (PAQUET *et al.*, 2008b). Tous ces éléments en font un procédé très couramment employé.

De plus, il est automatisable, permettant une augmentation de la productivité, une meilleure reproductibilité, une qualité accrue des soudures et de meilleures conditions de travail pour les soudeurs. Il est possible d'y ajouter un système de régulation de la tension (Arc Voltage Control, AVC) permettant de maintenir une hauteur d'arc constante (en maintenant une distance électrode – pièce constante) (WEMAN, 2016d).

Malgré ces nombreux atouts, le taux de dépôt est relativement faible par rapport à d'autres procédés, et l'apport d'énergie est élevé, introduisant des contraintes résiduelles et des déformations importantes dans les pièces assemblées. De plus, l'utilisation de ce procédé oblige à souder des pièces dégraissées et désoxydées et il y a des risques d'inclusions au tungstène pouvant être source de corrosion. Pour finir, il peut être difficilement mis en œuvre en extérieur (PAILLARD, 2017).

Une autre problématique rencontrée en soudage, mais qui n'est pas propre au TIG, est l'anisotropie des propriétés mécaniques des joints soudés, liée à la forme des grains colonnaires formés lors du refroidissement de la zone fondue. En effet, des microstructures à gros grains colonnaires se développent lors de la solidification du métal déposé, avec une reprise d'épitaixie à travers les différentes passes, provoquant un abattement des propriétés mécaniques. En effet, lors de la sollicitation mécanique des pièces, les longs joints de grains de formes rectilignes sont le lieu d'amorçage privilégié des fissures et la taille grossière des grains rend le matériau d'autant plus fragile. Cette problématique fait l'objet d'un certain nombre de recherches pour modifier la taille et la forme des grains, notamment par contrôle de la température interpasse, par introduction d'inoculants ou par vibration du bain grâce à des stimuli électromagnétiques ou par ultrasons (OLIVEIRA *et al.*, 2020; HAUTESERRE, 2022).

### **1.3 L'emploi des procédés de soudage à l'arc pour la fabrication additive**

La fabrication additive se définit comme l'ajout successif de couches de matière afin de réaliser un ensemble 3D et s'oppose au procédé de fabrication par soustraction de matière (AFNOR, 2020).

Dans le cadre de la fabrication additive métallique, les procédés utilisés sont similaires aux procédés de soudage puisqu'ils utilisent comme source d'énergie le laser, l'arc électrique ou le faisceau d'électrons. Le matériau d'apport qui est déposé peut-être sous forme de poudre ou de fil. Dans le cas où un arc électrique est utilisé comme source de chaleur, on parle de fabrication additive arc-fil, aussi appelé Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM), où sont employés les procédés Metal Inert/Activ Gas (MIG/MAG), plasma et TIG (FRAZIER, 2014).

Par rapport aux procédés de fabrication conventionnels par soustraction de matière, les principaux avantages de la fabrication additive sont la rapidité de production des pièces à partir de leur conception numérique sans outil ni moule, la moindre perte de matières premières et l'allègement des pièces (concept de juste matière par optimisation topologique), et la possibilité de réaliser des pièces complexes sans surcoût. Pour toutes ces raisons, des pièces conçues spécifiquement pour ce mode de production peuvent être économiquement très avantageuses (VAYRE *et al.*, 2012; WU *et al.*, 2018).

Cependant des post-traitements sont bien souvent nécessaires comme des traitements thermiques ou de l'usinage (voir même du polissage). Les problématiques rencontrées sont similaires à celles rencontrées lors du soudage, comme celle de la formation de contraintes et de déformations importantes ainsi que celle de l'anisotropie des propriétés mécaniques des pièces fabriquées (OLIVEIRA *et al.*, 2020).

### 1.4 Les procédés à double fils

Dans le but de mieux contrôler l'apport de chaleur ou d'améliorer la productivité des procédés à l'arc, ces derniers peuvent être modifiés ou couplés entre eux en utilisant deux sources de chaleur. Par exemple, l'étude de Lu porte sur l'association de deux torches MIG, de deux torches TIG, ou encore de deux torches de procédés différents comme MIG/plasma ou MIG/TIG (LU *et al.*, 2014). En utilisant un procédé hybride par rapport à un procédé standard à une seule torche, ils ont montré que, pour une même énergie, le taux de dépôt a pu être augmenté, et qu'à taux de dépôt égal, l'énergie apportée a pu être diminuée. Feng a, quant à lui, utilisé un système à double torches TIG pour le soudage des alliages d'aluminium de la série 7XXX (FENG *et al.*, 2016). Le but était de souder conjointement les deux faces du joint en X afin d'améliorer la productivité. En effet, l'étape de nettoyage de la racine de la première soudure est supprimée avant de passer à la seconde puisqu'ici les deux sont effectuées simultanément.

Du côté des fournisseurs industriels de procédés de soudage, il existe les procédés TIG<sup>er</sup> et TWIN TIG<sup>er</sup> chez Polysoude, qui sont respectivement composés d'une et deux torches, avec chacune deux électrodes alimentées par deux générateurs distincts, mais qui sont suffisamment proches pour ne former qu'un seul arc électrique. Le but est d'améliorer la productivité de rechargement. De même, Lincoln Electric a développé le procédé MIG Tandem, composé de deux torches MIG, chacune dévidant un fil servant d'électrode placées l'une derrière l'autre, toujours à des fins d'optimisation du taux de dépôt.

Des recherches récentes se portent également sur l'utilisation d'une unique source de chaleur, mais avec l'apport de deux fils afin d'élaborer de nouveaux alliages n'existant pas dans le commerce, donnant ainsi naissance au procédé D-WAAM (Double Wire Arc Additive Manufacturing). L'objectif des récents développements de ce procédé se focalise sur l'uniformité de composition des matériaux ainsi obtenus, les auteurs ne s'intéressant pas alors aux déformations et contraintes résiduelles engendrées qui n'ont pas de raison d'être significativement différentes de celles que l'on rencontre en WAAM par TIG à un seul fil.

Par exemple, Ma a élaboré un alliage de titane-aluminium grâce à une torche TIG et de deux fils purs de titane et d'aluminium (MA *et al.*, 2015). En effet, les alliages de titane aluminium ne sont pas commercialisés sous la forme de fil, puisqu'ils ne sont pas assez ductiles pour être tréfilés. Pour une raison similaire, il est également difficile de les usiner, d'où l'intérêt de les produire par fabrication additive double fils. Wang a par la suite démontré la possibilité de contrôler les phases titane-aluminium ( $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al and  $\gamma$ -TiAl) générées dans ces dépôts en fabriquant trois murs différents ayant des proportions de phases différentes, et ce, en ajustant indépendamment les vitesses de dévidage de chaque fil (WANG *et al.*, 2019). Le contrôle des fractions de phases d'une microstructure biphasée  $\alpha_2 + \gamma$  a permis d'atteindre un compromis entre résistance et ductilité. Cai a par la suite déposé cette même famille d'alliages en positionnant le fil d'aluminium en configuration TOP-TIG, c'est-à-dire avec un angle faible entre le fil et la torche, tandis que le fil de titane restait en configuration standard, permettant ainsi une fusion synchronisée des deux fils en dépit de leur importante différence de température de fusion (CAI *et al.*, 2020).

D'autres alliages ont également été créés comme un alliage d'aluminium – cuivre – magnésium par Qi, en utilisant un fil d'aluminium – cuivre et un second d'aluminium – magnésium. Les alliages d'aluminium – cuivre présentant des propriétés non satisfaisantes, le but ici est alors de les améliorer en ajoutant du magnésium. Étant donné que peu d'alliages d'aluminium – cuivre – magnésium sont disponibles dans le commerce, il est alors intéressant d'utiliser un procédé à double fils afin d'obtenir les microstructures souhaitées, et donc les propriétés mécaniques optimales (Qi *et al.*, 2018).

Wang s'est également intéressé à l'élaboration d'alliages de nickel-titane, et de l'effet des paramètres procédés sur la microstructure et donc les propriétés mécaniques des pièces (WANG *et al.*, 2020b).

Shen a quant à lui fabriqué un intermétallique fer – aluminium et a mis en évidence de meilleures propriétés mécaniques de la pièce par rapport à une pièce fabriquée par fusion de poudres. Il a également élaboré un mur gradué en mélangeant les deux fils en différentes proportions (SHEN *et al.*, 2015, 2016).

Les procédés multi-fils sont employés dans d'autres cas encore, comme la fabrication de revêtements, comme l'a fait Wang en déposant un alliage nickel – titane sur une pièce de titane (WANG *et al.*, 2020a).

Les procédés bi-fils sont également employés avec le procédé plasma, comme dans le cadre de la fabrication de pièces en acier inoxydable où Feng a pu augmenter le taux de dépôt de 6 % par rapport à un seul fil (FENG *et al.*, 2018). Davis a également travaillé sur l'amélioration du taux de dépôt du TA6V en y ajoutant du titane pur (DAVIS *et al.*, 2019).

La plupart de ces auteurs, outre le fait de créer de nouveaux alliages ou d'augmenter le taux de dépôt, s'intéressent également aux propriétés mécaniques du métal déposé, et donc à la microstructure formée, c'est à dire à la nature des phases en présence (composition et structure cristalline), leur morphologie, leur taille, leur localisation ainsi que leur texture cristallographique. Zhang a notamment pu améliorer la microstructure et donc la résistance mécanique de dépôts d'acier inoxydable 308L, en introduisant à faible vitesse un second fil d'apport de même composition à l'arrière du bain de fusion (ZHANG *et al.*, 2021). Ce second fil a pour effet de modifier les gradients thermiques et affecte alors à la fois le refroidissement et la solidification du bain fondu.

Malgré la diversité des applications que permet l'utilisation de deux fils d'apport en soudage ou en fabrication additive, peu d'auteurs ont, à ce jour, étudié l'effet de l'utilisation d'un second fil d'apport de nature différente du premier, sur l'établissement des déformations et des contraintes résiduelles, et ce, en soudage ou en fabrication additive. A notre connaissance, la seule étude se rapprochant de cet intérêt pour la répartition des contraintes dans des matériaux inhomogènes fabriqués en WAAM est celle de Rodrigues qui a étudié les contraintes sur des murs à gradient de fonctionnalité. Ces murs ont été fabriqués en déposant un fil d'alliage base nickel 625 et un autre en acier inoxydable 316L, montrant qu'avec une interface abrupte, les contraintes étaient moins importantes par rapport à une pièce à interface graduelle (RODRIGUES *et al.*, 2022).

## 2 Les phénomènes physiques impliqués lors du soudage

Différents phénomènes physiques entrent en jeu lors d'une opération de soudage tels que les phénomènes thermiques, métallurgiques et mécaniques schématisés en Figure I-3, et qui font l'objet de cette seconde partie.

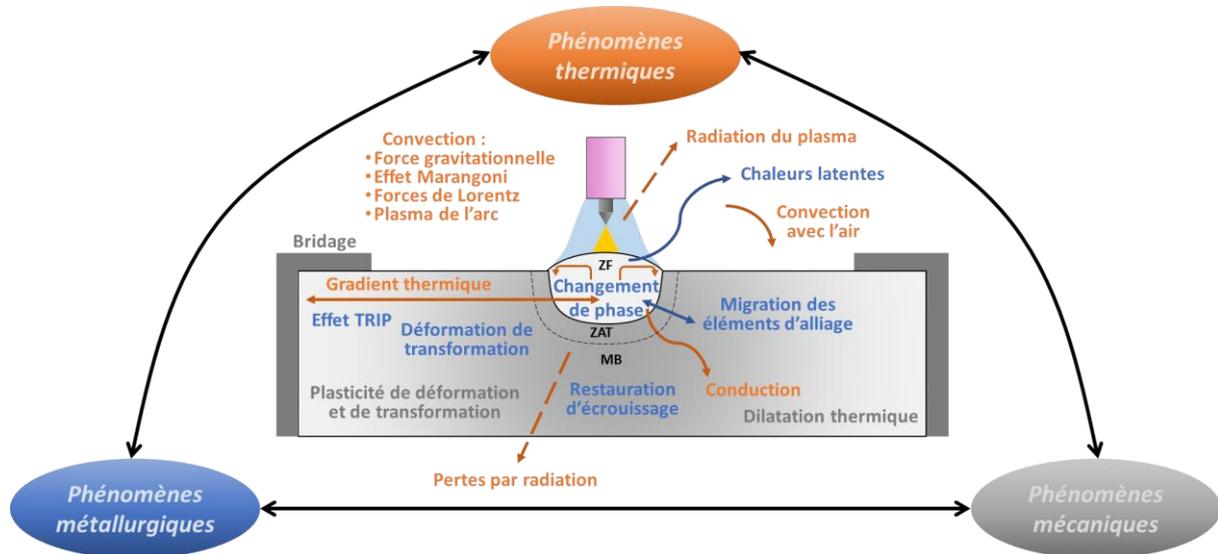


Figure I-3 : Synthèse des phénomènes physiques impliqués lors d'une opération de soudage à l'arc.

### 2.1 Phénomènes thermiques

Lors du soudage, des zones localisées des pièces à assembler sont amenées à très haute température. Dans le cas du procédé TIG, c'est l'arc électrique qui fournit cet apport de chaleur, provoquée par les interactions entre les électrons, et plus généralement, entre le plasma d'arc et la matière environnante. En plus de l'apport de chaleur fourni par l'arc, des échanges thermiques ont lieu par conduction, convection et rayonnement, qui sont détaillés ci-après.

#### 2.1.1 L'apport de chaleur fourni par l'arc électrique

La différence de potentiel entre la pièce à souder et l'extrémité de l'électrode permet l'ionisation du gaz de protection, et ainsi la création d'un plasma entre ces deux éléments, permettant à son tour la circulation d'un courant (électrons en direction de la borne positive et cations en direction de la borne négative). Le champ magnétique, induit par le courant électrique, permet de projeter les cations issus de l'ionisation du gaz de protection vers la pièce. La recombinaison des espèces ionisées dans l'arc libère une grande énergie et génère de ce fait une élévation de température très importante. L'apport de chaleur fourni par cet arc électrique, très intense et localisé, permet ainsi au bain en fusion de se former (KAPLAN *et al.*, 2001; KOU, 2002a; WEMAN, 2016b).

### 2.1.2 Les échanges thermiques pendant le soudage

La partie de l'énergie émise qui ne permet pas de former le bain de fusion est perdue par conduction du gaz au contact du plasma (gaz de protection + air) et convection de ce dernier, par rayonnement de l'arc et des surfaces chaudes, par conduction dans l'électrode, le fil et la pièce, ainsi que dans le système de bridage de celle-ci. De l'énergie peut également être perdue par la vaporisation d'éléments volatils des métaux de base et d'apport, et par projection de gouttelettes de métal liquide pendant le soudage. Au sein du bain en fusion, des échanges thermiques ont lieu par convection et par conduction (GRAY *et al.*, 2014).

Les mouvements de convection induits dans le bain en fusion proviennent de quatre origines (ROBERT *et al.*, 1999; KOU, 2002a) :

- La **force gravitationnelle** qui est liée à la densité locale du bain de fusion, qui varie en fonction de la différence de composition chimique et de la température au sein du bain de fusion.
- La **tension de surface** qui dépend également du gradient de température et de la composition chimique dans le bain de fusion, entraînant des mouvements du liquide depuis les zones à faible tension de surface vers celles où cette dernière est plus élevée. Cet effet serait prédominant parmi ceux responsables des effets de convection dans le bain de fusion et porte le nom d'**effet Marangoni** (ROBERT *et al.*, 1999).
- Les **forces électromagnétiques** qui sont dues au fait que les champs électriques et magnétiques interagissent entre eux et créent ainsi une force perpendiculaire aux deux champs appelée **force de Lorentz**. Cette force n'est présente que pendant l'utilisation de procédés utilisant l'électricité comme source d'énergie, dont le procédé TIG.
- Le déplacement du **plasma de l'arc** le long de la surface du bain de fusion qui entraîne des contraintes de cisaillement vers l'extérieur du bain et provoque l'écoulement du métal liquide du centre du bain vers les bords. De plus, la pression d'arc appuie sur la surface du bain et tend à le creuser.

En plus du fil qui fond au contact du bain de fusion, les effets des mouvements de convection ont une influence sur la distribution de la chaleur. Cela impacte alors la forme du bain, en particulier la pénétration, et par conséquent l'homogénéité chimique du bain mais également la possible présence de porosités en raison des gaz plus ou moins piégés. La convection a également une influence sur l'évaporation de certains éléments d'alliage à la surface du bain en fusion et sur l'oscillation de ce dernier qui affecte les soudures (ROBERT *et al.*, 1999).

### 2.1.3 Variation temporelle et spatiale de la température de la pièce soudée

Lors du soudage, chaque point du matériau de la zone soudée est soumis à ce qu'on appelle un cycle thermique de soudage, schématisé en Figure I-4-a. Ce cycle se compose d'une phase d'échauffement très rapide, puis d'un refroidissement. Le refroidissement est plus lent que l'échauffement dû à la lenteur de la diffusion de la chaleur par conduction dans la pièce. Les caractéristiques du cycle dépendent des paramètres du procédé, des dimensions des pièces, des conditions initiales, de la position considérée par rapport au joint soudé mais aussi des propriétés des matériaux utilisés. En particulier, la conductivité détermine le temps de séjour à haute température de la pièce soudée. En effet, un métal a faible conductivité thermique met plus de temps à évacuer la chaleur. Dans le cas du soudage multipasse, une succession de cycles de soudage est appliquée à la pièce avec une alternance d'échauffements et refroidissements (Figure I-4-b) (KAPLAN *et al.*, 2001).

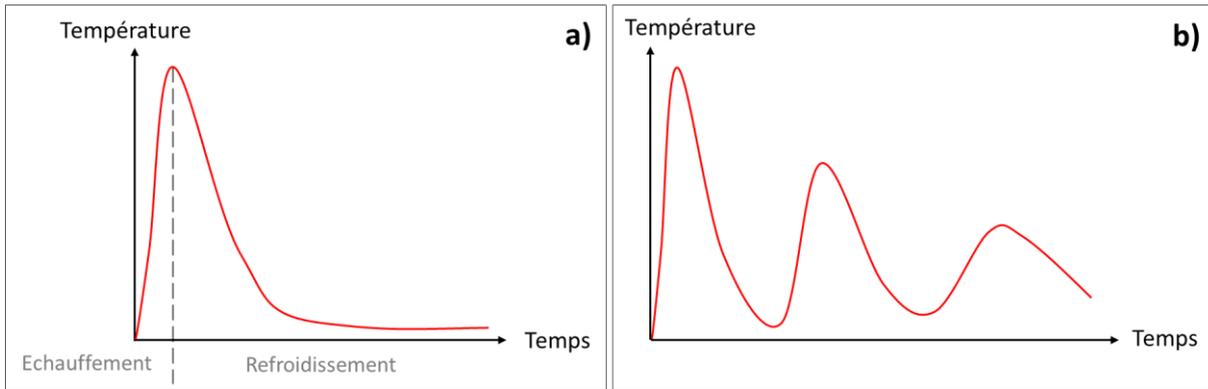


Figure I-4 : Schéma d'un cycle thermique du soudage en a) monopasse et b) multipasse – Adapté de Institut de Soudure 2013 et de Kaplan et Murry 2001.

Le solide thermique correspond à la représentation spatiale des températures lors du soudage. Il est représenté schématiquement en Figure I-5. L'axe x représente à la fois la direction de soudage et le temps. L'axe y représente quant à lui la distance par rapport au joint soudé et l'axe z la température. La forme du solide thermique reste identique au cours du temps et du déplacement de la torche, tant que les paramètres de soudage restent constants, et à condition que la pièce à souder soit suffisamment large pour qu'il n'y ait pas d'effets de bords. Le graphique nous indiquant les isothermes en fonction de la position spatiale dans le plan  $(\vec{x}, \vec{y})$  permet d'observer la répartition des températures dans l'espace. Les isothermes sont plus denses à l'avant du passage de la source, concordant avec ce qui est observé sur le cycle thermique. En effet, la phase de refroidissement est plus longue que la phase d'échauffement. La courbe en pointillés appelée « m » représente le point où la température est maximale en fonction de l'axe des y, à un temps t. Plus on s'éloigne du joint soudé, plus la température maximale est atteinte en arrière par rapport à la position de la source de chaleur (KAPLAN *et al.*, 2001).

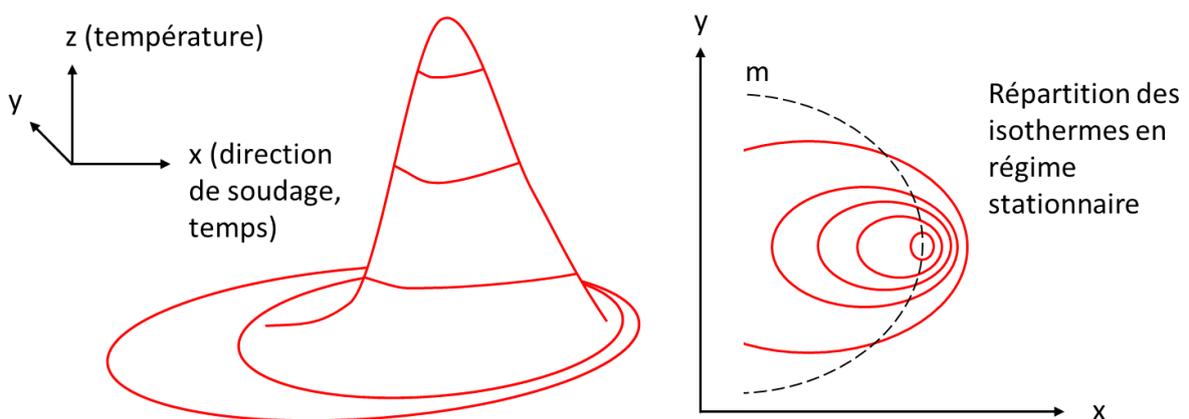


Figure I-5 : Variation spatiale de la température au niveau de la surface d'une pièce soudée – Adapté de Kaplan et Murry 2001.

Lors du soudage, toutes les zones de la pièce n'atteignent pas la même température en fonction de l'éloignement du point considéré par rapport à la source de chaleur, puisqu'elle diminue à mesure de l'éloignement de la source de chaleur. Un gradient de température est alors créé dans la pièce. Pendant l'échauffement, la pièce est retenue par les zones froides, dont la limite d'élasticité est plus élevée que celle des zones chaudes. Cette dernière propriété diminue avec l'augmentation de la température, les zones froides jouent donc un rôle de bridage, souvent qualifié d'auto-bridage de l'assemblage puisqu'elles empêchent les zones chaudes de se dilater librement. Des contraintes de compression sont alors engendrées augmentant avec la température jusqu'à possiblement atteindre la limite d'élasticité du matériau. Le phénomène inverse est de nouveau observé lors du refroidissement. Cette fois-ci, les zones froides empêchent les zones chaudes de se contracter librement en refroidissant, les mettant ainsi en tension. C'est sur ce principe que se base la méthode de redressage par chauffe de retrait, employée pour corriger des défauts de taille de pièce après soudage. Après refroidissement, des contraintes de traction sont ainsi créées sur les zones préalablement chauffées, qui sont compensées par des contraintes de compression dans le reste de la pièce. Ces contraintes sont d'autant plus importantes que la conductivité thermique est faible. En effet, une dissipation lente de la chaleur engendre des différences de température plus importantes, amplifiant ce phénomène (ROBERT *et al.*, 1999; KAPLAN *et al.*, 2001).

### 2.2 Phénomènes métallurgiques

Les phénomènes thermiques provoqués par l'apport de chaleur lors d'une opération de soudage, peuvent engendrer différents phénomènes métallurgiques.

#### 2.2.1 Transformations de phase

Lors du soudage, les changements de température occasionnés, ainsi que les déformations induites dans certains alliages à la fois dans le métal de base et dans le métal déposé, peuvent engendrer des transformations métallurgiques dans des zones localisées. La partie à l'état liquide pendant le soudage est nommée le bain en fusion et la zone du métal déposé ou du métal de base ayant dépassée à un moment donné la température de fusion est appelée la Zone Fondue (ZF). Celle n'atteignant pas la température de fusion mais dont la microstructure est modifiée par l'apport de chaleur est appelée la Zone Affectée Thermiquement (ZAT). Cela peut se traduire par un changement de phase en phase solide, un phénomène de recristallisation ou de restauration pour les matériaux écrouis ou encore simplement par un changement de la taille de grains. Pour finir, la zone dont la microstructure n'est pas modifiée se nomme le Métal de Base (MB).

Ces transformations dépendent de la composition des alliages utilisés et de leur histoire thermo-mécanique. Les propriétés thermo-physiques et mécaniques du matériau en seront modifiées en fonction des phases en présence et des températures auxquelles elles se trouvent (BERGHEAU, 2004).

### 2.2.2 Chaleurs latentes de transformation

La chaleur latente correspond à la quantité de chaleur échangée avec l'extérieur lors du changement d'état d'un corps pur, à température et pression constantes. Dans le cas du soudage, on parle de chaleur latente pour les transitions de phases à l'état solide en plus de celles pour les transformations solide ↔ liquide. Pendant l'échauffement, il y a une absorption de chaleur latente (transformations endothermiques), tandis que pendant le refroidissement il y a un dégagement de chaleur (transformations exothermiques). Lors des transformations de phases, ces chaleurs latentes échangées modifient les distributions de températures. La chaleur latente des changements de phase à l'état solide est très faible par rapport à celle correspondant au changement de phase solide ↔ liquide (BERGHEAU, 2004).

### 2.2.3 Déformation de transformation

Lorsqu'un matériau est soumis à un changement de température  $\Delta T$ , sa longueur est modifiée d'une quantité  $\Delta L$  décrite par l'équation I-1 :

$$\Delta L = CTE \times \Delta T \times L_0 \quad (I - 1)$$

avec CTE le coefficient de dilatation thermique et  $L_0$  sa longueur initiale (GERBEAUX *et al.*, 1988a). Plus ce coefficient, qui est positif dans la très grande majorité des matériaux, est important, plus le matériau se dilatera lors de son échauffement. Ce coefficient est variable d'une phase à une autre pour un matériau donné, et, pour une phase donnée, il n'est pas fondamentalement indépendant de la température. La Figure I-6 donne, à titre d'exemple, l'allure d'une courbe de dilatation thermique, dont la dérivée correspond au coefficient de dilatation thermique global du matériau en fonction de la température, et montre l'austénitisation d'un acier martensitique au chauffage, et sa transformation martensitique au refroidissement (MICHEL, 2018).

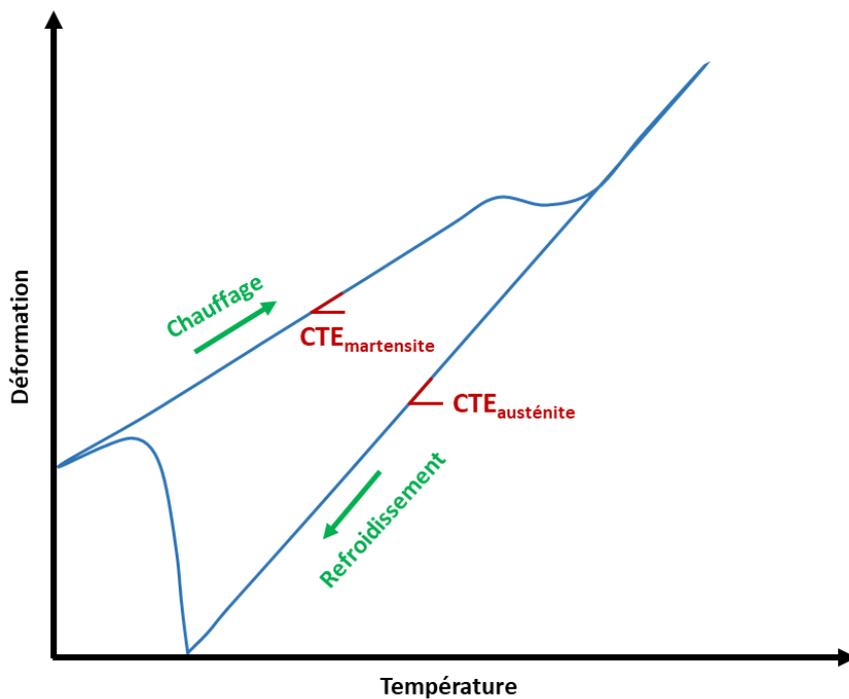


Figure I-6 : Allure d'une courbe de dilatation thermique d'un acier martensitique.

Les changements de phases provoquent des changements de volume dans la pièce. Par exemple, dans un acier martensitique, la transformation austénitique provoque une contraction au chauffage tandis que la transformation martensitique provoque une dilatation au refroidissement. C'est ce que l'on appelle des déformations de transformation. En effet, l'arrangement des atomes dans chaque phase étant différent, ce changement de structure cristalline va entraîner un changement de compacité, et ainsi le volume global de la pièce en sera modifié (GERBEAUX *et al.*, 1988a).

### 2.2.4 Transformation martensitique par déformation plastique

Certains alliages, sous l'effet d'une déformation plastique, sont capables de former de la martensite. Ce phénomène se nomme l'effet TRIP (TRansformation Induced Plasticity). C'est le cas notamment des aciers inoxydables austénitiques. Leur capacité à former de la martensite dépend de leur composition chimique mais aussi de la température. En effet, la température (en °C) à laquelle 50 % de martensite est formée sous l'effet d'une déformation vraie de 30 % peut se calculer avec l'équation I-2 (les proportions sont en pourcentage massique) :

$$M_{d30} = 497 - 462 \times (C + N) - 9,2 \times Si - 8,1 \times Mn - 13,7 \times Cr - 20 \times Ni - 18,5 \times Mo \quad (I - 2)$$

A mesure que la température augmente, les alliages perdent leur sensibilité à l'effet TRIP (LACOMBE *et al.*, 1990a).

## 2.3 Phénomènes mécaniques

Les phénomènes thermiques couplés aux phénomènes métallurgiques, provoquent des phénomènes mécaniques dans les pièces soudées. Le bridage des pièces pendant le soudage est également à prendre en considération puisqu'il permet de limiter les distorsions mais augmentant en contrepartie les contraintes résiduelles.

### 2.3.1 La plasticité de déformation mécanique

Le phénomène de plasticité de déformation mécanique survient dans une pièce lorsqu'une contrainte supérieure à sa limite d'élasticité lui est appliquée (GERBEAUX *et al.*, 1988a). Si la pièce est initialement bridée, une fois débridée, donc lorsque la contrainte est relâchée, un retour élastique a lieu. Dans tous les cas, après soudage, des déformations plastiques persistent engendrant un système de contraintes résiduelles. Les contraintes résiduelles ainsi créées sont de signe opposé à celles ayant provoqué les déformations (MICHEL, 2018). Cet état de déformation mécanique provoque alors une dissipation thermique (HENDILI, 2017).

### 2.3.2 La plasticité de transformation et restauration d'écrouissage

Comme énoncé dans la partie 2.2.3, les transformations de phase à l'état solide provoquent des changements de volume dans la pièce. Ces transformations de phases peuvent alors provoquer des déformations plastiques macroscopiques. Ce phénomène se nomme la plasticité de transformation et est associé à deux mécanismes :

- Le premier se nomme le mécanisme de Greenwood-Johnson et stipule que la différence de volume entre les phases initiales et la nouvelle phase crée un état de contrainte interne qui provoque des déformations plastiques microscopiques. Ces déformations ont des directions aléatoires et n'ont donc pas d'effet à l'échelle macroscopique. Cependant, lorsqu'une contrainte externe est appliquée, même inférieure à la limite élastique, elles vont s'orienter selon une direction préférentielle provoquant une déformation plastique macroscopique (GREENWOOD *et al.*, 1965).

- Le second mécanisme est celui de Magee et est propre aux transformations displacives telle que la transformation martensitique. Les aiguilles de martensite sont alignées de manière aléatoire. Cependant, si une contrainte externe est appliquée, les aiguilles s'alignent suivant une même direction, impliquant une déformation irréversible macroscopique, et ce, même si la limite d'élasticité n'est pas dépassée (MAGEE *et al.*, 1966).

Ce phénomène est illustré dans la Figure I-7. Ces déformations sont irréversibles, c'est-à-dire que si la transformation de phase inverse a lieu, cela n'annulera pas la déformation de transformation (FRANCIS, 2001).

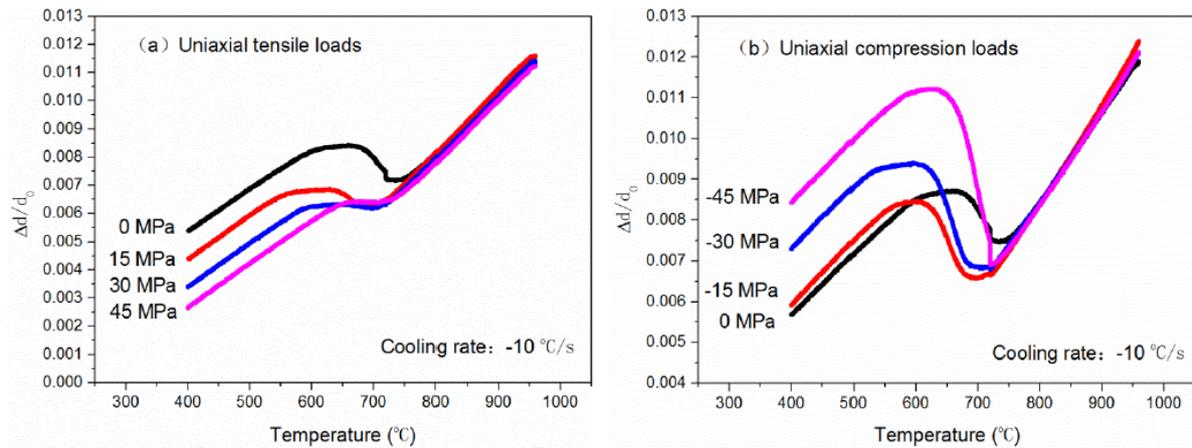


Figure I-7 : Illustration du phénomène de plasticité de transformation lors de l'application d'une contrainte de a) traction et de b) compression uni-axiale lors du refroidissement, en-dessous de  $810\text{ °C}$  (DING *et al.*, 2019).

En revanche, les transformations ayant lieu à haute température, telle que l'austénitisation, n'engendrent aucune contrainte thermique puisque la transformation a lieu au-dessus de la température de restauration d'écroissage. En effet, maintenir un alliage à haute température permet la restauration et la recristallisation de la microstructure, et donc l'effondrement des contraintes thermiques (MICHEL, 2018).

### 2.3.3 L'effet du bridage

Généralement, lors des opérations de soudage, les pièces sont bridées afin de les maintenir en place et d'éviter qu'elles ne se déforment de façon trop importante. Cela n'est pas sans effet sur les contraintes et les distorsions engendrées. Le schéma de la Figure I-8 permet d'illustrer ces phénomènes.

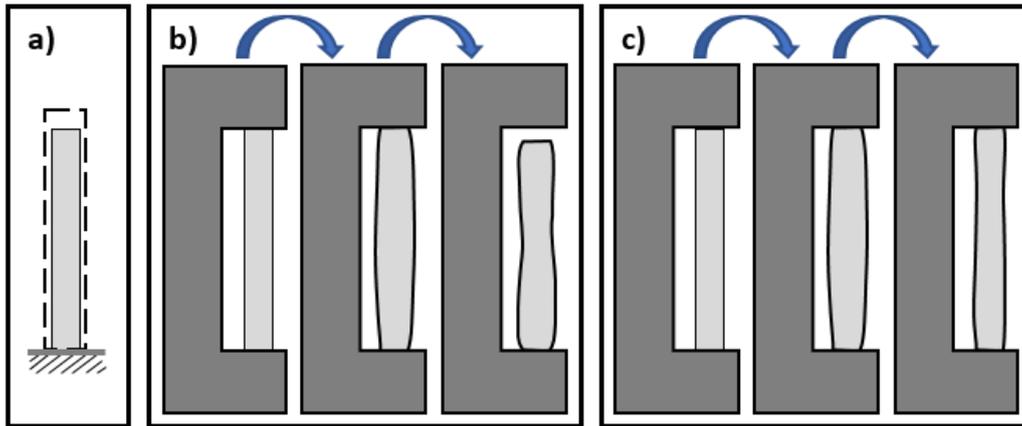


Figure 1-8 : Illustration de l'effet du bridage sur les pièces soudées : a) la pièce est libre de tout bridage, b) la pièce ne peut pas se dilater longitudinalement, c) la pièce est maintenue et ne peut ni se dilater si ne rétracter longitudinalement – Adaptée de Gerbeaux 1988a.

Si un matériau isotrope, libre de tout bridage, et ne présentant pas de transformation de phase, est chauffé de façon homogène dans tout son volume, il va se dilater selon toutes les directions. Après refroidissement, il retrouvera sa forme initiale, et ne présentera aucune contrainte résiduelle (Figure 1-8-a). Maintenant, si on l'empêche de se dilater longitudinalement, sa dilatation ne pourra donc avoir lieu que dans les directions transverses. Après refroidissement, un retrait longitudinal est visible (Figure 1-8-b) mais aucune contrainte n'en résulte en première approximation. Maintenant, si la pièce est maintenue de sorte à garder la même longueur tout le long du chauffage et du refroidissement, aucun retrait longitudinal n'aura lieu (Figure 1-8-c), mais des contraintes de traction seront ainsi créées. Il y a alors un compromis à avoir dans la façon de brider les pièces en soudage. En effet, plus une pièce sera bridée, moins elle se déformera mais plus il y aura de contraintes résiduelles, et inversement (GERBEAUX *et al.*, 1988a). Toutefois, il est important de noter qu'en soudage, à cause des gradients thermiques impliquant un auto-bridage des pièces, le fait de laisser libre les métaux de base de se déformer, ne permettra pas pour autant de ne pas engendrer de contraintes résiduelles, mais seulement de les limiter.

#### 2.3.4 Les contraintes et déformations résiduelles

Les opérations de soudage provoquent des contraintes et déformations résiduelles engendrées par les phénomènes cités précédemment, à savoir : les gradients thermiques, la plasticité de déformation mécanique, la dilatation thermique et la plasticité de transformation. Les contraintes résiduelles ainsi créées sont particulièrement problématiques, puisqu'elles s'ajoutent aux contraintes extérieures imposées aux pièces en service, et diminuent donc généralement la tenue mécanique des pièces aux sollicitations imposées en augmentant les risques de défaillance. Quant aux déformations, celles-ci sont à exclure, ou pour le moins à minimiser, notamment pour éviter les défauts d'alignement lors d'une séquence de soudage ou les variations dimensionnelles hors tolérances. Pour pallier cela, les pièces sont généralement bridées, augmentant ainsi les contraintes résiduelles créées comme nous l'avons vu au paragraphe précédent. L'amplitude des déformations et la distribution des contraintes résiduelles dépendent de plusieurs facteurs comme les propriétés matériau (GERBEAUX *et al.*, 1988b), son histoire thermo-mécanique, le type de procédé de soudage utilisé et la position du cordon de soudure (KOU, 2002b).

**2.3.4.1 Les types de déformations résiduelles et leur réduction**

Les déformations résiduelles engendrées par une opération de soudage peuvent être décomposées en trois effets de retraits et trois effets de rotation. Le retrait longitudinal (Figure I-9-a) se manifeste de manière uniforme sur toute la largeur de la pièce, tandis que le retrait transversal fait de même sur toute la longueur de la pièce (Figure I-9-b). Ces retraits sont plus marqués au niveau de la face de la soudure, qu'au niveau de sa racine, entraînant ainsi des effets de pliage (Figure I-9-c) et de cintrage (Figure I-9-d). L'effet de pliage est amplifié quand l'épaisseur des pièces à souder augmente, et ce d'autant plus si la pièce est soudée en multipasses avec des températures interpasses relativement basses. L'effet de cintrage sera, quant à lui, amplifié dans le cas de soudage de pièces minces. Il existe un troisième type de retrait qui se manifeste selon l'épaisseur de la pièce. Ce phénomène est bien souvent négligeable mais il peut devenir significatif dans le cas d'une soudure très étroite sur des pièces relativement épaisses. Pour finir, l'effet de serrage se produit à cause du décalage dans le temps du retrait transversal le long du joint soudé. Il concerne donc surtout les joints soudés relativement longs (Figure I-9-e) (GERBEAUX *et al.*, 1988b; KOU, 2002b; MICHEL, 2018).

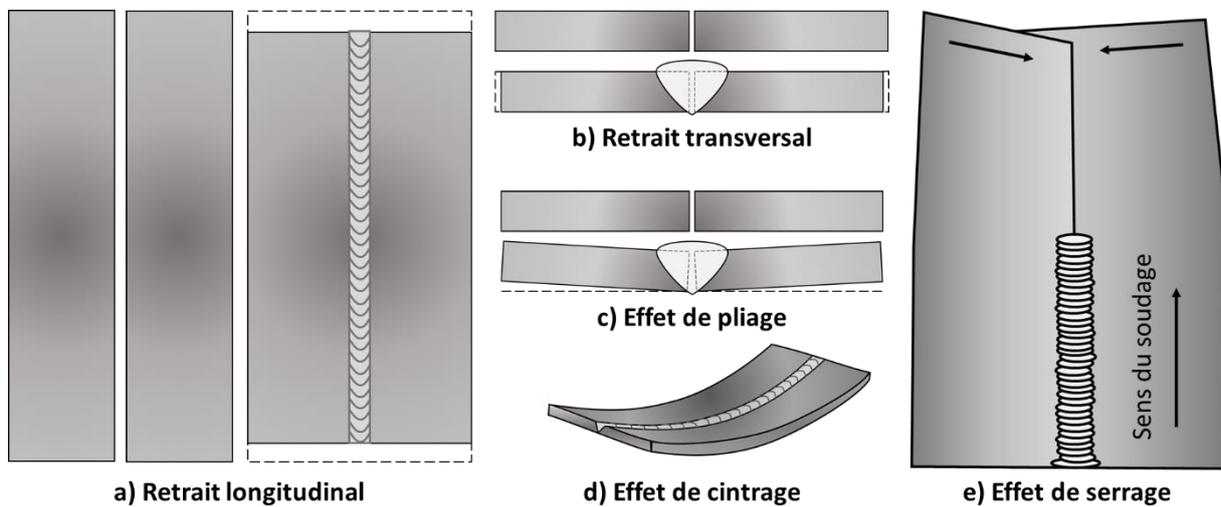


Figure I-9 : Déformations et contraintes résiduelles dues au soudage – Adapté de Gerbeaux 1988b.

Gerbaux (GERBEAUX *et al.*, 1988b) et Kou (KOU, 2002c; b) ont proposé plusieurs techniques pour limiter les déformations pendant le soudage. La première solution consiste à réduire l'énergie mise en œuvre pour souder la pièce, puisqu'elle en est la cause principale. Pour cela, il est possible de :

- Réduire l'énergie linéique du procédé. En effet, la principale cause de distorsion est provoquée, d'une part à cause d'une zone étendue de métal chaud dont la limite d'élasticité chute au contraire de celle du métal plus froid qui l'entoure, et d'autre part à cause d'un différentiel de température important, dû à la forte énergie linéique causant une forte accumulation thermique au sein du cordon. Il est possible de réduire la longueur de la soudure pour diminuer l'étendue longitudinale du gradient de température, par exemple en réalisant des soudures discontinues, qui sont très efficaces pour limiter l'effet de serrage.

- Limiter la section des soudures en chanfreinant les pièces en X plutôt qu'en V. Cela permet à la fois de créer des déformations opposées, en remplissant alternativement (ou simultanément comme il a été vu dans la partie 1.4) les deux côtés de la soudure, mais aussi de réduire le volume de la soudure d'un facteur deux, et donc les distorsions angulaires, et le retrait transversal.
- Choisir un procédé de soudage de plus forte densité d'énergie permet également de diminuer considérablement les déformations. Par exemple souder au laser permet de réaliser la soudure en moins de passes, réduisant le temps de chauffage et ainsi les déformations.

Ensuite, connaissant en amont les déformations induites par le soudage, il est possible de déformer au préalable la pièce à souder dans le sens contraire et/ou adapter le positionnement des pièces à assembler en conséquence. Il est également important de veiller à ce que le métal d'apport n'ait pas une limite d'élasticité trop supérieure au métal de base. Enfin, utiliser des dispositifs de bridage permet de limiter les déformations, mais le métal doit être suffisamment ductile pour ne pas se rompre sous l'effet de la contrainte de bridage, et ne doit pas être sensible à la fissuration à chaud. Un tel système peut également servir de pompage thermique limitant ainsi un échauffement de la pièce.

#### 2.3.4.2 La répartition des contraintes résiduelles et leur réduction

Les contraintes résiduelles sont définies comme étant les contraintes présentes dans la pièce indépendamment de toute force extérieure appliquée. Elle résulte de la somme des contraintes d'ordres I, II et III (HAUK, 1997a; EVERAERTS *et al.*, 2018) :

- Les contraintes d'ordre I ( $\sigma^I$ ) sont, à l'échelle macroscopique, induites par des déformations plastiques.
- Les contraintes d'ordre II ( $\sigma^{II}$ ) sont, à l'échelle de quelques grains (échelle mésoscopique), dues à des différences de phases, d'orientations, de morphologies ou à la présence de précipités entre quelques grains au voisinage les uns des autres.
- Les contraintes d'ordre III ( $\sigma^{III}$ ) sont, au sein d'un seul grain (échelle microscopique), dues aux dislocations présentes dans ce grain par exemple.

La Figure I-10 présente la répartition typique des contraintes dans un assemblage soudé bout-à-bout en monopasse.

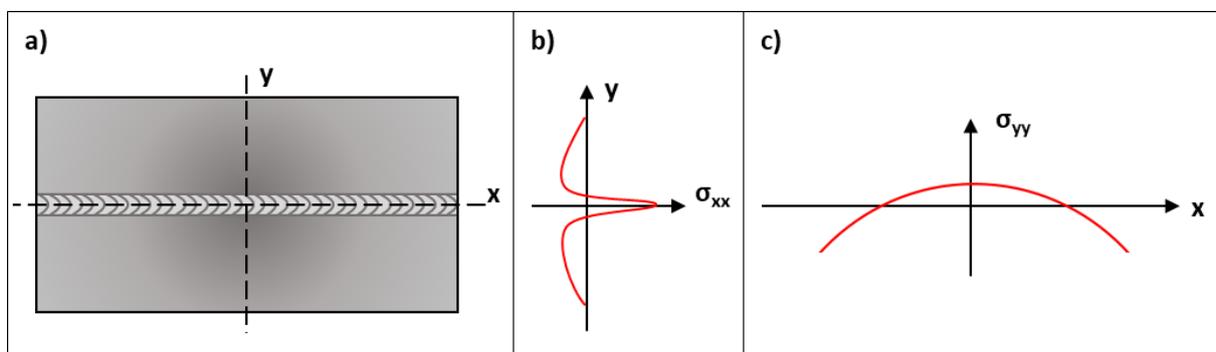


Figure I-10 : a) Assemblage soudé bout-à-bout en monopasse et distribution typique des contraintes b) longitudinales et c) transversales – Adapté de Kou 2002.

La contrainte longitudinale ( $\sigma_{xx}$ ) selon la direction transversale (y) de la pièce est en traction au niveau du cordon, et est compensée par des contraintes de compression aux abords du cordon tendant vers zéro en se rapprochant des bords (GERBEAUX *et al.*, 1988b). Le delta important entre les contraintes de traction au centre et les contraintes de compression aux abords du cordon favorise l'effet de pliage (MICHEL, 2018). De même, la partie médiane du cordon selon la direction longitudinale (x) qui présente une contrainte transversale ( $\sigma_{yy}$ ) de traction, est compensée par des contraintes transversales de compression sur les bords de l'assemblage (KOU, 2002b).

Différentes méthodes sont étudiées pour réduire les contraintes résiduelles et sont listées ci-après (COULES, 2013) :

- La méthode la plus commune est celle qui consiste à effectuer des **traitements thermiques après soudage** (TTAS) afin d'amener à une relaxation des contraintes. Cette méthode se base sur les phénomènes de restauration d'écroissage évoqués précédemment dans la partie 2.3.2. Les TTAS ont montré des résultats concluants sur des assemblages soudés bout-à-bout en acier et en alliage de zirconium (ROOT *et al.*, 1997; JOSEPH *et al.*, 1998). Cependant cette approche tend à augmenter les déformations de la pièce et n'est pas applicable à tous les alliages. Dans le cas des alliages à durcissement structural par exemple, cela peut potentiellement provoquer un sur-vieillessement du métal de base. Dans le cas des aciers inoxydables, le maintien en température entre 425 °C et 800 °C provoque la formation de carbures de chrome aux joints de grains, particulièrement pour ceux ayant une haute teneur en carbone, les rendant sensibles à la corrosion intergranulaire. De même, la phase sigma, qui est fragilisante, est susceptible de se former dans les nuances riches en chrome et en nickel lors de maintien à haute température. Pour finir, l'application de TTAS aux pièces trop volumineuses pour être placées dans un four reste aussi une limitation.
- Le processus de **chauffage localisé** a également été étudié et consiste à chauffer le voisinage du cordon de soudure par une source de chaleur annexe (flamme, laser, induction) soit après la réalisation de la soudure, soit juste après le passage de la source afin de relaxer les contraintes formées. Un modèle développé par Preston *et al.* montre une réduction de la contrainte résiduelle longitudinale d'environ 60 % dans des pièces soudées en aluminium (PRESTON *et al.*, 2013). Mais pour les mêmes raisons que celles abordées précédemment, cette méthode n'est pas applicable à une grande quantité d'alliages.
- Un **préchauffage** uniforme du métal de base peut être réalisé sur certains alliages pour réduire la quantité d'énergie nécessaire à la fusion du métal et réduire l'amplitude des gradients thermiques. Cette méthode fonctionne uniquement sur certains alliages avec des cycles thermiques bien particuliers, notamment sur les aciers, tels que présentés dans les travaux d'Asadi (ASADI *et al.*, 2020). Cependant, la limite d'élasticité diminuant avec l'augmentation de la température, cela risque d'introduire des déformations plastiques supplémentaires. Un compromis doit être trouvé entre l'apport de chaleur et la température de préchauffage. En effet, cela peut augmenter la température d'équilibre, correspondant à la température de la soudure lorsque la différence de température au sein de la pièce est proche de zéro pendant le processus de refroidissement, et donc les contraintes résiduelles. De plus, cela peut aussi diminuer la résistance mécanique du métal de base par rapport au cas du soudage conventionnel comme l'ont montré Lin dans l'un de ses travaux (LIN *et al.*, 1997).

- La méthode du **refroidissement localisé** consiste à appliquer une source intense de refroidissement juste après le passage de la source de chaleur grâce à une projection d'eau atomisée. Le but est de refroidir rapidement la zone qui vient de se solidifier et ainsi augmenter les gradients thermiques. La distribution de la température se présente alors sous forme de vallée, modifiant la répartition des contraintes (SOUL *et al.*, 2006). Selon certains auteurs, cela permettrait de limiter les contraintes de compression se formant pendant le chauffage (LI *et al.*, 2004). Les simulations de Li montrent notamment des résultats concluants sur une pièce soudée de titane, avec une diminution des contraintes résiduelles sans dégrader les propriétés mécaniques de l'assemblage.
- Le **laminage** est également employé au niveau du cordon, ou à son voisinage, afin d'introduire dans la pièce des contraintes de compression dans le but de compenser celles de traction. Cela peut s'effectuer à l'aide d'un unique rouleau étroit (ALTENKIRCH *et al.*, 2009) ou de deux rouleaux dans le cas de tôles fines par exemple (YANG *et al.*, 2012) comme lors du laminage classique, juste après le passage de la torche de soudage, ou bien après refroidissement de la pièce. Altenkirch a observé une réduction des contraintes après laminage d'une soudure d'aluminium réalisée par friction malaxage, sous une charge de 20 kN (ALTENKIRCH *et al.*, 2009). Cependant, cette méthode pourrait ne pas être aussi efficace sur des alliages moins ductiles. Selon le même principe, le **grenailage** peut être utilisé tout comme le **martelage** qui est un traitement d'impact par ultrason (Ultrasonic Impact Treatment, UIT), comme Cheng l'a étudié sur un acier A572 Gr.50. Les résultats ont montré que le martelage était efficace sur une épaisseur plus importante que le grenailage (CHENG *et al.*, 2003).
- La méthode de la **tension mécanique globale** (Global Mechanical Tensioning, GMT) consiste à étirer la pièce dans le sens de la soudure pendant le soudage pour créer une contrainte longitudinale proche de la limite d'élasticité permettant de réduire la contrainte une fois la pièce libérée. Cette méthode est particulièrement efficace sur les tôles fines puisque l'effet diminue avec la profondeur de la tôle, comme présenté dans l'étude de Altenkirch (ALTENKIRCH *et al.*, 2008). Toutefois, cette méthode nécessite des équipements onéreux et n'est applicable qu'à des soudures linéaires puisque l'assemblage est étiré longitudinalement à la soudure.
- Pour finir, la méthode des **vibrations** est une technique qui consiste à faire vibrer les assemblages afin d'amener à une relaxation des contraintes. Cependant, cette technique reste, pour le moment, controversée à la fois du point de vue de son efficacité mais aussi de celui du mécanisme physique qui expliquerait cette diminution des contraintes résiduelles. L'une des explications proposées est que la déformation plastique locale est induite dans les zones qui sont déjà proches de leur limite d'élasticité en raison des contraintes résiduelles, comme présenté dans le travail de Aoki et de ses coauteurs (AOKI *et al.*, 2005). Une autre théorie est proposée dans le travail de Walker, indiquant que les vibrations induisent des dislocations mobiles, favorisant la transformation de l'austénite en martensite par effet TRIP et réduisant ainsi les contraintes résiduelles (WALKER, 2011). D'autres travaux comme ceux de Sonsino ne montrent aucune réduction des contraintes résiduelles avec les vibrations, ce qui peut être expliqué par la masse de la pièce utilisée pour l'étude (50 kg) qui est proche de la limite d'application conseillée par le distributeur de l'équipement utilisé (SONSINO *et al.*, 1996).

### 3 Détermination des contraintes résiduelles

Dans toute pièce, il existe un état de contraintes résiduelles. Comme il a été exposé dans la partie précédente, si ces dernières sont trop élevées, elles peuvent avoir un impact négatif sur la tenue mécanique de la structure. Il est donc nécessaire de les quantifier et de les maîtriser. S'il n'est pas possible de les mesurer de façon directe, il existe plusieurs méthodes, destructives ou non, pour les évaluer de manière indirecte. Il est nécessaire de mesurer soit la déformation élastique interne à l'échelle du réseau cristallin, soit le retour élastique lié à un relâchement de ces contraintes résiduelles après un enlèvement de matière à la proximité immédiate de ces dernières, afin d'en déduire les contraintes initiales.

#### 3.1 Les méthodes non destructives

##### 3.1.1 La méthode de mesure par ultrasons

La méthode des ultrasons consiste à mesurer la vitesse de la propagation des ondes ultrasonores dans un échantillon non contraint et ensuite à la mesurer dans un échantillon contraint. Connaissant le coefficient acoustoélastique  $K$ , il est alors possible de remonter à la contrainte avec l'équation I-3 :

$$v = v_0 + K\sigma \quad (I - 3)$$

Avec :

- $v$  : la vitesse de propagation de l'onde dans le matériau contraint,
- $v_0$  : la vitesse de propagation de l'onde dans le matériau non contraint,
- $K$  : le coefficient acoustoélastique propre au matériau,
- $\sigma$  : la contrainte mesurée.

La profondeur sur laquelle les ondes peuvent être analysées varie de 0,015 à 3 mm et dépend des matériaux, de la longueur d'onde et de la fréquence utilisée. La précision de cette méthode est estimée de  $\pm 10$  à 20 MPa d'après Lu (Lu, 1996a).

##### 3.1.2 La méthode par le bruit de Barkhausen

La méthode par le bruit de Barkhausen repose sur l'analyse du signal magnétique d'un alliage ferromagnétique lorsqu'un champ électromagnétique lui ait appliqué. La courbe d'hystérésis B-H montre la relation entre le champ magnétique appliqué (H) et l'induction magnétique résultante (B). Cette courbe n'évolue pas de façon continue mais par incréments, qui sont les sauts de Barkhausen. Ces derniers sont liés à l'état de contraintes et évoluent en fonction du chargement. Ce phénomène émettant des signaux électromagnétiques qui sont détectables par des capteurs, cette technique consiste à mesurer les variations du signal de Barkhausen lors de l'application de différents chargements. Cette étape servant d'étalonnage, permet, par la suite, la détermination des contraintes résiduelles dans la pièce de nuance identique. L'amplitude du signal et la position des pics varient en fonction de la contrainte appliquée. Cette méthode n'est cependant applicable qu'aux matériaux ferromagnétiques. La précision de cette méthode est estimée de  $\pm 10$  à 20 MPa d'après Lu et la profondeur de mesures varie de 0,1 à 1 mm (Lu, 1996a).

### 3.1.3 Diffraction des rayons X ou des neutrons

La diffraction, des rayons X ou des neutrons, repose sur l'analyse de la déformation du réseau cristallin pour remonter à l'état de contrainte. Le principe consiste à irradier l'échantillon à l'aide d'un faisceau de rayons X ou de neutrons, et à regarder l'évolution de la position des pics des rayonnements diffractés. La zone de la pièce, dans laquelle les rayonnements incidents interagissent avec la matière sondée, est nommée le volume irradié. Parmi ce volume, seuls 1 à 5 % des grains respectent les conditions de Laue pour diffracter, ces grains constituent donc le volume diffractant (Lu, 1996b).

#### 3.1.3.1 La diffraction des rayons X

La méthode de diffraction des rayons X est un moyen de mesure surfacique puisque la profondeur de pénétration ne peut dépasser quelques microns à quelques centaines de microns selon les alliages et l'énergie du rayonnement utilisé. Sur grand instrument, le flux est en effet plus important et peut être plus énergétique, permettant d'atteindre une profondeur de pénétration plus élevée qu'en laboratoire. Cependant l'accessibilité aux grands instruments peut alors être un frein. La précision de cette méthode est estimée à  $\pm 20$  MPa (Lu, 1996b; HАUK, 1997b). Elle peut être également utilisée comme moyen de mesure volumique, mais devient alors destructive, car elle fait appel à une mesure incrémentale par enlèvements de matière successifs, réalisée par alternance d'électropolissages et de mesures. De cette façon, il est alors possible de déterminer les contraintes dans l'épaisseur d'une pièce. Cependant les résultats peuvent être faussés dû au relâchement de contraintes lié à l'enlèvement de matière. Il est alors nécessaire d'appliquer une correction appelée la correction de Moore (MOORE *et al.*, 1958).

#### 3.1.3.2 La diffraction des neutrons

Le principe de la méthode de diffraction des neutrons est le même que celui de la méthode employant des rayons X mais la profondeur de mesure peut aller jusqu'à plusieurs cm, la section efficace d'interaction des neutrons avec la matière étant bien plus faible que celle des rayons X. L'épaisseur maximale du matériau étudié dépend de la résolution de mesure requise et du temps disponible à consacrer aux mesures. La précision de cette méthode est estimée à  $\pm 30$  MPa (Lu, 1996c).

L'inconvénient principal de cette technique est son coût et son accessibilité, puisque les instruments nécessitent un réacteur nucléaire ou un cyclotron. Les temps de mesure sont relativement longs du fait du faible flux de neutrons générés comparativement aux rayons X.

Il existe deux catégories de sources de neutrons : les réacteurs et les sources à spallations. Dans les réacteurs, les neutrons sont produits suite à la fission contrôlée de noyaux d'uranium, alors que dans les sources à spallation ils sont produits suite à la désintégration de noyaux lourds après bombardements de protons de fortes énergies. Dans les deux cas, les neutrons, tels qu'ils sont produits, sont ensuite ralentis grâce à un modérateur afin qu'ils soient exploitables à des fins de diffraction. Dans la majorité des cas, dans les réacteurs, la source est continue tandis que pour les sources à spallation elle est pulsée (HАUK, 1997c).

Dans le cas des diffractomètres monochromatiques, la longueur d'onde utilisée est unique, ainsi un seul pic est étudié avec un  $2\theta$  avoisinant les  $90^\circ$ . En effet, afin de déterminer les contraintes le plus précisément possible, il est nécessaire de faire les mesures à des angles de diffraction relativement grands, pour mesurer un décalage d'angle significatif (LU, 1996b). Les angles de diffraction analysés sont donc proches de  $90^\circ$  puisque ce sont ceux qui montrent le plus de réponse par rapport à l'amplitude des déformations mesurées (TOTTEN, 2002).

Les instruments à source pulsée, aussi appelés à temps de vol (TOF - Time Of Flight), sont quant à eux polychromatiques. Les longueurs d'onde du faisceau sont déterminées par l'équation I-4 grâce à la vitesse des neutrons, connaissant la distance qu'ils ont parcourue (LU, 1996d) :

$$\lambda = \frac{h \times t_{hkl}}{L \times m_n} = 2d_{hkl} \sin \theta_{hkl} \quad (I - 4)$$

Avec :

- $h$  : la constante de Planck,
- $t_{hkl}$  : le temps de vol depuis la source,
- $m_n$  : la masse d'un neutron,
- $L$  : la distance de vol.

Le faisceau polychromatique de neutrons incident permet donc d'obtenir des diffractogrammes présentant plusieurs pics permettant de multiplier les informations utilisables pour le calcul des contraintes.

### ***3.1.3.3 Principe général de la mesure par diffraction***

La déformation élastique du réseau cristallin est déterminée en mesurant la distance interréticulaire  $d$  grâce à la loi de Bragg (équation I-5 et Figure I-11), et en comparant cette distance à celle mesurée dans un échantillon témoin libre de contraintes,  $d_0$  :

$$2\langle d(hkl, \phi, \Psi) \rangle_{V_d} \sin(\theta_{hkl, \phi, \Psi}) = n\lambda \quad (I - 5)$$

Avec :

- $\langle d(hkl, \phi, \Psi) \rangle_{V_d}$  : la valeur moyenne, de la distance interréticulaire de la famille de plans  $\{hkl\}$  selon la direction de diffraction  $(\phi, \Psi)$  au sein volume diffractant  $V_d$ ,
- $\phi$  et  $\Psi$  : les angles azimutal et d'inclinaison, c'est-à-dire respectivement l'angle de rotation autour de la normale à la surface de la pièce et l'angle entre la normale à la surface et la normale au plan diffractant, comme présentés en Figure I-12,
- $\theta_{hkl, \phi, \Psi}$  : le demi-angle de déviation, c'est-à-dire le demi-angle entre le faisceau incident et la direction du détecteur dans la direction  $(\phi, \Psi)$  pour la famille de plan  $\{hkl\}$ ,
- $\lambda$  : la longueur d'onde du faisceau incident,
- $n$  : un nombre entier représentant l'ordre de réflexion.

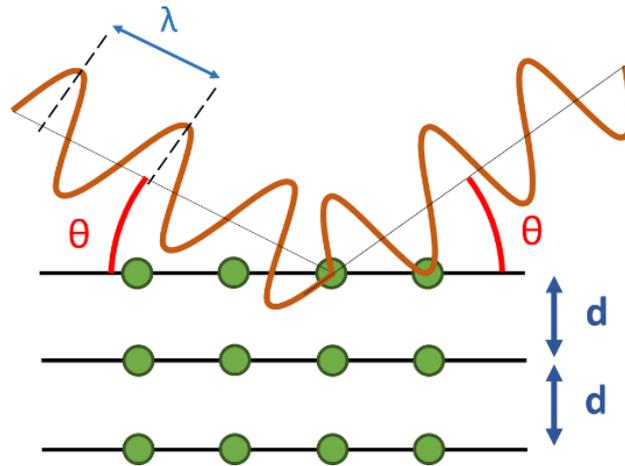


Figure I-11 : Illustration de la loi de Bragg.

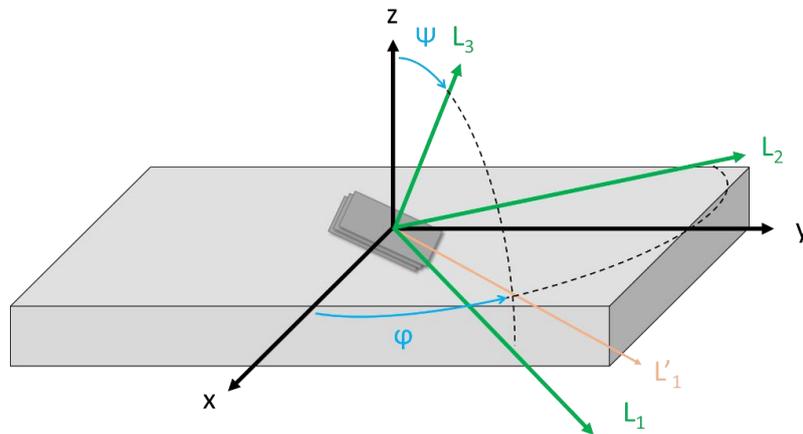


Figure I-12 : Systèmes d'axes permettant de repérer la direction de mesure L3 par rapport à un échantillon – Adapté de Martin 1999 (MARTIN et al., 1999).

### 3.1.3.4 Détermination des déformations

La déformation  $\varepsilon$  du réseau peut être calculée selon les différentes façons présentées dans le Tableau I-1.

Déformation conventionnelle	Déformation rationnelle	Déformation linéarisée
$\langle \varepsilon(hkl, \phi, \Psi) \rangle_{V_d} = \frac{d_{hkl, \phi, \Psi}}{d_{0hkl, \phi, \Psi}} - 1$	$\langle \varepsilon(hkl, \phi, \Psi) \rangle_{V_d} = \ln \frac{d_{hkl, \phi, \Psi}}{d_{0hkl, \phi, \Psi}}$	$\langle \varepsilon(hkl, \phi, \Psi) \rangle_{V_d} = -\cotg(\theta_{0hkl, \phi, \Psi}) \Delta\theta_{hkl, \phi, \Psi}$
$\langle \varepsilon(hkl, \phi, \Psi) \rangle_{V_d} = \frac{\sin \theta_{0hkl, \phi, \Psi}}{\sin \theta_{hkl, \phi, \Psi}} - 1$	$\langle \varepsilon(hkl, \phi, \Psi) \rangle_{V_d} = \ln \frac{\sin \theta_{0hkl, \phi, \Psi}}{\sin \theta_{hkl, \phi, \Psi}}$	

Tableau I-1 : Méthodes de calcul de déformation du réseau (Lu, 1996b).

Le résultat obtenu est très peu différent en fonction de la formule utilisée. Il a été démontré que la déformation rationnelle est l'expression exacte puisqu'elle ne fait aucune approximation. Mais en diffraction, d'après certains auteurs, c'est la déformation conventionnelle qui est la plus utilisée (MARTIN et al., 1999; Ji, 2003; HAIGH et al., 2016).

### 3.1.3.5 Relation contrainte déformation

Dans un état de contrainte triaxial, d'après la loi de Hooke généralisée, les déformations et les contraintes sont reliées par l'équation I-6 (HAUK, 1997a) :

$$\langle \varepsilon(\text{hkl}, \phi, \Psi) \rangle_{V_d} = F_{i,j}(\phi, \Psi, \text{hkl}) \bar{\sigma}_{ij} \quad (\text{I} - 6)$$

Avec :

- $\langle \varepsilon(\text{hkl}, \phi, \Psi) \rangle_{V_d}$  : la déformation mesurée dans la direction  $(\phi, \Psi)$  moyennée sur volume diffractant,
- $F_{i,j}(\phi, \Psi, \text{hkl})$  : les facteurs de contraintes,
- $\bar{\sigma}_{ij}$  : le tenseur complet des contraintes.

Les coefficients  $F_{i,j}$  sont décrits par l'équation I-7 où  $S_1(\text{hkl})$  et  $\frac{1}{2}S_2(\text{hkl})$  représentent les Constantes d'Elasticité Radiocristallographiques (CER) (HAUK, 1997a) :

$$\begin{cases} F_{xx} = \frac{1}{2}S_2(\text{hkl}) \cos^2 \phi \sin^2 \Psi + S_1(\text{hkl}) \\ F_{yy} = \frac{1}{2}S_2(\text{hkl}) \sin^2 \phi \sin^2 \Psi + S_1(\text{hkl}) \\ F_{zz} = \frac{1}{2}S_2(\text{hkl}) \cos^2 \Psi + S_1(\text{hkl}) \end{cases} \begin{cases} F_{xy} = \frac{1}{4}S_2(\text{hkl}) \sin 2\phi \sin^2 \Psi \\ F_{xz} = \frac{1}{4}S_2(\text{hkl}) \cos \phi \sin 2\Psi \\ F_{yz} = \frac{1}{4}S_2(\text{hkl}) \sin \phi \sin 2\Psi \end{cases} \quad (\text{I} - 7)$$

L'équation I-6 peut alors s'écrire comme l'équation I-8 :

$$\begin{aligned} \langle \varepsilon(\text{hkl}, \phi, \Psi) \rangle_{V_d} &= \frac{1}{2}S_2(\text{hkl}) \times (\sigma_{xx} \cos^2 \phi \sin^2 \Psi + \sigma_{yy} \sin^2 \phi \sin^2 \Psi + \sigma_{zz} \cos^2 \Psi) \\ &+ \frac{1}{2}S_2(\text{hkl}) \times (\sigma_{xy} \sin 2\phi \sin^2 \Psi + \sigma_{xz} \cos \phi \sin 2\Psi + \sigma_{yz} \sin \phi \sin 2\Psi) \\ &+ S_1(\text{hkl}) \times (\sigma_{xx} + \sigma_{yy} + \sigma_{zz}) \end{aligned} \quad (\text{I} - 8)$$

Si les trois directions principales ne sont pas connues, 6 mesures sont nécessaires pour déterminer le tenseur complet et les contraintes principales en exploitant les propriétés de symétrie du tenseur, mais il est recommandé d'en réaliser au moins 12, permettant d'évaluer les incertitudes (HAUK, 1997c). En revanche, si les trois directions principales sont connues, les composantes non diagonales sont nulles. Au moins 3 mesures sont alors nécessaires pour déterminer le tenseur complet.

### 3.1.3.6 Détermination des constantes d'élasticité radiocristallographiques

Comme évoqué précédemment,  $S_1(\text{hkl})$  et  $\frac{1}{2}S_2(\text{hkl})$  représentent les Constantes d'Elasticité Radiocristallographiques (CER), aussi parfois appelées les XECs (X-ray Elastic Constants) ou DECs (Diffraction Elastic Constants) (HUTCHINGS *et al.*, 2005). Il est nécessaire de les connaître afin de pouvoir calculer les contraintes résiduelles. Ces constantes sont différentes de celles macroscopiques du matériau étudié en raison de l'anisotropie élastique de ce dernier (LU, 1996b). Les constantes d'élasticité varient en fonction des familles de plans étudiées et peuvent être reliées au module d'Young et au coefficient de Poisson, eux aussi dépendants des familles de plans, par les équations I-9 et I-10 (HUTCHINGS *et al.*, 2005) :

$$\begin{cases} S_1(hkl) = -\frac{v_{hkl}}{E_{hkl}} \\ \frac{1}{2}S_2(hkl) = \frac{1 + v_{hkl}}{E_{hkl}} \end{cases} \quad (I - 9)$$

Donc :

$$\begin{cases} E_{hkl} = \frac{2}{S_2(hkl) + 2S_1(hkl)} \\ v_{hkl} = \frac{-2S_1(hkl)}{S_2(hkl) + 2S_1(hkl)} \end{cases} \quad (I - 10)$$

Pour déterminer ces constantes, il est nécessaire de modéliser le comportement mécanique du polycristal. Les modèles les plus courants sont le modèle de Voigt, qui suppose l'homogénéité des déformations dans le matériau, de Reuss, qui suppose l'homogénéité des contraintes dans le matériau, et de Kröner-Eshelby, qui suppose que les contraintes et les déformations peuvent varier d'un grain à l'autre. Dans le cas du modèle de Kröner-Eshelby, une prise en compte de l'anisotropie élastique additionnelle liée à la morphologie des grains peut aussi être envisagée (LU, 1996b). Il est également possible de mesurer les CER de façon expérimentale par traction uni-axiale ou essais de flexion. Généralement, cela consiste à appliquer plusieurs contraintes et à mesurer la déformation pour chaque état de contrainte dans une même direction ( $\phi, \Psi$ ). Une pondération de la densité des différentes orientations cristallines au comportement mécanique global peut également être ajoutée grâce à la Fonction de Distribution des Orientations (FDO) cristalline permettant de prendre en compte l'effet de texture cristallographique et l'éventuelle modification de l'anisotropie élastique induite. (HAUK, 1997a).

Dans le cas où les contraintes doivent être déterminées dans un matériau biphasé, il suffira de calculer la déformation pour chaque phase en s'intéressant à au moins un pic de chacune des deux phases, et de remonter à la contrainte globale par une loi des mélanges. Il est alors nécessaire de déterminer en amont la proportion de chaque phase (HAUK, 1997a).

### 3.1.3.7 Détermination de la distance interréticulaire libre de contraintes

Pour calculer les contraintes résiduelles, la distance interréticulaire du matériau libre de contraintes,  $d_0$  (Tableau I-1), doit être évaluée afin de la comparer à celle de la pièce dans laquelle la mesure est réalisée. Plusieurs méthodes existent afin de mesurer cette distance de référence, à savoir (WITHERS *et al.*, 2007) :

- Effectuer la mesure dans une zone où les contraintes résiduelles sont connues comme nulles ou négligeables.
- Réaliser les mesures sur une poudre dont la structure cristalline est représentative du matériau étudié. Cette technique convient très bien aux céramiques, ou aux procédés de fabrication additive à base de poudre, puisque les poudres utilisées peuvent être directement celles ayant servies à la fabrication de la pièce. Pour les métaux, il est possible d'utiliser des limailles qui sont des poudres obtenues par usure du matériau. Cette technique peut convenir dans certains cas, mais bien souvent elles contiennent des déformations intergranulaires libres de contrainte non représentatives du matériau étudié.
- Calculer la moyenne des déformations mesurées dans toutes les directions.

- Utiliser le principe fondamental de la mécanique des milieux continus, à savoir que les forces et les moments s'équilibrent sur une section transversale. De ce fait, en mesurant une section complète, par calcul itératif il est possible de remonter au  $d_0$  jusqu'à atteindre l'équilibre.
- Effectuer les mesures sur des cubes découpés dans une pièce identique à celle qui sera analysée en diffraction (ou la même pièce après analyse), suffisamment petits pour pouvoir considérer que les découpes relâchent toutes les contraintes à l'intérieur du cube mais suffisamment massif pour permettre une mesure raisonnable. En effet, à mesure que la taille des cubes augmente, moins de contraintes sont relâchées. La relaxation des contraintes après découpes permet d'obtenir la mesure de la distance interréticulaire sans déformation, sur un matériau ayant la même histoire thermique et donc la même microstructure. Les difficultés de cette méthode sont la découpe des cubes, qui ne doit pas introduire de contraintes supplémentaires, leur manipulation, leur positionnement dans l'instrument et leur bon repérage.

### 3.2 Les méthodes destructives et semi-destructives

Le principe général des méthodes destructives repose sur la relaxation des contraintes. En effet, en mesurant la réponse de la pièce suite à un enlèvement de matière, en d'autres termes sa déformation, il est alors possible de remonter à l'état initial des contraintes dans la pièce.

#### 3.2.1 La méthode du trou incrémental

Le principe consiste à percer un trou d'un diamètre de 1 à 4 mm pour une profondeur généralement du même ordre de grandeur. Des jauges permettant de mesurer les déformations sont placées en rosette autour du trou et les mesures de déformations permettent ainsi de remonter aux contraintes par l'équation I-11 (Lu, 1996e) :

$$\varepsilon = (\sigma_{\max} + \sigma_{\min})\bar{A} + (\sigma_{\max} - \sigma_{\min})\bar{B} \cos 2\beta \quad (\text{I} - 11)$$

Avec :

- $\varepsilon$  : la déformation mesurée,
- $\sigma_{\max}$  et  $\sigma_{\min}$  : les contraintes principales minimales et maximales,
- $\bar{A}$  et  $\bar{B}$  : les constantes de calibration,
- $\beta$  : l'angle entre l'axe x et la direction de la contrainte principale maximale.

La précision de cette méthode est estimée à  $\pm 20$  MPa et la profondeur de mesure va de 0,02 à 15 mm.

#### 3.2.2 La méthode d'enlèvement de couche

Cette méthode repose sur le fait qu'une pièce est déformée de sorte à équilibrer les moments et les forces. En enlevant de la matière couche par couche, et en mesurant la déformée de la pièce entre chaque enlèvement de matière, il est alors possible de remonter à l'état de contrainte initial par l'équation I-12 (Lu, 1996f) :

$$\sigma(e) = -\frac{4}{3}E \frac{e^2}{l^2} \frac{df}{de} \quad (\text{I} - 12)$$

Avec :

- $E$  : le module d'Young du matériau,
- $e$  : l'épaisseur de la pièce restante,
- $l$  : la déformée,
- $d_e$  : l'épaisseur de matière enlevée,
- $df$  : la variation de la déformée due à l'enlèvement de matière.

### 3.2.3 La méthode du contour

La méthode du contour permet de calculer les contraintes résiduelles sur une section d'une pièce avec une précision estimée à  $\pm 10$  MPa d'après Prime. Cette méthode est composée de trois étapes (PRIME *et al.*, 2013) :

- La première consiste à découper l'échantillon. Cette étape est généralement réalisée par électroérosion car cette technique permet d'effectuer une coupe droite, un enlèvement de matière très faible et n'ajoute pas de contrainte résiduelle. Il est nécessaire de positionner la pièce à découper dans une enveloppe sacrificielle afin de réaliser la découpe sur une section constante de matière et ainsi ne pas avoir à modifier les paramètres de découpe au cours de celle-ci.
- La deuxième étape consiste à mesurer sur une des deux moitiés de l'échantillon la relaxation du matériau par profilométrie. Cependant, réaliser cette mesure sur les deux sections après la coupe et en faire la moyenne permet de supprimer toute erreur qui pourrait être due à une coupe non symétrique et les effets des contraintes de cisaillement.
- La dernière étape consiste à modéliser le profil déformé par une méthode d'éléments finis en 2D, et à déterminer les forces externes nécessaires pour remettre la surface déformée à plat. L'état de contrainte ainsi calculé par le modèle correspond à l'état de contrainte résiduelle initial dans la pièce avant découpe.

## 4 Simulation numérique d'une opération de soudage arc-fil

---

Les simulations numériques d'une opération de soudage peuvent être classées en deux grandes catégories : les modélisations thermo-hydrauliques et les modélisations thermo-mécaniques. Les premières intègrent les phénomènes de mécanique des fluides qui ont lieu dans le bain de fusion et permettent la compréhension de sa formation et de sa dynamique (MORVILLE, 2012; CADIOU, 2019; NAHED, 2021). Les modélisations thermo-mécaniques représentent une approche à plus grande échelle de la pièce, sans rentrer dans les mécanismes complexes qui ont lieu dans le bain en fusion, mais permettent de calculer les champs de température, les contraintes et les déformations résiduelles dans la pièce (HAMIDE, 2008; PICHOT, 2012; HANNA, 2016). Dans ces modèles, la pièce est assimilée à un solide, y compris pour les zones qui sont en réalité liquides à haute température. Ces modélisations, moins gourmandes en temps de calcul, sont pertinentes pour prédire la tenue mécanique des structures, mais aussi anticiper des défauts d'alignement suite à des déformations, ou bien encore, optimiser une séquence de soudage en choisissant le temps d'attente entre chaque passe. C'est donc ce second type de modélisation qui a été choisie dans le cadre de cette thèse et mis en œuvre sous forme de simulations à l'aide du logiciel COMSOL Multiphysics. Une autre étude plus récente concerne la modélisation à transition d'échelle, en réalisant un premier calcul thermo-hydraulique à l'échelle du bain, et de transférer le résultat thermique dans un calcul à l'échelle de la pièce, le but étant d'éviter l'étape d'optimisation de source équivalente (LE FALHER, 2023).

La méthode des éléments finis est généralement utilisée pour la modélisation des déformations et contraintes résiduelles lors d'une opération de soudage (BERGHEAU, 2004). Pour une simulation complète, il faut prendre en compte trois phénomènes physiques (la thermique, la métallurgie et la mécanique) ainsi que leurs interactions, détaillées dans la partie 2 de ce chapitre. Il faut alors prendre en compte leurs impacts en tout point du volume des pièces étudiées, ainsi que leurs effets en fonction du temps. Cependant, dans certains cas, des approximations peuvent être faites permettant de simplifier les simulations et d'écourter les temps de calculs. Par exemple, il est possible d'adapter la méthode de résolution (cf. partie 4.2) ou de se limiter à un problème purement thermo-mécanique lorsque le matériau étudié ne présente pas de changement de phases à l'état solide.

### 4.1 Couplages physiques

Comme vu précédemment dans la partie 2 de ce chapitre, trois phénomènes physiques entrent en jeu lors d'une opération de soudage. Ces derniers, ainsi que leurs interactions (HENDILI, 2017), sont schématisés en Figure I-13 :

- Interaction thermique → mécanique : l'élévation en température d'une pièce modifie les caractéristiques mécaniques du matériau, et des déformations d'origine thermique se développent, et ainsi de la plasticité de déformation.
- Interaction thermique → métallurgie : des modifications microstructurales et des transformations de phases sont provoquées par les variations de température. De plus, des phénomènes de restauration d'érouissage ont lieu à haute température.
- Interaction métallurgie → thermique : les changements de phase provoquent des effets de chaleurs latentes modifiant les champs de température ainsi les propriétés thermo-physiques du matériau.

- Interaction métallurgie → mécanique : les phases en présence vont avoir un impact sur les propriétés mécaniques du matériau. De plus, les changements de phases vont entraîner l'apparition de déformations de transformation ainsi que de la plasticité de transformation.
- Interaction mécanique → métallurgie : l'état de contrainte du matériau peut impacter les cinétiques de transformations métallurgiques ainsi que les températures auxquelles elles interviennent.
- Interaction mécanique → thermique : lorsqu'une pièce est déformée de la chaleur est dégagée modifiant les champs de température.

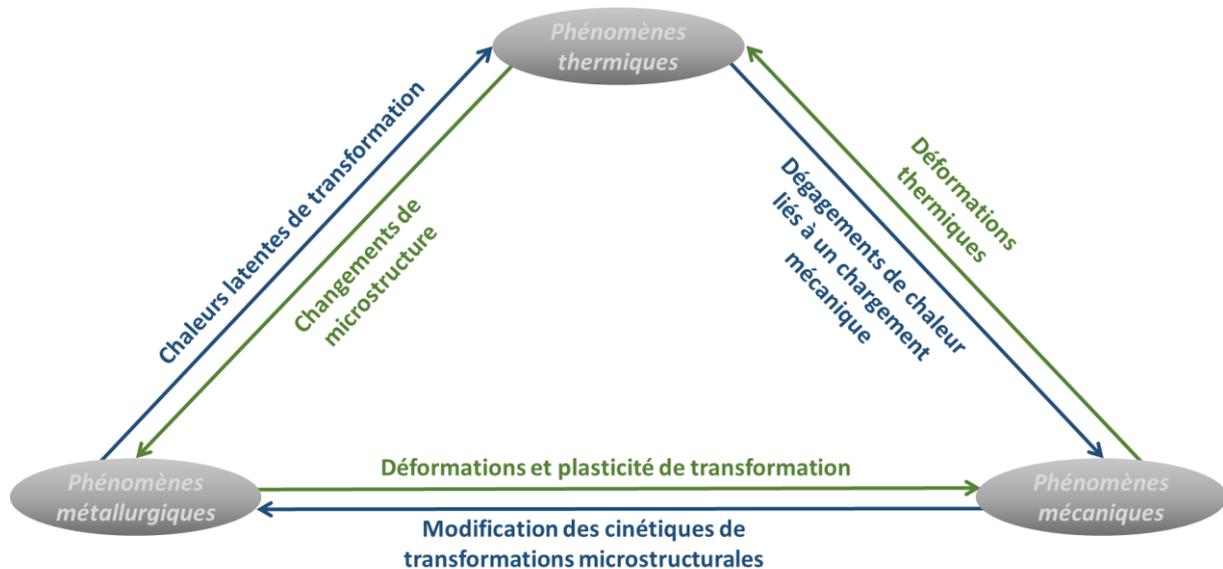


Figure I-13 : Synthèse des interactions ayant lieu entre les phénomènes physiques lors de l'utilisation d'un procédé de soudage (SIMON, 1997; BERGHEAU, 2004; GOLDAK et al., 2005).

### 4.2 Méthodes de résolution

Il existe plusieurs méthodes de résolution selon le compromis recherché entre la précision des résultats et le temps de calcul.

Une première approche consiste à effectuer les simulations en régime stationnaire, c'est-à-dire dans un état d'équilibre indépendant du temps. Cette méthode est notamment utilisée pour analyser les champs de température pendant le soudage, la forme du bain en fusion et régler les paramètres des sources équivalentes. Ces dernières seront détaillées dans la partie 4.3.2.2 de ce chapitre.

L'approche quasi-stationnaire est également possible où le calcul est défini dans un repère mobile lié à la source de chaleur. La simulation est ensuite intégrée dans un calcul transitoire (aussi appelé temporel), c'est-à-dire dépendant du temps, pour étudier les effets de bords (ZHANG et al., 2004).

L'approche transitoire est une méthode très complète qui permet d'observer les différents phénomènes en fonction du temps et d'observer les effets de bord. Un procédé de soudage étant tridimensionnel, les simulations complètes se font en 3D transitoire. Cependant, de telles résolutions nécessitent des temps de calcul pouvant être très longs (HENDILI, 2017).

Les calculs peuvent alors être réalisés en 2D, dans un plan transverse au sens de soudage, ou selon un plan axisymétrique dans le cas de soudage en circonférence, permettant un gain de temps important (HENDILI, 2017). Cette méthode est notamment utilisée dans le cas de soudage multipasse où les temps de calcul peuvent être considérables afin de simuler le dépôt de plusieurs passes. Il est alors possible d'observer les contraintes transversales, dans le plan modélisé, mais les contraintes dans le sens de soudage sont surestimées, particulièrement lorsque les soudures sont faites dans le sens longitudinal. De plus, dans ces simulations, il est considéré que le métal est déposé en une seule fois, tout le long du cordon, négligeant ainsi le bridage occasionné par la partie solidifiée. Des écarts importants sur les déformations résiduelles de la pièce peuvent alors être observés entre la simulation et la réalité (BERGHEAU, 2004).

Une autre solution pour réduire les temps de calcul est l'approche adaptative qui consiste à affiner la taille du maillage au voisinage de la source de chaleur, et à l'augmenter une fois la source de chaleur passée. Cette méthode est un bon compromis entre l'obtention de résultats représentatifs de la réalité, et un temps de calcul raisonnable (LINDGREN, 2007).

L'approche locale/globale consiste à calculer une solution locale, proche du joint soudé, en considérant que la plupart des déformations plastiques induites par soudage se trouve à proximité du joint. Les résultats sont ensuite injectés comme données de déformations initiales dans un calcul purement mécanique dans une géométrie plus globale où le maillage sera plus grossier (SOULOUMIAC *et al.*, 2002).

Enfin, plus récemment, l'approche d'hyper-réduction a été développée. Cette approche consiste à réaliser des approximations par bases réduites pour les formulations des équations de chaleur et des équations d'équilibre mécanique offrant des gains de calculs importants (RYCKELYNCK, 2009; DINH-TRONG *et al.*, 2017).

### 4.3 Modélisation thermique

Cette section présente les équations gouvernant les échanges thermiques ainsi que les méthodes pour modéliser l'apport de chaleur lors du soudage.

#### 4.3.1 Les transferts de chaleur dans les solides

Dans une pièce solide, les transferts de chaleur sont gouvernés par l'équation de la chaleur I-13 (BERGHEAU, 2004) :

$$\rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} - \nabla(\lambda \nabla T) = Q \text{ sur } \Omega \quad (\text{I} - 13)$$

Avec :

- $\rho$  : la masse volumique du matériau,
- $C_p$  : la capacité thermique du matériau,
- $T$  : la température du matériau,
- $Q$  : la source de chaleur interne ( $\text{W}/\text{m}^3$ ),
- $k$  : la conductivité thermique du matériau,
- $\Omega$  : volume occupé par la pièce.

Des conditions aux limites peuvent être imposées, comme une température  $T_p$  ou un flux surfacique de chaleur  $q$  ( $W/m^2$ ) (équation I-14) :

$$\begin{aligned} q(T, t) &= \lambda \nabla T \cdot n \text{ sur } \partial\Omega_q \\ T &= T_p(t) \text{ sur } \partial\Omega_t \end{aligned} \quad \partial\Omega = \partial\Omega_q \cup \partial\Omega_t \quad (I - 14)$$

Avec :

- $t$  : le temps,
- $n$  : le vecteur normal sortant de  $\partial\Omega$ ,
- $\partial\Omega_q$  : partie de la frontière  $\partial\Omega$  sur laquelle une densité surfacique de flux de chaleur est imposée,
- $\partial\Omega_t$  : partie de la frontière  $\partial\Omega$  sur laquelle la température est imposée.

Les échanges par convection sont gouvernés par l'équation I-15 :

$$Q_c = h(T_{\text{ext}} - T) \quad (I - 15)$$

Avec :

- $h$  : le coefficient d'échange thermique,
- $T_{\text{ext}}$  : la température externe.

Les échanges par rayonnement sont gouvernés par l'équation I-16 :

$$Q_r = \varepsilon \sigma (T_{\text{amb}}^4 - T^4) \quad (I - 16)$$

Avec :

- $\varepsilon$  : l'émissivité de surface,
- $\sigma$  : la constante de Stefan-Boltzmann.

Goldak propose, pour prendre conjointement les effets convectif et radiatif, de donner comme valeur au coefficient  $h$  la valeur décrite dans l'équation I-17 (GOLDAK *et al.*, 1984) :

$$h = 24,1 \times 10^{-4} \times \varepsilon \times T^{1,61} \quad (I - 17)$$

L'ensemble des paramètres matériaux est à adapter en fonction de la température et des phases en présence. Afin de prendre en compte les effets de convection dus au transfert de chaleur dans le bain de fusion, il est courant dans la littérature d'augmenter artificiellement la conductivité thermique au moment du changement d'état solide - liquide (HAMIDE, 2008; CHEN, 2019; GUILMOIS, 2021; CAMBON, 2021). Les chaleurs latentes sont prises en compte grâce à la capacité calorifique du matériau, qui présentera des pics pendant les transformations d'état solide/liquide.

### 4.3.2 La source de chaleur

Dans le cadre des simulations d'une opération de soudage, plusieurs méthodes existent pour représenter l'apport de chaleur telles que la méthode analytique, la méthode équivalente et la méthode de la zone fondue mobile.

#### 4.3.2.1 La méthode analytique

Rosenthal a proposé en 1941 des solutions analytiques dans le cas d'une source de chaleur ponctuelle, linéaire, puis volumique en posant les hypothèses suivantes (ROSENTHAL, 1941; ROBERT *et al.*, 1999; KOU, 2002d) :

- le flux de chaleur est stable,
- le dégagement de chaleur lié à la fusion est négligeable,
- les propriétés thermiques du matériau restent constantes,
- il n'y a aucune perte de chaleur à la surface de la pièce,
- les effets de convection dans le bain de fusion sont négligés.

L'équation I-18 décrit la source ponctuelle :

$$q_p = \frac{\eta UI}{V_s} \quad (I - 18)$$

Avec :

- $U$  : la tension de soudage,
- $\eta$  : le coefficient de rendement du procédé,
- $I$  : l'intensité de soudage,
- $V_s$  : la vitesse de soudage.

Dans le cas d'un modèle à deux dimensions, pouvant être appliqué au soudage de tôles fines puisque les variations de température dans l'épaisseur sont supposées négligeables, la solution analytique décrivant le champ de température dans la pièce est représenté par l'équation I-19 :

$$T - T_0 = \frac{\eta UI}{2\pi k} \exp\left(\frac{-v_s(x + v_s t)}{2\alpha}\right) K_0 \frac{v_s R}{2\alpha} \quad (I - 19)$$

Pour un problème à trois dimensions, l'équation I-20 est utilisée :

$$T - T_0 = \frac{\eta UI}{2\pi k d} \exp\left(\frac{-v_s(x + v_s t)}{2\alpha}\right) \frac{\exp\left(\frac{-v_s R}{2\alpha}\right)}{R} \quad (I - 20)$$

Avec :

- $T$  : la température,
- $T_0$  : la température ambiante,
- $t$  : le temps,
- $k$  : la conductivité thermique,
- $\alpha$  : la diffusivité thermique,
- $K_0$  : la fonction modifiée de Bessel de seconde nature à l'ordre zéro,
- $R$  : la distance radiale à l'origine de la source,
- $d$  : la pénétration de la soudure.

De 1955 à 1980, en travaillant à partir des équations de Rosenthal, de nombreux auteurs ont proposé de nouveaux modèles décrivant les sources de chaleur en soudage. Adams a, par exemple, proposé un modèle décrivant la température atteinte à une distance donnée de la ligne de fusion (ADAMS, 1958). Ces solutions analytiques fonctionnent bien, loin de la zone fondue. Cependant, à proximité de celle-ci ce n'est plus le cas, à cause des hypothèses citées précédemment qui ne sont plus valables. Par exemple, le fait de négliger les échanges de chaleur par convection dans le bain, et de ne prendre en compte que ceux par conduction, amène à une sous-estimation de la taille du bain.

Depuis, des sources équivalentes ont été proposées, dont certaines sont présentées dans la partie 4.3.2.2, représentant de façon plus réaliste la répartition et la dimension de la source de chaleur. De plus, la dépendance en température des propriétés matériaux peut aujourd'hui être utilisée lors des calculs et permet d'approcher les modèles au plus près de la réalité.

### 4.3.2.2 La méthode équivalente

L'approche équivalente consiste à décrire la source de chaleur au travers d'une équation décrivant sa puissance, sa géométrie et la répartition de la chaleur, et cela, en la reliant à la puissance du procédé. Les différents paramètres décrivant cette source sont à adapter jusqu'à obtenir une géométrie réaliste de la zone fondue ainsi que le champ de température représentatifs de ceux qui peuvent être mesurés expérimentalement. Cette optimisation paramétrique de la source nécessite alors d'avoir des données expérimentales.

Aux conditions limites présentées précédemment en 4.3.1, s'ajoute donc le choix de l'équation de la source de chaleur équivalente et de ses paramètres. Elle peut être représentée par une source volumique, représentée par  $Q$  dans l'équation I-13 ou surfacique, représentée par  $q$  dans l'équation I-14 (BERGHEAU, 2004). Plusieurs sources équivalentes existent pour simuler l'apport de chaleur lors du soudage, qui se sont complexifiées au fil des années (LINDGREN, 2007). Quelques sources équivalentes couramment employées lors de la simulation d'opérations de soudage à l'arc sont présentées ci-après.

Pavelic en 1969 a proposé d'utiliser une source de chaleur surfacique de forme gaussienne et est décrite par l'équation I-21, où le paramètre  $a$  correspond au rayon de la source gaussienne (PAVELIC, 1969) :

$$q(x, y) = \frac{3\eta UI}{\pi a^2} \exp\left(-3 \frac{(x - x_0)^2 + (y - y_0)^2}{a^2}\right) \quad (I - 21)$$

En 1975, Nickell et Hibbitt ont proposé une source de chaleur surfacique à puissance uniforme sur un diamètre égal au diamètre de l'électrode (NICKELL *et al.*, 1975). De même Paley et Hibbert ont proposé une source volumique à puissance uniforme sur une zone ayant pour dimension celle de la zone fondue (PALEY *et al.*, 1975). Ces approches ne sont pas réalistes du fait que, expérimentalement, la chaleur n'est pas distribuée de manière uniforme. Cela implique que les mouvements dans le bain sont nuls au niveau du front de solidification. Ceci n'est alors pas reproduit avec ces sources uniformes, contrairement à celle de Pavelic dont la distribution de la chaleur est gaussienne.

Goldak a ensuite proposé en 1984 une source à double ellipsoïde volumique afin de mieux reproduire la pénétration des soudures. Elle est décrite par l'équation I-22. Ce modèle demeure l'un des plus utilisés dans la modélisation du soudage à l'arc avec apport de matière. Sa représentation en 3D est présentée en Figure I-14 (GOLDAK *et al.*, 1984).

$$\begin{cases} f_1(x, y, z) = \frac{6\sqrt{3}f_f q_a}{abc_f \pi \sqrt{\pi}} e^{-3\left[\frac{(x-x_0)^2}{c_f^2} + \frac{(y-y_0)^2}{a^2} + \frac{(z-z_0)^2}{b^2}\right]} \\ f_2(x, y, z) = \frac{6\sqrt{3}f_r q_a}{abc_r \pi \sqrt{\pi}} e^{-3\left[\frac{(x-x_0)^2}{c_r^2} + \frac{(y-y_0)^2}{a^2} + \frac{(z-z_0)^2}{b^2}\right]} \end{cases} \quad (I - 22)$$

$$Q(x, y, z) = \begin{cases} f_1(x, y, z) \text{ pour } x \geq x_0 \\ f_2(x, y, z) \text{ pour } x < x_0 \end{cases}$$

$$q_a = \eta UI$$

$$f_f + f_r = 2$$

Avec :

- $q_a$  : chaleur fournie par l'arc,
- $a$  : demi-largeur de la source,
- $b$  : pénétration de la source,
- $f_f$  et  $f_r$  : coefficients de distribution du flux de chaleur à l'avant et à l'arrière de la source,
- $c_f$  et  $c_r$  : longueurs des deux ellipsoïdes à l'avant et à l'arrière de la source,
- $(x_0, y_0, z_0)$  : coordonnées du centre de la source de chaleur.

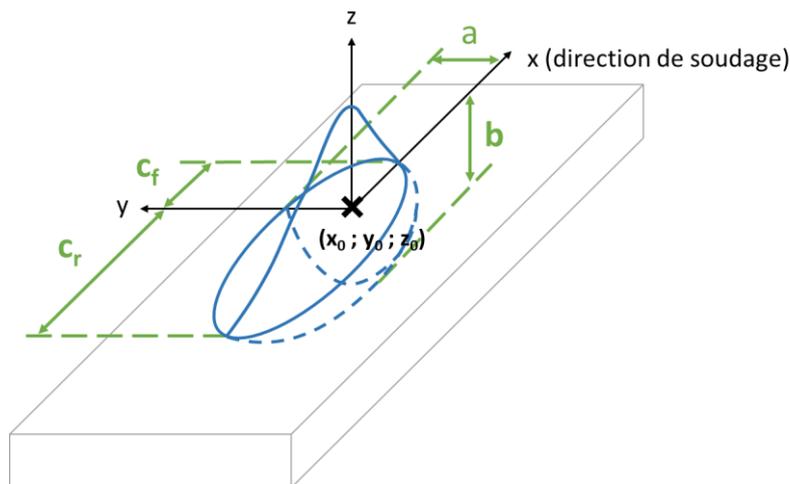


Figure I-14 : Source de chaleur volumique selon le modèle de Goldak.

Depuis, ces sources ont été adaptées. Par exemple, Kerrouault propose en 2000 une seconde source annulaire de forme gaussienne, en plus d'une source principale également gaussienne, décrite par l'équation I-23 (KERROUAULT, 2000). Cette source permet de prendre en compte le rayonnement de l'arc électrique et a permis d'obtenir une taille de zone fondue plus proche de la réalité. Cependant, elle a tendance à sous-estimer les températures réellement atteintes.

$$Q(x, y) = A \times \exp\left(-3 \frac{(x - x_0)^2 + (y - y_0)^2}{r_a^2}\right) + B \times \exp\left(-3 \frac{(\sqrt{(x - x_0)^2 + (y - y_0)^2} - d)^2}{r_b^2}\right)$$

$$A = \frac{3f_a \eta UI}{\pi r_a^2}$$

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

$$v = \frac{\sqrt{3}d}{r_b}$$
(I – 23)

Avec :

- $r_a$  : le rayon de la gaussienne centrale,
- $r_b$  : le rayon de la gaussienne annulaire,
- $d$  : la distance entre le centre des deux sources gaussiennes,
- $f_a$  : le coefficient de distribution du flux de chaleur entre les deux gaussiennes,
- $\operatorname{erf}$  : la fonction erreur.

Plus récemment, en 2014, Yadaiah et Brag ont développé une source volumique ayant une forme d'œuf (YADAIHA *et al.*, 2014). Montevecchi, en 2017, a proposé de modifier la source de Goldak afin de prendre en compte l'apport de chaleur par le fil (MONTEVECCHI *et al.*, 2017), ou encore Cambon en prenant en compte l'épaisseur du substrat dans la source surfacique gaussienne et dans celle de Goldak (CAMBON *et al.*, 2018, 2020).

#### 4.3.2.3 La méthode de la température imposée

La méthode de la température imposée, ou zone fondue mobile, consiste à appliquer aux nœuds du maillage, correspondant au bain, une température égale à la température de fusion. Kerrouault a utilisé cette méthode dans le cas du soudage TIG (KERROUAULT, 2000) ainsi que Guilmois dans le cas de la fabrication additive arc-fil MIG (GUILMOIS, 2021). Avec le logiciel ABACUS, cette méthode a permis d'atteindre des temps de calcul plus courts par rapport à une source de chaleur équivalente. De plus, elle a permis d'obtenir un bon compromis entre la forme du bain en fusion et les températures obtenues par rapport à des sources de chaleur équivalente dans le cas de mono-dépôt. Cependant, dans le cas de la construction d'un mur, il a été constaté que la différence entre les mesures expérimentales et la simulation a tendance à augmenter.

## 4.4 Modélisation mécanique

### 4.4.1 Equations générales

La modélisation mécanique repose sur la résolution de l'équation du mouvement I-24 avec  $\rho$  masse volumique,  $\sigma$  tenseur des contraintes de Cauchy,  $F$  le vecteur force volumique et  $\mathbf{u}$  le vecteur déplacement.

$$\rho \frac{\partial^2 \mathbf{u}}{\partial t^2} = \nabla \cdot \sigma + F$$
(I – 24)

Les déplacements  $u$  permettent de calculer les déformations  $\varepsilon_t$  avec l'équation I-25 où  $\varepsilon_{inel}$  et  $\varepsilon_{el}$  représentent respectivement la déformation inélastique et élastique.

$$\varepsilon_t = \varepsilon_{el} + \varepsilon_{inel} \quad (I - 25)$$

Les déformations élastiques se calculent avec l'équation I-26 représentant la loi de Hooke avec  $\sigma$  et  $\varepsilon_{el}$  les tenseurs respectifs des contraintes et des déformations et  $C$  le tenseur d'élasticité.

$$\sigma = C: \varepsilon_{el} \quad (I - 26)$$

Les déformations inélastiques se calculent avec l'équation I-27 où  $\varepsilon_0$  représente la déformation initiale,  $\varepsilon_{ext}$  la déformation due aux forces externes,  $\varepsilon_{th}$  la déformation thermique et  $\varepsilon_{pl}$  la déformation plastique.

$$\varepsilon_{inel} = \varepsilon_0 + \varepsilon_{ext} + \varepsilon_{th} + \varepsilon_{pl} \quad (I - 27)$$

La déformation thermique se définit par l'équation I-28 où  $CTE$  représente le coefficient de dilatation thermique,  $T_{ref}$  la température de référence pour laquelle la déformation thermique est nulle, et  $T$  la température issue du modèle thermique, servant de données d'entrée.

$$\varepsilon_{th} = CTE \times (T - T_{ref}) \quad (I - 28)$$

Dans le cas des petites déformations, les déformations plastiques sont définies avec l'équation I-29 avec  $S$  le second tenseur de Piola-Kirchhoff,  $D$  le potentiel plastique et  $\lambda$  un multiplicateur positif dépendant de l'état de contrainte.

$$\dot{\varepsilon}_{pl} = \lambda \frac{\partial D}{\partial S} \quad (I - 29)$$

Une fonction de seuil  $H(\sigma, \sigma_{ys}) \leq 0$  permet de définir la limite du régime élastique, selon le critère de von Mises tel que décrit dans l'équation I-30 avec  $\sigma_{ys}$  la limite d'élasticité du matériau,  $\sigma_{mises}$  la contrainte équivalente de von Mises et  $J_2(\sigma)$  le second invariant du tenseur des contraintes  $\sigma$ .

$$H = \sigma_{mises} - \sigma_{ys}, \quad D = H, \quad \sigma_{mises} = \sqrt{3J_2(\sigma)} \quad (I - 30)$$

#### 4.4.2 Lois de comportement

La loi de comportement mécanique peut être, par exemple, à plasticité parfaite, linéaire ou non linéaire. L'écrouissage peut être isotrope, c'est à dire que le matériau durcit à mesure des cycles de chargement et déchargement, tout en conservant une homothétie du domaine élastique initial. Dans d'autres cas, l'écrouissage peut être cinématique, correspondant à une limite d'élasticité plus faible en compression qu'en traction, après une pré-déformation en traction. Il y a alors une translation du domaine d'élasticité, sans déformation de ce dernier. Ce phénomène est plus communément appelé l'effet Bauschinger. Généralement, une contribution des deux modes d'écrouissage est observée. Une loi de comportement mixte est alors utilisée (FRANÇOIS, 2001; BERGHEAU, 2004).

Différentes lois de comportement  $f(\varepsilon_{pe})$  peuvent être utilisées et sont illustrées en Figure I-15 (OUDIN, 2009). Elles relient la limite d'élasticité à la déformation plastique équivalente  $\varepsilon_{pe}$  et à la limite d'élasticité initiale  $\sigma_{ys0}$  avec l'équation I-31 :

$$\sigma_{ys} = \sigma_{ys0} + f(\varepsilon_{pe}) \text{ avec } \varepsilon_{pe} = \sqrt{\frac{2}{3} \text{dev}(\dot{\varepsilon}_p) : \text{dev}(\dot{\varepsilon}_p)} \quad (\text{I} - 31)$$

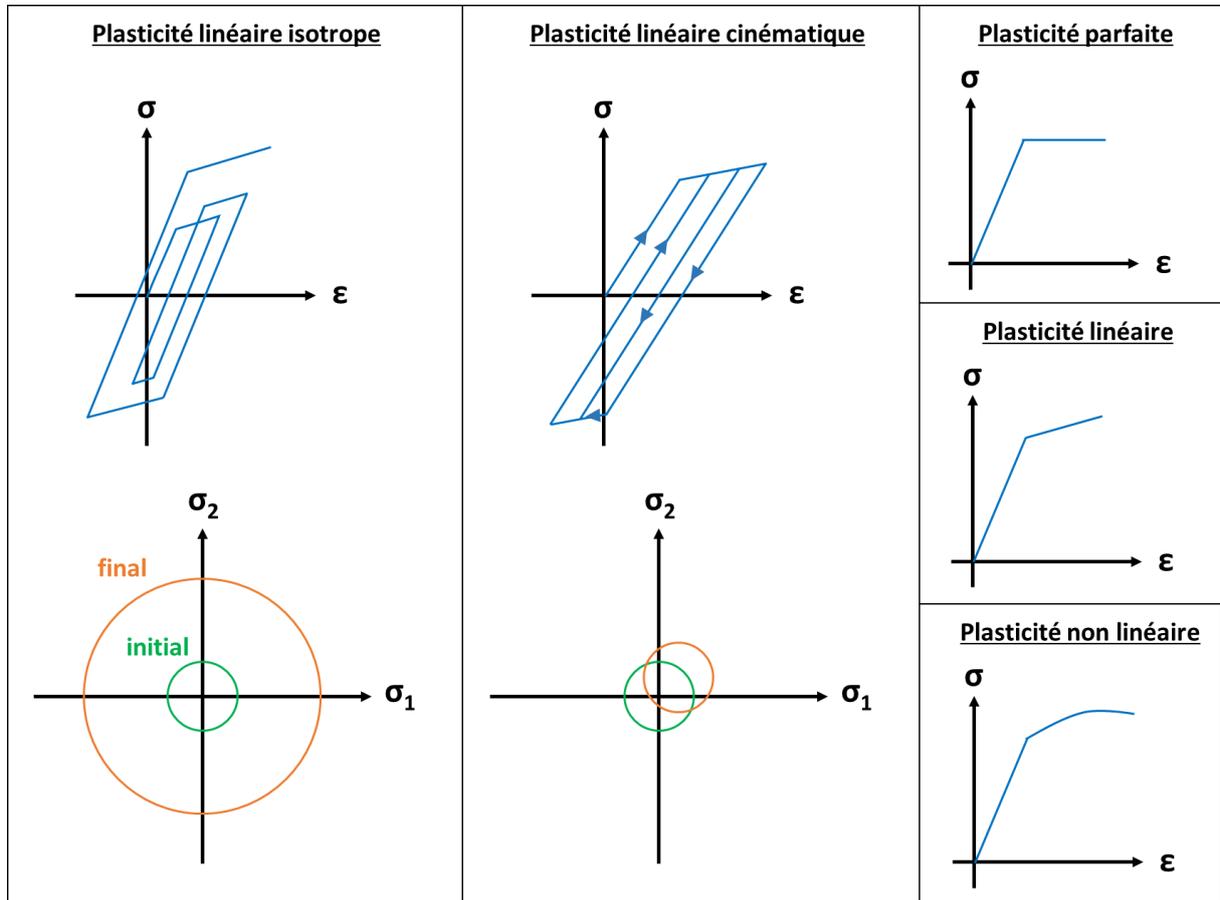


Figure I-15 : Illustration de différents modèles d'écrouissage – Adapté de Oudin, 2009.

### 4.4.3 Restauration d'écroissage

Les effets de restauration d'écroissage peuvent être pris en compte en annulant la déformation plastique équivalente au-dessus d'une certaine température. Deng a appliqué plusieurs températures de restauration d'écroissage allant de 600 à 1200 °C et a étudié les contraintes résiduelles après soudage monopasse d'un acier inoxydable 304L (DENG *et al.*, 2014). Cette étude a montré une meilleure concordance des calculs avec les résultats expérimentaux pour une température de restauration de 1000 °C. Li préconise également une température d'environ 1000 °C pour la simulation du soudage du 316L (LI *et al.*, 2021). De plus, il a développé un modèle dynamique de restauration d'écroissage montrant une bonne concordance avec les mesures expérimentales, mais sans grande amélioration par rapport à la première méthode. Un modèle de restauration dynamique implique que la déformation plastique équivalente n'est pas annulée de façon brutale au-dessus d'une certaine température, mais progressivement depuis une température jusqu'à atteindre zéro à une autre température plus élevée. Mouelle a aussi proposé un modèle de restauration d'écroissage dynamique sur du 316L (MOUELLE *et al.*, 2020). Ce modèle décrit la diminution de la déformation plastique équivalente à partir de 400 °C et a été appliqué dans le cas d'essais de compression uni-axiale suivie de traitements thermiques. Les résultats ont montré une bonne concordance avec l'expérience et le modèle tend à être utilisé en soudage par la suite. Cambon a aussi utilisé un modèle de restauration dynamique linéaire, entre 400 °C et 1000 °C lors du soudage de tôles de 316L, avec un plus grand effet lorsque la loi de comportement est à écroissage isotrope (CAMBON, 2021). Depradeux a également observé que les effets de restauration d'écroissage étaient plus importants lorsque l'on considère une loi de comportement isotrope par rapport à une loi mixte (DEPRADEUX *et al.*, 2018).

L'influence de la mécanique sur la thermique, c'est-à-dire le dégagement de chaleur pendant une déformation, peut être négligée du fait des faibles vitesses de déformation et du dégagement de chaleur très important issu de la source de soudage (BERGHEAU, 2004). Dans l'étude de Mareau, par exemple, lors d'une sollicitation mécanique en traction d'une éprouvette en acier, évoluant par paliers de 0 à 300 MPa pendant une heure, la température augmente au maximum de 4 °C par rapport à l'état initial (MAREAU, 2007).

## 4.5 Modélisation métallurgique

### 4.5.1 Cinétiques de transformations de phase

Lors des modélisations simulant les transformations de phases à l'état solide, il est nécessaire de connaître les cinétiques de transformation associées. Celles-ci dépendent de la température issue du modèle thermique, servant de données d'entrée. Dans le cas d'un acier inoxydable martensitique, par exemple, les cinétiques à connaître sont celles de l'austénitisation au chauffage, et celles des transformations de l'austénite au refroidissement. Celles-ci peuvent être décrites par le modèle de Leblond et Devaux par l'équation I-32 sous forme différentielle par rapport au temps (LEBLOND *et al.*, 1984) :

$$\dot{p}^f = \frac{p_{eq}^f(T) - p^f}{\tau_{i \rightarrow f}(T)} \quad (I - 32)$$

Avec :

- $p^f$  : la proportion de phase finale,
- $p_{eq}^f(T)$  la proportion d'équilibre de la phase finale,
- $\tau_{i \rightarrow f}(T)$  le temps caractéristique.

Le modèle phénoménologique de Koistinen et Marburger est aussi couramment employé pour décrire la transformation martensitique, décrite par l'équation I-33 (KOISTINEN *et al.*, 1959) :

$$p_{\alpha'} = p_{\gamma}^0 \left( 1 - \exp(-\beta(M_s - T)) \right) \quad (I - 33)$$

Avec :

- $p_{\alpha'}$  la proportion de martensite,
- $p_{\gamma}^0$  la proportion d'austénite initiale,
- $\beta$  le coefficient de Koistinen-Marburger,
- $M_s$  la température de début de transformation martensitique, appelée Martensite Start.

Connaissant la proportion des phases, la loi des mélanges est alors employée afin de déterminer les propriétés du matériau ainsi que sa loi de comportement.

#### 4.5.2 Déformation de transformation

Plusieurs phénomènes peuvent être pris en compte en fonction de la complexité des modèles, tels que les expansions et contractions volumiques dues aux transformations, la plasticité provoquée par les transformations, l'effet de la mécanique sur la métallurgie, c'est-à-dire l'effet des contraintes et des déformations sur les phases en présence, et la chaleur latente de transformation. Bien souvent, l'effet des contraintes et des déformations sur les phases en présence, ainsi que la chaleur latente de transformation sont négligeables du fait de leur faible contribution devant les contraintes thermiques et les températures induites par le soudage (BERGHEAU, 2004). Ce n'est cependant pas le cas des déformations et de la plasticité de transformation.

Les déformations thermiques prenant en compte les changements de volume dus à l'austénitisation et à la transformation martensitique peuvent être décrites par l'équation I-34 (MONDELIN *et al.*, 2011; RAMARD, 2018) :

$$\varepsilon_{th} = (p_{\gamma} \times CTE_{\gamma} + p_{\alpha'} \times CTE_{\alpha'}) \times (T - T_{ref}) + \Delta\varepsilon \times p_{\alpha'} \quad (I - 34)$$

Où  $CTE_{\gamma}$  et  $CTE_{\alpha'}$  sont respectivement les coefficients de dilatation thermique de l'austénite et de la martensite et  $\Delta\varepsilon$  la différence de compacité entre les deux phases (Figure I-6), pouvant être déterminés expérimentalement à l'aide de courbes de dilatométrie libre.

#### 4.5.3 Plasticité de transformation

La plasticité de transformation peut, elle aussi, être prise en compte en simulation numérique. Une contribution de la déformation inélastique liée à ce phénomène est transférée au modèle mécanique pour le calcul des contraintes. Le taux de déformation par plasticité de transformation est défini par l'équation I-35 :

$$\dot{\varepsilon}_{tp} = \sum_{s \rightarrow d} \dot{\varepsilon}_{tp,s \rightarrow d} \quad \text{où} \quad \dot{\varepsilon}_{tp,s \rightarrow d} = \frac{3}{2} K_{s \rightarrow d}^{tp} \cdot \frac{d\phi(\xi^d)}{d\xi^d} \xi^d \cdot dev(S) \quad (I - 35)$$

Avec  $K_{s \rightarrow d}^{tp}$  qui représente le paramètre de la transformation de plasticité,  $\xi^d$  la vitesse de transformation de phase et  $\phi(\xi^d)$  la fonction de saturation. Plusieurs modèles permettent de décrire la fonction de saturation, tels que le modèle d'Abrassart (ABRASSART, 1972), de Desalos (DESALOS, 1981) et de Leblond (LEBLOND *et al.*, 1989) (Tableau I-2).

Modèle	Expression
Abrassart	$\phi(\xi^d) = \xi^d \left( 3 - 2\sqrt{\xi^d} \right)$
Desalos	$\phi(\xi^d) = \xi^d (2 - \xi^d)$
Leblond	$\phi(\xi^d) = \xi^d (1 - \ln(\xi^d))$ si $\xi^d > 0,03$ sinon $\xi^d = 0$

Tableau I-2 : Exemple de fonctions de saturation des différents modèles de plasticité de transformation.

Ding a comparé les trois modèles lors de la transformation ferritique dans un acier lors de l'application d'une contrainte uni-axiale de traction et de compression, comme cela est présenté dans la Figure I-16 (DING *et al.*, 2019). Il a constaté que le modèle de Desalos s'approche au mieux des résultats expérimentaux. Bien que les cinétiques s'éloignent de l'expérience pour les trois modèles, la déformation finale après refroidissement est correctement représentée.

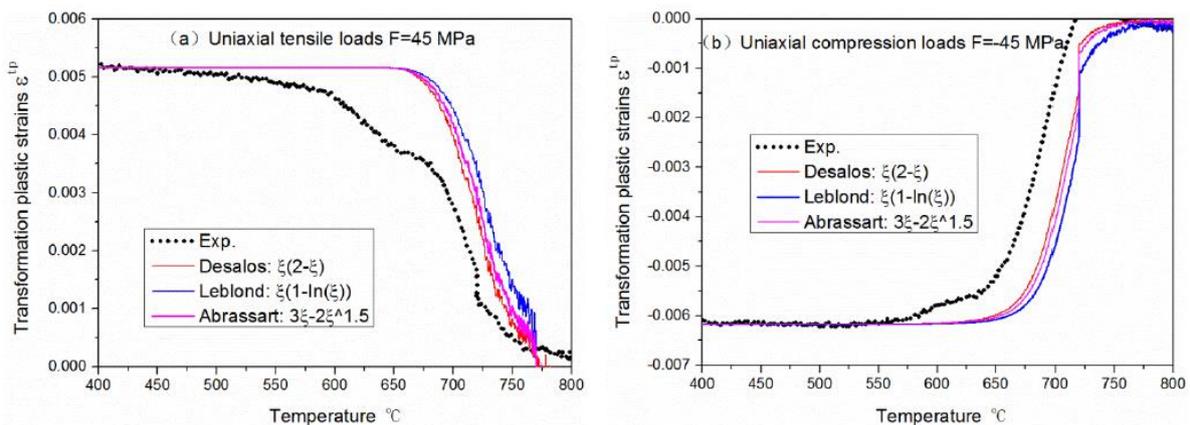


Figure I-16 : Comparaison des modèles de Desalos, Leblond et Abrassart avec des cas expérimentaux, lors de l'application d'une contrainte uni-axiale de a) traction de 45 MPa et de b) compression de -45 MPa (DING *et al.*, 2019).

Taleb, quant à lui, a comparé le modèle de Leblond et de Desalos lors de la transformation martensitique dans un acier, et a constaté une sous-estimation de la déformation par le modèle de Desalos, qui n'est plus valide lorsque les contraintes appliquées sont trop importantes. Le modèle de Leblond est plus proche, tout en surestimant la déformation, comme illustré dans la Figure I-17 (TALEB *et al.*, 2001).

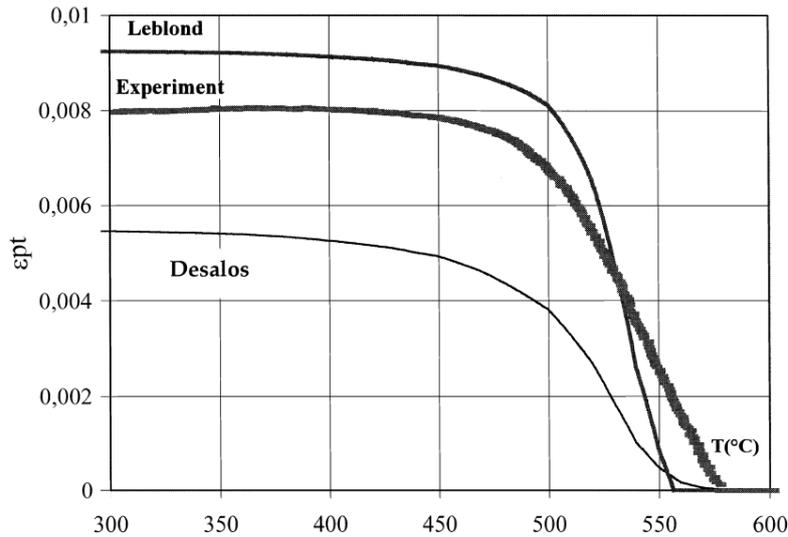


Figure I-17 : Comparaison des modèles de Desalos et de Leblond avec un cas expérimental, lors de l'application d'une contrainte uni-axiale de traction de 95 MPa.

#### 4.6 L'apport de matière

L'apport de matière peut être simulé selon plusieurs approches. La première appelée « quiet element » simule l'activation des éléments en donnant des propriétés n'ayant pas d'effet là où la source de chaleur n'est pas encore passée, et des propriétés du matériau déposé lorsque celle-ci est passée (LINDGREN, 2007; CHIUMENTI *et al.*, 2010). Pour simplifier et accélérer les calculs, il est aussi possible d'activer les éléments cordon par cordon, avant chaque début de passe, comme dans les travaux de Ganesh (GANESH *et al.*, 2016).

Contrairement à l'approche précédente, où le maillage est construit avant le début du calcul, la seconde approche, nommée « inactive element » ou « element birth », consiste à ajouter des éléments du maillage au cours du calcul (CAPRICCIOLI *et al.*, 2009). Cette approche est plus représentative mais est aussi plus coûteuse en temps de calcul (LINDGREN, 2007). De la même manière qu'avec la méthode « quiet element », il est possible d'ajouter les éléments d'une passe entière, avant chaque début de passe, comme c'est le cas dans les travaux de Ramard (RAMARD, 2018).

Enfin, la dernière méthode se nomme « maillage mobile » et consiste à appliquer une déformation verticale à l'interface où est appliquée la source de chaleur, comme utilisée dans les travaux de Fournier dit Chabert. Cependant, cette méthode peut poser problème lors de calculs thermomécaniques entre les déformations imposées au maillage et les déformations engendrées par le procédé (FOURNIER DIT CHABERT, 2007).

## Conclusion du chapitre

---

Ce premier chapitre a montré la possibilité d'adapter les procédés de soudage à l'arc conventionnels afin de déposer deux fils d'apport simultanément. Il a également mis en lumière les problématiques liées au soudage et à la fabrication additive, telles que les distorsions et les contraintes résiduelles, relevant alors la nécessité de les maîtriser. Les moyens expérimentaux permettant de déterminer des contraintes résiduelles ont été présentés. Cela a notamment permis de montrer les avantages de la diffraction des neutrons, qui est une méthode non destructive et pénétrante permettant alors de déterminer les contraintes résiduelles au cœur des pièces. La méthode du contour a également été mise en avant de par la richesse des informations qu'elle permet de donner, puisqu'une cartographie complète de la section étudiée est obtenue. Les méthodes de simulations numériques d'une opération de soudage ou de fabrication additive ont également été abordées relatant l'intérêt de réussir à prévoir les déformations et les contraintes. Le but ultime serait de ne plus avoir à les mesurer, ou de réduire les campagnes d'essais expérimentales en trouvant la séquence optimale de soudage qui minimiserait les déformations et les contraintes.

Généralement, lors des opérations de soudage, le métal d'apport utilisé est proche ou identique à au moins un des métaux de base des pièces à assembler. De plus, une composition chimique unique du métal d'apport est utilisée. Il est proposé dans ces travaux, d'utiliser le procédé TIG pour réaliser des dépôts et souder des tôles épaisses en utilisant deux fils d'apport de compositions chimiques différentes, mais surtout présentant des différences de propriétés thermo-physiques et/ou mécaniques. Le principe est de jouer sur ces différences de propriétés pour contrôler les déformations et les contraintes résiduelles, dans l'objectif final de les réduire. L'ajout d'un second alliage peut se faire soit par alternance de dépôts des deux fils, pour amener à une architecturation de la soudure, ou par mélange *in situ* des deux fils en faisant varier graduellement la proportion de l'un par rapport à l'autre, selon l'épaisseur du joint soudé.

Plusieurs couples d'aciers inoxydables ont ainsi été sélectionnés. La démarche permettant cette sélection fait l'objet du début du chapitre deux, suivi de la présentation des microstructures des aciers et des aciers inoxydables. La suite du second chapitre traite des moyens expérimentaux qui ont permis de réaliser les pièces, des méthodes de caractérisation mises en œuvre et présente le logiciel de simulation COMSOL Multiphysics qui a été utilisé dans le cadre de ces travaux.



# Chapitre 2 : Choix des matériaux, méthodes expérimentales et simulations

<b>CHAPITRE 2 : CHOIX DES MATERIAUX, METHODES EXPERIMENTALES ET SIMULATIONS.....</b>	<b>50</b>
INTRODUCTION DU CHAPITRE .....	51
1 MATERIAUX ETUDIES .....	52
1.1 <i>Sélection des couples d'alliages</i> .....	52
1.2 <i>Les aciers</i> .....	58
1.2.1 Les microstructures des aciers.....	59
1.2.2 Les familles d'aciers inoxydables .....	61
1.2.3 Diagrammes prédictifs de la microstructure des aciers inoxydables après soudage.....	67
2 MOYENS EXPERIMENTAUX .....	69
2.1 <i>Préparation des tôles</i> .....	69
2.2 <i>Réalisation des pièces</i> .....	69
2.2.1 Banc de soudage linéaire.....	69
2.2.2 Banc de soudage cartésien.....	70
2.3 <i>Caractérisations thermiques</i> .....	71
2.3.1 Thermocouples.....	71
2.3.2 Caméra thermique.....	71
2.4 <i>Caractérisations mécaniques</i> .....	71
2.4.1 Essais de dureté Vickers .....	71
2.4.2 Essais de traction .....	72
2.4.3 Mesure des déformations .....	72
2.4.4 Détermination des contraintes résiduelles.....	74
2.5 <i>Caractérisations microstructurales</i> .....	78
2.5.1 Dilatométrie libre.....	79
2.5.2 Microscopie numérique .....	79
2.5.3 Microscopie Electronique à Balayage.....	80
2.5.4 Diffraction des rayons X .....	81
3 LE LOGICIEL COMSOL MULTIPHYSICS .....	83
CONCLUSION DU CHAPITRE .....	84

## Introduction du chapitre

---

Dans un premier temps, ce chapitre explique pourquoi et comment les matériaux utilisés dans cette étude, à savoir des aciers inoxydables, appartenant aux trois grandes familles que sont les austénitiques, les ferritiques et les martensitiques, ont été sélectionnés. Les robots de soudage et les méthodes de caractérisation des pièces réalisées sont ensuite présentés. Ces méthodes correspondent à des caractérisations thermiques et optiques, réalisées *in situ* lors de la fabrication des pièces. De plus, des mesures *ex-situ* des déformations résiduelles ont été réalisées, ainsi que la détermination des contraintes résiduelles. Des analyses microstructurales réalisées sur des coupes ont permis de vérifier la conformité des pièces à travers la caractérisation des différentes phases et des propriétés mécaniques. Pour finir, le logiciel COMSOL Multiphysics et les divers modules utilisés pour simuler les champs de température, les contraintes et les déformations des dépôts sont présentés.

## 1 Matériaux étudiés

---

### 1.1 Sélection des couples d'alliages

Comme il a été mentionné précédemment dans le premier chapitre, en plus du procédé de soudage utilisé et de ses paramètres, les propriétés matériaux influencent l'établissement des déformations et des contraintes résiduelles dans les pièces. En particulier, le coefficient de dilatation thermique (Coefficient of Thermal Expansion - CTE), qui gouverne la capacité du matériau à se déformer sous l'effet de la température, est l'une des propriétés qui exerce le plus d'influence sur l'établissement des déformations et des contraintes (la température n'étant pas uniforme dans la pièce au cours du soudage). La conductivité thermique joue également un rôle important puisque les alliages présentant une faible conductivité thermique seront plus disposés à générer davantage de contraintes résiduelles (de par la plus grande inhomogénéité de la température au sein du matériau au cours du soudage). La limite d'élasticité a également un effet puisqu'elle représente la contrainte à partir de laquelle la déformation est irréversible et donc à partir de laquelle les contraintes résiduelles d'origine plastique sont introduites. Cette valeur représente donc la contrainte élastique maximale supportée par le matériau mais aussi le niveau des contraintes résiduelles introduites.

L'un des objectifs de ce travail de thèse est de proposer des couples d'alliages présentant des propriétés, soit thermophysiques, soit mécaniques (ou les deux), significativement différentes, pour étudier l'effet d'une différence relativement importante d'au moins une de ces propriétés sur l'établissement des contraintes et des déformations résiduelles et leurs répartitions au sein de l'assemblage des deux matériaux. Pour sélectionner ces couples d'alliages, il est nécessaire de vérifier qu'ils sont soudables entre eux avec le procédé TIG, afin d'éviter des défauts de soudabilité. De plus, il est souhaité que les propriétés d'au moins une nuance, ainsi que leurs dépendances avec la température, soient connues afin de pouvoir reproduire par la suite, en simulation numérique, l'établissement des déformations et des contraintes pour ce matériau de référence. Les alliages sélectionnés doivent aussi présenter un intérêt pour l'industrie, justifiant de travailler sur la réduction des déformations et des contraintes. Les aciers, les aciers inoxydables, les alliages d'aluminium, de titane, de cuivre et de nickel font partie des alliages les plus produits et les plus utilisés dans le monde (USGS, 2023). Une étude bibliographique de leurs propriétés et de leurs soudabilités à l'arc a alors été réalisée afin de procéder à une sélection.

Les alliages d'aluminium ont une bonne aptitude au soudage à l'arc, particulièrement les séries 1xxx, 3xxx, 4xxx, 5xxx et 6xxx (VARGEL, 2010). Ils présentent des propriétés mécaniques variables selon les séries et les traitements thermiques appliqués. En effet, des alliages de la série 1xxx peuvent avoir une limite d'élasticité de 90 MPa à l'état recuit A, tandis que pour les séries à durcissement structural elle peut atteindre 500 MPa à l'état trempé-revenu T6. La courbe jaune de la Figure II-1 illustre la variation de la limite d'élasticité entre plusieurs nuances d'aluminium.

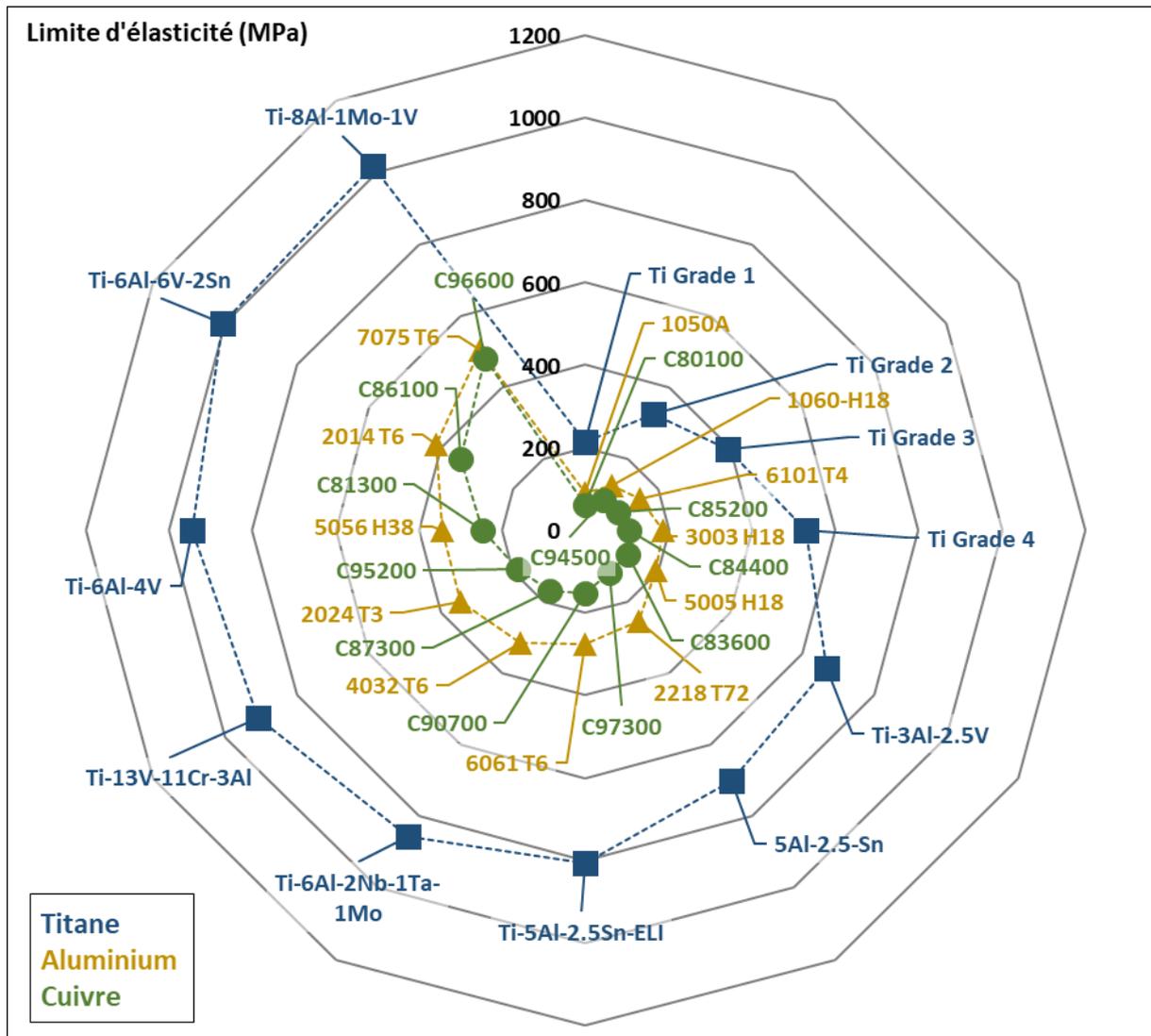


Figure II-1 : Limite d'élasticité de différents alliages d'aluminium, de titane et de cuivre, en MPa. Données issues de (ASM HANDBOOK COMMITTEE, 1990a).

Cependant, les alliages d'aluminium des différentes séries ont un coefficient de dilatation thermique similaire, comme l'illustre la Figure II-2. Ce dernier atteint les  $24 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$  et provoque alors de fortes déformations en soudage, comme l'illustre l'étude de Khoshroyan obtenant des déplacements millimétriques après soudage à l'arc en T de tôles d'alliage 6061 (KHOSHROYAN *et al.*, 2020). Afin d'étudier les effets des différences de propriétés thermiques et mécaniques, il faudrait alors associer un alliage d'aluminium à un alliage d'une autre nature. Cela est notamment possible avec des alliages de titane, comme il a été vu dans plusieurs études (MA *et al.*, 2015; WANG *et al.*, 2019; CAI *et al.*, 2020). Les auteurs ayant étudié le dépôt simultané d'une nuance d'aluminium avec une nuance de titane, ont élaboré des intermétalliques de titane-aluminium grâce à des procédés de soudage à l'arc à double fils (D-WAAM). Wang a notamment fait varier la proportion volumique du fil de titane, de 43 à 63 % selon les pièces, pour obtenir différentes proportions de phases. Comme le montre la courbe bleue de la Figure II-2, les alliages de titane présentent un coefficient de dilatation thermique d'environ  $8 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ , soit quasiment trois fois moins que celui des alliages d'aluminium. De plus, ils ont une limite d'élasticité très variable selon les nuances (Figure II-1).

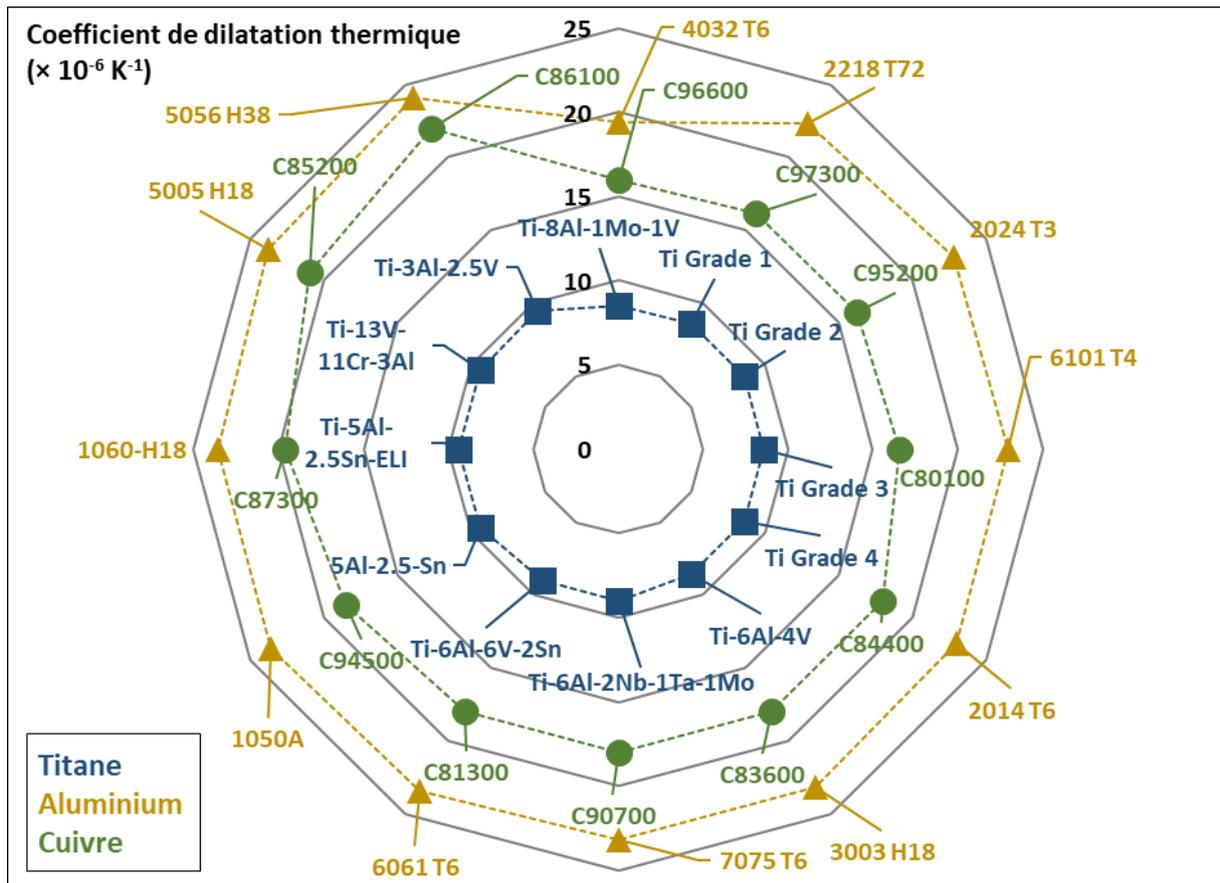


Figure II-2 : Coefficient de dilatation thermique de différents alliages d'aluminium, de titane et de cuivre, en  $\times 10^{-6} K^{-1}$ . Données issues de (ASM HANDBOOK COMMITTEE, 1990a).

Des couples d'alliage composés d'une nuance d'aluminium et une autre de titane feraient alors de bons candidats. Dans notre étude, il est souhaité de faire varier les proportions de fils de 0 à 100 % afin d'étudier l'effet des propriétés des alliages sélectionnés lorsqu'ils sont déposés seuls. Des précautions sont alors nécessaires afin de déposer du titane pur sans l'oxyder. Par exemple, dans les travaux de Karpagaraj, un trainard est positionné à l'arrière de la torche ainsi qu'un système protégeant l'envers de la soudure lors du refroidissement (KARPAGARAJ *et al.*, 2015). Nandagopal a utilisé une boîte d'inertage afin de réaliser des soudures hétérogènes d'alliages d'aluminium 7075 et de titane TA6V (NANDAGOPAL *et al.*, 2016). Dans ces conditions, l'association d'un alliage de titane avec un alliage d'aluminium peut être envisagée. Il est cependant important de noter que les alliages de titane possèdent une conductivité thermique allant de 6 à 16  $W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$ , soit 6 à 17 fois plus faible que celle des alliages d'aluminium (ASM HANDBOOK COMMITTEE, 1990a). Cette forte différence génère un risque d'amplification des gradients thermiques, et ainsi les phénomènes d'auto-bridage et les contraintes résiduelles.

Concernant les alliages de cuivre, ils possèdent des différences de caractéristiques mécaniques selon les nuances, comme présenté sur la courbe verte de la Figure II-1 avec la limite d'élasticité. De plus, leur coefficient de dilatation thermique varie de  $16$  à  $24 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ , comme indiqué en Figure II-2. Cependant, ils possèdent une forte conductivité thermique pouvant atteindre  $400 \text{ W/m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$  (ASM HANDBOOK COMMITTEE, 1990a), ce qui impose de les souder sur des épaisseurs n'excédant pas  $5$  à  $6 \text{ mm}$  en TIG. En effet, la forte dissipation thermique peut entraîner une difficulté à fondre le métal. Pour assembler des pièces de fortes épaisseurs, le brasage est alors plus pertinent. De plus, seules les nuances désoxydées des alliages de cuivre sont soudables par fusion (ARNAUD *et al.*, 1985). Dans cette étude, il serait alors possible d'utiliser un alliage de cuivre désoxydé, mais uniquement en tant que second métal d'apport, puisqu'il est souhaité de souder des tôles de  $20 \text{ mm}$  d'épaisseur. Il serait alors nécessaire de les mélanger à un alliage d'une famille différente, comme des aciers ou des alliages de nickel, avec lesquels ils sont soudables de façon hétérogène. Wang *a*, par exemple, réalisé un mur à gradient de fonctionnalité en Inconel – cuivre en faisant varier graduellement la proportion volumique du fil de cuivre de  $68$  à  $75 \%$  au fur et à mesure des passes (WANG *et al.*, 2022).

En effet, les alliages de nickel sont facilement soudables à l'arc, de façon homogène, mais aussi hétérogène avec les alliages de cuivre ou les aciers et aciers inoxydables (CAZES, 1995). Comme présenté dans la Figure II-3-a, les alliages de nickel ont un coefficient de dilatation thermique allant de  $10$  à  $14 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ , et des limites d'élasticité très variables (Figure II-3-b).

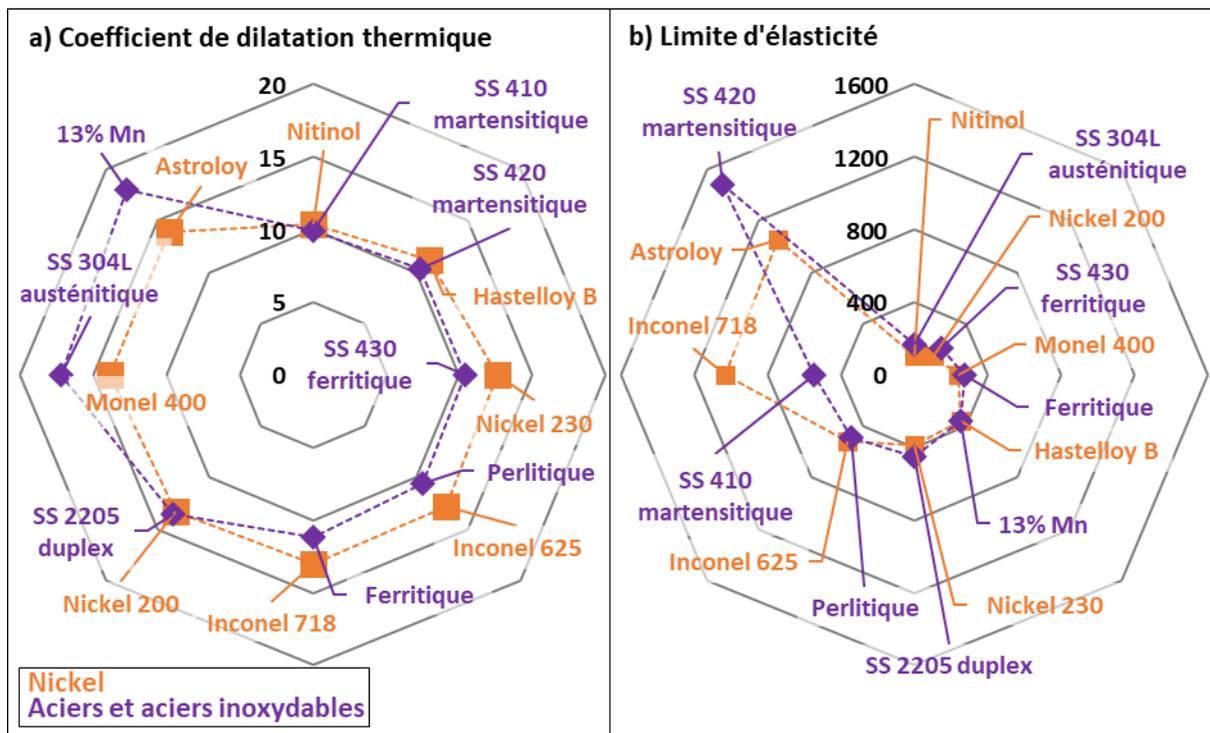


Figure II-3 : a) Coefficient de dilatation en  $\times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$  et b) limite d'élasticité de quelques alliages de nickel et d'acier en MPa. SS signifie stainless steel pour acier inoxydable. Données issues de (ASM HANDBOOK COMMITTEE, 1990a; b).

L'Inconel 718 atteint une limite d'élasticité de  $1036 \text{ MPa}$  à l'état vieilli, principalement grâce à la présence de la phase  $\gamma''$  ( $\text{Ni}_3\text{Nb}$ ), constituée de précipités durcissants et stables à haute température (SUNDARARAMAN *et al.*, 1988). Cela rend cette nuance largement utilisée dans les environnements à haute température et à haute pression, tels que les turbines à gaz.

Quant aux aciers, ce sont les alliages les plus produits dans le monde et ils sont utilisés dans tous les domaines et particulièrement dans l'automobile et le bâtiment. Ils sont facilement soudables à l'arc, tant qu'ils possèdent moins de 0,3 %wt de carbone (TECHNIQUES DE L'INGENIEUR, 2004). Ils peuvent être soudés de façon homogène, mais aussi hétérogène, avec les alliages de nickel par exemple. Concernant les aciers inoxydables, ils présentent la particularité d'avoir de bonnes propriétés anticorrosives, les rendant largement utilisés dans les industries agroalimentaires, de l'eau, de la chimie, de la pétrochimie, de la construction et du génie civil (SOULIGNAC *et al.*, 2007). Comme le montre la courbe violette de la Figure II-3-a, les aciers possèdent un coefficient de dilatation thermique pouvant aller de  $10$  à  $18 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ . De même, la Figure II-3-b met en avant une limite d'élasticité allant de 200 à 1500 MPa. Ces différences significatives selon les familles d'aciers, permettraient de les employer pour notre étude. Par exemple, un acier au manganèse pourrait être associé à un acier au carbone pour étudier l'effet du coefficient de dilatation thermique sur l'établissement des déformations et des contraintes. Il serait aussi pertinent de s'intéresser au mélange d'un alliage de nickel avec un acier ou acier inoxydable afin d'étudier l'effet à la fois du coefficient de dilatation thermique et de la limite d'élasticité.

L'étude de la soudabilité et des propriétés des différentes familles d'alliages a permis de proposer plusieurs combinaisons d'alliages, comme un alliage d'aluminium avec un de titane, un alliage de nickel avec un de cuivre, ou encore un acier avec un alliage de nickel. Afin d'éviter de mélanger des alliages de compositions chimiques trop éloignées et ainsi former des microstructures trop complexes (possibilités d'apparition de nombreux intermétalliques), la sélection s'est portée sur trois aciers inoxydables, à savoir l'austénitique 304L (X2CrNi18-8), le martensitique 415 (X3CrNiMo13-4) et le ferritique 430 (X6Cr17). Ces trois nuances sont parmi les plus courantes et possèdent un taux de carbone relativement faible permettant de les souder facilement à l'arc. Quatre combinaisons d'alliages ont alors été choisies et sont présentées dans le Tableau II-1.

Couple n°	Métal de base	Fil 1	Fil 2	Effet étudié
1	304L	304L	430	Valeurs de CTE différentes ayant une incidence sur les déformations
2	304L	304L	415	Valeurs de CTE et $R_{p0,2}$ différentes ayant une incidence sur les déformations et les contraintes en sens contraire
3	415	415	304L	Valeurs de CTE et $R_{p0,2}$ différentes ayant une incidence sur les déformations et les contraintes en sens contraire
4	415	415	430	Valeurs de $R_{p0,2}$ différentes ayant une incidence sur les contraintes

*Tableau II-1 : Synthèse des couples d'alliages sélectionnés et l'effet étudié avec CTE correspondant au coefficient de dilatation thermique et  $R_{p0,2}$  à la limite d'élasticité à 0,2 % de déformation.*

Pour les deux premiers couples, le 304L est utilisé en tant que métal de base et premier fil d'apport, tandis que pour les deux derniers couples, le 415 est utilisé en tant que métal de base et premier fil d'apport.

Les quatre couples d'alliages permettront d'étudier l'influence des différences de coefficient de dilatation thermique et de limite d'élasticité sur l'établissement et la répartition des contraintes et des déformations dans l'assemblage. L'évolution du coefficient de dilatation thermique avec la température des trois nuances est présentée dans la Figure II-4-a. La différence est particulièrement notable entre le 304L d'une part et le 430 ou le 415 d'autre part.

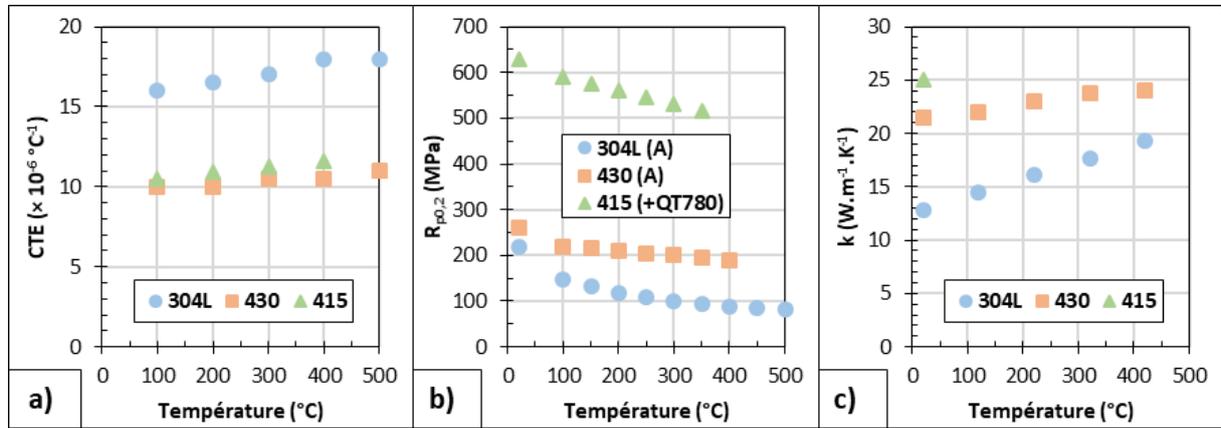


Figure II-4 : a) Evolution du coefficient de dilatation thermique (AFNOR, 2014a), b) de la limite d'élasticité minimale (AFNOR, 2014b) c) et de la conductivité thermique en fonction de la température des trois nuances d'aciers inoxydables sélectionnées (KIM, 1975; AFNOR, 2014a; COMSOL, 2021a). (A) signifie que la nuance est à l'état adouci, et (+QT780) qu'elle est à l'état trempé-revenu entre 560 et 640 °C.

Les couples n° 1 et 2 avec le métal de base et le premier fil d'apport en 304L (Tableau II-1) permettront alors de vérifier la possibilité de réduire les déformations en ajoutant un second fil ayant un coefficient de dilatation thermique plus faible, par rapport à une pièce qui est réalisée uniquement avec du 304L. Le couple n° 1, avec le 430 comme second fil d'apport, permettra d'étudier l'effet d'un coefficient de dilatation thermique plus faible, et ce sur une grande plage de température, avec une limite d'élasticité relativement proche du 304L, permettant de ne pas aggraver les contraintes résiduelles. L'intérêt du couple n° 2, avec du 415 comme second fil d'apport, réside dans la présence de la transformation martensitique au refroidissement, introduisant des contraintes de compression - la martensite ayant une compacité plus faible que l'austénite - qui sont bénéfiques pour la résistance à la fatigue et la ténacité des pièces soudées. Ce point-là sera abordé plus précisément dans la partie 1.2.2.2 de ce chapitre traitant des aciers inoxydables martensitiques. La nuance 415 possède également une limite d'élasticité plus importante que celle du 304L. Il faudra alors vérifier que cela n'aggrave pas les contraintes résiduelles. Il est cependant nécessaire de préciser que le coefficient de dilatation thermique et que la limite d'élasticité du 415 (Figure II-4-a et b) ne sont valables que pour une microstructure totalement martensitique. Lors du refroidissement du métal solidifié, le 415 aura en réalité des propriétés proches de ceux du 304L jusqu'au début de la transformation martensitique, à environ 225 °C.

Dans le cas du troisième couple (Tableau II-1), du 304L, ayant une limite d'élasticité plus faible, est ajouté à du 415 (métal de base et premier fil d'apport), ce qui pourrait permettre de réduire les contraintes par rapport à un assemblage entièrement réalisé avec du 415. Cependant, l'écart du coefficient de dilatation thermique entre les deux nuances pourrait alors aggraver les déformations thermiques. L'association du 430 à du 415 (couple n° 4) permettra d'étudier l'effet de la différence de limite d'élasticité seule.

Pour finir, il est intéressant de noter que la conductivité thermique des trois nuances (Figure II-4-c) est relativement proche, ce qui limitera les différences de phénomène d’auto-bridage et de pompage thermique, permettant de déposer les trois fils avec des paramètres de soudage identiques.

Les compositions des tôles et des fils utilisés pendant ces travaux sont présentées dans le Tableau II-2 ci-dessous et sont issues des certificats matières des fournisseurs listés dans le tableau.

	Fe	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	P	S	N	Cu	Co
<b>304L</b> - Tôles 4 mm commande 1 (Praud Inox)	Bal	0,027	0,34	1,5	8,1	18,2		0,033	0,001	0,051		
<b>304L</b> - Tôles 4 mm commande 2 (Praud Inox)	Bal	0,019	0,47	1,54	8,2	18,3		0,032	0,001	0,055		
<b>304L</b> - Tôles 20 mm (Praud Inox)	Bal	0,022	0,561	1,118	8,042	18,087	0,374	0,0294	0,0258	0,077	0,354	0,115
<b>304L</b> – Fil Ø 1 mm (WeldFil)	Bal	0,015	0,310	1,550	8,610	18,280		0,035	0,008	0,025		
<b>415</b> - Tôles 5,5 mm (WeldFil)	Bal	0,04	0,4		4	13	0,5	0,020	0,001			
<b>415</b> – Fil Ø 1 mm (WELD'X)	Bal	0,017	0,45	0,77	4,16	12,18	0,51	0,022	0,002	0,026	0,10	0,03
<b>430</b> – Fil Ø 1 mm (WELD'X)	Bal	0,026	0,43	0,49	0,35	16,98	0,11	0,024	0,012	0,052	0,12	0,032

Tableau II-2 : Composition chimique en pourcentage massique des fils et tôles utilisés, en acier inoxydable 304L, 415 et 430 selon les certificats matière fournis.

## 1.2 Les aciers

Les aciers sont des alliages à base fer et contenant moins de 2 %wt de carbone (AFNOR, 2000). Les aciers peuvent être classifiés selon leurs proportions d’éléments d’addition. On distingue les aciers non alliés et faiblement alliés, qui ont une teneur massique en manganèse supérieure à 1 %wt, et les aciers fortement alliés, qui ont au moins un élément d’addition présent à plus de 5 %wt. Comme nous allons le voir, les éléments d’addition et leur proportion ont une influence sur les microstructures formées dans les aciers.

### 1.2.1 Les microstructures des aciers

Le fer pur possède trois variétés allotropiques qui sont l'austénite  $\gamma$ , la ferrite  $\delta$  et la ferrite  $\alpha$ . L'austénite est une solution solide par insertion de carbone, possédant une structure cubique faces centrées stable entre 912 et 1394 °C, dans le cas du fer pur. La ferrite est également une solution solide par insertion de carbone, possédant une structure cubique centrée stable entre 1394 et 1538 °C pour la ferrite  $\delta$ , et en dessous de 912 °C pour la ferrite  $\alpha$ , dans le cas du fer pur (BARRALIS JEAN, 1983a). Le diagramme métastable fer - carbone présenté en Figure II-5, illustre les zones de stabilité des phases en présence dans les aciers.

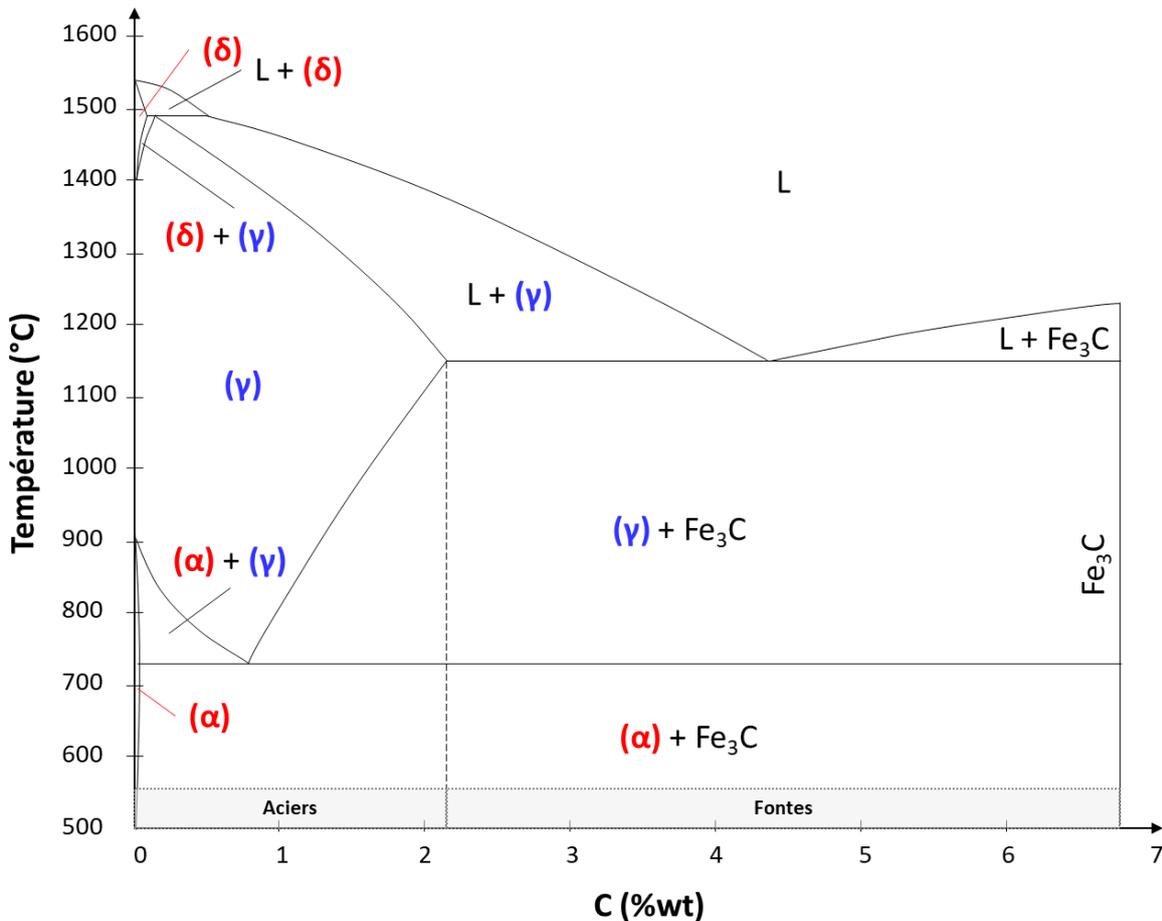


Figure II-5 : Diagramme de phase métastable fer-cémentite (BARRALIS JEAN, 1983a).

Les aciers se solidifient soit sous forme de ferrite  $\delta$ , soit sous forme d'austénite, selon leur teneur en carbone. Peu importe le mode de solidification, dans une certaine plage de température - pouvant aller de 700 à 1500 °C - la microstructure est entièrement austénitique. Si l'acier est hypoeutectoïde, c'est-à-dire s'il a une teneur massique en carbone inférieure à 0,77 %wt, l'austénite se transforme en ferrite au refroidissement. L'austénite résiduelle s'enrichit alors en carbone et se transforme, lors du palier eutectoïde à 727 °C, en perlite si l'acier contient plus de 0,022 %wt de carbone. Dans le cas contraire, elle se transforme en ferrite. La perlite est un mélange de ferrite et de cémentite et se présente généralement sous forme de lamelles alternées des deux phases, ou bien sous forme globulaire après un recuit d'adoucissement. Si l'acier est hypereutectoïde, c'est-à-dire s'il a une teneur massique en carbone supérieure à 0,77 %wt, l'austénite se transforme en cémentite au refroidissement, appauvrissant l'austénite résiduelle en carbone qui se transforme alors en perlite au franchissement du palier eutectoïde (BARRALIS JEAN, 1983a).

L'utilisation du diagramme métastable Fe-Fe<sub>3</sub>C n'est plus valable pour des vitesses de refroidissement trop rapides, pour lesquelles d'autres microstructures se forment - pour des questions de diffusion du carbone - comme la bainite ou la martensite, et ce, en particulier dans les aciers alliés où des éléments d'addition sont ajoutés (ralentissant la diffusion du carbone). Il est alors nécessaire d'étudier les diagrammes TRC (Transformation en Refroidissement Continu) ou TRCS (en Soudage) afin de connaître la microstructure après austénitisation, qui dépend alors des vitesses de refroidissement. De manière générale, la ferrite et la perlite sont obtenues pour des vitesses de refroidissement plutôt lentes. La martensite ( $\alpha'$ ), quant à elle, s'obtient sur les aciers ayant une teneur en carbone supérieure à 0,05 %wt et pour des vitesses de refroidissement rapides, appelées trempe (BARRALIS JEAN, 1983b).

La martensite est une phase issue de la transformation displacive de la phase austénitique, c'est-à-dire sans diffusion du carbone, qui intervient en dessous d'une certaine température appelée Martensite Start ( $M_s$ ). Celle-ci peut se calculer à l'aide de diverses formules phénoménologiques qui ont été déterminées au fil des années, comme par exemple celles d'Andrews (ANDREWS, 1965), de Irvine (IRVINE, 1960), de Haynes et Steven (HAYNES *et al.*, 1956), ou de Kung et Rayment (KUNG *et al.*, 1982). Une attention particulière doit être prise quant à l'utilisation de ces formules, puisqu'elles fournissent des résultats pouvant atteindre près de 100 °C de différence. Il est alors important de vérifier leur origine et leurs conditions d'application en fonction de la famille des aciers considérés (LIPPOLD *et al.*, 2005a).

La martensite présente une morphologie en aiguilles, dans les aciers ayant peu de carbone, ou en lattes dans les aciers plus riches en carbone. La martensite correspond à une solution solide d'insertion sursaturée en carbone dans le fer, créée par une transformation dite displacive. Lors d'un refroidissement rapide, la migration des atomes de carbone vers les joints de grain est empêchée. L'austénite n'étant pas stable à température ambiante, un cisaillement, suivant les plans de densité atomique les plus élevées, a lieu, aboutissant à une structure quadratique centrée. Plus il y aura de carbone dans l'acier, plus le rapport c/a des paramètres de la maille quadratique sera important, et plus la martensite sera dure et fragile. Des traitements thermiques de revenu sont alors souvent effectués afin d'obtenir un matériau moins fragile (BARRALIS JEAN, 1983b).

Pour des vitesses de refroidissement intermédiaires après austénitisation, c'est à dire trop rapides pour obtenir de la perlite mais trop lentes pour obtenir de la martensite, de la bainite se forme. La bainite est constituée des mêmes phases que la perlite (ferrite et cémentite) mais sa microstructure est plus fine, et se présente sous forme d'aiguilles. Elle a alors des propriétés intermédiaires entre la martensite et la perlite (DURAND-CHARRE, 2012).

Les éléments d'alliages gammagènes, comme le carbone, le manganèse, le nickel, l'azote, le cuivre ou le cobalt, augmentent la plage de stabilité de l'austénite en termes de température et de composition. Ils améliorent la trempabilité des aciers en réduisant la vitesse de diffusion du carbone, et ainsi diminuent la vitesse critique de trempe martensitique, c'est-à-dire la vitesse de refroidissement limite au-dessus de laquelle seule la martensite se forme. Toutefois, si ces éléments sont présents en assez grandes proportions, l'acier reste à l'état austénitique jusqu'à la température ambiante. Il n'est alors pas possible de réaliser la trempe martensitique, comme c'est le cas pour les aciers au manganèse ou les aciers inoxydables austénitiques. Quant aux éléments d'alliages alphagènes, comme le chrome, le molybdène, le silicium, l'aluminium, le niobium ou le titane, ils augmentent la plage de stabilité de la ferrite. Il n'est alors pas possible de réaliser l'austénitisation, ni la trempe martensitique en conséquence (DURAND-CHARRE, 2012).

### 1.2.2 Les familles d'aciers inoxydables

Les aciers inoxydables sont des aciers fortement alliés contenant au moins 10,5 %wt de chrome et moins de 1,2 %wt de carbone (AFNOR, 2000). Le chrome est un élément alphagène, comme l'indique le diagramme binaire Fe-Cr (Figure II-6), où la boucle de l'austénite disparaît pour une teneur en chrome à plus de 13 %wt.

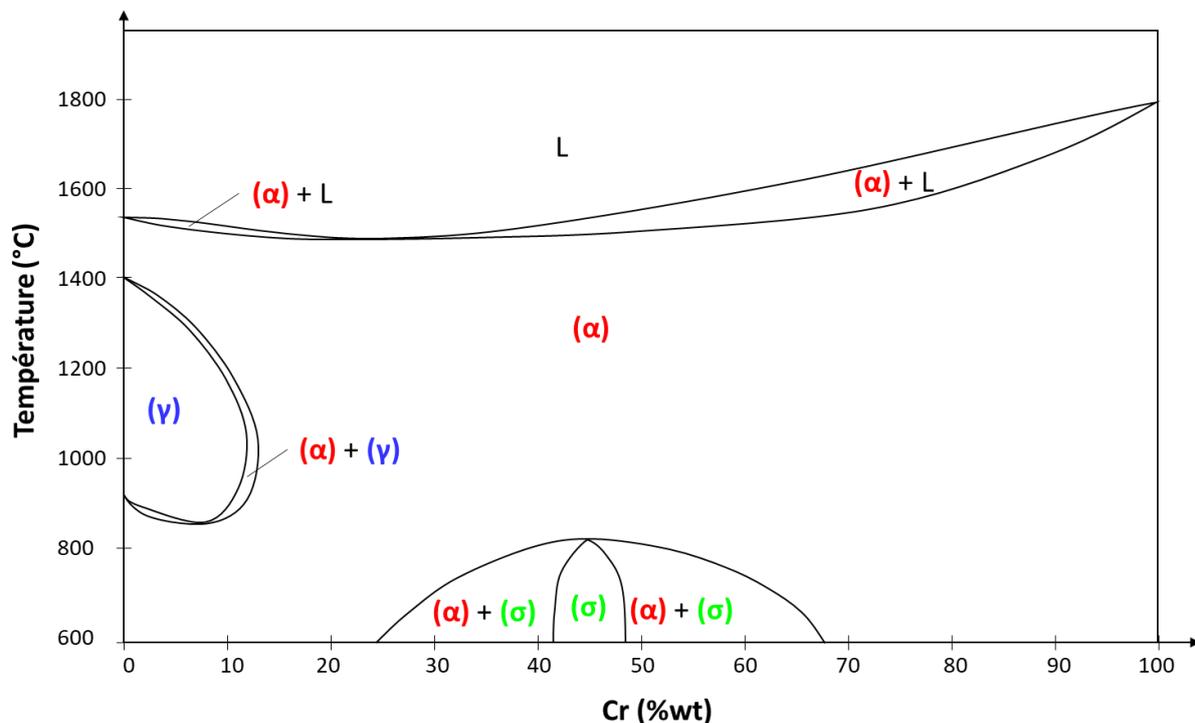


Figure II-6 : Diagramme binaire fer chrome (BARRALIS JEAN, 1983c).

Le chrome confère aux aciers leur caractère inoxydable grâce à la formation d'une couche passive d'oxyde de chrome protégeant le métal. Cinq familles d'aciers inoxydables existent, classées selon leur microstructure, qui sont les austénitiques, les ferritiques, les martensitiques, les duplex (ou austéno-ferritique) et ceux à durcissement structural (BARRALIS JEAN, 1983c; DURAND-CHARRE, 2012).

1.2.2.1 Les aciers inoxydables austénitiques

Les aciers inoxydables austénitiques sont composés de 18 à 25 %wt de chrome, de 8 à 20 %wt de nickel et de moins de 0,1 %wt de carbone (AFNOR, 2014a). Ils sont amagnétiques, ne sont pas durcissables par trempe, puisqu'ils restent à l'état austénitique quelle que soit la vitesse de refroidissement, mais peuvent être durcis par écrouissage (KONDAPALLI *et al.*, 2014). Ils sont classés selon deux grandes catégories : ceux qui se solidifient initialement en ferrite  $\delta$  et ceux qui se solidifient initialement en austénite  $\gamma$  et qui sont alors sensibles à la fissuration à chaud lors du soudage (SOULIGNAC *et al.*, 2007). En effet, lors de la solidification en austénite, des éléments tels que le phosphore, le soufre, le cérium ou l'étain forment des films ségrégués à bas points de fusion qui sont rejetés à l'extérieur des dendrites. Ces films liquides, ayant une faible résistance mécanique, sont le lieu d'amorçage de fissures sous l'effet des contraintes de retrait provoquées par la solidification et la contraction thermique au refroidissement. La ferrite  $\delta$  a, quant à elle, une bonne capacité d'absorption des éléments de micro-ségrégation, rendant ce mode de solidification résistant à la fissuration à chaud (LACOMBE *et al.*, 1990a). Le mode de solidification des aciers inoxydables austénitiques dépend de la vitesse de refroidissement, mais aussi de la teneur en chrome et en nickel comme illustré en Figure II-7 (LACOMBE *et al.*, 1990b).

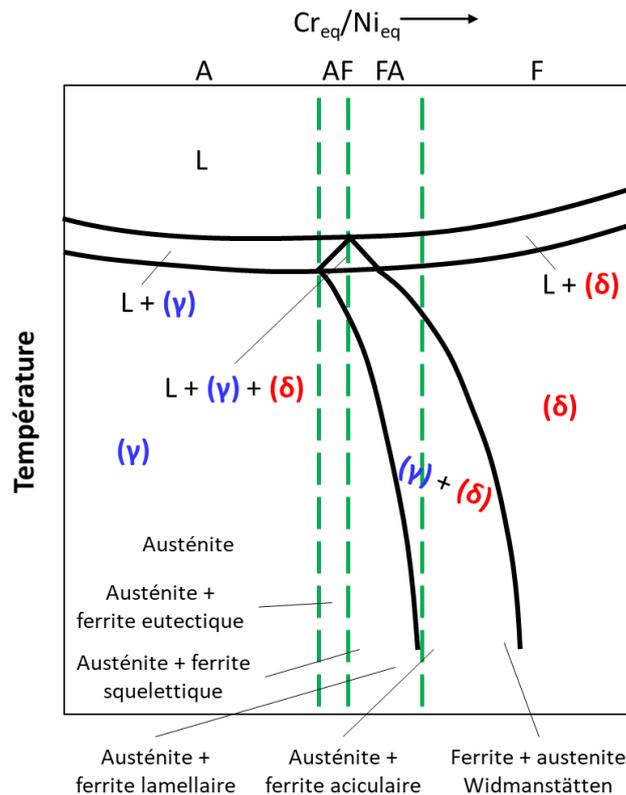


Figure II-7 : Représentation des 4 modes de solidification possibles dans les aciers inoxydables austénitiques dépendant du ratio  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  (LIPPOLD *et al.*, 2005b).

En effet, pour connaître le mode de solidification à l'équilibre, il est possible de calculer le ratio  $Cr_{eq} / Ni_{eq}$  selon les formules du diagramme de Schaeffler modifié par DeLong (DELONG, 1974), ou encore celle de Hammar et Svensson (HAMMAR *et al.*, 1979). Les valeurs du ratio indiquent alors le mode de solidification, comme indiqué dans le Tableau II-3. Le diagramme de Schaeffler modifié par Espy permet également de prédire le mode de solidification grâce à une droite délimitant les deux modes (ESPY, 1982). Les différents diagrammes sont présentés en partie 1.2.3 de ce chapitre.

	Formules de DeLong	Formules de Hammar et Svensson
$Ni_{eq}$	$Ni+30\times C+30\times N+0,5\times Mn$	$Ni+22\times C+14,2\times N+0,31\times Mn+Cu$
$Cr_{eq}$	$Cr+Mo+1,5\times Si+0,5\times Nb$	$Cr+1,37\times Mo+1,5\times Si+2\times Nb+3\times Ti$
Solidification $\gamma$	$Cr_{eq} / Ni_{eq} < 1,9$	$Cr_{eq} / Ni_{eq} < 1,5$
Solidification $\gamma + \delta$	$Cr_{eq} / Ni_{eq} \approx 1,6$	
Solidification $\delta$	$Cr_{eq} / Ni_{eq} > 1,5$	$Cr_{eq} / Ni_{eq} > 1,5$

Tableau II-3 : Modes de solidification selon la valeur du ratio  $Cr_{eq} / Ni_{eq}$  dépendant des formules de DeLong et de Hammar et Svensson.

Lors du soudage des aciers inoxydables austénitiques, ni préchauffage ni contrainte de température interpassage ne sont nécessaires puisque la structure reste austénitique quelle que soit la température. En effet la vitesse de refroidissement n'aura que très peu d'effet sur la microstructure finale des soudures, contrairement au mode de solidification et à la transformation de la ferrite en austénite qui sont des facteurs de premier ordre. Ces derniers ayant lieu à des températures bien plus importantes, les vitesses de refroidissement n'ont alors pas d'effet. Si des post-traitements thermiques peuvent être réalisés pour relaxer les contraintes, certaines précautions doivent tout de même être prises. En effet, le maintien en température entre 425 °C et 800 °C des aciers inoxydables provoque la formation de carbures de chrome aux joints de grains, particulièrement pour ceux ayant une haute teneur en carbone, les rendant sensibles à la corrosion intergranulaire. Lors du soudage, si les vitesses de refroidissement sont trop lentes pour éviter leur formation, des traitements de recuit pour dissoudre les carbures peuvent être réalisés. De même, la phase sigma ( $\sigma$ ) peut se former lors de longs maintiens en température dans les aciers riches en chrome et en nickel, et contenant du molybdène, du titane ou du niobium, ce qui les fragilise une fois à température ambiante (LACOMBE *et al.*, 1990a; LIPPOLD *et al.*, 2005b).

La nuance 304L appartient à la famille des aciers inoxydables austénitiques, et plus précisément à la catégorie des 18-8. Cela signifie que ce type d'acier est composé d'environ 18 %wt de chrome et de 8 %wt de nickel. Ces aciers possèdent à la fois une bonne résistance mécanique et une bonne ductilité. Ils se solidifient en austénite et en ferrite, ce qui permet de garder de la ferrite à température ambiante, les rendant peu sensibles à la fissuration à chaud. Ils contiennent moins de 0,03 %wt de carbone, les rendant facilement soudable et minimisant leur sensibilité à la corrosion intergranulaire. Ainsi des post-traitements thermiques de recuit ne sont pas nécessaires (LACOMBE *et al.*, 1990a, p. 16; KONDAPALLI *et al.*, 2014).

### 1.2.2.2 *Les aciers inoxydables martensitiques*

Les aciers inoxydables martensitiques sont composés d'environ 12 %wt à 18 %wt de chrome et jusqu'à 1 %wt de carbone. Ils sont ferromagnétiques et ont à la fois une bonne résistance à la corrosion, due à leur teneur en chrome, et de bonnes propriétés mécaniques, dues à leur structure martensitique. Ils sont cependant moins résistants à la corrosion que les autres familles d'aciers inoxydables en raison de leur plus faible teneur en chrome (LACOMBE *et al.*, 1990c).

Le carbone est un élément gammagène qui permet d'étendre la taille du domaine austénitique vers des teneurs en chrome plus élevées, tout en augmentant la dureté et réduisant la ténacité des nuances (BARRALIS JEAN, 1983c). Comme évoqué précédemment (partie 1.2.1), si la teneur en carbone est faible, la martensite a la même structure que la ferrite, c'est-à-dire cubique centrée. Pour une teneur en carbone plus élevée, la maille est quadratique centrée avec un rapport  $c/a$  augmentant avec la teneur en carbone.

Les aciers inoxydables martensitiques se solidifient initialement en ferrite  $\delta$ , qui se transforme ensuite en austénite puis en martensite au cours du refroidissement. Dans certains cas, la ferrite s'enrichit en éléments alphas, la rendant stable à température ambiante. Cette dernière se situe aux joints de grains et aux sous joints de grains. En fonction des applications, la ferrite doit être évitée puisqu'elle peut limiter les caractéristiques mécaniques de la pièce (LIPPOLD *et al.*, 2005a). La bainite et la perlite peuvent également se former lors de refroidissements lents, comme dans la nuance 420 par exemple. Tout comme dans les aciers inoxydables austénitiques, la formation de carbures est possible pour les nuances martensitiques à forte teneur en carbone, pouvant nuire à la résistance à la corrosion intergranulaire (LACOMBE *et al.*, 1990c).

La difficulté du soudage de ces nuances réside dans le risque de fissuration à froid lors de la transformation martensitique au refroidissement. La fissuration à froid est due à la présence d'hydrogène dans la soudure et de contraintes locales de traction. En effet, lors de la transformation martensitique, l'hydrogène peut entraîner la formation de cavités qui sont alors le lieu d'amorçage de fissures. Un préchauffage entre 200 et 300 °C est nécessaire pour les nuances ayant une teneur en carbone comprise entre 0,1 et 0,2 %wt afin de diminuer la vitesse de refroidissement pour diminuer les contraintes et permettre à l'hydrogène de diffuser. Un postchauffage peut également être nécessaire si le risque de fissuration à froid est élevé. Pour les nuances ayant une teneur en carbone inférieure à 0,1 %wt, ni préchauffage ni postchauffage ne sont nécessaires. En effet, en plus d'être fragilisant, le carbone ralentit la diffusion de l'hydrogène. Le phénomène de fissuration à froid est alors moins présent dans les nuances à bas carbone (LACOMBE *et al.*, 1990c; b; LIPPOLD *et al.*, 2005a; SOULIGNAC *et al.*, 2007).

L'acier inoxydable martensitique 415 a une structure cubique centrée, puisqu'il possède moins de 0,18 %wt de carbone. Il possède comme particularité d'avoir une transformation martensitique à basse température avec un  $M_s$  de 225 °C selon la formule d'Irvine. La transformation martensitique présente un intérêt en soudage car elle introduit des contraintes de compression dans les zones qui se dilatent, due au passage à une maille moins compacte (transformation de l'austénite CFC en martensite CC). Ces contraintes de compression ont un effet bénéfique sur la tenue mécanique et la durée de vie des soudures en fatigue, qui est la cause principale de rupture des soudures (LIEURADE *et al.*, 2008). Il a notamment été montré dans les travaux de Payares-Asprino, l'intérêt des nuances à bas  $M_s$  qui permettent d'obtenir des contraintes de compression plus fortes. En effet, plus le  $M_s$  est faible, moins la pièce se rétractera pendant le reste du refroidissement, n'introduisant pas ou peu de nouvelles contraintes de traction, qui compenseraient celles de compressions formées pendant la transformation martensitique (PAYARES-ASPRINO, 2008).

### 1.2.2.3 Les aciers inoxydables ferritiques

Les aciers inoxydables ferritiques sont composés de 10 à 30 %wt de chrome et de peu de carbone. Contrairement aux aciers inoxydables austénitiques, ils sont ferromagnétiques, tout comme les aciers inoxydables martensitiques.

Il existe plusieurs catégories d'aciers inoxydables ferritiques. Il y a tout d'abord les aciers purement ferritiques, qui ne subissent pas de transformation en phase solide, et qui sont alors très sensibles au grossissement de grains au-dessus de 800 °C. Parmi ceux-ci, les superferritiques sont des aciers ferritiques très alliés qui ont une très bonne résistance à la corrosion par piqûres et sous contraintes. Ils sont composés de 20 à 30 %wt de chrome et de 2 à 4 %wt de molybdène. Pour finir les aciers semi-ferritiques ont la particularité d'avoir une structure mixte ferritique – austénitique à haute température (SOULIGNAC *et al.*, 2007).

Trois modes de solidification existent selon les nuances d'aciers inoxydables ferritiques. La première concerne les nuances ayant une microstructure complètement ferritique quelle que soit la température. La solidification a lieu uniquement en ferrite  $\delta$  et aucune transformation n'a lieu ensuite, permettant de conserver une microstructure entièrement ferritique jusqu'à température ambiante. Ces nuances sont alors particulièrement sensibles au grossissement de grains. Pour les nuances contenant de la martensite à température ambiante, deux modes de solidification sont possibles. Le premier concerne les nuances ayant une solidification complètement ferritique, dont une partie se transforme ensuite en austénite. Le second concerne celles ayant une solidification mixte en ferrite et austénite. Dans les deux cas, l'austénite pourra ensuite se transformer en martensite lors d'un refroidissement relativement rapide. (LIPPOLD *et al.*, 2005c).

En fonction de leur composition, les aciers inoxydables ferritiques peuvent être sensibles à la formation de la phase  $\sigma$  et à la corrosion intergranulaire par la présence de carbures. Les mêmes précautions que dans le cas des aciers inoxydables austénitiques doivent alors être prises.

L'acier inoxydable ferritique 430 est un acier semi-ferritique à 17 %wt de chrome qui se solidifie entièrement en ferrite  $\delta$ , cette dernière se transformant partiellement en austénite au cours du refroidissement (LIPPOLD *et al.*, 2005c). Il existe plusieurs variantes de cette nuance selon la teneur en carbone et en azote. Ces derniers ont un effet prépondérant sur la taille du domaine biphasé ferrite  $\alpha$  + austénite  $\gamma$ , qui s'agrandit à mesure que la teneur en C + N augmente, comme le montre la Figure II-8. L'austénite présente à haute température peut alors se transformer, après un refroidissement suffisamment rapide, en martensite localisée aux joints de grains. Si un maintien en température ou un refroidissement lent est réalisé, de la ferrite se formera avec la présence de carbures (LIPPOLD *et al.*, 2005c). D'après le diagramme Transformation Temps Température (TTT) de la nuance 430 en Figure II-9, pour une teneur en C + N égale à 0,08 %wt un maintien de près de 25 minutes à 700 °C est nécessaire pour décomposer l'austénite en ferrite et carbures afin d'éviter la formation de martensite (LACOMBE *et al.*, 1990d). Ainsi des traitements de recuit sont souvent pratiqués entre 780 et 830 °C après soudage de ce type de nuances permettant d'améliorer la ductilité des joints soudés (LACOMBE *et al.*, 1990d, b, p. 22; SOULIGNAC *et al.*, 2007).

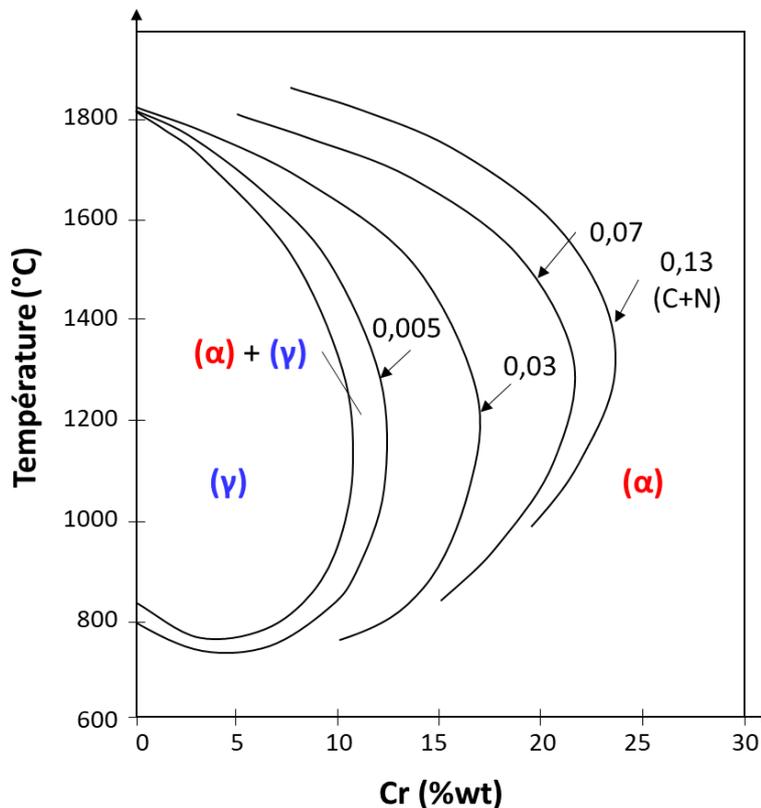


Figure II-8 : Influence de la teneur en carbone et azote dans les aciers, sur le domaine biphasé austénite + ferrite en fonction de la teneur en chrome (LACOMBE *et al.*, 1990d).

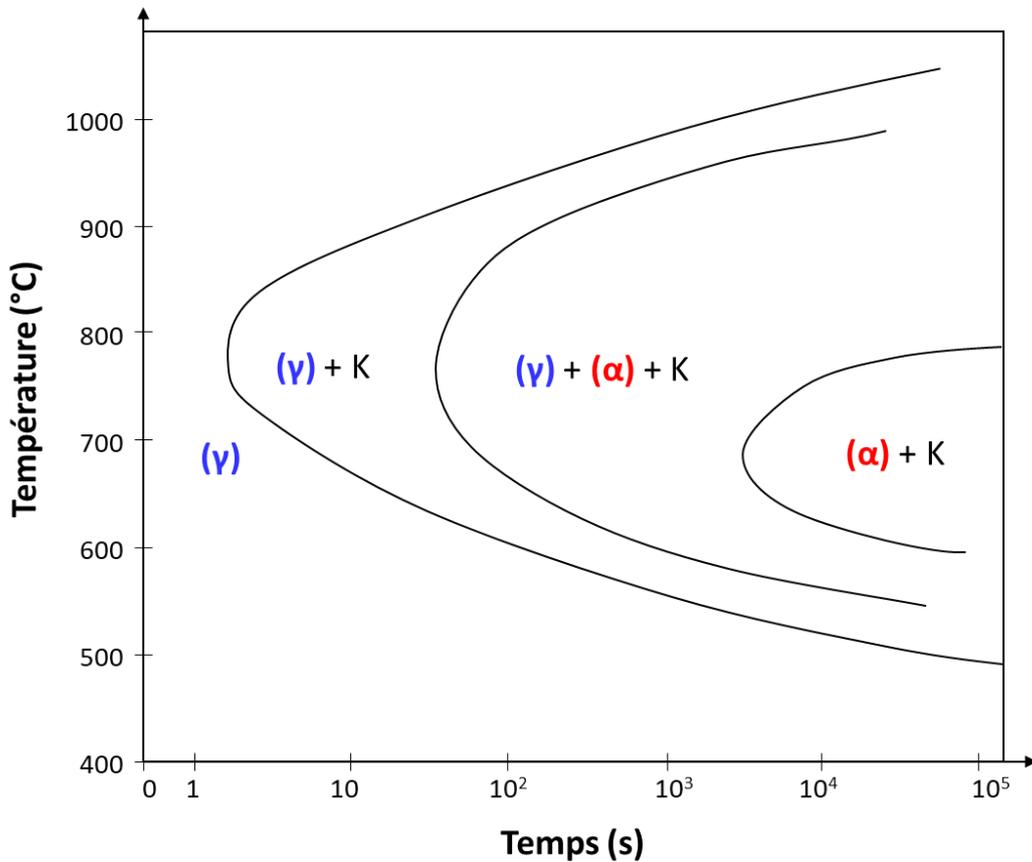


Figure II-9 : Diagramme TTT d'un acier à 17 % de chrome et ayant une teneur en carbone et azote de 0,08 % après un maintien à 1050 °C pendant 1h permettant d'obtenir la teneur maximale en austénite de 30 % (LACOMBE et al., 1990d).

### 1.2.3 Diagrammes prédictifs de la microstructure des aciers inoxydables après soudage

Plusieurs diagrammes existent permettant de prédire la microstructure dans les joints soudés d'aciers inoxydables. Pour ce faire, les calculs du chrome et du nickel équivalents, par une loi des mélanges prenant en compte la dilution avec les métaux de base, permettent de positionner le métal obtenu dans la zone fondue sur le diagramme et de prédire sa microstructure.

Le premier diagramme établi est celui de Schaeffler. Il indique les zones d'existence de chaque phase ainsi que le pourcentage de ferrite dans le domaine austéno-ferritique (SCHAEFFLER, 1949). DeLong a ensuite proposé un nouveau diagramme concernant les aciers inoxydables austénitiques à faible teneur en ferrite. Ce dernier prend en compte la contribution de l'azote sur le nickel équivalent et indique la proportion de ferrite en FN (Ferrite Number) plutôt qu'en pourcentage (DELONG, 1974), issue de mesures ferromagnétiques non destructives. Espy a ensuite proposé une nouvelle formule du nickel équivalent (Figure II-10) pour remplacer celle du diagramme de Schaeffler en prenant en compte plus précisément la contribution du manganèse et de l'azote. De plus, une ligne délimitant la solidification en austénite et en ferrite a été ajoutée (ESPY, 1982). Sur la Figure II-10, A, M et F correspondent respectivement à l'austénite, la martensite et la ferrite.

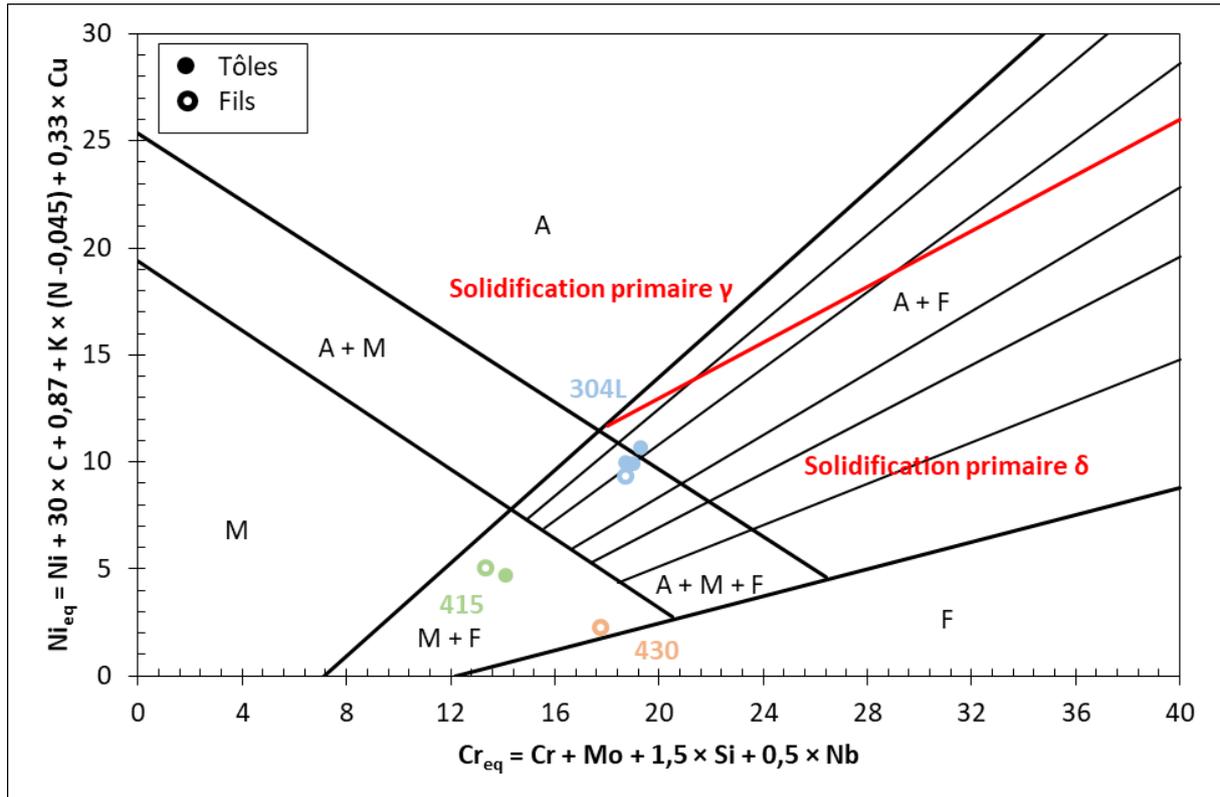


Figure II-10 : Diagramme de Schaeffler modifié Espy et positionnement des alliages utilisés selon la composition chimique fournie par les certificats matière.  $K = 30$  pour  $N < 0,20 \%$  ;  $K = 22$  si  $0,21 \% \leq N \leq 0,25 \%$ .  $K = 20$  si  $0,26 \% \leq N \leq 0,35 \%$  (ESPY, 1982).

Le diagramme WRC (Welding Research Council) permet de prévoir la proportion de ferrite ainsi que le mode de solidification dans les soudures austéno-ferritiques (KOTECKI *et al.*, 1992). Pour finir, le diagramme de Balmforth et Lippold permet de prédire la proportion de ferrite dans les soudures ferrito-martensitiques (BALMFORTH *et al.*, 2000). Chacun de ces diagrammes et le positionnement des matières premières, tôles et fils, utilisées pendant ces travaux sont présentés en Annexe 1. Le diagramme d'Espy, présenté en Figure II-10, est celui qui a été utilisé lors de ces travaux, puisque qu'il permet de prédire la microstructure des trois nuances étudiées ici. De plus, celui-ci prend en compte l'effet du plus grand nombre d'éléments d'alliage, permettant d'interpréter au mieux les microstructures obtenues après soudage.

## 2 Moyens expérimentaux

---

### 2.1 Préparation des tôles

Avant dépôt ou soudage, les tôles de 304L ont été dégraissées à l'éthanol puis séchées. Quant aux tôles de 415, elles ont été meulées, afin d'enlever la couche d'oxyde, puis décapées électrochimiquement à l'aide d'un Cleanox Pro utilisant l'électrolyte Cleanox 2000 avant d'être nettoyées à l'éthanol puis séchées.

### 2.2 Réalisation des pièces

#### 2.2.1 Banc de soudage linéaire

Les premiers essais de la thèse ont été réalisés dans les locaux de Polysoude avec le robot linéaire Polycar MP (Figure II-11), en particulier les essais 100 % 304L détaillés dans le chapitre trois, en attendant que le robot cartésien conçu à l'IMN soit opérationnel (partie 2.2.2). Le robot Polycar MP permet de réaliser des soudures linéaires avec ou sans métal d'apport, ou des dépôts linéaires. L'amorçage se fait par haute fréquence. Des mesures en temps réel de l'intensité, de la tension, de la vitesse de déplacement de la torche et de la vitesse de dévidement du fil sont possibles grâce à un système d'acquisition de données (DAQ). Si nécessaire, le robot est équipé d'un asservissement en tension (AVC) permettant de maintenir une hauteur d'arc constante. Dans notre cas, l'AVC n'a pas été utilisé afin de pouvoir reproduire par la suite certains essais dans les mêmes conditions sur le robot cartésien. En effet, ce dernier n'en possédait pas au début de sa mise en service.



Figure II-11 : Photo du robot linéaire Polycar MP de Polysoude.

### 2.2.2 Banc de soudage cartésien

Une photo du banc de soudage cartésien est présentée dans la Figure II-12-a. Il est composé d'une table surélevée sur laquelle repose un robot cartésien à moteurs pas à pas (3 axes de translation). Un quatrième axe permet de gérer la rotation de la torche, permettant ainsi de maintenir le fil à l'avant du bain dans le cas de réalisations de géométries complexes. L'amorçage se fait par contact. Les mouvements de la torche sont contrôlés automatiquement par ordinateur où sont indiquées la hauteur d'arc, la vitesse de déplacement, la longueur à souder, la vitesse de dévidement du (des) fil(s), et la direction de soudage. Le banc de soudage est composé d'une torche AUT TIG 400 W ABRICOR BINZEL possédant un système de refroidissement à l'eau, ainsi que deux dévidoirs fil froid Trafimet Easy 400 Plus permettant le contrôle des vitesses de dévidement des fils. Un générateur EWM TETRIX 301 CLASSIC activArc a été utilisé dans un premier temps puis a été remplacé par un générateur Miller Dynasty® 700. Le gaz de protection choisi est de l'argon pur (Arcal prime, pur à 99.995 %). Les électrodes sont en tungstène-lanthane à 2 % de diamètre 2,4 mm pour les essais des chapitres trois et quatre, et 3,2 mm pour les essais du chapitre cinq, conformément aux gammes de courant utilisées (PAILLARD, 2017). Le(s) fil(s) est (sont) déposé(s) à l'avant du bain de fusion et l'angle entre les deux fils est d'environ 30° lorsqu'ils sont déposés simultanément avec leur bissectrice centrée selon la direction du dépôt, comme illustré sur la Figure II-12-b et c.

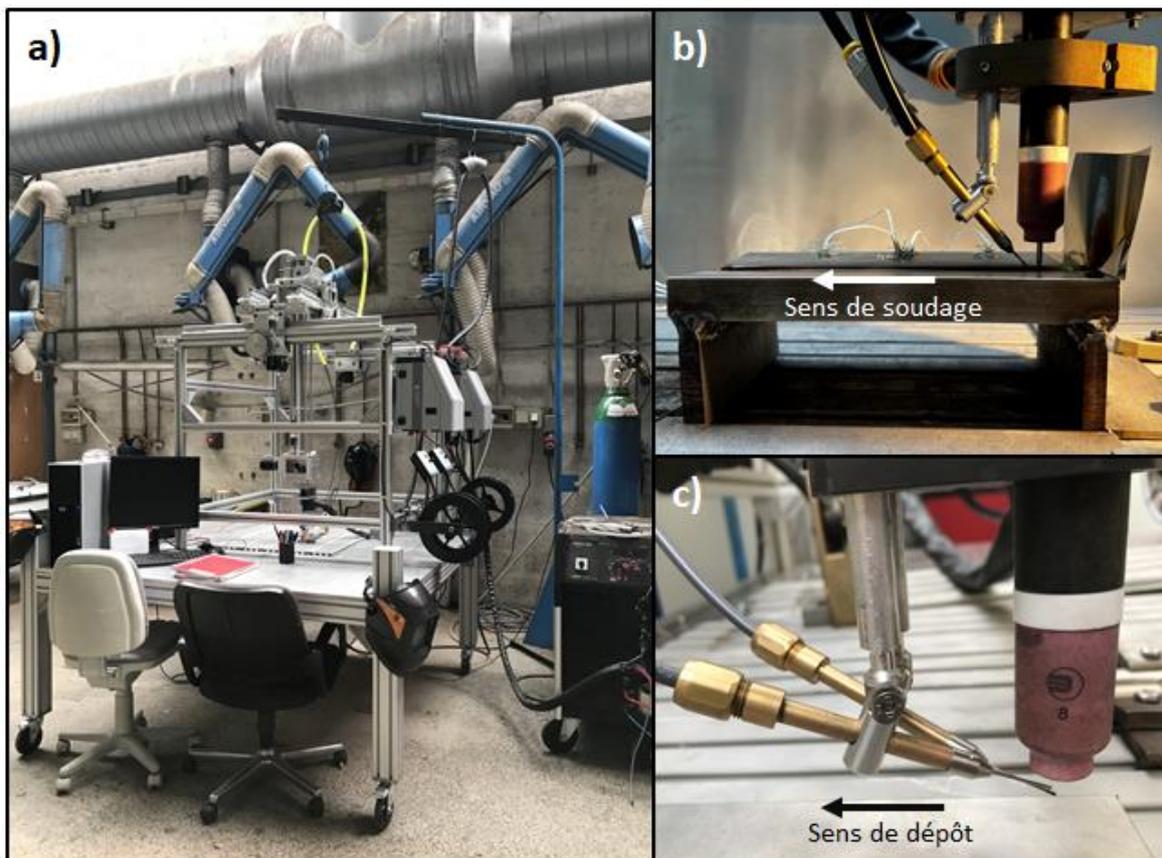


Figure II-12 : Photo du robot TIG cartésien.

## 2.3 Caractérisations thermiques

### 2.3.1 Thermocouples

Les thermocouples permettent de déterminer la température sur une large gamme pouvant aller de -200 à 2 600 °C selon le type de thermocouple. C'est une mesure indirecte qui repose sur le principe de Seebeck en créant une force électromotrice entre deux matériaux différents, qui varie selon la température. C'est plus précisément une différence de température qui est mesurée entre deux jonctions des deux matériaux, connaissant la température d'une des deux jonctions (GRISCH *et al.*, 2009).

Des thermocouples de type K de 0,2 mm de diamètre ont été utilisés afin de mesurer la température ponctuellement sur les pièces sur une plage allant de -270 à 1 270 °C. L'anode est en alumel et la cathode en chromel. Ces dernières ont été soudées à l'aide d'une soudeuse par point. L'acquisition des mesures est réalisée toutes les 100 ms, à l'aide d'un enregistreur de données 8 canaux KA028 TC 08 USB, et du logiciel PicoLog6 de Pico Technology. Ces mesures ont non seulement permis de valider les modèles thermiques utilisés pour les simulations numériques, mais aussi de contrôler la température interpasses lors de la réalisation des pièces pour reproduire les cycles thermiques souhaités.

### 2.3.2 Caméra thermique

La caméra thermique est une méthode de mesure indirecte et sans contact de la température, par la mesure d'un flux de rayonnement obtenu par l'émission électromagnétique de la zone mesurée. En effet, l'agitation atomique de la matière, dépendante de la température, provoque l'émission d'un flux de rayonnement électromagnétique infrarouge. Des cartes de luminances sont obtenues où l'échelle de couleur est retranscrite en température (PAJANI, 2013).

Les champs de température des pièces ont été mesurés à l'aide d'une caméra thermique FLIR® Orion 7500 utilisant un filtre Saphire\_Window ou NA\_3.97\_4.01\_060 % permettant, respectivement, une mesure de la température sur une plage de 5 à 300 °C et de 300 à 1600 °C. L'émissivité a été fixée à 0,8 permettant de reproduire au mieux les pentes de refroidissement mesurées par thermocouples. La fréquence d'acquisition est de 25 Hz. Les images acquises ont été analysées avec le logiciel Altair développé par FLIR®.

## 2.4 Caractérisations mécaniques

### 2.4.1 Essais de dureté Vickers

Les essais de dureté permettent d'évaluer la résistance à la déformation par pénétration à l'aide d'un matériau dur. Les différentes catégories d'essais se différencient par la forme du pénétrateur, la force appliquée et le protocole adopté.

Dans le cas de l'essai de dureté Vickers, la taille de la forme laissée par l'indentation est mesurée pour déterminer la dureté du matériau. Le pénétrateur est un diamant de forme pyramidale à base carrée dont l'angle au sommet est de 136°. Les deux diagonales  $d_1$  et  $d_2$  de l'empreinte sont mesurées et permettent de déterminer la dureté du matériau à partir des équations II-1 et II-2 où  $F$  correspond à la force appliquée en newtons (FOURCADE, 2023):

$$HV = \frac{F \times \sin \frac{136^\circ}{2}}{d^2} \quad (\text{II} - 1)$$

$$d = \frac{d_1 + d_2}{2} \quad (\text{II} - 2)$$

On parle d'essais de dureté Vickers pour les essais effectués à des charges supérieures à 5 kgf, d'essais de dureté Vickers sous force réduite pour ceux employant des charges entre 5 et 0,2 kgf, et de micro-dureté Vickers pour ceux réalisés sous des charges inférieures à 0,2 kgf. Dans le cas des aciers, pour éviter toute interaction entre les zones écrouies générées par les essais, la distance entre deux empreintes adjacentes doit être égale à au moins trois fois la taille des diagonales  $d$ . De la même manière, afin d'éviter la fuite excessive de dislocations sur la surface libre, la distance d'une empreinte par rapport au bord de l'échantillon doit être égale à au moins deux fois et demi la taille des diagonales (AFNOR, 2018).

Des filiations et des cartographies de dureté Vickers sous une charge réduite de 0,3 kgf ont été réalisées à l'aide d'un duromètre DuraScan 70 de EMCO-TEST après un polissage des surfaces testées avec des disques de carbures de silicium du grade P500 à P4000. La lecture des empreintes se fait avec l'objectif x40 en zoom niveau 1.

### 2.4.2 Essais de traction

Les essais de traction ont pour but de déterminer le comportement d'un matériau lors d'une sollicitation en traction progressive généralement jusqu'à atteindre la rupture (FOURCADE, 2023). L'éprouvette est maintenue entre deux mors d'amarrage, l'un est lié au bâti et l'autre à une traverse mobile.

Des essais de traction ont permis de caractériser mécaniquement les assemblages soudés à l'aide d'une machine électromécanique 3369 INSTRON ayant une capacité maximale de 50 kN. Le bâti se déplace à une vitesse de déformation constante fixée à  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$ . Des capteurs mesurent la force exercée sur l'éprouvette ainsi que le déplacement de la traverse. Pour plus de précision un extensomètre optique 2663-901 INSTRON est utilisé permettant de s'affranchir de la déformation élastique de la machine. Le logiciel Bluehill Universal a permis de réaliser l'acquisition des données.

### 2.4.3 Mesure des déformations

Les déplacements *in situ* des assemblages ont été observés par prise d'images pendant la réalisation des pièces tandis que les déformations finales des pièces ont été déterminées avec un profilomètre laser.

### 2.4.3.1 Observation in situ par prise d'image

Pendant la réalisation des pièces, les déplacements ont été suivis par prise d'images *in situ*, soit à l'aide d'une caméra rapide VW-600M KEYENCE reliée à la console VW-9000 à une fréquence de 24 Hz, soit à l'aide d'appareils photos Canon EOS 1100D ou 1300D à une fréquence de 1 image toutes les 120 secondes. Pour s'affranchir des problèmes d'éblouissement des caméras par l'arc, des clinquants métalliques ont été soudés par point à la surface des tôles comme présenté sur la Figure II-13. Un mouchetis à la peinture blanche résistante à la température a été réalisé pour faciliter le suivi de point *in situ* effectué avec le logiciel PCC 3.8 de chez Phantom.

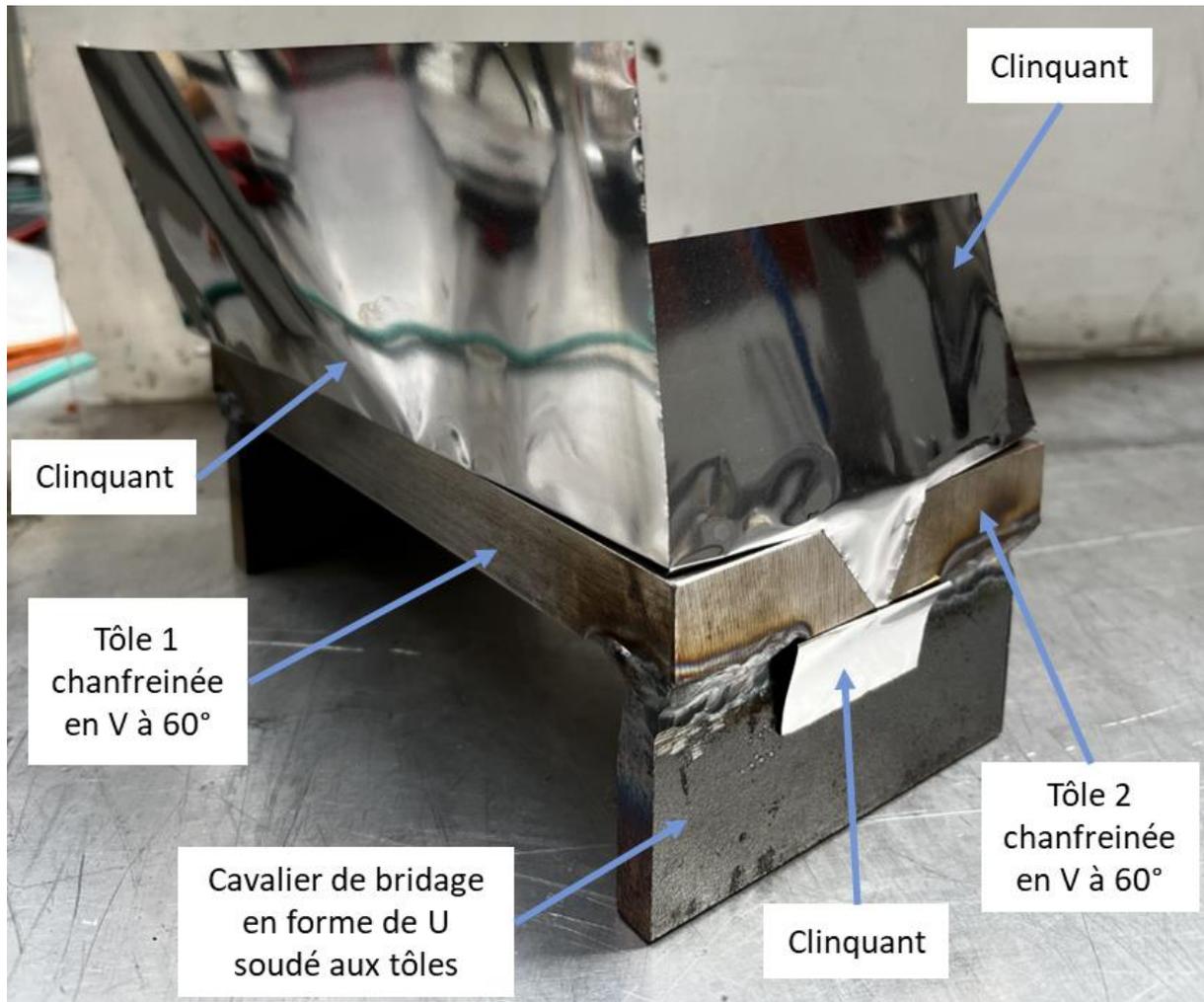
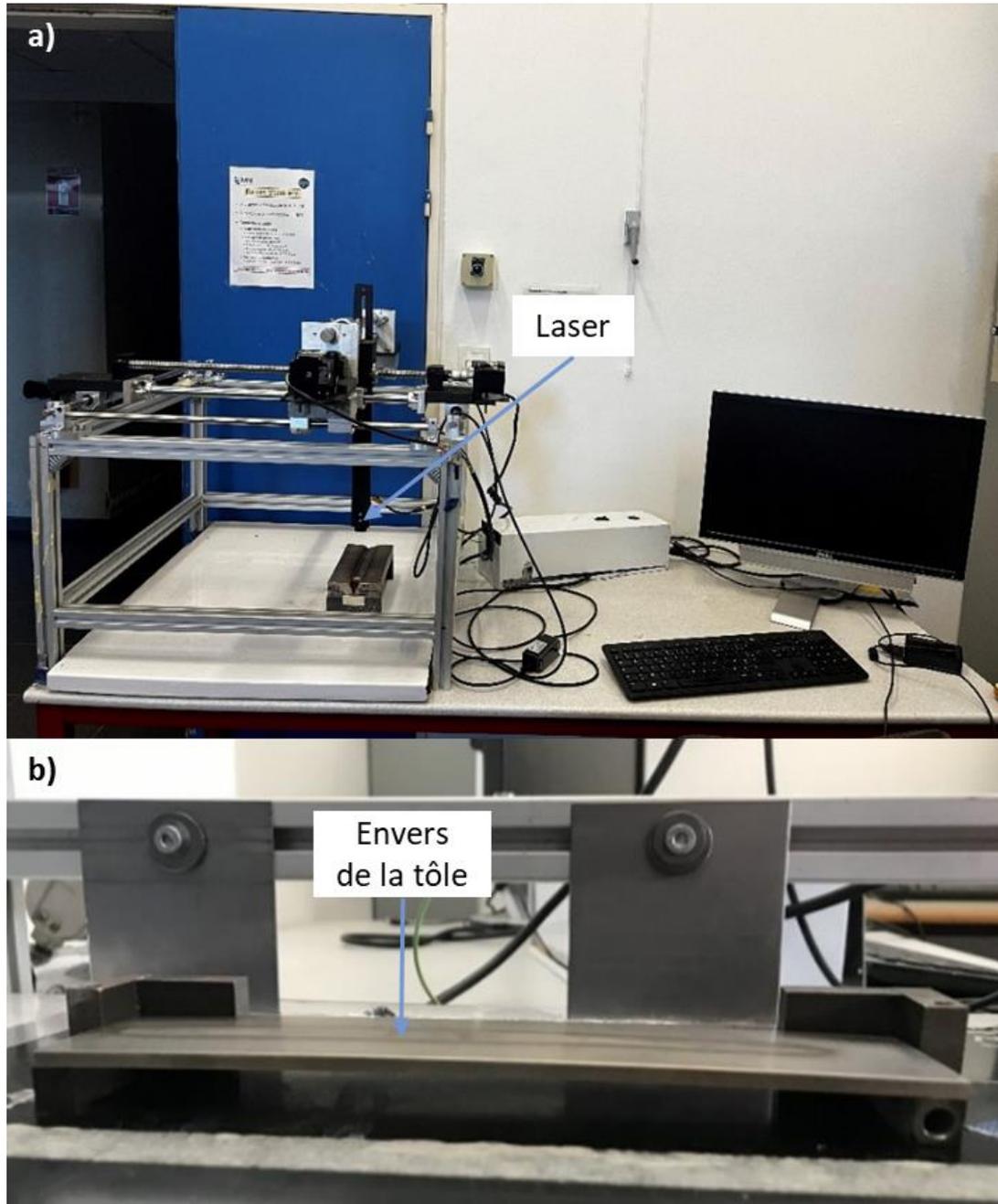


Figure II-13 : Configuration de prise d'images *in situ* pendant soudage.

### 2.4.3.2 Profilométrie laser

Les déformations macroscopiques des pièces ont été déterminées avec un profilomètre laser constitué d'un laser KEYENCE IL-065 monté sur l'axe z d'un robot cartésien possédant 2 axes de translation (Figure II-14 a). La taille du faisceau laser est d'environ  $550 \times 1750 \mu\text{m}^2$  à la distance de référence de 65 mm. Le pas de mesure a été fixé à 0,5 mm. Dans le cas des tôles fines sur lesquels un (des) dépôt(s) a (ont) été déposé(s), la pièce a été positionnée à l'envers sur des cales afin de ne mesurer que la déformée de la pièce et non la géométrie du (des) dépôt(s) (Figure II-14 b).



*Figure II-14 : Configuration de mesure de la déformée des pièces par profilomètre laser. a) Image générale de l'installation lors d'une mesure d'une pièce soudée. b) Dans le cas de tôles fines où un (des) cordon(s) a (ont) été déposé(s) dessus, la pièce est positionnée à l'envers.*

#### **2.4.4 Détermination des contraintes résiduelles**

Les contraintes résiduelles ont été déterminées par diffraction des neutrons et par la méthode du contour. Les principes des deux méthodes sont présentés respectivement dans les parties 3.1.3 et 3.2.3 du premier chapitre.

#### 2.4.4.1 Diffraction des neutrons

Les mesures par diffraction des neutrons ont été réalisées sur l'instrument SALSA de l'Institut Laue Langevin, à Grenoble, en France (PIRLING *et al.*, 2006) et sur l'instrument POLDI de l'Institut Paul Scherrer, à Villigen, en Suisse (STUHR *et al.*, 2006). Ces instruments permettent la détermination de la déformation du réseau cristallin qui, dans notre cas, a été déterminée selon les trois directions orthogonales des pièces (longitudinale x, transversale y et normale z à la direction de dépôt ou de soudage). L'équation I-8 (partie 3.1.3.5 du premier chapitre) peut alors s'écrire comme l'équation II-3 ou l'équation II-4 pour calculer les contraintes selon les trois directions, en calculant préalablement la déformation rationnelle (Tableau I-1) :

$$\begin{cases} \varepsilon_{xx} = \langle \varepsilon(\text{hkl}, 0, 90) \rangle_{V_d} = \frac{1}{2} S_2(\text{hkl}) \times \sigma_{xx} + S_1(\text{hkl}) \times (\sigma_{xx} + \sigma_{yy} + \sigma_{zz}) \\ \varepsilon_{yy} = \langle \varepsilon(\text{hkl}, 90, 90) \rangle_{V_d} = \frac{1}{2} S_2(\text{hkl}) \times \sigma_{yy} + S_1(\text{hkl}) \times (\sigma_{xx} + \sigma_{yy} + \sigma_{zz}) \\ \varepsilon_{zz} = \langle \varepsilon(\text{hkl}, 0, 0) \rangle_{V_d} = \frac{1}{2} S_2(\text{hkl}) \times \sigma_{zz} + S_1(\text{hkl}) \times (\sigma_{xx} + \sigma_{yy} + \sigma_{zz}) \end{cases} \quad (\text{II} - 3)$$

$$\begin{cases} \sigma_{xx} = \frac{1}{\frac{1}{2} S_2(\text{hkl})} \left( \varepsilon_{xx} - \frac{S_1(\text{hkl})}{\frac{1}{2} S_2(\text{hkl}) + 3S_1(\text{hkl})} (\varepsilon_{xx} + \varepsilon_{yy} + \varepsilon_{zz}) \right) \\ \sigma_{yy} = \frac{1}{\frac{1}{2} S_2(\text{hkl})} \left( \varepsilon_{yy} - \frac{S_1(\text{hkl})}{\frac{1}{2} S_2(\text{hkl}) + 3S_1(\text{hkl})} (\varepsilon_{xx} + \varepsilon_{yy} + \varepsilon_{zz}) \right) \\ \sigma_{zz} = \frac{1}{\frac{1}{2} S_2(\text{hkl})} \left( \varepsilon_{zz} - \frac{S_1(\text{hkl})}{\frac{1}{2} S_2(\text{hkl}) + 3S_1(\text{hkl})} (\varepsilon_{xx} + \varepsilon_{yy} + \varepsilon_{zz}) \right) \end{cases} \quad (\text{II} - 4)$$

Afin d'obtenir des mesures fiables des  $d_0$  (distance interréticulaire libre de contrainte cf. 3.1.3.7 du premier chapitre), des pièces jumelles ont été systématiquement fabriquées dans les mêmes conditions. La première a été utilisée pour déterminer les contraintes résiduelles, et la seconde a permis de découper de cubes ( $2,8 \times 2,8 \times 2,8 \text{ mm}^3$ ) localisés aux mêmes emplacements où les mesures de diffraction ont été réalisées dans la première pièce, permettant ainsi des mesures dans le même état métallurgique. Ces cubes sont suffisamment petits pour pouvoir considérer que les découpes relâchent toutes les contraintes à l'intérieur du cube mais sont suffisamment massifs pour permettre une mesure raisonnable. Chaque  $d_0$  a été mesuré dans au moins deux des trois directions afin d'assurer l'obtention d'une valeur moyenne représentative des différents  $d_0$ . Les cubes ont été découpés soit par électroérosion, soit par jet d'eau afin d'obtenir une découpe sans écrouissage et sans introduction de contraintes supplémentaires.

Les CER utilisées pour le calcul des contraintes résiduelles sont présentées dans le Tableau II-4. Il est supposé que les grains ont une morphologie équiaxe et une texture cristallographique isotrope. Les CER ont été calculées sur Mathematica avec un programme développé lors des travaux de thèse de HOUNKPATI, utilisant l'approche auto-cohérente d'Eshelby-Kröner (HOUNKPATI, 2015). Dans le cas où les mesures sont réalisées dans une zone biphasée, la proportion de phase, évaluée en amont par EBSD et DRX, permet de réaliser une loi des mélanges sur les contraintes issues de la phase austénitique et celles issues des phases CC, comme suggéré par Hauk (HAUK, 1997a).

	Austénite (CFC)		Ferrite / martensite (CC)		
	$S_{1\{hkl\}}$	$\frac{1}{2}S_{2\{hkl\}}$	$S_{1\{hkl\}}$	$\frac{1}{2}S_{2\{hkl\}}$	
{111}	-0,95	5,09	{110}	-1,22	5,61
{200}	-2,17	8,73	{200}	-1,77	7,29
{220}	-1,29	6,04	{211}	-1,21	5,59
{222}	-0,95	5,09	{220}	-1,22	5,61
{311}	-1,61	7,03	{310}	-1,57	6,68
{331}	-1,17	5,74	{321}	-1,20	5,59
{400}	-2,17	8,73			
{420}	-1,58	6,99			

Tableau II-4 : CER (en  $\times 10^{-6} \text{ MPa}^{-1}$ ) issues de la phase austénitique et des phases ferritique/martensitique, utilisées pour les calculs des contraintes résiduelles.

L'instrument SALSA est un diffractomètre monochromatique. La longueur d'onde a été fixée à 1.64878 Å pour étudier la diffraction des familles de plans  $\{311\}_{\text{CFC}}$  et  $\{211\}_{\text{CC}}$  respectivement pour l'austénite et la ferrite/martensite. Ces derniers diffractent alors aux angles  $2\theta$  respectifs de  $101^\circ$  et  $91^\circ$ . Les diffractogrammes ont été analysés avec le logiciel LAMP (Large Array Manipulation Program) (RICHARD *et al.*, 1996) permettant de réaliser une modélisation mathématique du pic de diffraction utilisant une fonction pseudo-Voigt.

Les barres d'erreurs ont été calculées avec les équations II-5 et II-6, où  $\delta\theta$  correspond à l'incertitude de la position du pic déterminée par le logiciel LAMP (FITZPATRICK *et al.*, 2003) :

$$\left\{ \begin{array}{l} \delta\varepsilon_{xx} = \sqrt{\left(\frac{\delta\theta_{0hkl,0,90} \times \cos \theta_{0hkl,0,90}}{\sin \theta_{hkl,0,90}}\right)^2 + \left(\frac{\delta\theta_{hkl,0,90} \times \cos \theta_{hkl,0,90} \times \sin \theta_{0hkl,0,90}}{\sin^2 \theta_{hkl,0,90}}\right)^2} \\ \delta\varepsilon_{yy} = \sqrt{\left(\frac{\delta\theta_{0hkl,90,90} \times \cos \theta_{0hkl,90,90}}{\sin \theta_{hkl,90,90}}\right)^2 + \left(\frac{\delta\theta_{hkl,90,90} \times \cos \theta_{hkl,90,90} \times \sin \theta_{0hkl,90,90}}{\sin^2 \theta_{hkl,90,90}}\right)^2} \\ \delta\varepsilon_{zz} = \sqrt{\left(\frac{\delta\theta_{0hkl,0,0} \times \cos \theta_{0hkl,0,0}}{\sin \theta_{hkl,0,0}}\right)^2 + \left(\frac{\delta\theta_{hkl,0,0} \times \cos \theta_{hkl,0,0} \times \sin \theta_{0hkl,0,0}}{\sin^2 \theta_{hkl,0,0}}\right)^2} \end{array} \right. \quad (\text{II} - 5)$$

$$\begin{cases} \delta\sigma_{xx} = \frac{2}{S_2(\text{hkl}) \times (S_2(\text{hkl}) + 6S_1(\text{hkl}))} \times \sqrt{\left( (S_2(\text{hkl}) + 4S_1(\text{hkl})) \times \delta\varepsilon_{xx} \right)^2 + 4S_1(\text{hkl})^2 \times (\delta\varepsilon_{yy}^2 + \delta\varepsilon_{zz}^2)} \\ \delta\sigma_{yy} = \frac{2}{S_2(\text{hkl}) \times (S_2(\text{hkl}) + 6S_1(\text{hkl}))} \times \sqrt{\left( (S_2(\text{hkl}) + 4S_1(\text{hkl})) \times \delta\varepsilon_{xx} \right)^2 + 4S_1(\text{hkl})^2 \times (\delta\varepsilon_{xx}^2 + \delta\varepsilon_{zz}^2)} \\ \delta\sigma_{zz} = \frac{2}{S_2(\text{hkl}) \times (S_2(\text{hkl}) + 6S_1(\text{hkl}))} \times \sqrt{\left( (S_2(\text{hkl}) + 4S_1(\text{hkl})) \times \delta\varepsilon_{xx} \right)^2 + 4S_1(\text{hkl})^2 \times (\delta\varepsilon_{xx}^2 + \delta\varepsilon_{yy}^2)} \end{cases} \quad (\text{II} - 6)$$

Concernant l'instrument POLDI, c'est un instrument à temps de vol permettant l'étude de différents pics de diffraction simultanément. Le calcul des déformations a alors été réalisé sur le maximum de pics pouvant être exploités, allant de 2 à 9 Å<sup>-1</sup>. Les diffractogrammes ont été analysés avec le logiciel Mantid (ARNOLD *et al.*, 2014). Les contraintes ont été calculées en résolvant un système d'équations constitué des équations II-3 pour chaque pic de diffraction exploitable. Le traitement des données a été réalisé avec le logiciel MATLAB à l'aide de la fonction « regress » qui renvoie une matrice solution composée de  $\sigma_{xx}$ ,  $\sigma_{yy}$  et  $\sigma_{zz}$ , et une matrice d'intervalles de confiance à 95 % pour chacune des composantes de la matrice solution. L'incertitude sur les contraintes a ainsi été calculée avec l'équation II-7.

$$\partial\sigma_{\varphi,\psi} = \frac{b_{\text{int}_{\text{max}}} - b_{\text{int}_{\text{min}}}}{2 \times 1,95996} \quad (\text{II} - 7)$$

$b_{\text{int}_{\text{max}}}$  et  $b_{\text{int}_{\text{min}}}$  sont respectivement la borne haute et basse de l'intervalle de confiance. Diviser par  $2 \times 1,95996$  permet de déterminer l'écart-type d'une loi normale centrée avec un intervalle de confiance de 95 %.

#### 2.4.4.2 Méthode du contour

La méthode du contour a été effectuée sur une partie des pièces qui ont été mesurées par diffraction des neutrons dans le but de comparer les deux méthodes, mais également sur les pièces n'ayant pas pu être mesurées par diffraction des neutrons à cause des contraintes d'accès aux grands instruments. La contrainte longitudinale a été déterminée dans le plan médian des pièces, soit le même plan que celui mesuré par diffraction des neutrons.

Les étapes décrites ci-après ont été réalisées par l'entreprise MAT-IN-MECA. Pour chaque mesure, deux pièces sacrificielles en 304L ont été usinées afin d'épouser parfaitement la déformée des pièces mesurées, comme illustré en Figure II-15-a. Le but est de pouvoir découper une section constante par électroérosion. Cela permet alors de garder les paramètres de découpes constants et de réduire les artefacts de coupes. Une fois bridées, les pièces sont découpées dans le plan médian transverse par électroérosion avec la machine Fanuc Robocut A-C600iB et un fil en laiton de 150 µm de diamètre. La déformation des pièces a ensuite été mesurée avec la machine MMT Hexagon Metrology ou Alicona InfiniteFocus dans une pièce à température maîtrisée. Un premier filtre numérique est appliqué afin d'enlever les artefacts de mesure, soit tous les points aberrants à +/- 0,2 mm. Un second filtre permet de réduire les possibles excès de rugosité en contrôlant si un point de mesure présente un écart de plus de 5 µm avec ses voisins dans un rayon de 1 mm. Si un tel écart est observé, le point est remplacé par la moyenne de ses voisins. Un lissage est ensuite appliqué utilisant une moyenne glissante sur 0,5 mm sur l'ensemble des données. La Figure II-15-b donne un exemple de superposition des déplacements bruts de mesure avec les données filtrées. Une correction des données est ensuite appliquée pour aligner le déplacement des deux faces opposées selon y et z (Figure II-15-b).

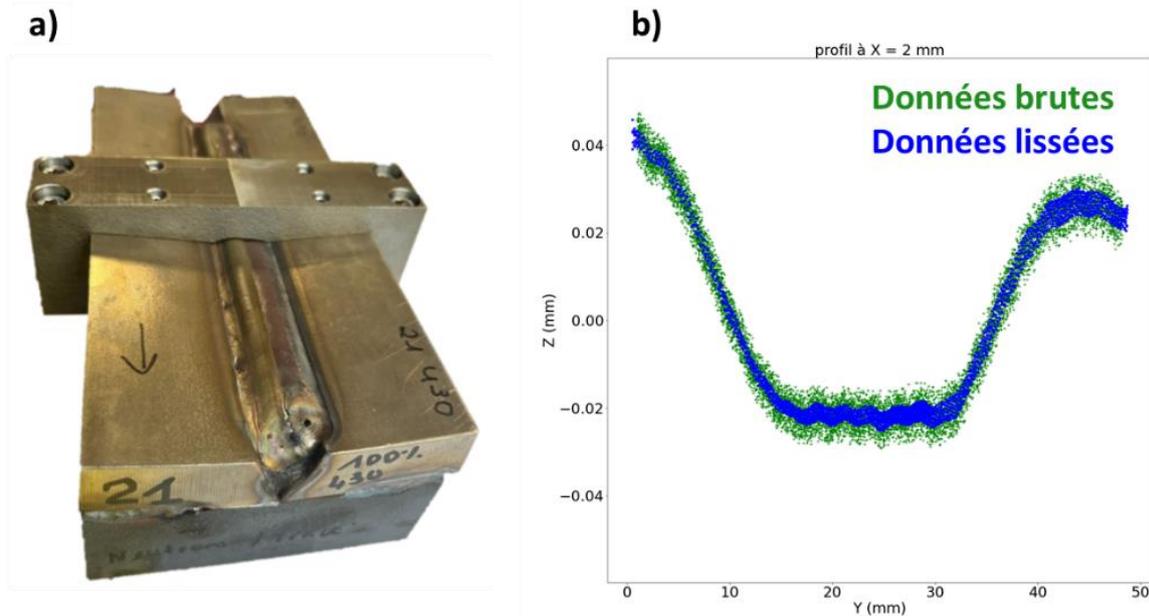


Figure II-15 : a) Photo d'une pièce et de ses deux demi-enveloppes sacrificielles et b) exemple de données brutes superposées aux données lissées.

Les données lissées des deux côtés sont ensuite moyennées pour enlever toute erreur pouvant venir de déplacements antisymétriques lors de la découpe. Les données sont ensuite interpolées par une fonction spline numérique 2D, qui est ensuite discrétisée sur python via la librairie Spicy et notamment sa fonction « smoothbivariatespline ».

Les contraintes ont ensuite été calculées en évaluant les forces nécessaires pour passer d'une surface déformée, liée au relâchement de contrainte lors de la découpe, à une surface plane, à l'aide d'un modèle par éléments finis. Cela a été réalisé avec le logiciel Gmsh 4.4.1 software et le code Aster, en considérant le matériau comme isotrope à comportement élastique linéaire. Le maillage est à dominance tétraédrique.

Un module de Young de 200 GPa, 200 GPa et 206 GPa et un coefficient de Poisson de 0,29, 0,30 et 0,29 ont été mesurés par ultrasons sur des tôles de la nuance 304L, 430 et 415 respectivement. Une différence inférieure à 4 % entre chaque nuance a été constatée. Ainsi, les valeurs mesurées sur la nuance 304L ont été utilisées pour appliquer la méthode du contour, sur toutes les zones des pièces, indépendamment de la composition chimique du dépôt ou de la soudure.

## 2.5 Caractérisations microstructurales

Plusieurs méthodes ont été utilisées pour identifier les phases présentes dans des échantillons découpés dans chaque dépôt ou joint soudé. La diffraction d'électrons rétrodiffusés (EBSD) et la diffraction des rayons X (DRX) ont été utilisées pour quantifier la fraction de la phase cubique faces centrées (CFC) (austénite  $\gamma$ ) et des phases cubiques centrées (CC) (ferrite  $\alpha$  et martensite  $\alpha'$ ). Comme la martensite à faible teneur en carbone et la ferrite sont toutes deux CC avec le même paramètre de maille, elles ne sont pas différenciables à l'aide de ces deux techniques. Par conséquent, la dilatométrie libre a également été utilisée pour identifier les dépôts contenant de la martensite dans leur microstructure.

### 2.5.1 Dilatométrie libre

Des essais de dilatométrie libre ont été effectués afin d'identifier les échantillons qui subissent une austénitisation pendant le chauffage et une transformation martensitique pendant le refroidissement. Le dilatomètre est composé d'un four où l'échantillon est chauffé grâce à des lampes halogènes et à des miroirs elliptiques pour concentrer l'énergie sur l'échantillon. Un thermocouple de type K est soudé par point sur l'échantillon et permet de contrôler sa température. Le changement dimensionnel de l'échantillon est transmis par une tige de silice à un capteur capacitif qui mesure la tension à ses bornes pour déduire l'allongement ou la contraction de l'échantillon. Les échantillons ont été chauffés à 20 °C/min jusqu'à atteindre 950 °C, maintenu pendant 10 min à cette température puis refroidis à température ambiante à 20 °C/min. Un vide primaire est effectué dans le four grâce à une pompe pour limiter l'oxydation des échantillons. Considérant les paramètres de maille de nos matériaux et le bruit mesuré de +/- 5 µm, l'instrument peut détecter des fractions volumiques de martensite supérieures à 8 %.

### 2.5.2 Microscopie numérique

De la microscopie numérique a été réalisée sur les différentes pièces afin d'observer la taille de la zone fondue et la microstructure générale des dépôts ou des joints soudés. Les échantillons ont préalablement été enrobés à chaud dans de la bakélite puis polis avec des disques de carbures de silicium du grade P500 à P4000. Ensuite, la finition a été effectuée par polissage automatique pendant 10 minutes sur des disques en feutre à l'aide d'une polisseuse TegraPol-21 de Struers et d'une solution d'OPS (Oxyde Polishing Suspension) à 30 nm, diluée dans de l'eau. Les échantillons ont ensuite été attaqués afin de révéler la taille de la zone fondue ainsi que leurs microstructures. Selon les échantillons, deux types d'attaques ont été réalisées et seront spécifiées sous chaque macrographie. La première est une attaque électrolytique à l'acide nitrique fumant (environ 70 %) sous 15 V et environ 0,2 A/cm<sup>2</sup> de surface attaquée pendant 10 s. Une contre-électrode en acier inoxydable est utilisée. L'attaque électrochimique est une attaque qui fonctionne particulièrement bien sur les aciers inoxydables. Mais dans le cas de pièces bi-matériaux, il s'est avéré que cette attaque révélait préférentiellement une nuance d'alliage plutôt qu'une autre, comme illustré dans la Figure II-16. Un réactif de Marble a donc par la suite été utilisé pour les joints soudés, permettant une révélation homogène des microstructures et des zones fondues. Le réactif est composé de 10 g de sulfate de cuivre, 50 mL d'acide chlorhydrique et de 50 mL d'eau distillée. Les échantillons ont été attaqués pendant environ 5 s (VANDER VOORT, 1986). Les observations macrographiques ont été réalisées avec le microscope VHX-2000 et l'objectif VH-Z20R de Keyence.



Figure II-16 : Macrographie d'un dépôt de 304L (gauche) et de 415 (droite) sur une tôle de 304L attaqués électrochimiquement à l'acide nitrique fumant.

### 2.5.3 Microscopie Electronique à Balayage

La Microscopie Electronique à Balayage (MEB) est une technique de caractérisation fine qui utilise un faisceau d'électrons focalisé sur la zone d'analyse. L'analyse des électrons secondaires (SE) réémis permet une étude topographique, tandis que l'étude des électrons rétrodiffusés (BSE) met en avant un contraste chimique. La détection des photons X produits par l'interaction faisceau/matière permet la quantification des éléments chimiques composant l'échantillon par spectrométrie sélective en énergie (EDX) ou par spectrométrie dispersif en longueur d'onde (WDX), cette dernière permettant d'obtenir une meilleure résolution spectrale. L'analyse de la diffraction des électrons rétrodiffusés (EBSD) permet de réaliser des cartographies indiquant les phases en présence et leur orientation cristalline.

Des mesures de la composition chimique par mesures EDX et l'identification des phases par cartographies EBSD ont été réalisées. Deux microscopes ont été utilisés selon les échantillons. Le premier est un microscope Zeiss Merlin (2009) muni d'un canon à effet de champ, de détecteurs SE et BSE dans la chambre ainsi que dans la colonne, d'une sonde EDX de 50 mm<sup>2</sup> (SDD X-MAX 50 – SDD PentaFET Precision 50 mm<sup>2</sup> 129 eV), d'une sonde WDX (INCA Wave 500) et d'une caméra EBSD (Nordlys II S). Les logiciels INCA et HKL Fast Acquisition permettent l'acquisition respective des données EDX et EBSD. Le second est un microscope à balayage à double colonne ionique et électronique (FIB) ZEISS Crossbeam 550L (2019). L'appareil est équipé d'un détecteur EDX (ULTIM® MAX Large Area SDD) ainsi que d'un détecteur EBSD (Symmetry® EBSD Detector). Le logiciel AZtec permet l'acquisition et l'analyse de l'ensemble des mesures. Dans les deux cas, les phases austénite et ferrite/martensite ont été identifiées à l'aide des fichiers "Iron bcc (old)" et "Iron fcc" de la base de données "HKL phases" d'AZtec et de HKL Fast Acquisition.

Pour réaliser de l'imagerie ou des analyses EDX, la même préparation métallographique que celle décrite en partie 2.5.2 est suffisante (sans l'attaque chimique). Cependant, pour la réalisation des cartographies EBSD, afin de maximiser le taux d'indexation, la préparation a été complétée d'une étape supplémentaire. Les échantillons ont été polis électrochimiquement à 5 °C, sous 20 V, pendant 60 s à l'aide d'un LectroPol-5 Struers. La composition de l'électrolyte est la suivante : 700 ml d'éthanol, 200 ml d'éther monobutylique d'éthylène glycol et 100 ml d'acide perchlorique (70 %). Pour les échantillons plus volumineux, un polissage par vibration a été réalisé à l'OPS pendant une quinzaine d'heures. Lors de l'acquisition des cartographies EBSD, des pas de 80 nm à 3,0 µm ont été utilisés pour balayer des surfaces de 0,014 à 25 mm<sup>2</sup> en fonction des échantillons. Ces derniers étaient inclinés à 70° dans la chambre du MEB.

### 2.5.4 Diffraction des rayons X

Les mesures par Diffraction des Rayons X (DRX) ont été réalisées sur un diffractomètre Panalytical X'Pert Pro équipé d'un détecteur linéaire à bandes multiples en temps réel (RTMS) (détecteur X'Celerator) utilisant la raie  $K\alpha$  du rayonnement du cuivre ( $\lambda = 1,5406 \text{ \AA}$ ). Les balayages ont été effectués dans la gamme  $2\theta$  de  $40^\circ$  à  $120^\circ$  avec un pas de balayage de  $0,008^\circ$  et un temps de comptage de  $0,08 \text{ s}$  par pas en mode Bragg-Brentano. La surface de la zone analysée est estimée à environ  $2,8 \text{ mm}^2$ , sous forme d'un rectangle d'environ  $2,8 \text{ mm}$  par  $1 \text{ mm}$ . Les acquisitions ont été réalisées avec le logiciel X'Pert Data Collector et les diffractogrammes ont été analysés avec le logiciel X'Pert HighScore Plus. Les pics d'austénite et de ferrite/martensite ont été identifiés à l'aide des cartes JCPDS n°00-033-0.97 et 03-065-7752, respectivement. Les fractions d'austénite et de ferrite/martensite ont ensuite été évaluées sur la base de leurs intensités intégrées relatives pour chaque paire de pics identifiable selon les équations II-8 à II-11 (CULLITY, 1978). Les intensités intégrées ont été déterminées sur MATLAB à l'aide de la fonction `integral` après l'ajustement des pics de diffraction à une pseudo-fonction de Voigt, qui est la somme d'une gaussienne et d'une lorentzienne.

$$V_\gamma = \frac{I_\gamma \times \frac{R_\alpha}{R_\gamma}}{I_\alpha + I_\gamma \times \frac{R_\alpha}{R_\gamma}} \quad (\text{II} - 8)$$

$$R = \frac{1}{V^2} \times F^2 \times P \times L \times e^{-2M} \quad (\text{II} - 9)$$

$$M = \frac{6h^2T}{mk\theta^2} \left[ \Phi(x) + \frac{x}{4} \right] \left( \frac{\sin \theta}{\lambda} \right)^2 \quad (\text{II} - 10)$$

$$x = \frac{\theta}{T} \quad (\text{II} - 11)$$

Dans l'équation II-8 :

- $V_\gamma$  est la fraction volumique de l'austénite,
- $I_\gamma$  et  $I_\alpha$  sont les intensités intégrées des pics respectifs de l'austénite et de la ferrite/martensite,
- $R_\gamma$  et  $R_\alpha$  sont calculés pour chaque phase à l'aide de l'équation (7).

Dans l'équation II-9 :

- $V$  est le volume de la maille unitaire,
- $F$  le facteur de structure,
- $P$  le facteur de multiplicité,
- $L$  le facteur de polarisation de Lorentz,
- $e^{-2M}$  le facteur de température où  $M$  est calculé à l'aide de l'équation.

Pour calculer  $V$ , des paramètres de mailles cubiques de 3,606 Å et 2,877 Å ont été utilisés respectivement pour l'austénite et la martensite/ferrite, préalablement déterminés par DRX. Le facteur de structure  $F$  vaut  $4f_\gamma$  et  $2f_\alpha$  pour respectivement l'austénite et la martensite/ferrite (CULLITY, 1978).  $f_\gamma$  et  $f_\alpha$  représentent le facteur de diffusion atomique et dépendent de  $\theta$ , la position du pic diffracté considéré, ainsi que de  $\lambda$ , la longueur d'onde des rayons X. L'équation II-10 permet de calculer le facteur de température avec :

- $h$  la constante de Planck,
- $m$  la masse de l'atome vibrant,
- $k$  la constante de Boltzmann,
- $\Phi(x)$  est une fonction tabulée.

Dans les équations II-10 et II-11,  $T$  est la température absolue et  $\Theta$  la température caractéristique de Debye. Les valeurs utilisées pour les calculs des fractions volumiques d'austénite sont présentées dans le Tableau II-5 et ont été calculées avec les valeurs recommandées par Cullity (CULLITY, 1978). La fraction volumique de l'austénite a été déterminée en faisant la moyenne sur 2 à 10 paires de pics, selon les échantillons. Ces calculs supposent une distribution isotrope des orientations cristallographiques pour les deux phases considérées.

	Austénite					Ferrite / martensite					
	$2\theta$ (°)	P	L	$e^{-2M}$	$F^2$	$2\theta$ (°)	P	L	$e^{-2M}$	$F^2$	
{111}	43.5	8	12.0	0.96	4785	{110}	45.0	12	11.31	0.96	1163
{200}	50.8	6	8.4	0.95	4177	{200}	65.0	6	4.841	0.92	817
{220}	74.8	12	3.6	0.90	2804	{211}	82.3	24	3.127	0.88	632
{311}	90.7	24	2.8	0.87	2275	{220}	98.8	12	2.728	0.85	521
{222}	96.2	8	2.7	0.85	2141	{310}	116.2	24	3.137	0.82	451

Tableau II-5 : Valeurs des constantes présentées dans les équations II-8 à II-11 permettant de calculer les fractions volumiques d'austénite et de ferrite/martensite, dépendant des paires de pics analysables (CULLITY, 1978).

### 3 Le logiciel COMSOL Multiphysics

---

Le logiciel COMSOL Multiphysics a été utilisé pour réaliser les simulations lors de ces travaux. Ce logiciel est un environnement de simulation interactif pouvant être utilisé pour modéliser et résoudre toutes sortes de problèmes scientifiques et techniques par la méthode des éléments finis. Des modules complémentaires permettent de simuler des phénomènes spécifiques mettant en œuvre l'électromagnétisme, la thermique, la mécanique des solides et des fluides, l'acoustique ou encore la chimie.

Dans notre cas, le module « Optimization » a servi à ajuster les paramètres des différentes sources de chaleur équivalentes. En plus de l'optimisation de paramètres, ce module peut servir également à faire de l'optimisation topologique ou de forme, ou encore à estimer les paramètres d'un modèle.

Le module « Nonlinear Structural Materials » couplé au module « Structural Mechanics » fournit un large choix de lois de comportement permettant notamment de prendre en compte la plasticité des matériaux et la restauration d'écrouissage. Le module « Structural Mechanics » permet également de simuler l'apport de matière par la méthode « quiet element ». Les propriétés mécaniques sont multipliées par un facteur inférieur à 1 et proche de 0, pour que les éléments du maillage non déposés aient des propriétés négligeables.

Le module « Metal Processing » permet quant à lui de prendre en compte les différents changements de phase, tels que l'austénitisation et la transformation martensitique dans notre cas. Il permet également de simuler les effets de trempe et de cémentation. Une loi des mélanges est appliquée sur les propriétés thermiques et mécaniques. Il est ainsi possible de prendre en compte les différents couplages entre la métallurgie, la mécanique et la thermique. Comme il sera discuté dans le chapitre six, dans le cas d'une étude avec une source équivalente mobile, ce module ne permet pas, pour l'instant, de résoudre des calculs avec un couplage thermo-mécano-métallurgique. Il n'aura été utilisé que pour les calculs thermo-métallurgiques. Une autre méthode sera ainsi proposée pour réaliser les calculs thermo-mécano-métallurgiques.

Les calculs sont réalisés sur un ordinateur ayant les caractéristiques suivantes : processeur Intel(R) Xeon(R) CPU E5-2609 v4 @ 1.70GHz, mémoire de 64 Go RAM, 16 cœurs.

## Conclusion du chapitre

---

Ce second chapitre a tout d'abord présenté la démarche qui a permis de sélectionner les matériaux d'étude pour ces travaux de thèse, à savoir trois aciers inoxydables de trois familles différentes : l'austénitique 304L, le martensitique 415 et le ferritique 430. Quatre couples d'alliages ont alors été constitués :

- austénitique 304L + ferritique 430,
- austénitique 304L + martensitique 415,
- martensitique 415 + austénitique 304L,
- martensitique 415 + ferritique 430.

La première nuance de chaque couple est utilisée en tant que métal de base et premier fil d'apport, tandis que le deuxième alliage est utilisé en tant que second fil d'apport. Associer une nuance à une autre permet d'étudier l'effet de leurs différences de coefficient de dilatation thermique, et/ou de limite d'élasticité. L'étude des quatre couples permettra alors d'étudier l'effet d'au moins une propriété sur l'établissement des déformations et des contraintes résiduelles. Dans certains cas, l'effet de la transformation martensitique sera également étudié.

La microstructure générale des aciers a ensuite été détaillée, permettant de mettre en avant les différentes phases attendues dans les aciers. Une section plus précise sur les trois familles d'aciers inoxydables étudiées a ensuite permis de mettre en avant leurs différences de propriétés et de microstructure notamment liées à leur mode de solidification et au cycle thermique qu'ils subissent. Quelques diagrammes prédictifs de la microstructure des aciers inoxydables en soudage ont également été présentés, ce qui nous aidera à comprendre les microstructures formées lors de la fabrication des pièces dans les chapitres quatre et cinq.

Ensuite, les moyens expérimentaux ont été présentés, à savoir les installations permettant de réaliser les pièces mais aussi les différentes méthodes de caractérisations utilisées pour les études des chapitres trois à cinq. Les caractérisations thermiques ont permis de valider les modèles thermiques présentés dans le chapitre six, mais ont aussi permis de contrôler les cycles thermiques des pièces afin de les reproduire sur d'autres pièces. Les caractérisations métallurgiques ont permis de définir les phases en présence et les caractérisations mécaniques ont permis de contrôler les propriétés mécaniques ainsi que la résistance des pièces. La méthode du contour et la diffraction des neutrons qui sont abordées plus en détails dans le premier chapitre, ont également été explicitées ici pour apporter les spécificités propres à notre étude.

Pour finir, les modules complémentaires du logiciel COMSOL Multiphysics utilisés dans ces travaux ont été sommairement présentés. Ils ont permis de réaliser les simulations thermo-mécano-métallurgiques du chapitre six portant sur la prédiction des températures, des déformations et des contraintes résiduelles après dépôt(s) TIG.



# Chapitre 3 : Relation entre les paramètres du procédé et la géométrie des cordons dans le cas de dépôts sur une tôle de 304L

<b>CHAPITRE 3 : RELATION ENTRE LES PARAMETRES DU PROCEDE ET LA GEOMETRIE DES CORDONS DANS LE CAS DE DEPOTS SUR UNE TOLE DE 304L.....</b>	<b>86</b>
INTRODUCTION DU CHAPITRE .....	87
1 PRESENTATION DU PLAN D'ESSAIS .....	88
2 CONTROLES .....	89
2.1 <i>Contrôle de la répétabilité et de la régularité des dépôts</i> .....	89
2.2 <i>Contrôle de la reproductibilité</i> .....	90
2.3 <i>Contrôle de l'influence des paramètres procédé sur la géométrie des cordons</i> .....	92
3 RELATION PARAMETRES PROCEDE – GEOMETRIE DE CORDON .....	93
3.1 <i>Présentation du modèle disque</i> .....	93
3.1.1 Représentation des dépôts.....	93
3.1.2 Relations analytiques théoriques.....	94
3.1.3 Détermination expérimentale .....	97
3.2 <i>Étude dans le cas où le fil est de même nature que le substrat</i> .....	97
3.2.1 Optimisation du coefficient $A_{Global}$ .....	97
3.2.2 Ajout d'un coefficient constant dans la relation analytique de la largeur .....	101
3.3 <i>Étude dans le cas où le fil n'est pas de même nature que le substrat</i> .....	104
3.3.1 Optimisation du coefficient $A_{Global}$ .....	105
3.3.2 Optimisation des coefficients $A_{Global}$ et $cst$ .....	108
3.4 <i>Étude dans le cas d'un mur en 304L</i> .....	115
3.4.1 Application du modèle .....	115
3.4.2 Adaptation du modèle .....	118
CONCLUSION DU CHAPITRE.....	121

## Introduction du chapitre

---

L'objectif de cette étude est de relier les paramètres du procédé TIG à la géométrie des dépôts afin de permettre une meilleure adaptabilité et efficacité des modèles de simulation numérique. En effet, cela permet de construire la géométrie des dépôts automatiquement, évitant ainsi de déterminer expérimentalement la taille des cordons déposés. Pour ce faire, le modèle du disque, développé dans les travaux d'El Cheikh dans le cadre de la fabrication additive par laser à jet de poudre (EL CHEIKH, 2012), est adapté ici au cas de dépôts par procédé TIG. Le modèle disque est appliqué dans le cas où un fil de même nature que le substrat est utilisé, dans le cas où un fil d'une autre nature est déposé, dans le cas où deux fils sont mélangés et enfin dans le cas de la construction d'un mur. Par la même occasion, cette étude permet de vérifier la régularité, la répétabilité et la reproductibilité des dépôts réalisés, mais aussi de choisir les paramètres optimaux pour déposer des cordons de la géométrie souhaitée pour le chapitre quatre. Enfin, l'influence des paramètres procédé sur la variation géométrique des dépôts est analysée.

## 1 Présentation du plan d'essais

Des mono-cordons de 304L de 180 mm de long ont été déposés sur des tôles de 304L mesurant 200 mm de longueur, 50 mm de largeur et 4 mm d'épaisseur avec le robot Polycar MP. Une gamme de paramètres a été testée en faisant varier indépendamment le courant de soudage, la vitesse d'avance de la torche et la vitesse de dévidement du fil, chacun sur trois niveaux comme présenté dans le Tableau III-1, conduisant à 27 conditions de dépôt testées. Certains dépôts ont été réalisés plusieurs fois afin de vérifier leur répétabilité. La géométrie des cordons a ensuite été analysée sur des coupes transverses au milieu de chaque cordon, comme présenté en Figure III-1-a. Certaines coupes transverses additionnelles ont été effectuées au sein d'une même pièce (à 6 et 14 cm du bord de la tôle) afin de vérifier la régularité de la géométrie des dépôts le long de ces derniers. Enfin, certains dépôts ont été reproduits sur le robot cartésien afin de vérifier la reproductibilité du procédé employé. Après polissage et attaque électrolytique à l'acide nitrique, la largeur et la hauteur des dépôts ont été mesurées au microscope numérique (Figure III-1-b).

Courant I (A)	Vitesse de soudage $V_s$ (cm/min)	Vitesse de dévidement du fil $V_f$ (m/min)
150	15,0	2,0
200	22,5	2,8
250	30,0	3,5

Tableau III-1 : Niveaux des trois paramètres procédé testés concernant les essais des mono-dépôts de 304L sur tôles 304L.

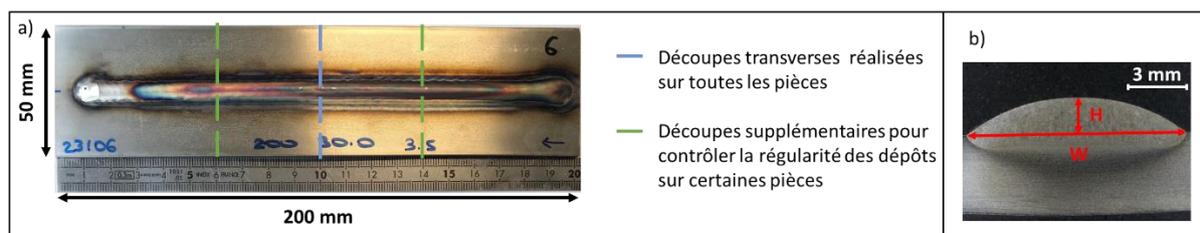


Figure III-1 : a) Dimensions des tôles et repères des sections analysées sur les mono-dépôts de 304L. b) Exemple de mesures de la largeur et de la hauteur sur coupe transverse d'un dépôt après attaque électrolytique à l'acide nitrique (70 %).

## 2 Contrôles

### 2.1 Contrôle de la répétabilité et de la régularité des dépôts

La répétabilité des dépôts a été contrôlée en réalisant 3 à 5 fois la même pièce avec des paramètres procédé identiques sur 4 des 27 jeux de paramètres investigués. La hauteur et la largeur au milieu de chaque dépôt ont ainsi été mesurées. Les résultats sont présentés dans la partie gauche de la Figure III-2, où les barres d'erreur représentent les écarts-types associés aux séries de mesures. Ces essais montrent qu'un écart maximum par rapport à la valeur moyenne s'établit à 5 % et 8 % pour respectivement la largeur et la hauteur du cordon, mettant en évidence une bonne répétabilité du robot.

De même, la régularité des dépôts a été contrôlée en réalisant 3 coupes transverses sur chacune des 2 pièces réalisées avec 2 jeux de paramètres différents. Les résultats sont présentés dans la partie droite de la Figure III-2 et montrent un écart par rapport à la moyenne de 2 % et 3 % maximum pour la largeur et la hauteur, respectivement, mettant en évidence une bonne régularité des cordons déposés.

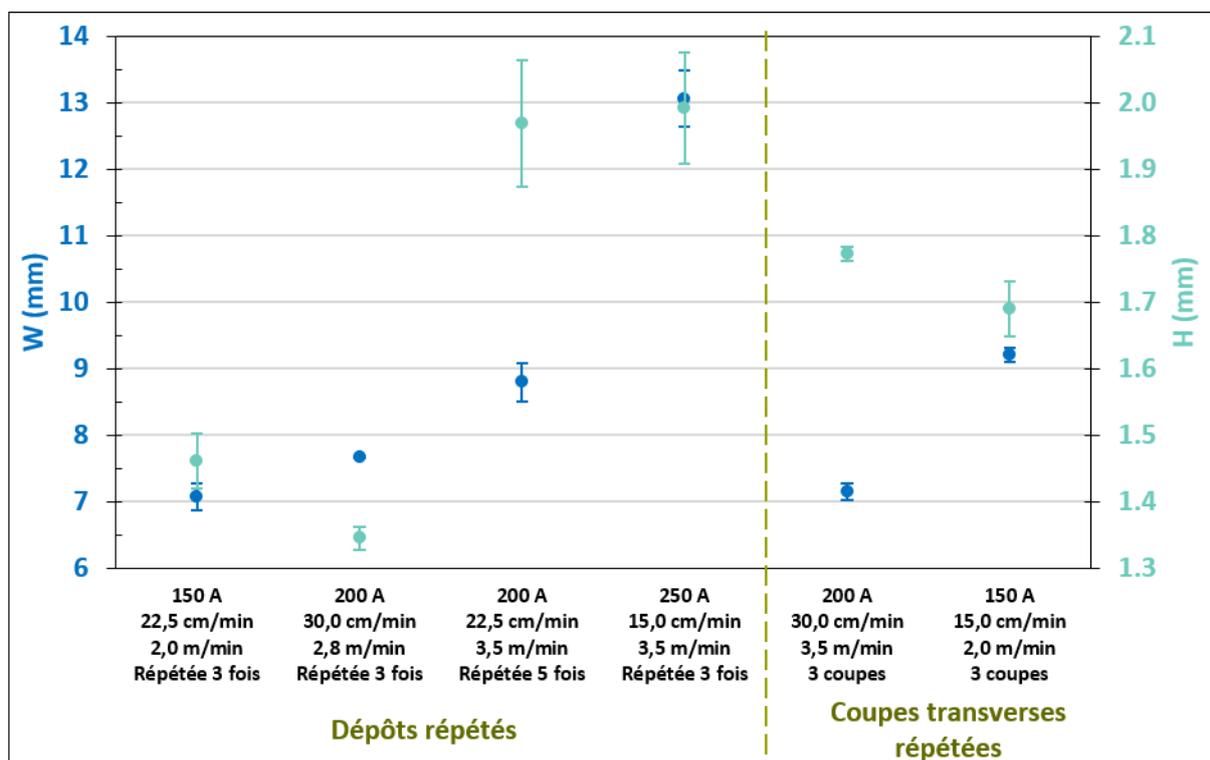


Figure III-2 : Largeurs (W) et hauteurs (H) des dépôts des pièces répétées et des coupes transverses répétées, mesurées par microscopie numérique.

Une incertitude a ainsi été calculée avec l'équation III-1, en prenant en compte les écarts-types  $S_{\text{répétabilité}}$  et  $S_{\text{régularité}}$  respectivement associés à la répétabilité et à la régularité de la hauteur et de la largeur des dépôts :

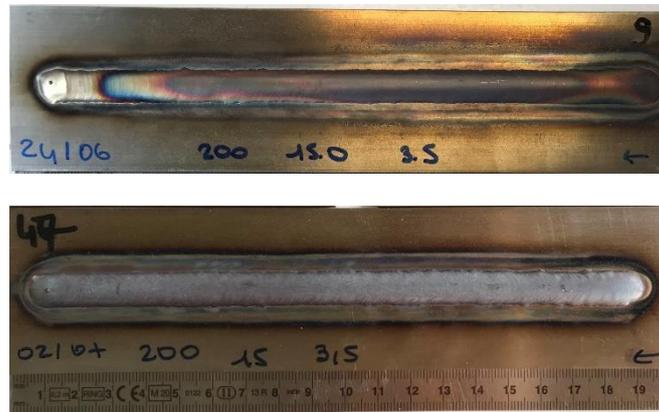
$$u_c = \sqrt{S_{\text{répétabilité}}^2 + S_{\text{régularité}}^2} \quad (\text{III} - 1)$$

### Chapitre 3 : Relation entre les paramètres du procédé et la géométrie des cordons dans le cas de dépôts sur une tôle de 304L

Puisque plusieurs dépôts et plusieurs coupes transverses ont été répétées, les valeurs les plus grandes de  $S_{\text{répétabilité}}$  et de  $S_{\text{régularité}}$  ont été choisies afin de calculer l'incertitude globale  $u_c$  qui pourra être utilisée pour toutes les conditions d'essai. Ainsi, une incertitude sur la largeur de 0,44 mm et de 0,10 mm sur la hauteur sont obtenues. Ces incertitudes ont été utilisées pour tracer les barres d'erreur sur la largeur et la hauteur des dépôts obtenus avec le robot Polycar MP de la Figure III-4.

#### 2.2 Contrôle de la reproductibilité

Une fois le robot cartésien de l'IMN prêt à l'emploi, 4 jeux de paramètres ont été reproduits afin de vérifier leur reproductibilité sur le robot cartésien. Le premier constat concerne l'état d'oxydation des dépôts, qui est plus prononcé sur les cordons réalisés avec le robot de l'IMN (Figure III-3).



*Figure III-3 : Photos de dépôts réalisés à 200 A, avec une vitesse d'avance de 15 cm/min et un dévidement du fil de 3,5 m/min. La tôle du haut a été réalisée avec le robot Polycar MP et celle du bas avec le robot cartésien de l'IMN.*

Au vu de la coloration des soudures, la protection gazeuse semble être plus efficace avec le robot Polycar. Différents essais ont été de nouveau effectués avec le robot cartésien en modifiant le débit de gaz, en changeant la taille du diffuseur et de la buse, et en ajustant le stick-out de l'électrode, mais aucune différence notable n'a été observée. Le débit de gaz en sortie de la torche a également été contrôlé à l'aide d'un débitmètre, montrant une mesure égale au débit choisi. Il est donc probable que l'environnement de soudage soit responsable de cette différence d'oxydation, avec un lieu potentiellement plus humide et plus ventilé lors des dépôts réalisés avec le robot cartésien. De plus, il a été constaté plus tard la possible présence de fuites au niveau de la bague en téflon de la torche et au niveau de l'électrovanne qui contrôle l'arrivée de gaz dans le générateur. Le tuyau du générateur, fournissant le gaz jusqu'à la torche, a depuis été remplacé, mais après la réalisation de l'ensemble des pièces de ces travaux de thèse. Il serait intéressant de reproduire de nouveau un dépôt avec un jeu de paramètres testés lors de cette étude afin d'observer si l'état d'oxydation est maintenant réduit.

Malgré cela, la géométrie des cordons reste similaire et globalement dans l'étendue des incertitudes déterminées sur le robot Polycar MP, comme présenté en Figure III-4, avec les hauteurs et les largeurs mesurées sur les dépôts réalisés à la fois avec le robot Polycar et le robot cartésien.

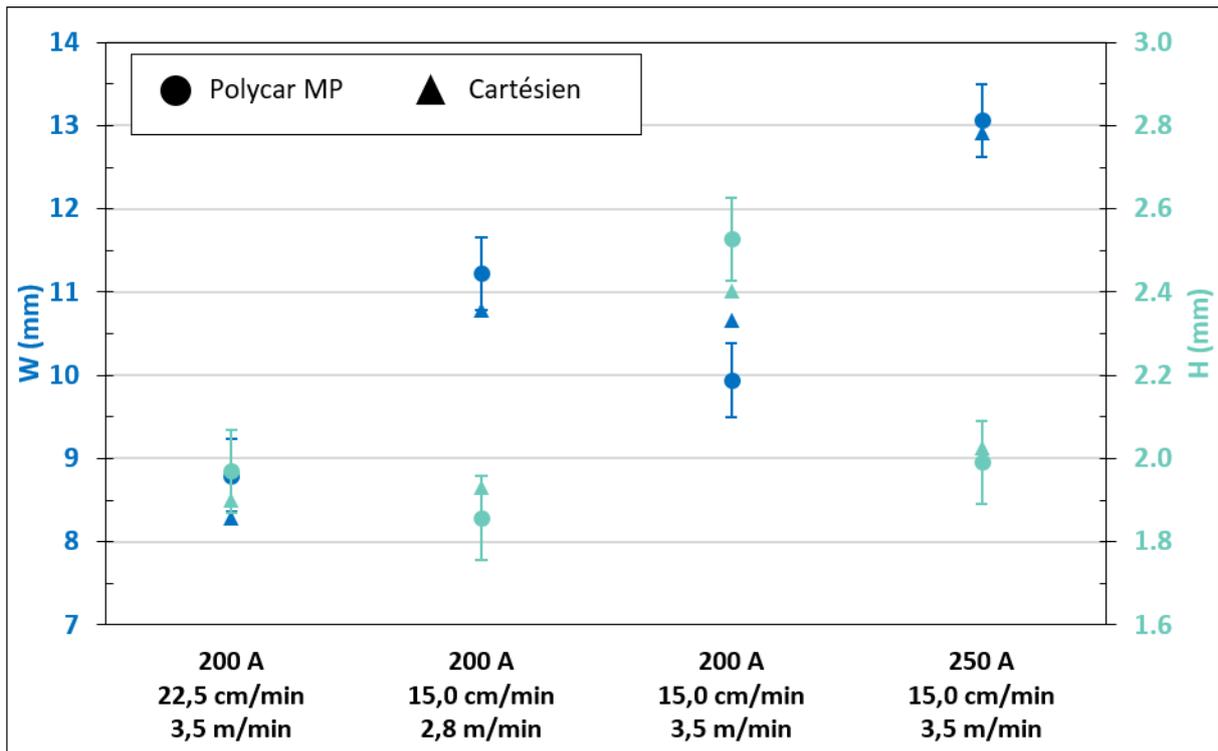


Figure III-4 : Largeurs (W) et hauteurs (H) des cordons déposés sur le robot Polycar MP et le robot cartésien mesurées par microscopie numérique.

Les écarts relatifs varient de 1 à 7 % selon les essais. Les valeurs mesurées ne sont pas systématiquement supérieures ou inférieures en fonction du robot utilisé, ce qui suggère que les différences observées sont probablement dues à la dispersion des mesures. En effet, les écarts-types sont du même ordre de grandeur que les différences observées entre les deux robots.

Avec cette étude, une nouvelle incertitude composée a ainsi pu être calculée avec l'équation III-2, en prenant en compte l'écart-type associé à la reproductibilité des mesures. Pour cela, les écarts-types ont été calculés pour chacune des quatre conditions expérimentales reproduites, et le plus grand écart-type a été conservé :

$$u_c = \sqrt{S_{\text{répétabilité}}^2 + S_{\text{régularité}}^2 + S_{\text{reproductibilité}}^2} \quad (\text{III} - 2)$$

Ainsi, les incertitudes composées sont de 0,67 mm pour la largeur et de 0,14 mm pour la hauteur. Celles-ci ont été utilisées pour tracer les barres d'erreur sur les graphiques de la partie 3 de ce chapitre.

### 2.3 Contrôle de l'influence des paramètres procédé sur la géométrie des cordons

L'ensemble des macrographies des différents dépôts est disponible en Annexe 2. Ceux-ci ont été séparés en deux catégories : les dépôts présentant des défauts de manque de fusion et/ou d'effondrement, et ceux ne présentant aucun défaut. Parmi les essais réalisés, la majorité des cordons déposés avec la plus faible intensité de courant testée (150 A) ont montré des défauts de manque de fusion à l'interface entre le cordon et le substrat (Figure III-5-a), voire même une fusion insuffisante du fil d'apport (Figure III-5-b), ce qui indique une énergie linéique trop faible pour fondre la quantité de matière déposée. Les autres essais n'ont révélé aucun défaut particulier (Figure III-5-c).

Les graphiques présentant les largeurs et les hauteurs des dépôts en fonction des paramètres procédé sont disponibles en Annexe 3. Il a été observé que lorsque les autres paramètres restent constants, plus le courant de soudage augmente, plus le cordon est large et moins il est haut. De plus, plus la vitesse de soudage augmente, moins le cordon est large et plus il est haut. Enfin, la largeur du cordon reste stable avec la vitesse de dévidement du fil, ou diminue légèrement selon les essais.

En effet, comme nous le verrons dans la partie 3.1.2.1, c'est l'énergie linéique qui gouverne la largeur du bain de fusion. De ce fait, lorsque l'énergie linéique augmente, le bain de fusion a tendance à s'étaler, induisant une géométrie de dépôt plus large et moins haute. Alors, plus la vitesse de dévidement du fil augmente, plus le cordon est haut sans modifier la largeur de celui-ci.

Ces conclusions sont en accord avec les informations de la littérature, telles que celles rapportées dans les travaux de Dinovitzer (DINOVITZER *et al.*, 2019) en TIG, ainsi que de Karmuhilan (KARMUHILAN *et al.*, 2018) et Pathak (PATHAK *et al.*, 2020a; b) en SMAW (Shielded Metal Arc Welding).

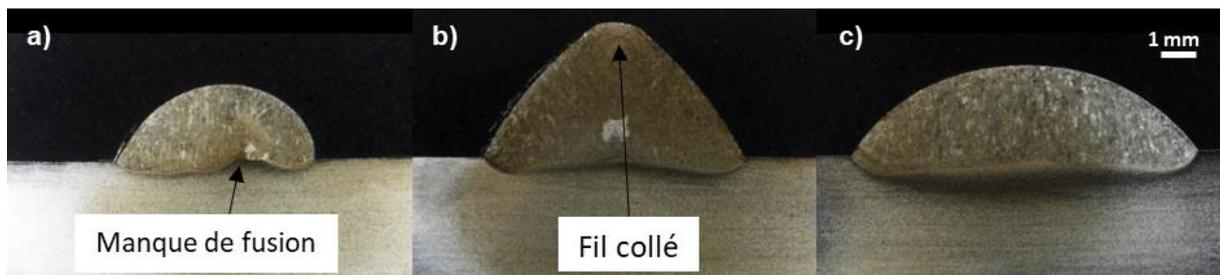


Figure III-5 : Dépôt 304L sur 304L : (a) présentant un manque de fusion, (b) ayant du fil collé, (c) et ne présentant pas de défaut.

### 3 Relation paramètres procédé – géométrie de cordon

#### 3.1 Présentation du modèle disque

##### 3.1.1 Représentation des dépôts

Dans ses travaux, El Cheick a constaté, qu’après observation macroscopique selon une vue transverse, la géométrie d’un dépôt construit par fabrication additive métallique de fusion laser par projection de poudre (Laser Metal Deposition LMD) est toujours une portion de disque. Il propose alors un modèle 2D, nommé le modèle disque, consistant à assimiler les dépôts à une portion de disque, comme présenté dans la Figure III-6.  $W$  représente la largeur du cordon,  $H$  sa hauteur,  $S$  sa section,  $R_d$  le rayon du disque associé,  $r$  la distance du centre du disque par rapport au plan constituant la surface du substrat et  $S'$  la section complémentaire à la section  $S$  pour obtenir la section totale du disque. L’angle  $\phi$  peut être décrit comme celui reliant le centre du cercle aux deux intersections du cercle avec la surface du substrat. Le but du modèle disque est alors de relier la géométrie des dépôts aux paramètres du procédé de fabrication additive métallique LMD (EL CHEIKH, 2012; EL CHEIKH *et al.*, 2012). Dans le cas du procédé TIG, il est constaté que les dépôts peuvent être également assimilés à une portion de disque, comme constaté sur les macrographies présentées dans l’Annexe 2.

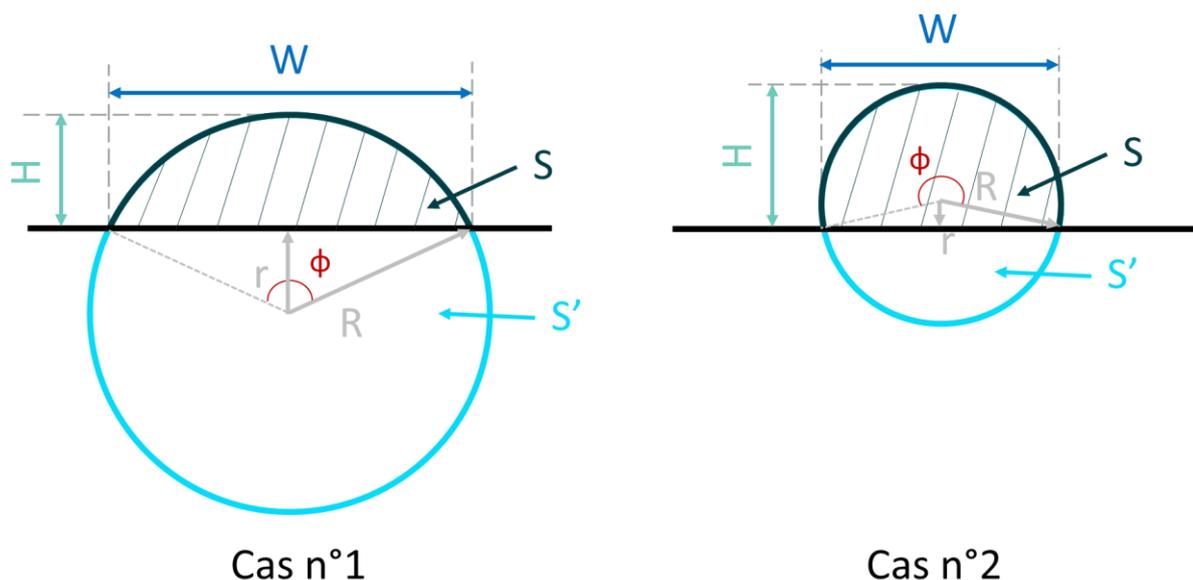


Figure III-6 : Schéma d’un dépôt assimilé à une portion de disque.

En fonction de la géométrie des dépôts, la portion de disque peut être décrite de deux façons différentes. Dans le premier cas, la surface de la portion de disque est inférieure à la surface du demi-disque. Dans le second cas, la section de la portion de disque est supérieure à la surface du demi-disque. Il existe alors un cas limite où la section de la portion de disque est égale à la demi-section du disque. Cela est décrit par l’équation III-3 :

$$S = \frac{\pi R^2}{2} = \frac{\pi W^2}{8} \quad (\text{III} - 3)$$

### 3.1.2 Relations analytiques théoriques

#### 3.1.2.1 Relation de la largeur

Dans ses travaux, El Cheick constate que la largeur des dépôts dépend uniquement de l'énergie apportée par le procédé LMD, et non de la quantité de poudre déposée. Cela a d'ailleurs aussi été constaté avec le procédé TIG, comme expliqué dans la partie 2.3. Alors, dans le but de relier les paramètres du procédé LMD à la largeur du dépôt, El Cheick propose d'effectuer un bilan d'énergies entrantes et sortantes entre le substrat et la zone fondue. Avec le procédé LMD, il est constaté que les dépôts sont peu pénétrants. La surface d'échange par laquelle la chaleur s'évacue de la zone fondue vers le substrat est assimilée à la surface d'un disque de diamètre  $W$ . Il est supposé que les propriétés physiques du matériau sont indépendantes de la température, qu'un état stationnaire est établi et que le substrat est considéré comme un volume semi-infini. L'équation III-4 permet alors de relier la largeur du cordon aux paramètres du procédé LMD et aux propriétés du substrat (EL CHEIKH, 2012).

$$W_{\text{théo}} = \left( \frac{4A_{\text{Global}}P\sqrt{\pi\alpha}}{\pi k\sqrt{V_s}(T_m - T_0)} \right)^{\frac{2}{3}} \quad (\text{III} - 4)$$

$A_{\text{Global}}$  est un coefficient à optimiser qui intègre le coefficient d'absorption du procédé qui n'est pas connu. Il offre ainsi une certaine flexibilité concernant la surface d'échange arbitrairement fixée à la surface d'un disque.  $P$  correspond à la puissance fournie par le laser,  $V_s$  la vitesse d'avance,  $k$  la conductivité thermique,  $\alpha$  la diffusivité thermique,  $T_m$  la température de fusion et  $T_0$  la température ambiante du matériau. Comme mentionné précédemment, plus l'énergie linéique augmente, plus le dépôt sera large. Cette évolution n'est cependant pas linéaire puisque  $W$  dépend de  $P^{2/3}/V^{1/3}$ . La forme des dépôts est également gouvernée par la vitesse de refroidissement, liée au pompage thermique provoqué par le métal de base et le support sur lequel ce dernier repose pendant le dépôt. Les mouvements de convection au sein du bain entrent aussi en jeu, dépendants de la température mais aussi de la composition chimique de la surface sur laquelle est déposée le dépôt, comme constaté dans les travaux de Hautesserre (HAUTESSERRE, 2022). Pour toutes ces raisons les propriétés du substrat sont utilisées pour le calcul de la largeur théorique.

Nous proposons ici d'adapter la relation analytique de la largeur au cas du procédé TIG. Les dépôts réalisés dans cette étude ont une pénétration allant de 100  $\mu\text{m}$  à 1,3 mm. Afin de mieux représenter la surface d'échange entre la zone fondue et le substrat, il est alors proposé de l'assimiler au  $\frac{3}{4}$  d'une sphère, telle qu'illustrée sur la Figure III-7.

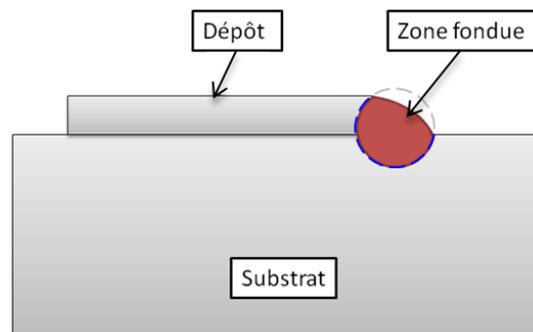


Figure III-7 : Schéma de la surface d'échange entre la zone fondue et le substrat. Adapté de (EL CHEIKH, 2012).

Avec un procédé à l'arc, la puissance de celui-ci se calcule en multipliant le courant par la tension de soudage. Dans notre étude, ces derniers sont mesurés à l'aide du système DAQ disponible sur le robot Polycar. Tout comme dans le cas d'un procédé utilisant un laser, une partie de l'énergie fournie par l'arc est perdue, en partie par le rayonnement de celui-ci. Le coefficient  $A_{Global}$  intègre alors le coefficient de rendement du procédé, qui n'est pas connu, et offre une certaine flexibilité concernant la surface d'échange, arbitrairement fixée au  $\frac{3}{4}$  de la surface d'une sphère. La relation analytique de la largeur peut alors être réécrite avec l'équation III-5 :

$$W_{théo} = \left( \frac{4A_{Global}UI\sqrt{\pi\alpha}}{3\pi k\sqrt{V_s}(T_m - T_0)} \right)^{\frac{2}{3}} \quad (III - 5)$$

### 3.1.2.2 Relation de la section

Quant à la section du dépôt, dans le cas d'un procédé utilisant du fil, en supposant que la totalité du fil dévidé est fondue, elle se calcule à l'aide du diamètre du fil  $\emptyset$ , de la vitesse de dévidement du fil  $V_f$  et de la vitesse de soudage  $V_s$ , selon l'équation III-6 :

$$S_{théo} = \frac{\pi\emptyset^2}{4} \times \frac{V_f}{V_s} \quad (III - 6)$$

C'est alors le débit massique de matière déposée, soit la vitesse de dévidement du fil ainsi que la vitesse d'avance de la torche, qui gouverne la section du cordon. L'effet de la tension de surface impose une géométrie arrondie en minimisant l'énergie de l'interface, permettant d'assimiler le dépôt à une portion de disque.

### 3.1.2.3 Relation de la hauteur

Connaissant la section  $S_{théo}$  et la largeur théorique  $W_{théo}$ , il est alors possible de calculer la hauteur théorique  $H_{théo}$ . Le problème peut alors être décrit par deux cas de figures distincts.

$$Cas\ n^{\circ}1 : si\ S_{théo} < \frac{\pi W_{théo}^2}{8}$$

Dans le premier cas (Figure III-6), la portion de disque représentant la section du cordon est inférieure à la surface du demi-disque. La relation de Harris et Stocker permet de relier la section d'une portion de disque à sa hauteur et sa largeur pour un angle  $\phi$  compris entre 0 et 180° (Figure III-6), avec une erreur au plus de 0,8 % (HARRIS *et al.*, 2011). Cette relation est décrite par l'équation III-7 :

$$S_{théo} = \frac{2}{3} \times W_{théo} \times H_{théo} + \frac{H_{théo}^3}{2 \times W_{théo}} \quad (III - 7)$$

La hauteur peut être déterminée en transformant l'équation III-7 pour la présenter sous sa forme canonique, selon l'équation III-8 :

$$H_{théo}^3 + \frac{4W_{théo}^2}{3} H_{théo} - 2W_{théo} S_{théo} = 0 \quad (III - 8)$$

**Chapitre 3 : Relation entre les paramètres du procédé et la géométrie des cordons dans le cas de dépôts sur une tôle de 304L**

Pour résoudre cette équation du troisième degré, il est possible d'appliquer la méthode de Cardan. Le déterminant peut alors se calculer avec l'équation III-9 :

$$\Delta = -\left(4 \times \left(\frac{4W_{\text{théo}}^2}{3}\right)^3 + 27 \times (-2W_{\text{théo}}S_{\text{théo}})^2\right)$$

$$\Delta = -\frac{256}{27}W_{\text{théo}}^6 - 108 W_{\text{théo}}^2 S_{\text{théo}}^2 \quad (\text{III} - 9)$$

Le déterminant étant négatif, il y a alors une seule solution réelle, permettant de calculer la hauteur théorique dépendante de la largeur et de la section théoriques de la portion de disque, décrite par l'équation III-10 :

$$H_{\text{théo}} = \sqrt[3]{\frac{2 \times W_{\text{théo}} \times S_{\text{théo}} + \sqrt{\frac{-\Delta}{27}}}{2}} + \sqrt[3]{\frac{2 \times W_{\text{théo}} \times S_{\text{théo}} - \sqrt{\frac{-\Delta}{27}}}{2}} \quad (\text{III} - 10)$$

*Cas n°2 : si  $S_{\text{théo}} > \frac{\pi W_{\text{théo}}^2}{8}$*

Dans le second cas, la portion de disque représentant la section du cordon est supérieure à la surface du demi-disque. L'erreur associée à la relation de Harris et Stocker présentée par l'équation III-7 augmente alors drastiquement avec  $\phi$  (Figure III-6) lorsque  $\phi$  est supérieur à  $180^\circ$ . La section théorique du cordon  $S_{\text{théo}}$ , peut cette-fois se calculer avec l'équation III-11 en calculant la différence entre la section totale du disque et la section complémentaire  $S'$ , calculée avec la relation de Harris et Stocker pour conserver une précision avec une erreur au plus de 0,8 %.

$$S_{\text{théo}} = \pi \times R_{\text{théo}}^2 - \left(\frac{2}{3} \times W_{\text{théo}} \times (2 \times R_{\text{théo}} - H_{\text{théo}}) + \frac{(2R_{\text{théo}} - H_{\text{théo}})^3}{2 \times W_{\text{théo}}}\right) \quad (\text{III} - 11)$$

La distance entre le centre du disque et la surface du substrat peut alors s'exprimer avec l'équation III-12 :

$$r_{\text{théo}} = H_{\text{théo}} - R_{\text{théo}} \quad (\text{III} - 12)$$

L'application du théorème de Pythagore couplée à l'équation III-12 permet alors de relier le rayon du cercle à sa hauteur et sa largeur par l'équation III-13 :

$$R_{\text{théo}} = \frac{4H_{\text{théo}}^2 + W_{\text{théo}}^2}{8H_{\text{théo}}} \quad (\text{III} - 13)$$

Ainsi, grâce à l'équation III-13, l'équation III-11 peut être réduite à une relation entre  $W_{\text{théo}}$  et  $H_{\text{théo}}$ , et résolue, par exemple, en utilisant Matlab avec la fonction « fsolve », avec pour inconnue  $H_{\text{théo}}$ .

### 3.1.3 Détermination expérimentale

La hauteur  $H_{exp}$  et la largeur  $W_{exp}$  expérimentales des dépôts ont été mesurées par microscopie numérique après polissage et attaque électrolytique à l'acide nitrique.

Ainsi, la section expérimentale de chaque dépôt a été calculée en utilisant la relation de Harris et Stocker (HARRIS *et al.*, 2011) décrite par l'équation III-14 dans le cas n°1 ou décrite par l'équation III-15 dans le cas n°2 (Figure III-6).

Cas n°1 : si  $H_{exp} < \frac{W_{exp}}{2}$

$$S_{exp} = \frac{2}{3} \times W_{exp} \times H_{exp} + \frac{H_{exp}^3}{2 \times W_{exp}} \quad (III - 14)$$

Cas n°2 : si  $H_{exp} > \frac{W_{exp}}{2}$

$$S_{exp} = \pi \times R_{exp}^2 - \left( \frac{2}{3} \times W_{exp} \times (2 \times R_{exp} - H_{exp}) + \frac{(2R_{exp} - H_{exp})^3}{2 \times W_{exp}} \right) \quad (III - 15)$$

$$R_{exp} = \frac{4H_{exp}^2 + W_{exp}^2}{8H_{exp}}$$

## 3.2 Étude dans le cas où le fil est de même nature que le substrat

### 3.2.1 Optimisation du coefficient $A_{Global}$

Suite aux essais de dépôts de fil 304L sur des tôles de 304L, les largeurs, les hauteurs et les sections théoriques et expérimentales ont été déterminées. Les valeurs des constantes utilisées pour calculer la largeur théorique, décrite par l'équation III-5, sont présentées dans le Tableau III-2 et sont issues de la littérature concernant les propriétés du matériau. Le coefficient  $A_{Global}$  a été optimisé à l'aide de Matlab avec la fonction « regress » afin de maximiser la corrélation du modèle de la largeur théorique avec les expériences. L'incertitude sur  $A_{Global}$  est calculée avec l'équation III-16 où  $b_{int_{max}}$  et  $b_{int_{min}}$  sont respectivement la borne haute et basse de l'intervalle de confiance à 95 %. Diviser par  $2 \times 1,95996$  permet de déterminer l'écart-type d'une loi normale centrée avec un intervalle de confiance de 95 %.

$$SD = \frac{b_{int_{max}} - b_{int_{min}}}{2 \times 1,95996} \quad (III - 16)$$

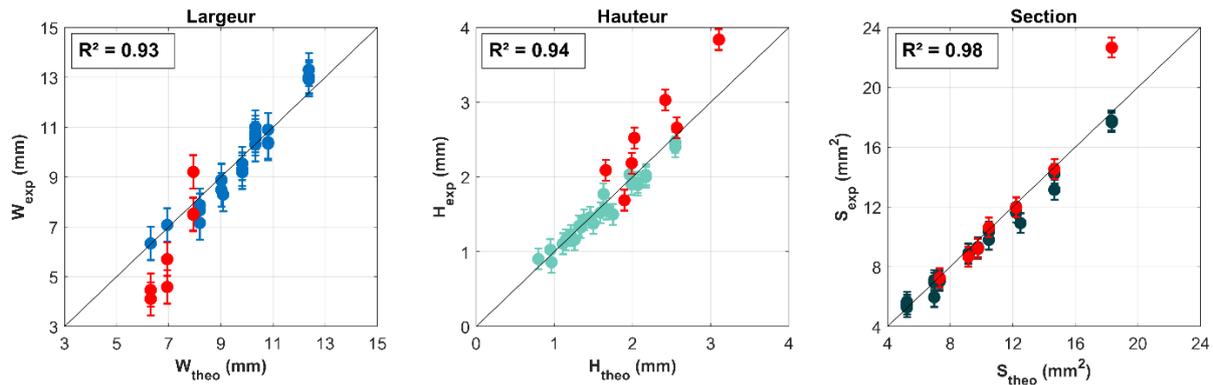
	$A_{Global}$	$\alpha$ ( $10^{-6}m^2 \cdot s^{-1}$ )	$k$ ( $W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$ )	$T_m$ ( $^{\circ}C$ )
304L	$0,3702 \pm 0,0063$	3,80	15	1400

Tableau III-2 : Valeurs des constantes utilisées pour calculer les largeurs et hauteurs théoriques (ASM HANDBOOK COMMITTEE, 1990b; DAVIS, 1998).

### Chapitre 3 : Relation entre les paramètres du procédé et la géométrie des cordons dans le cas de dépôts sur une tôle de 304L

La Figure III-8 présente les résultats de la largeur, de la hauteur et de la section mesurées expérimentalement en fonction des valeurs théoriques. Les barres d'erreur correspondent aux calculs d'incertitude réalisés dans la partie 2.2 de ce chapitre. La même méthodologie a été appliquée pour la section  $S$ . Afin d'étudier l'écart entre les valeurs théoriques et expérimentales, les coefficients de détermination  $R^2$  ont été calculés à l'aide de l'équation III-16 et sont visibles sur chaque graphique, où  $\hat{y}$  représente la valeur calculée par le modèle et  $\bar{y}$  la valeur moyenne de la série de mesures expérimentales.

$$R^2 = 1 - \frac{\sum(\hat{y} - y)^2}{\sum(\bar{y} - y)^2} \quad (\text{III} - 16)$$



*Figure III-8 : Graphiques présentant la largeur, la hauteur et la section mesurées expérimentalement en fonction de la valeur théorique calculée à partir des paramètres procédé après optimisation du coefficient  $A_{Global}$  dans le cas de dépôts de fil 304L sur des tôles 304L. Les marqueurs rouges correspondent aux dépôts présentant des défauts de manque de fusion ou d'effondrement n'ayant pas été pris en compte dans les modèles.*

Le modèle ne s'appliquant qu'au cas où les dépôts ne présentent pas de défaut, les essais dont les cordons présentent des manques de fusion ont été écartés. Dans cette étude, tous les dépôts sans défaut présentaient une géométrie dont le centre du cercle est en-dessous de la surface du substrat (cas n°1 de la Figure III-6). Parmi les sept essais écartés, quatre se trouvent dans le cas n°1 dont trois qui sont proches du cas limite et trois se trouvent dans le cas n°2.

Comme indiqué sur la Figure III-8, les dépôts présentant des défauts (marqueurs rouges) montrent des valeurs considérablement éloignées de celles prédites par le modèle, en particulier pour la largeur et la hauteur du cordon. Il est toutefois notable que, bien que le modèle reproduise mal la répartition géométrique ( $H$  et  $W$ ) des cordons présentant un défaut de fusion, il reproduit fidèlement leur section expérimentale dès lors que la totalité du fil déposé est fondue. En effet, un défaut de fusion du fil entraîne une déviation importante au modèle, comme l'illustre la section expérimentale située à  $23 \text{ mm}^2$  où des bouts de fil n'ont pas fondu correctement et sont restés collés à la surface du cordon. En effet, dans ce cas-ci, le dépôt ne peut pas être décrit comme une portion de disque.

En l'absence de défaut rendant le cordon inapproprié pour une utilisation concrète, les résultats mettent en évidence une bonne corrélation entre les mesures expérimentales et les valeurs théoriques calculées par le modèle, avec des coefficients de détermination  $R^2$  proches de 1. L'examen des résidus, obtenus en calculant la différence entre les valeurs expérimentales et théoriques (Figure III-9), offre une analyse plus fine de l'adéquation entre le modèle proposé et les mesures expérimentales.

### Chapitre 3 : Relation entre les paramètres du procédé et la géométrie des cordons dans le cas de dépôts sur une tôle de 304L

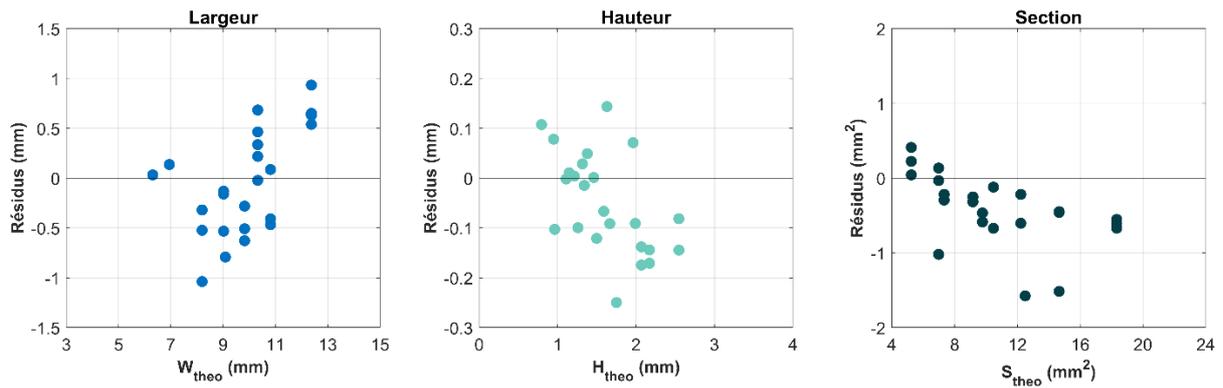


Figure III-9 : Graphiques présentant les résidus de la largeur, la hauteur et la section, obtenus en calculant la différence entre les valeurs expérimentales et théoriques, en fonction de la valeur théorique, après optimisation du coefficient  $A_{Global}$  dans le cas de dépôts de fil 304L sur des tôles 304L.

La distribution des résidus relatifs à la section se trouve principalement dans les valeurs négatives, ce qui indique une légère surestimation de la théorie par rapport à l'expérience. Cela se traduirait donc par une surestimation potentielle de la quantité de matière déposée, et donc de la section du dépôt. Pour confirmer cette hypothèse, les tôles ont été pesées avant et après les dépôts. Ainsi, la masse déposée réelle a pu être comparée à la masse théorique calculée à l'aide de l'équation III-17, où  $\rho$  correspond à la masse volumique de l'alliage 304L et  $l$  la longueur du dépôt :

$$m_{théo} = \frac{V_f \times \rho \times \pi \times \left(\frac{\varnothing}{2}\right)^2 \times l}{V_s} \quad (III - 17)$$

Il s'avère, qu'en moyenne, une perte de masse de  $2,2\% \pm 1,3\%$  est constatée par rapport à la masse déposée attendue. Tout d'abord, cela peut s'expliquer par un écart entre la valeur de la vitesse de dévidement du fil paramétrée sur le dévidoir et la vitesse réelle. Cela pourrait se contrôler alors avec l'utilisation d'un tachymètre pour obtenir la vitesse de dévidement de fil réelle. De plus, la perte de masse pourrait être due à des effets non pris en compte par le modèle tels que l'évaporation d'éléments d'alliage lors du dépôt. Cependant, il est probable que la proportion de ceux-ci soit dépendante des paramètres du procédé tels que l'énergie linéique ou la vitesse de dévidement du fil, rendant délicat d'appliquer une correction fixe sur  $V_f$ . En outre, cette différence de masse est également liée aux régimes transitoires du dépôt. En effet, en début de dépôt il y a un temps de latence entre le moment où l'arc est généré et le moment où le fil commence à se dévider pour être fondu dans le bain de fusion. De même, à la fin du dépôt, il y a un temps de rétractation pendant lequel le fil n'est pas déposé dans le bain fondu. Ces temps transitoires sont spécifiques à chaque robot et aux réglages définis par l'utilisateur. De plus, il est difficile de quantifier la part de perte de masse due à l'évaporation des éléments ou au décalage temporel entre le dévidement/rétractation du fil et le moment où il est fondu dans le bain.

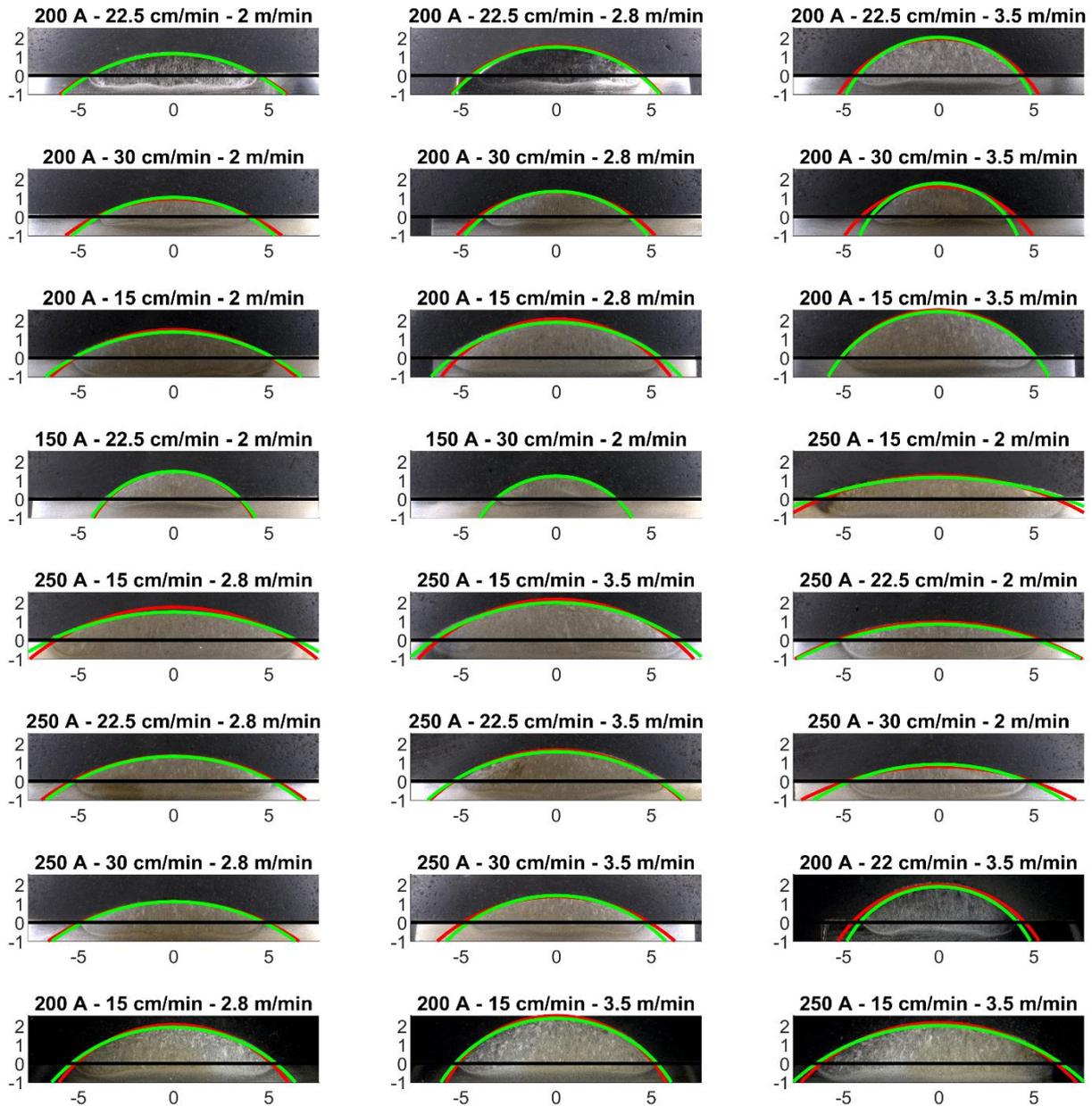
### Chapitre 3 : Relation entre les paramètres du procédé et la géométrie des cordons dans le cas de dépôts sur une tôle de 304L

En ce qui concerne la distribution des résidus relatifs à la largeur et de ceux relatifs à la hauteur (Figure III-9), on observe respectivement une légère augmentation et une légère diminution de la valeur des résidus avec les valeurs théoriques de  $W$  et  $H$ . Ces derniers ne sont cependant pas systématiquement positifs ou négatifs, et sont au contraire répartis plutôt bien autour de zéro. Cette dépendance linéaire pourrait s'expliquer par le modèle analytique de la largeur qui ne décrit pas parfaitement le dépôt. En effet, ce modèle décrit par l'équation III-5, estime, dès lors que la puissance est supérieure à zéro, que la largeur de la zone fondue est positive. Or, cela n'est pas correct puisqu'il est nécessaire de fournir une puissance minimale avant de commencer à fondre le métal. Ce modèle pourrait alors avoir un domaine de validité sur une plage de puissance utilisée.

Une deuxième étude a donc été menée sur la largeur et la hauteur des dépôts en modifiant le modèle analytique de la largeur, qui sera présenté dans la partie suivante (3.2.2).

Malgré ces écarts, la superposition des portions de disque théorique et expérimentale sur les macrographies, visible sur la Figure III-10 pour chaque dépôt sans défaut, met en évidence une très bonne reproduction de la géométrie des dépôts. Ce modèle sera donc utilisé lors des simulations numériques présentées dans le chapitre six pour reconstruire automatiquement les géométries des dépôts en fonction des paramètres du procédé.

**Chapitre 3 : Relation entre les paramètres du procédé et la géométrie des cordons dans le cas de dépôts sur une tôle de 304L**



*Figure III-10 : Représentation de la construction des portions de disque avec les mesures expérimentales (courbes vertes) et les données issues du modèle (courbes rouges) après optimisation du coefficient  $A_{Global}$  dans le cas de dépôts de fil 304L sur des tôles 304L. La droite noire représente la surface du substrat. Les axes sont gradués en mm, et le titre de chaque figure indique l'intensité de soudage, la vitesse de dépôt et la vitesse de dévidement du fil utilisée pour le dépôt. Les 4 dernières macrographies correspondent aux essais reproduits sur le robot cartésien.*

### 3.2.2 Ajout d'un coefficient constant dans la relation analytique de la largeur

Comme mentionné précédemment, le modèle analytique de la largeur estime que la largeur de la zone fondue est positive dès lors que la puissance de soudage est supérieure à zéro. Cependant, il est nécessaire d'appliquer une puissance minimale avant de commencer à fondre le métal. Afin de prendre en considération cet aspect, le modèle de la largeur a été modifié en ajoutant une constante, cst comme présenté dans l'équation III-18 :

$$W_{théo} = \left( \frac{4A_{Global}UI\sqrt{\pi\alpha}}{3\pi k\sqrt{V_s}(T_m - T_0)} \right)^{\frac{2}{3}} + cst \quad (III - 18)$$

En étant négative, cette constante permet d'estimer que la largeur est positive, à partir d'une puissance  $P$  minimale. La Figure III-11 illustre l'effet d'ajouter une constante sur le modèle de la largeur pour trois vitesses de soudage  $V_s$  différentes.

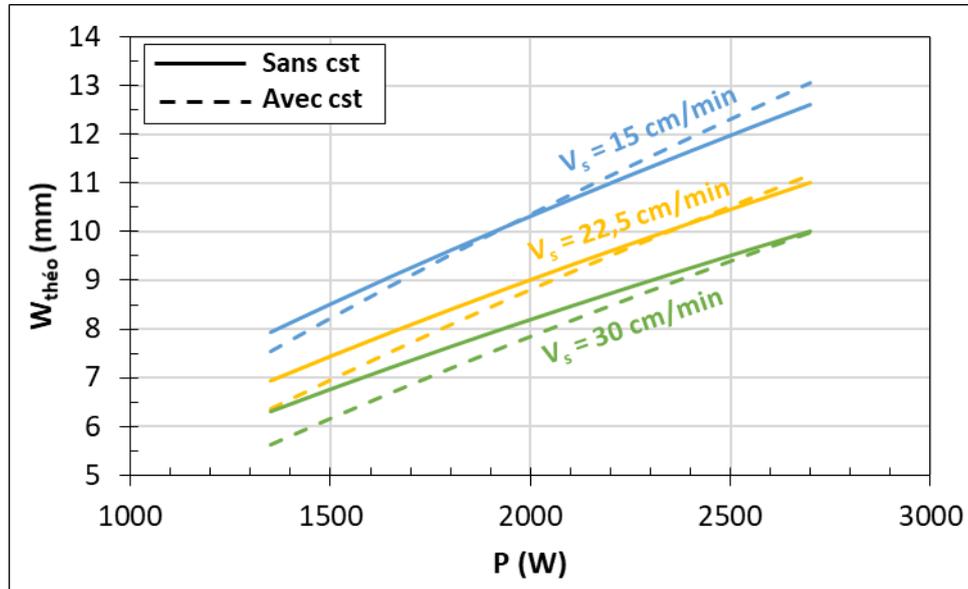
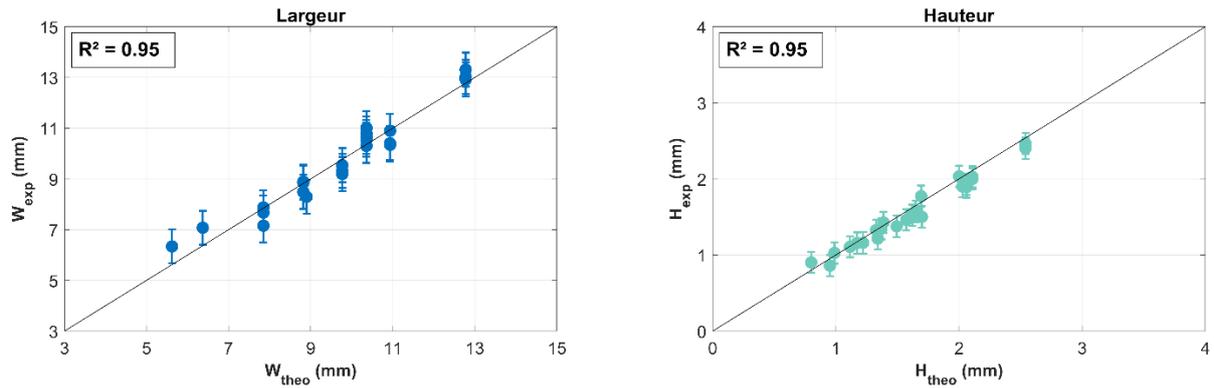


Figure III-11 : Illustration du modèle de la largeur avec ou sans constante  $cst$  dans la relation analytique. Pour le modèle sans la constante  $A_{Global} = 0,3702$ . Pour le modèle avec la constante  $A_{Global} = 0,474$  et  $cst = -1,81$ .

Il est constaté que le nouveau modèle est inférieur à l'ancien jusqu'à une certaine valeur de la puissance, dépendant de la vitesse de soudage, puis il devient supérieur au-delà. Cette méthode permettrait alors de s'approcher au mieux des données expérimentales. En effet, pour des faibles valeurs de la largeur, et donc pour des puissances plus faibles, le modèle surestimait la largeur par rapport aux données expérimentales (Figure III-9), tandis qu'il le sous-estimait pour des largeurs plus élevées, donc pour des puissances plus élevées.

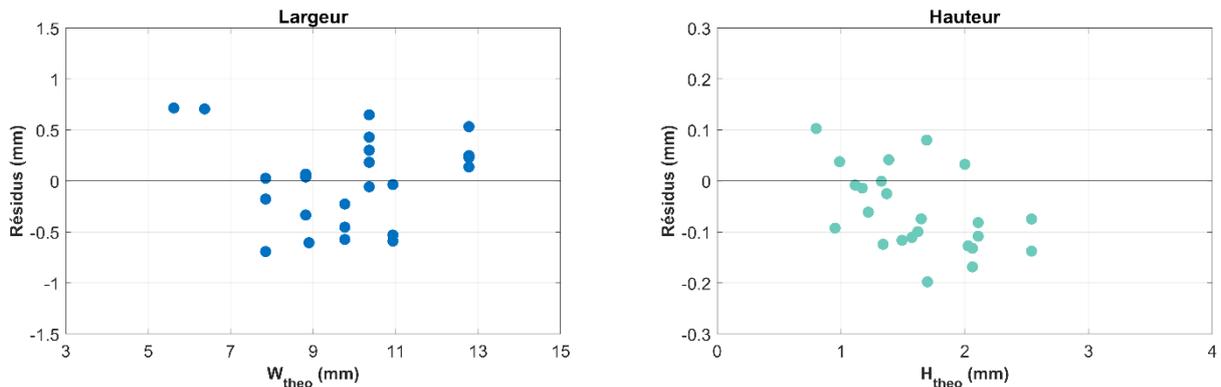
Le modèle a alors été de nouveau optimisé en ajustant le coefficient  $A_{Global}$  et le coefficient  $cst$ , ce qui a permis d'obtenir les valeurs  $A_{Global} = 0,474 \pm 0,036$  et  $cst = -1,81 \pm 0,60$  mm. Les nouveaux résultats de la largeur et de la hauteur sont présentés dans la Figure III-12. La section n'est pas présentée à nouveau car son calcul est indépendant de celui de la largeur. Les modifications apportées n'ont alors pas d'impact sur le calcul de la section via le modèle. Il est constaté tout d'abord une meilleure adéquation entre modèles et expérimentations pour la largeur et la hauteur, avec des coefficients de détermination passant respectivement de 0,93 à 0,95 et de 0,94 à 0,95.

**Chapitre 3 : Relation entre les paramètres du procédé et la géométrie des cordons dans le cas de dépôts sur une tôle de 304L**



*Figure III-12 : Graphiques présentant la largeur et la hauteur mesurées expérimentalement en fonction de la valeur théorique calculée à partir des paramètres procédé après optimisation des coefficients  $A_{Global}$  et  $cst$  dans le cas de dépôts de fil 304L sur des tôles 304L.*

De plus, l'analyse des résidus, présentée en Figure III-13, met en avant une répartition plus aléatoire des valeurs autour zéro, moins dépendante de la valeur théorique de la largeur et de la hauteur.



*Figure III-13 : Graphiques présentant les résidus relatifs à la largeur et à la hauteur, obtenus en calculant la différence entre les valeurs expérimentales et théoriques, en fonction de la valeur théorique, après optimisation des coefficients  $A_{Global}$  et  $cst$  dans le cas de dépôts de fil 304L sur des tôles 304L.*

La relation analytique de  $W_{théo}$  utilisant la constante semble effectivement améliorer le modèle du disque et sera alors à privilégier pour prédire de façon plus précise la géométrie des dépôts. La superposition des macrographies avec la nouvelle reconstruction de la portion de disque théorique et les résultats expérimentaux sont présentés en Annexe 4 pour chaque dépôt sans défaut.

Cette étude ayant été réalisée après celles concernant les simulations du chapitre six, le modèle analytique de la largeur sans la constante a été utilisé pour construire la géométrie des dépôts simulés. Les résultats satisfaisants obtenus avec le modèle sans la constante (Figure III-10), justifie tout de même son utilisation.

### 3.3 Étude dans le cas où le fil n'est pas de même nature que le substrat

Le modèle disque a été appliqué dans le cas où un fil de composition chimique différente est déposé sur le substrat 304L, ainsi que dans le cas où deux fils de compositions chimiques différentes sont mélangés. Pour cela, plusieurs configurations expérimentales ont été réalisées avec le robot cartésien. Chaque configuration de dépôt pour les différents fils ainsi que leur proportion respective sont présentées dans le Tableau III-3. Pour chaque configuration, 4 essais ont été effectués en utilisant les paramètres indiqués dans le Tableau III-4, donnant un total de 32 conditions de dépôt testées.

Parmi les 32 conditions testées, 6 essais ont présenté des irrégularités ou des défauts de manque de fusion, liés à une énergie insuffisante pour fondre correctement le(s) fil(s), justifiant leur exclusion pour l'analyse du modèle.

Configurations	Fil 1	Fil 2
1	100 % 430	-
2	75 % 304L	25 % 430
3	50 % 304L	50 % 430
4	25 % 304L	75 % 430
5	100 % 415	-
6	25 % 304L	75 % 415
7	50 % 304L	50 % 415
8	75 % 304L	25 % 415

Tableau III-3 : Configurations testées indiquant les fils déposés et leur proportion.

N° essai	I (A)	$V_s$ (cm/min)	$V_f$ (m/min)
1	150	30	2,0
2	200	30	3,5
3	200	15	2,8
4	250	15	3,5

Tableau III-4 : Paramètres de dépôt pour chaque configuration de fils déposés.

### 3.3.1 Optimisation du coefficient $A_{Global}$

Trois niveaux d'optimisation sont considérés, le premier correspond à l'optimisation du coefficient  $A_{Global}$  sur l'ensemble de la série de données. Ensuite l'optimisation a été réalisée en fonction de la nature des fils déposés, menant à trois coefficients  $A_{Global}$ , un pour chacun des fils, en appliquant une loi des mélanges sur ces coefficients dépendante de la proportion des fils déposés. Enfin, huit optimisations du coefficient  $A_{Global}$  ont été réalisées pour chacune des configurations de dépôt réalisées.

#### 3.3.1.1 Sur l'ensemble de la série de mesure

Dans un premier temps,  $A_{Global}$  a été optimisé sur l'ensemble de la série de mesures, soit 26 conditions expérimentales, menant à une valeur de  $0,377 \pm 0,019$ , qui est peu différente de la valeur obtenue dans l'étude précédente sur les dépôts de 304L (0,3702). La Figure III-14 présente les résultats de la largeur, de la hauteur et de la section des cordons mesurés expérimentalement en fonction des valeurs théoriques, ainsi que les coefficients de détermination  $R^2$  pour chaque modèle.

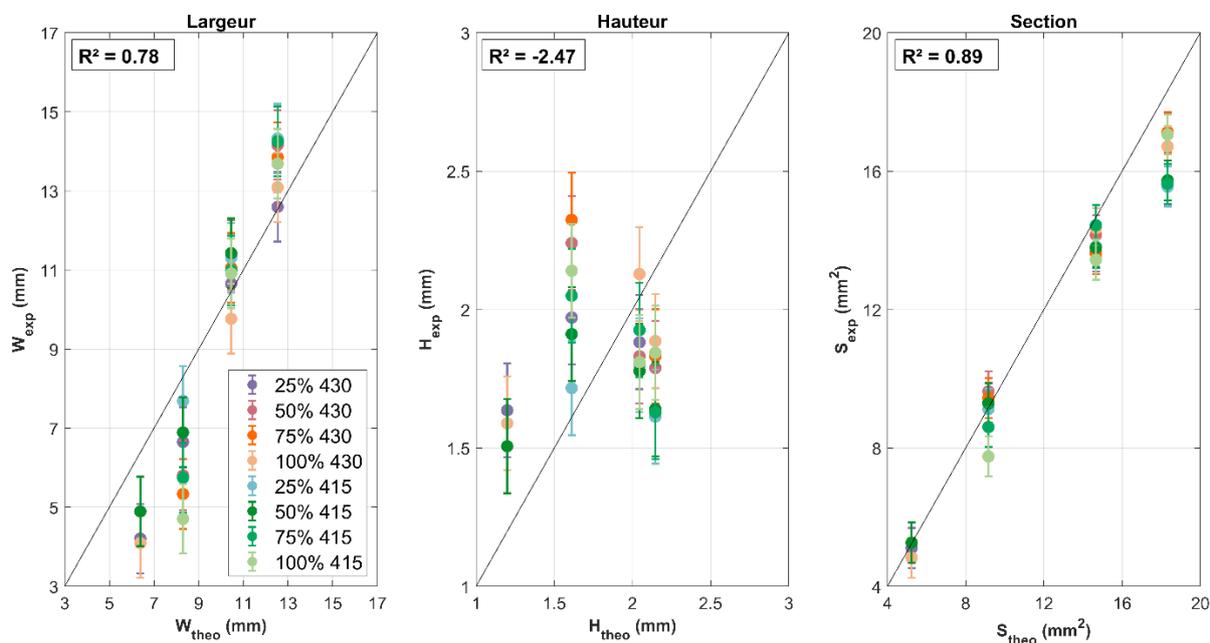


Figure III-14 : Graphiques présentant la largeur, la hauteur et la section mesurées expérimentalement en fonction de la valeur théorique calculée à partir des paramètres procédé après optimisation du coefficient  $A_{Global}$  sur l'ensemble de la série de mesure dans le cas de dépôts de fil 430 ou 415, ou du dépôt d'un mélange de fils 304L – 430 ou 304L – 415 sur des tôles 304L.

Le modèle analytique de la section présente une bonne correspondance avec l'expérience, avec un coefficient de détermination  $R^2$  de 0,89. En ce qui concerne la largeur, le modèle est moins précis, avec un coefficient de détermination  $R^2$  de 0,78. Enfin, la hauteur n'est pas correctement décrite par le modèle, avec un  $R^2$  négatif à -2,47. Les résidus sont présentés dans la Figure III-15 et la superposition des macrographies avec les portions de disque théorique et expérimentale est visible dans la Figure III-16 pour chaque dépôt ne présentant pas de défaut.

### Chapitre 3 : Relation entre les paramètres du procédé et la géométrie des cordons dans le cas de dépôts sur une tôle de 304L

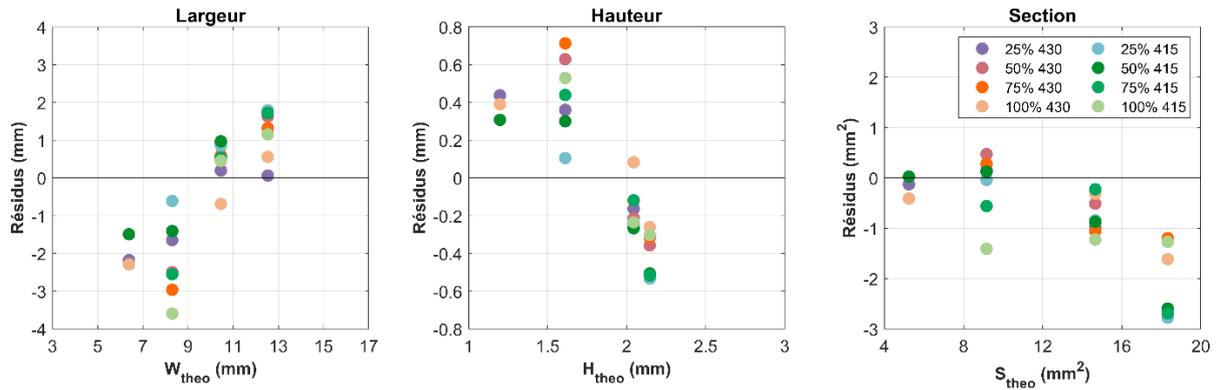


Figure III-15 : Graphiques présentant les résidus de la largeur, la hauteur et la section, obtenus en calculant la différence entre les valeurs expérimentales et théoriques, en fonction de la valeur théorique, après optimisation du coefficient  $A_{Global}$  sur l'ensemble de la série de mesure dans le cas de dépôts de fil 430 ou 415, ou du dépôt d'un mélange de fils 304L – 430 ou 304L – 415 sur des tôles 304L.

Comme lors de l'étude précédente, les résidus de la largeur et de la hauteur semblent montrer respectivement une légère croissance et décroissance en fonction des valeurs théoriques. Quant aux résidus de la section, ils montrent une décroissance avec les valeurs théoriques, mettant en avant un écart plus important par rapport au modèle à mesure que l'énergie linéique augmente. Dans les trois cas, aucune tendance claire n'est observée entre les résidus et la proportion ou la nature des fils.

Il est constaté que les dépôts sont moins bien représentés que lors de l'étude précédente concernant le dépôt de fil 304L, en particulier pour les dépôts les plus étroits. Il semblerait alors qu'utiliser un seul coefficient  $A_{Global}$  dans la relation analytique de la largeur ne permette pas de représenter correctement la géométrie des dépôts.

Il est intéressant de préciser que pour les dépôts les plus étroits, la largeur est systématiquement surestimée et la hauteur sous-estimée tandis que pour les dépôts les plus larges, le contraire est constaté. Cette observation nous permet de pressentir quant à la nécessité, cette fois-ci encore plus marquée, d'ajouter un terme constant dans la relation de la largeur théorique qui permettrait d'équilibrer ces différences comme illustré sur la Figure III-11. Cela sera alors étudié dans la partie 3.3.2.

### Chapitre 3 : Relation entre les paramètres du procédé et la géométrie des cordons dans le cas de dépôts sur une tôle de 304L

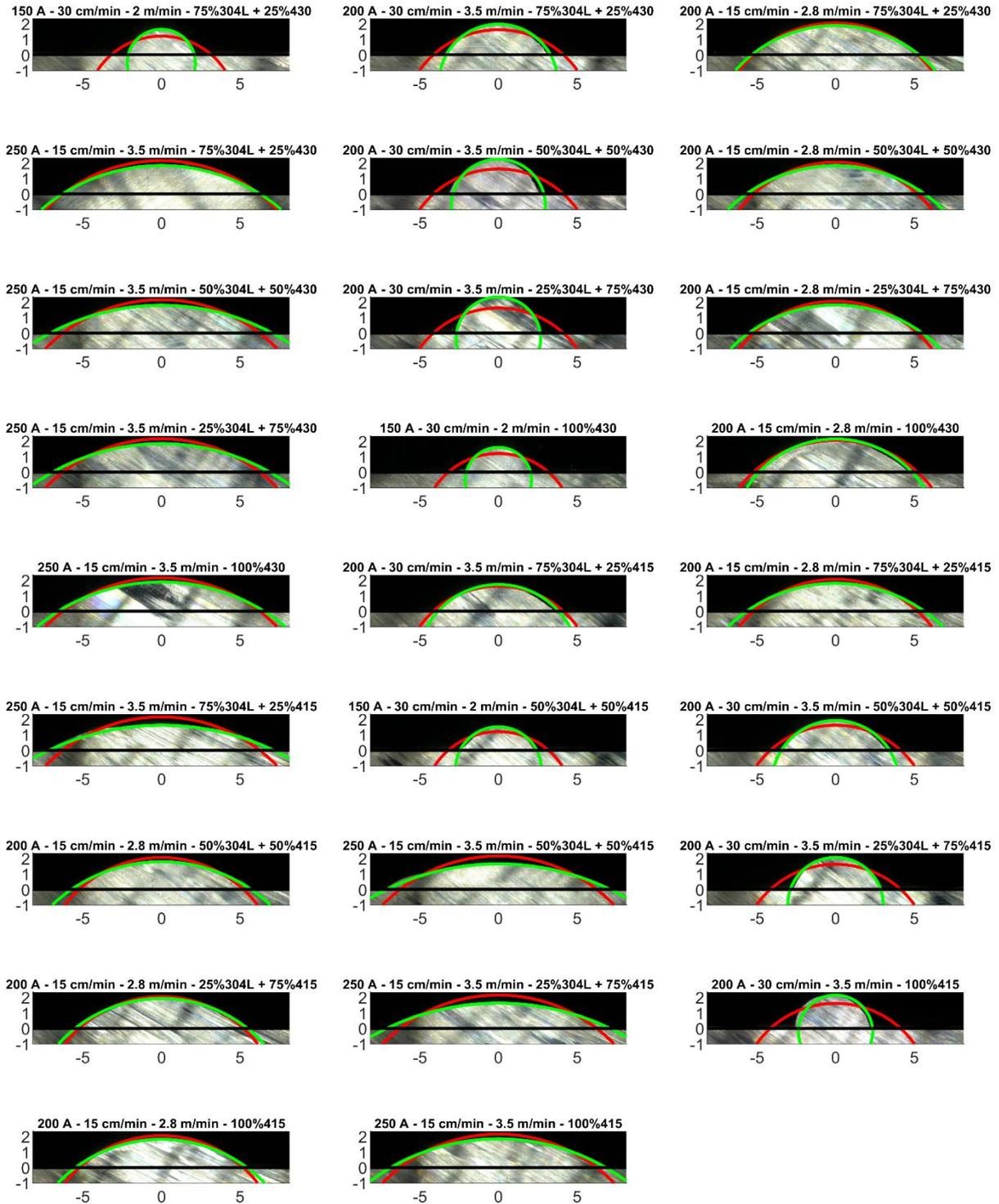


Figure III-16 : Représentation de la construction des portions de disque avec les mesures expérimentales (courbes vertes) et les données issues du modèle (courbes rouges) après optimisation du coefficient  $A_{Global}$  sur l'ensemble de la série de mesure dans le cas de dépôts de fil 430 ou 415, ou du dépôt d'un mélange de fils 304L – 430 ou 304L – 415 sur des tôles 304L. La droite noire représente la surface du substrat. Les axes sont gradués en mm, et le titre de chaque figure indique l'intensité de soudage, la vitesse de dépôt, la vitesse de dévidement du (des) fil(s) et les proportions de fils déposés.

**3.3.1.2 Pour chaque métal d'apport**

Une seconde étude a été menée en optimisant trois coefficients  $A_{Global}$ , soit un pour chaque métal d'apport, sur l'ensemble de la série de mesure, et en appliquant une loi des mélanges en fonction de la proportion de fil utilisée  $p$ , comme décrit par l'équation III-19. Au total, trois coefficients sont donc optimisés avec 26 conditions expérimentales.

$$W_{théo} = \left( p_{304L} \times A_{Global_{304L}}^{\frac{2}{3}} + p_{430} \times A_{Global_{430}}^{\frac{2}{3}} + p_{415} \times A_{Global_{415}}^{\frac{2}{3}} \right) \times \left( \frac{4UI\sqrt{\pi\alpha}}{3\pi k\sqrt{V_s}(T_m - T_0)} \right)^{\frac{2}{3}} \quad (III - 19)$$

L'optimisation conduit à des coefficients  $A_{Global}$  de  $0,397 \pm 0,049$ ,  $0,354 \pm 0,045$  et  $0,375 \pm 0,044$  respectivement pour les fils de 304L, 430 et 415. Ces résultats ne modifient pas fondamentalement la représentation des dépôts par rapport au cas où un seul coefficient  $A_{Global}$  est optimisé, puisque des coefficients de détermination de 0,78 et -2,40 sont obtenus respectivement pour la largeur et la hauteur contre 0,78 et -2,47 précédemment. Alors, optimiser trois coefficients  $A_{Global}$  dépendants de la nature des fils ne permet pas non plus de modéliser correctement la géométrie des dépôts. Les résultats sont néanmoins disponibles dans l'Annexe 5.

**3.3.1.3 Pour chaque catégorie de mélanges étudiés**

Une troisième étude a été menée en optimisant huit coefficients  $A_{Global}$  pour les huit configurations de fil(s) déposé(s). Ainsi, trois à quatre mesures expérimentales ont été utilisées pour optimiser chaque coefficient  $A_{Global}$ . Des coefficients de détermination de 0,80 et -2,28 sont obtenus respectivement pour la largeur et la hauteur témoignant que cette méthode ne permet pas de modéliser correctement la géométrie des dépôts. Bien que les coefficients  $R^2$  soient plus élevés que dans les deux études précédentes, cela reste toujours insuffisants pour prédire les géométries des dépôts. Les résultats sont toutefois disponibles dans l'Annexe 6.

**3.3.2 Optimisation des coefficients  $A_{Global}$  et cst**

A la vue des résultats obtenus dans la partie 3.3.1, contrairement au cas où le fil 304L est déposé sur un substrat 304L, lorsque deux fils sont mélangés, il semblerait que la relation théorique de la largeur sans coefficient constant ne permette pas de prédire de manière satisfaisante la géométrie des dépôts. De ce fait, l'étude a été poursuivie en considérant le coefficient constant dans la relation de la largeur théorique.

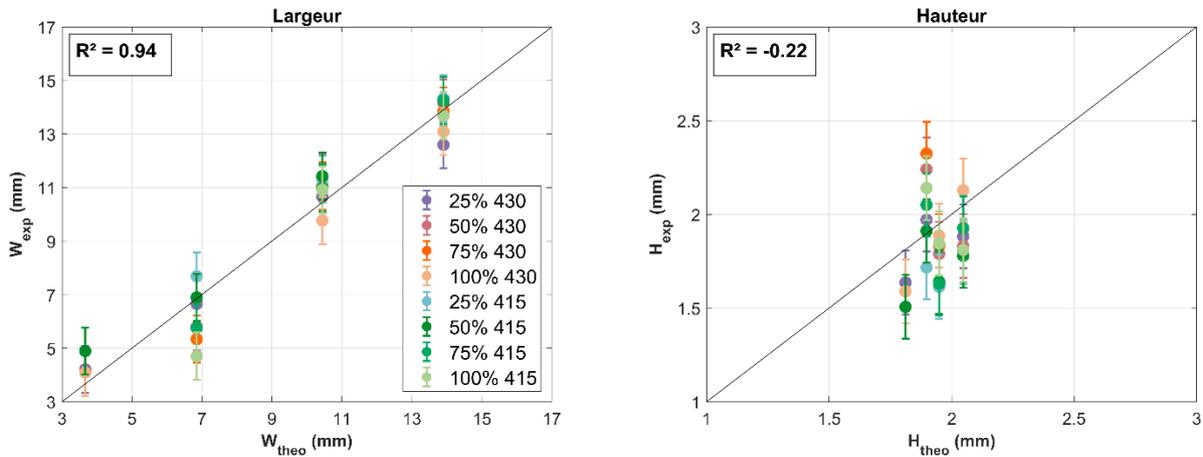
Comme précédemment, trois niveaux d'études sont considérés. Le premier est de réaliser l'optimisation du coefficient  $A_{Global}$  et du coefficient constant  $cst$  sur l'ensemble de la série de données. Ensuite une optimisation de trois coefficients  $A_{Global}$  et de trois coefficients  $cst$  a été réalisée dépendamment de la nature des fils déposés en appliquant une loi des mélanges sur ces coefficients. Enfin, huit optimisations des coefficients  $A_{Global}$  et  $cst$  ont été réalisées pour chacune des configurations de dépôt réalisées.

**3.3.2.1 Sur l'ensemble de la série de mesure**

En considérant le coefficient constant dans la relation théorique, une première optimisation du coefficient  $A_{Global}$  et de  $cst$  a été réalisée sur l'ensemble de la série de données, menant aux valeurs respectives de  $0,811 \pm 0,064$  et  $-6,97 \pm 0,90$ .

**Chapitre 3 : Relation entre les paramètres du procédé et la géométrie des cordons dans le cas de dépôts sur une tôle de 304L**

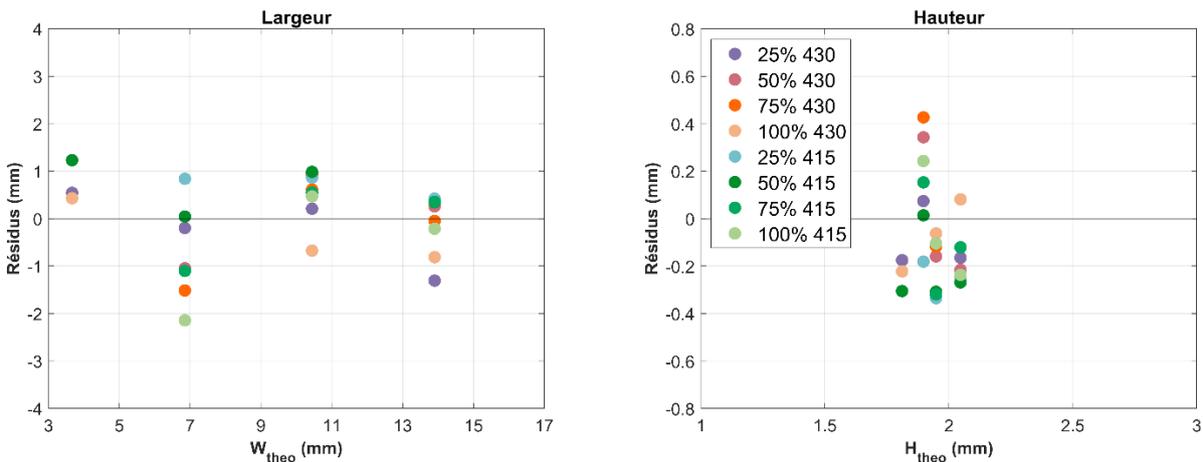
La Figure III-17 présente les résultats de la largeur et de la hauteur des cordons mesurés expérimentalement en fonction des valeurs théoriques, ainsi que les coefficients de détermination  $R^2$  pour chaque modélisation. La section n'est pas présentée de nouveau car son calcul est indépendant de celui de la largeur.



*Figure III-17 : Graphiques présentant la largeur et la hauteur mesurées expérimentalement en fonction de la valeur théorique calculée à partir des paramètres procédé après optimisation des coefficients  $A_{Global}$  et  $cst$  sur l'ensemble de la série de mesure dans le cas de dépôts de fil 430 ou 415, ou de dépôts d'un mélange de fils 304L – 430 ou 304L – 415 sur des tôles 304L.*

Les résultats montrent une nette amélioration du coefficient de détermination  $R^2$  de la largeur par rapport aux optimisations sans le coefficient  $cst$ , passant de 0,80 à 0,94. Le coefficient de détermination de la hauteur a également augmenté, mais ce dernier est toujours négatif à -0,22.

Les résidus sont présentés dans la Figure III-18 et montrent une bonne répartition autour de zéro sans dépendance linéaire claire, contrairement aux études précédentes sans coefficient constant.



*Figure III-18 : Graphiques présentant les résidus relatifs à la largeur et sur la hauteur, obtenus en calculant la différence entre les valeurs expérimentales et théoriques, en fonction de la valeur théorique, après optimisation des coefficients  $A_{Global}$  et  $cst$  sur l'ensemble de la série de mesure dans le cas de dépôts de fil 430 ou 415, ou de dépôts d'un mélange de fils 304L – 430 ou 304L – 415 sur des tôles 304L.*

### Chapitre 3 : Relation entre les paramètres du procédé et la géométrie des cordons dans le cas de dépôts sur une tôle de 304L

La superposition des macrographies avec les portions de disque théoriques et expérimentales sont visibles en Figure III-19 pour chacun des dépôts ne présentant pas de défaut.

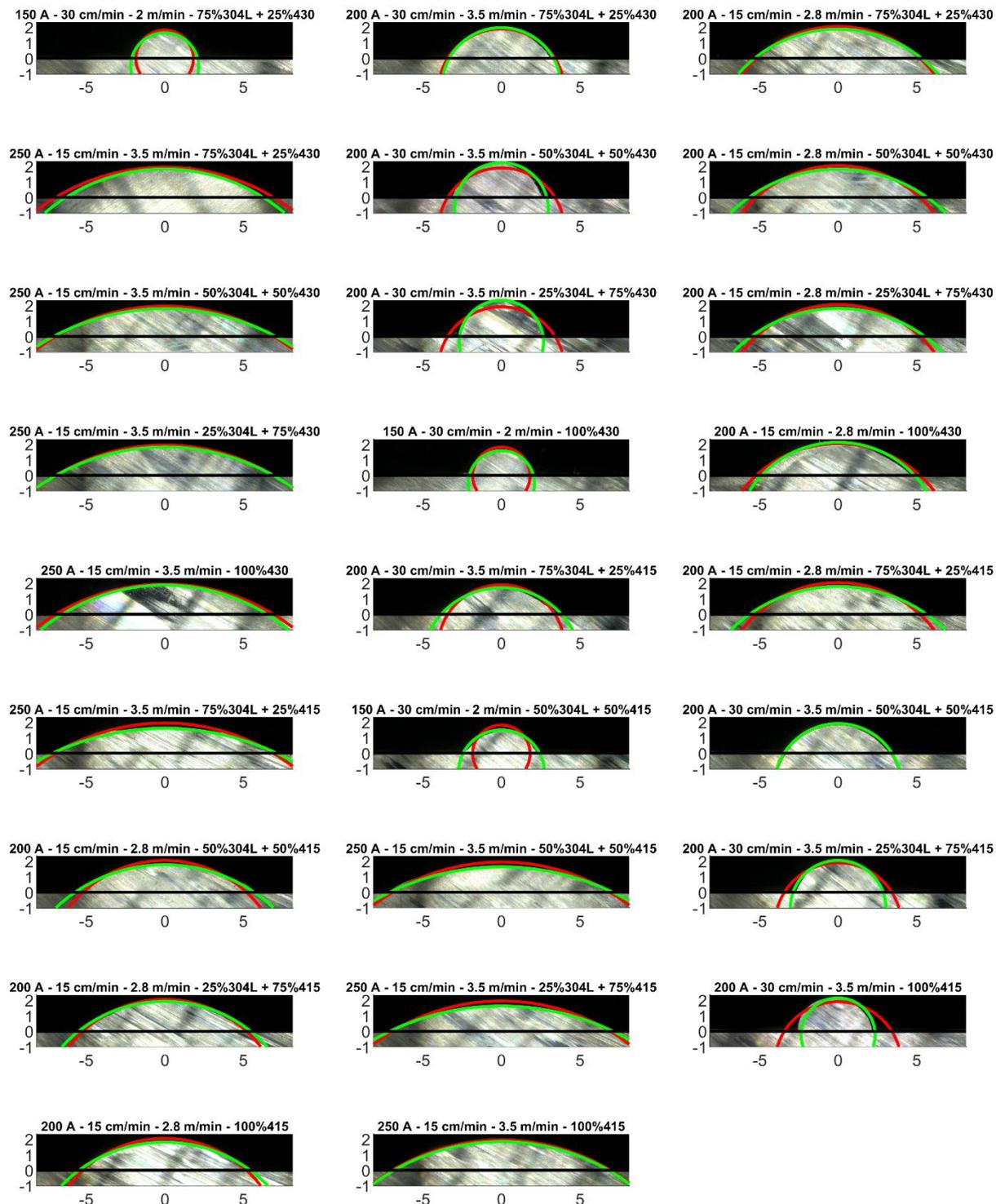


Figure III-19 : Représentation de la construction des portions de disque avec les mesures expérimentales (courbes vertes) et les calculs théoriques (courbes rouges) après optimisation des coefficients  $A_{Global}$  et  $cst$  sur l'ensemble de la série de mesure dans le cas de dépôts de fil 430 ou 415, ou du dépôt d'un mélange de fils 304L – 430 ou 304L – 415 sur des tôles 304L. La droite noire représente la surface du substrat. Les axes sont en mm, et les titres de chaque figure indiquent le courant de soudage, la vitesse de dépôt, la vitesse de dévidement du (des) fil(s) et les proportions de fils déposés.

Bien que la représentation de la géométrie des dépôts par le modèle ait été améliorée par rapport aux études précédentes, elle n'est pas encore suffisamment prédictive, en particulier pour les dépôts étroits. L'ajout d'un coefficient constant à la relation de la largeur et l'optimisation d'un coefficient  $A_{Global}$  et d'un coefficient cst sur l'ensemble de la série de donnée permet donc d'améliorer la représentation des dépôts mais n'est pas suffisant.

### 3.3.2.2 Pour chaque métal d'apport

Une autre étude a donc été menée, en optimisant trois coefficients  $A_{Global}$  et trois coefficients cst, et en appliquant une loi des mélanges en fonction des proportions de fils utilisées, comme décrit par l'équation III-20. Au total, six coefficients sont donc optimisés avec 26 conditions expérimentales.

$$W_{théo} = \left( p_{304L} \times A_{Global_{304L}}^{\frac{2}{3}} + p_{430} \times A_{Global_{430}}^{\frac{2}{3}} + p_{415} \times A_{Global_{415}}^{\frac{2}{3}} \right) \times \left( \frac{4UI\sqrt{\pi\alpha}}{3\pi k\sqrt{v_s}(T_m - T_0)} \right)^{\frac{2}{3}} + p_{304L} \times cst_{304L} + p_{430} \times cst_{430} + p_{415} \times cst_{415} \quad (III - 20)$$

Cette solution semble légèrement améliorer la représentation de la largeur et de la hauteur, puisque leur coefficient de détermination passe respectivement de 0,94 à 0,96 et de -0,22 à -0,18. Cependant, pour deux dépôts (100 % 430 et 50 % 415 à 150 A, 30 cm/min et 2m/min) qui sont proches de la limite entre le cas n°1 et le cas n°2 (Figure III-6), les données théoriques représentent une portion de disque dont le centre est au-dessus de la surface du substrat, tandis qu'expérimentalement ils se trouvent en dessous de la surface du substrat. L'ensemble des résultats est présenté dans l'Annexe 7, où la superposition des portions de disques aux macrographies ne montre pas d'amélioration nette par rapport à l'étude précédente.

### 3.3.2.3 Pour chaque catégorie de mélanges étudiées

Enfin, une optimisation de huit coefficients  $A_{Global}$  et de huit coefficients cst a été réalisée pour chacune des configurations de fil(s) déposé(s). Ainsi, trois à quatre mesures expérimentales ont été utilisées pour optimiser chaque couple de coefficients  $A_{Global}$  et cst.

La Figure III-20 présente les largeurs et hauteurs expérimentales en fonction des valeurs théoriques, ainsi que les coefficients de détermination  $R^2$  associés aux modèles. Il est constaté qu'avec cette méthode, le coefficient  $R^2$  est de 0,98 pour la largeur et cette fois-ci positif, avec une valeur de 0,30 pour la hauteur, mettant en avant une nette amélioration de la modélisation de la largeur et de la hauteur.

Chapitre 3 : Relation entre les paramètres du procédé et la géométrie des cordons dans le cas de dépôts sur une tôle de 304L

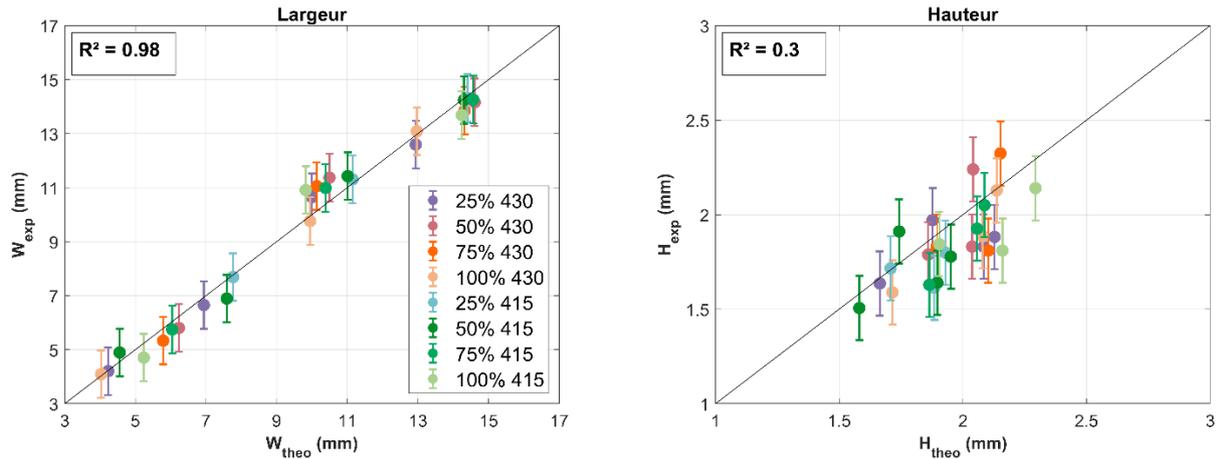


Figure III-20 : Graphiques présentant la largeur et la hauteur mesurées expérimentalement en fonction de la valeur théorique calculée à partir des paramètres procédé après optimisation des coefficients  $A_{Global}$  et  $cst$  pour chaque configuration de dépôt de fil(s) (fil 430 ou 415, ou mélange de fils 304L – 430 ou 304L – 415 sur des tôles 304L).

La Figure III-21 présente les résidus de la largeur et de la hauteur et met en évidence une bonne répartition autour de zéro, avec une amplitude plus faible par rapport au cas précédent suggérant un écart moins important entre les valeurs théoriques et expérimentales.

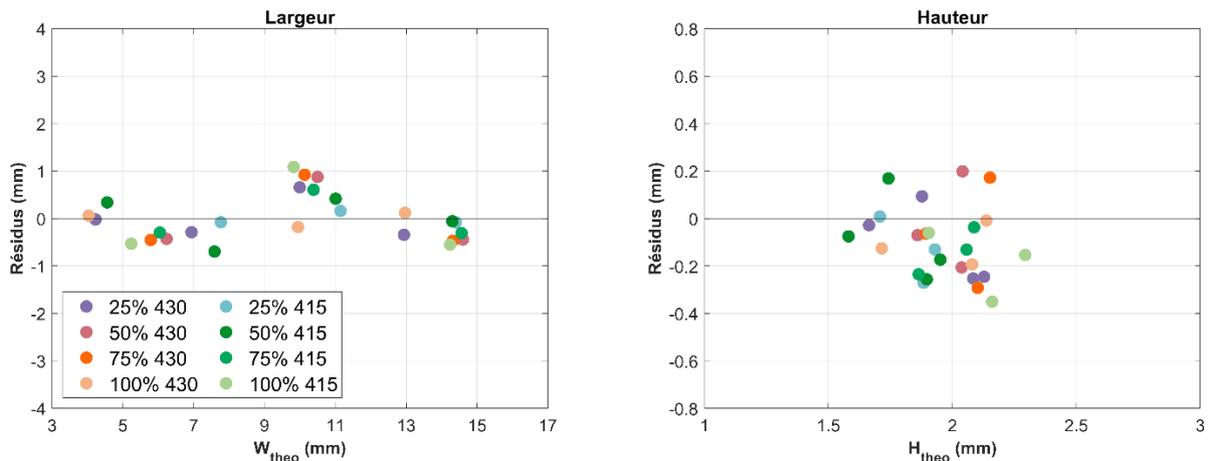


Figure III-21 : Graphiques présentant les résidus de la largeur et de la hauteur, obtenus en calculant la différence entre les valeurs expérimentales et théoriques, en fonction de la valeur théorique, après optimisation des coefficients  $A_{Global}$  et  $cst$  pour chaque configuration de dépôt de fil(s) (fil 430 ou 415, ou mélange de fils 304L – 430 ou 304L – 415 sur des tôles 304L).

La superposition des macrographies avec les portions de disque théoriques et expérimentales est visible dans la Figure III-22 pour chacun des dépôts ne présentant pas de défaut. Cette fois-ci, la représentation des dépôts est nettement améliorée, avec à la fois une largeur et une hauteur correctement représentées.

### Chapitre 3 : Relation entre les paramètres du procédé et la géométrie des cordons dans le cas de dépôts sur une tôle de 304L

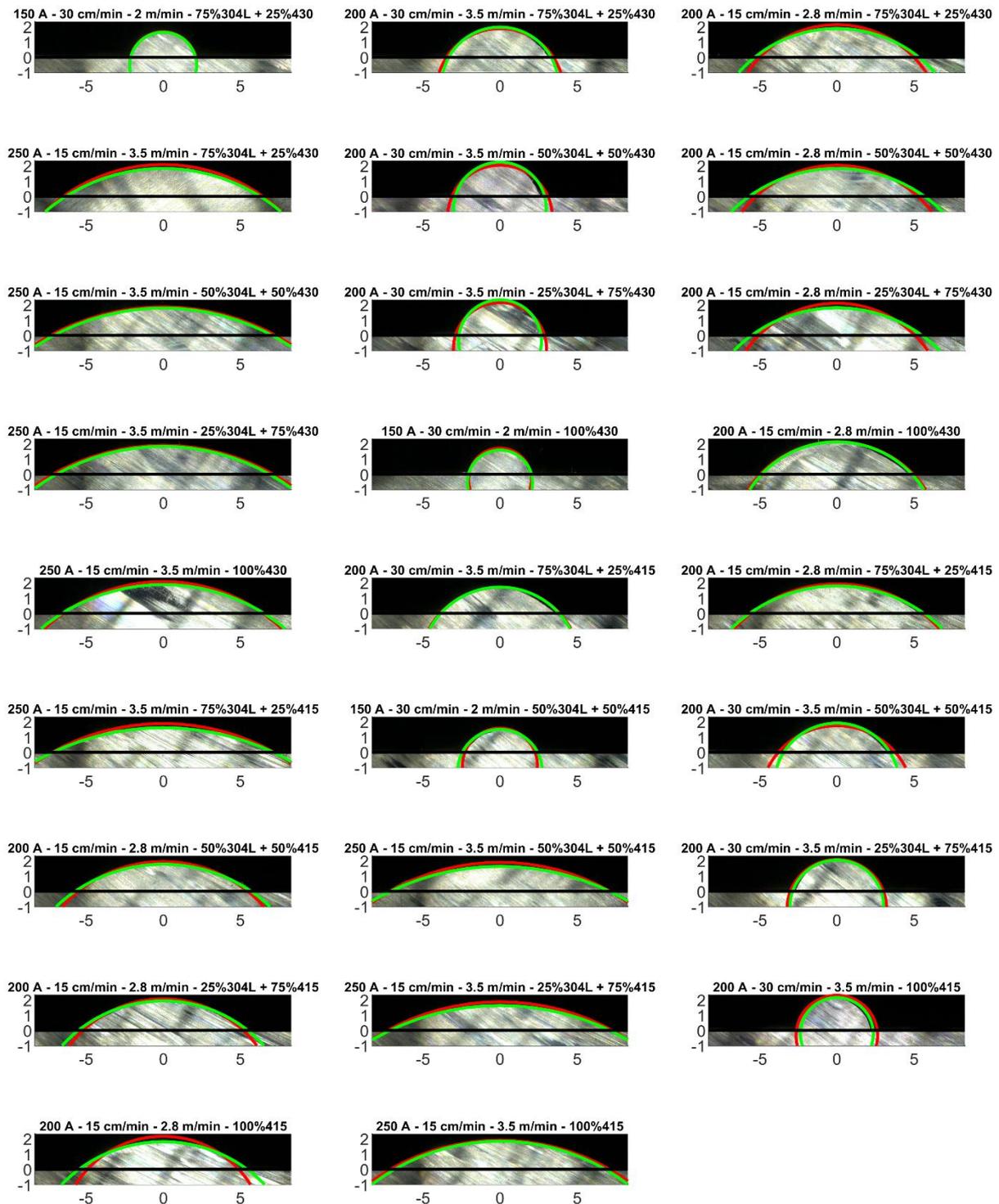


Figure III-22 : Représentation de la construction des portions de disque avec les mesures expérimentales (courbes vertes) et les calculs théoriques (courbes rouges) après optimisation des coefficients  $A_{Global}$  et  $cst$  pour chaque configuration de dépôt de fil(s) (fil 430 ou 415, ou mélange de fils 304L – 430 ou 304L – 415 sur des tôles 304L). La droite noire représente la surface du substrat. Les axes sont en mm, et les titres de chaque figure indiquent le courant de soudage, la vitesse de dépôt et la vitesse de dévidement du (des) fil(s) et les proportions de fils déposés.

Les valeurs des coefficients  $A_{Global}$  et  $cst$  optimisés en fonction des proportions de fil déposées sont présentées dans la Figure III-23.

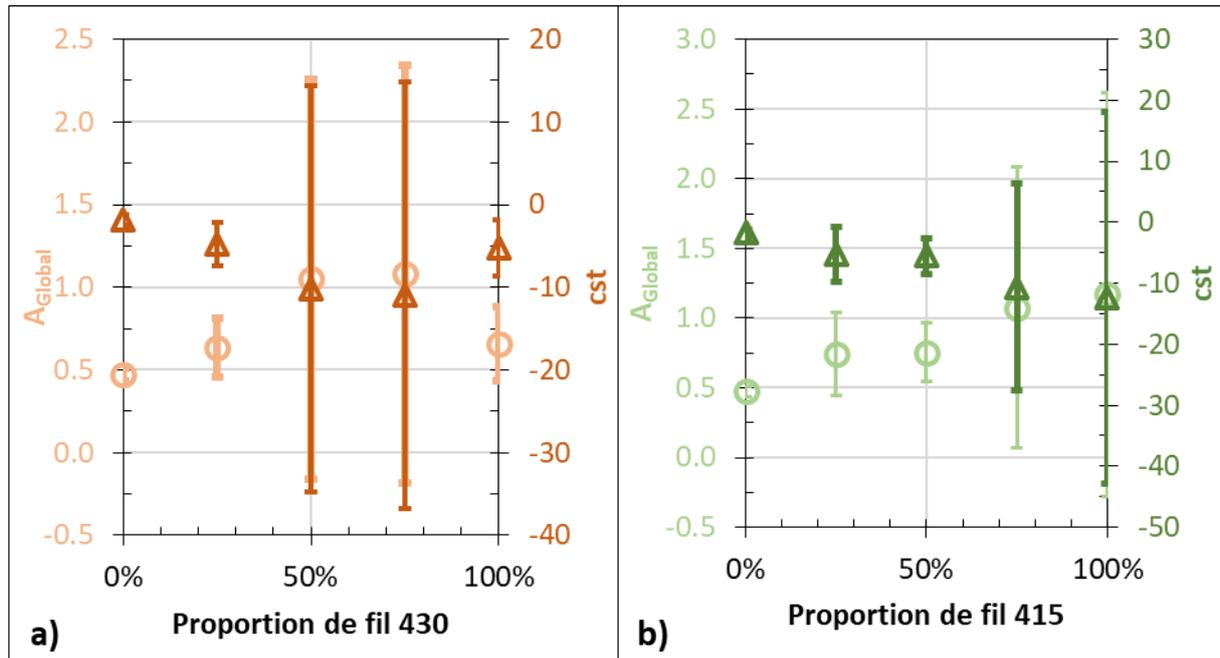


Figure III-23 : Variation des paramètres optimisés  $A_{Global}$  et  $cst$  en fonction des proportions de fil a) 430 et b) 415.

A la vue des barres d'erreur, il ne serait pas impossible qu'en réalité les valeurs de  $A_{Global}$  et de  $cst$  soit indépendantes de la proportion des fils déposés. Le fait de n'avoir que trois ou quatre configurations expérimentales par catégorie de mélange pourrait expliquer ces grandes incertitudes. Davantage d'essais seraient nécessaires pour confirmer la relation entre  $A_{Global}$  et  $cst$ , et les proportions de fils déposés. Il est aussi nécessaire de préciser que le réglage de la position des fils, et plus précisément de la distance entre le fil et l'électrode, peut avoir un effet sur la géométrie des dépôts, ce qui a été observé lors des expériences, notamment pour les essais à faible énergie linéique. Malgré un réglage le plus précis possible, l'installation actuelle du robot cartésien ne permet pas d'être certain de pouvoir maintenir une position constante des fils pendant le dépôt, et de le reproduire correctement entre chaque essai. Cela peut s'illustrer par la Figure III-24 présentant une allure irrégulière des dépôts liée à un léger mouvement du (des) fil(s) pendant le dépôt (ces dépôts n'ont pas été pris en compte dans l'étude en raison des défauts qu'ils présentent). En effet, seul un dévidoir sur les deux utilisés possède des galets redresseurs, et ce dernier se trouve relativement loin de la torche, ce qui implique que la gaine qui maintient le fil, est courbée après que le fil ait été redressé. Cette difficulté à maîtriser la position de l'arrivée des fils malgré toutes les précautions prises pourrait expliquer la grande incertitude sur les coefficients  $A_{Global}$  et  $cst$ .



*Figure III-24 : Exemple de cordons présentant des irrégularités en raison du mouvement du (des) fil(s) pendant le dépôt. Ces dépôts n'ont pas été pris en compte dans l'étude en raison des défauts qu'ils présentent.*

En supposant qu'aucune relation n'existe entre  $A_{Global}$  (et  $cst$ ) et les proportions de fils déposés, et avec une installation permettant de maintenir et reproduire parfaitement la position des fils (comme cela a été le cas avec le robot Polycar MP), les coefficients obtenus avec les essais 100 % 304L auraient dû être identiques à ceux obtenus lors des mélanges de fils. Cela signifierait qu'une étude des configurations expérimentales n'utilisant qu'un seul fil à la fois pourrait permettre de décrire les morphologies des dépôts pour plusieurs types de fil utilisés ou pour toutes les proportions de deux fils déposées. Cette hypothèse appuierait d'ailleurs le fait que la largeur du bain de fusion ne dépend que de l'énergie linéique et des propriétés du substrat comme vue dans la partie 3.1.2.1, et est donc indépendante du fil déposé. Cependant, le modèle disque, et particulièrement celui sans la constante dans la relation de la largeur, pourrait être valide à partir d'une puissance minimale, fournie par le procédé, variable selon les propriétés du (des) fil(s), et particulièrement selon sa (leur) température de fusion.

### **3.4 Étude dans le cas d'un mur en 304L**

#### **3.4.1 Application du modèle**

Pour conclure ce chapitre, le modèle disque a été appliqué dans le cas de la construction d'un mur comportant 11 passes, utilisant la nuance 304L à la fois comme fil d'apport et comme substrat. La première passe a été réalisée avec une intensité de 250 A, tandis que les 10 autres passes ont été effectuées à 220 A. Une vitesse d'avance de 25 cm/min a été choisie, ainsi qu'une vitesse de dévidement du fil de 5 m/min pour l'ensemble des passes, permettant la construction d'un mur sans défaut. Une coupe transverse du mur construit avec le robot cartésien est présentée dans la Figure III-25.



Figure III-25 : Vue transverse du mur construit avec le fil 304L après attaque au réactif de Marble.

Les largeurs, hauteurs et sections expérimentales et théoriques ont été déterminées et comparées. Pour le calcul de la largeur théorique, les paramètres du Tableau III-2 ont été utilisés, relatifs à l'optimisation du coefficient  $A_{Global}$  des essais de dépôt du fil 304L sur un substrat 304L (partie 3.2.1 de ce chapitre). En raison de la superposition des couches, seule la largeur de chaque dépôt est mesurable. Celle-ci a été mesurée au niveau de la base d'accroche de chaque dépôt, comme indiqué par les lignes noires sur la Figure III-25. La hauteur et la section expérimentale n'ont pu être déterminées que pour la dernière passe. Les résultats des valeurs expérimentales et théoriques en fonction du numéro de la passe sont présentés dans la Figure III-26.

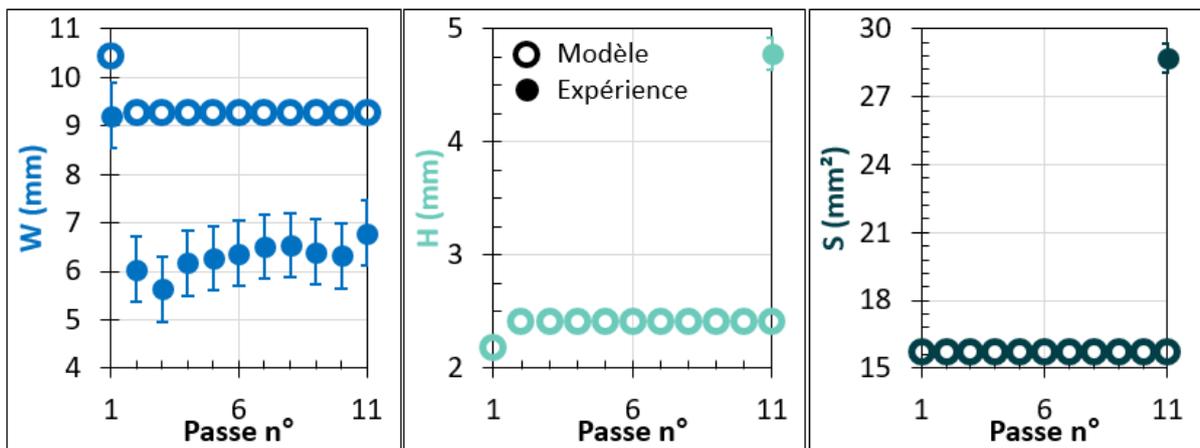


Figure III-26 : Largeur, hauteur et section théorique et expérimentale en fonction du numéro de la passe dans le cas de la construction d'un mur avec le fil 304L.

Il est constaté que l'optimisation du coefficient  $A_{Global}$ , effectuée dans la partie 3.2.1, permet de représenter correctement la largeur du premier dépôt du mur. Ce résultat est attendu étant donné que ce dépôt a été réalisé dans les mêmes conditions. Cependant, dès la deuxième passe, l'optimisation n'est plus correcte et la largeur des dépôts est surestimée par le modèle. Cela peut s'expliquer par la forme de la surface sur laquelle les cordons n°2 et les suivants sont déposés, qui est arrondie et étroite, contrairement à la première passe où la surface est plane et plus large. Cette différence de forme influence alors l'énergie utile fournie par l'arc qui est réellement utilisée pour créer le bain de fusion. Cela est notamment illustré par l'étude de Zhou étudiant le comportement de l'arc en fonction de la largeur du mur construit avec une intensité constante (ZHOU *et al.*, 2022). En effet, il a été constaté que plus la largeur du mur est faible, plus l'énergie de l'arc perdue est importante, ne contribuant pas alors à établir le bain de fusion. Cela signifie alors que la valeur de 0,3702 pour le coefficient  $A_{Global}$  n'est plus correcte lorsqu'un cordon est déposé sur une surface plus étroite.  $A_{Global}$  devrait alors être réduit pour représenter au mieux l'énergie utile servant à établir le bain de fusion lors de l'empilement des couches. Il est également observé que la passe n°2 et les suivantes ont en moyenne une largeur de  $6,30 \pm 0,31$  mm. L'écart-type est inférieur à l'incertitude sur la largeur calculée lors des études de répétabilité, de régularité et de reproductibilité (partie 2.1 et 2.2 de ce chapitre). Ce résultat suggère qu'un seul coefficient  $A_{Global}$  pourrait être optimisé pour l'ensemble des passes déposées sur un précédent dépôt. Cela est en accord avec notre hypothèse, puisque les paramètres procédé sont constants de la passe 2 à 11. La largeur sur laquelle sont déposées les dépôts est alors censée être constante, impliquant en effet un coefficient d'absorption constant.

En outre, pour la dernière passe, la hauteur et la section ne sont pas correctement reproduites. Si la largeur n'est pas correctement représentée, il est naturel que la hauteur ne le soit pas non plus. Cependant, il est important de noter que si la section n'est pas correctement décrite, c'est parce que, lors de la superposition des couches, une quantité non négligeable de la passe du dessous est refondue, contribuant aux dimensions de la nouvelle portion de disque. Ainsi, la relation de la section doit prendre en compte, non seulement la quantité de matière nouvellement déposée, mais aussi celle refondue dans la passe précédente. Ceci est illustré dans la Figure III-27. En conséquence, l'équation III-6 présentée dans la partie 3.1.2.2 n'est plus valide dans le cas de la construction d'un mur ou de toute autre configuration impliquant un cordon déposé sur une surface non plane, ou celle impliquant la refonte d'une couche précédente présente dans la portion de disque.

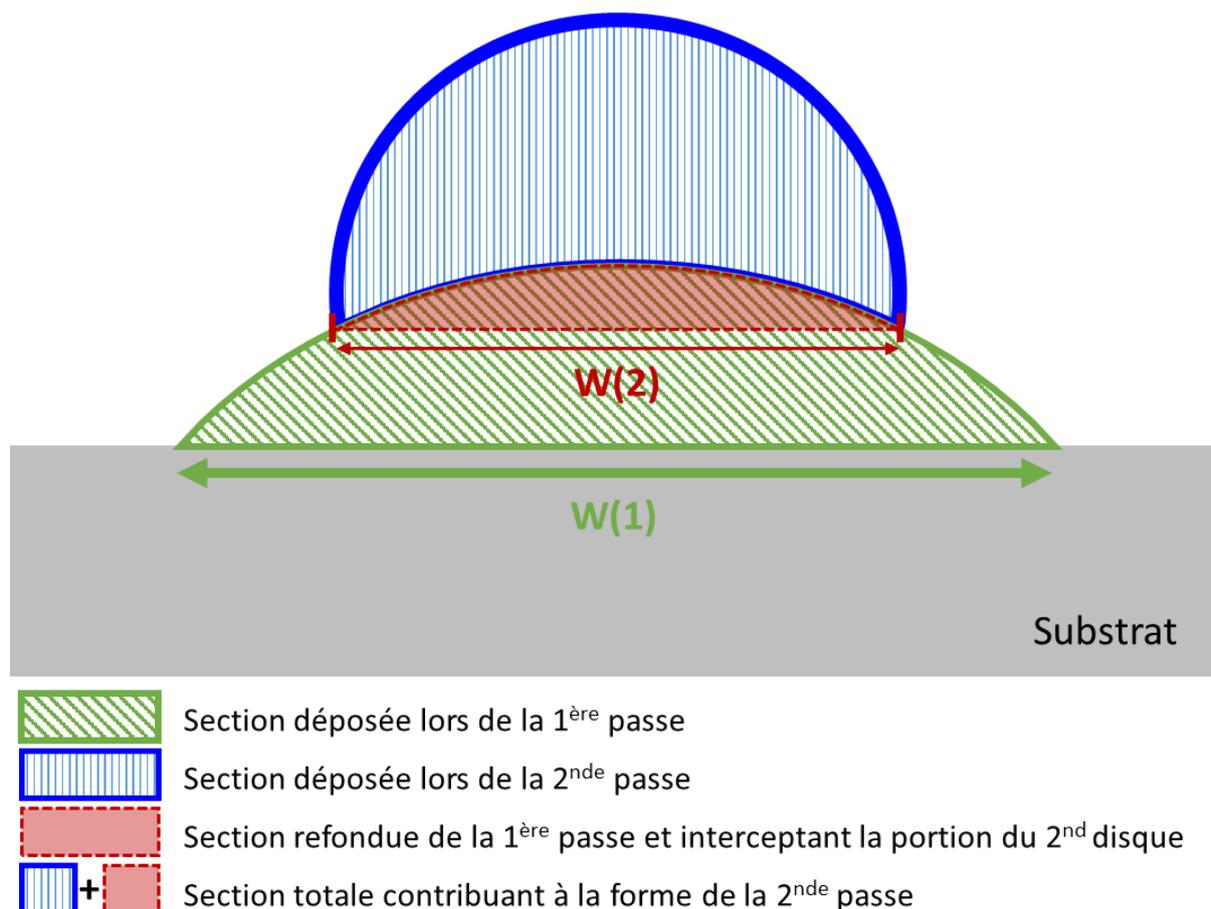


Figure III-27 : Schéma illustrant la section des dépôts représentés par des portions de disque lors de la superposition des cordons.

### 3.4.2 Adaptation du modèle

Afin de prédire de manière plus précise la géométrie des dépôts lors de la construction d'un mur, le coefficient  $A_{Global}$  a été de nouveau optimisé, tout en tenant compte de la section refondue contribuant à la section totale pour les passes n°2 à 11.

L'utilisation d'un coefficient  $A_{Global}$  de  $0,2074 \pm 0,0056$  pour les passes n°2 à 11 permet d'obtenir une largeur qui se rapproche au maximum de la largeur moyenne mesurée expérimentalement, comme le montre la Figure III-28-a. En connaissant la largeur  $W(n)$  de la passe  $n$ , il devient possible de calculer la section refondue dans la passe  $n-1$ . Cette section refondue correspond à toute la portion de disque de la passe  $n-1$  située au-dessus du segment horizontal de longueur  $W(n)$  interceptant la portion de disque de la passe  $n-1$ . Cela est illustré sur la Figure III-27 pour les passes 1 et 2. La section totale de la portion de disque peut alors être recalculée ainsi que la hauteur telle que décrite dans la partie 3.1.2 de ce chapitre. La largeur, la hauteur et la section théorique et expérimentale en fonction du numéro de la passe sont présentées dans la Figure III-28. Une nette amélioration du modèle de la hauteur et de la section par rapport aux données expérimentales de la dernière passe est observée, comme le montre la Figure III-28-b et c. La superposition des portions de disque théoriques et expérimentales sur la macrographie du mur est présentée dans la Figure III-29.

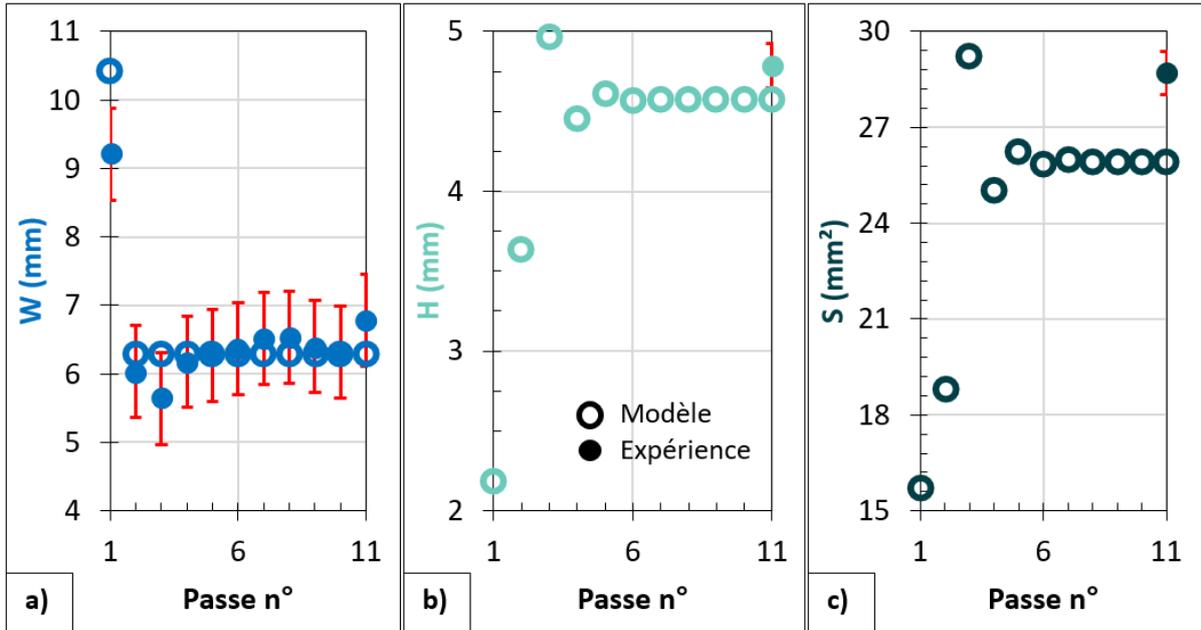


Figure III-28 : Largeur, hauteur et section théorique et expérimentale en fonction du numéro de la passe dans le cas de la construction d'un mur avec le fil 304L après adaptation du modèle.

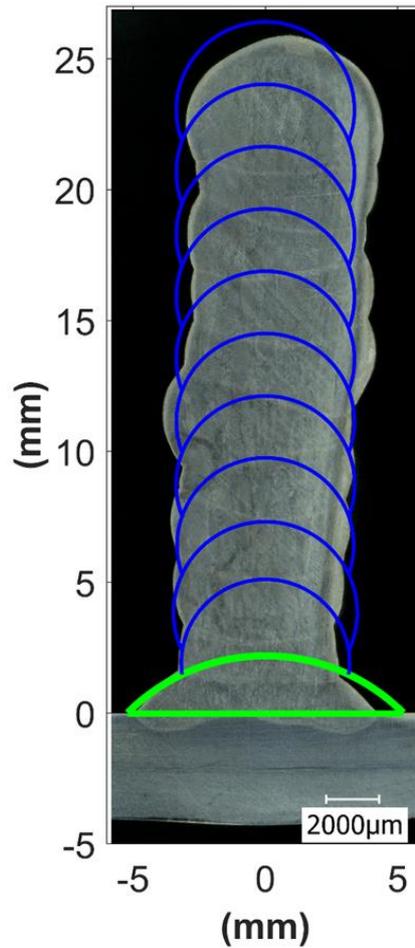


Figure III-29 : Illustration de la reconstruction d'un mur de 11 passes réalisé avec le fil 304L après adaptation du modèle, superposée à la macrographie de la coupe transverse du mur après attaque au réactif de Marble.

### Chapitre 3 : Relation entre les paramètres du procédé et la géométrie des cordons dans le cas de dépôts sur une tôle de 304L

Les écarts observés entre le modèle et l'expérience sont liés à la difficulté de centrer précisément les passes les unes par rapport aux autres lors des expériences, ce qui entraîne des déviations de celles-ci. De plus, la largeur à la base de chaque portion de disque varie légèrement expérimentalement d'une passe à l'autre. Par conséquent, le modèle sous-estime ou surestime la largeur en fonction des différentes passes.

De manière générale, on constate que cette méthode permet de représenter correctement l'ensemble du mur et de prédire fidèlement sa largeur, sa hauteur et sa section globale. Cependant, il serait nécessaire de réaliser davantage d'essais en faisant varier les paramètres de dépôt, tels que l'intensité ou la vitesse de soudage, afin de vérifier si un coefficient  $A_{Global}$  de 0,2074 permettrait toujours de prédire la géométrie de la deuxième passe et des suivantes pour un mur construit avec le fil 304L.

## Conclusion du chapitre

---

L'étude menée a permis de vérifier la répétabilité, la régularité et la reproductibilité des dépôts TIG, ce qui est essentiel lors de l'étude de la géométrie des cordons en fonction des paramètres du procédé. Les résultats obtenus sont conformes à la littérature en ce qui concerne l'évolution de la géométrie des dépôts en fonction de l'intensité de soudage, de la vitesse de soudage et de la vitesse de dévidement du fil.

De plus, il a été démontré que le modèle du disque, initialement développé dans le cas de la fabrication par laser à jet de poudre, est également adaptable au procédé TIG. Plus précisément, la relation analytique de la section, qui dépend du diamètre du fil, de la vitesse d'avance et de la vitesse de dévidement du fil, permet de reproduire avec précision la section des dépôts, malgré une légère surestimation de la quantité de matière déposée. Cette conclusion reste valide, indépendamment de la nature du fil utilisé dans cette étude.

Concernant la relation analytique développée par El Cheick permettant de calculer la largeur théorique, elle permet de représenter correctement la géométrie des dépôts lorsque le substrat et le fil sont en acier inoxydable 304L. Dans ce cas-ci, l'ajout d'un coefficient constant, prenant en compte le fait que la largeur des dépôts est supérieure à zéro à partir d'une puissance de soudage minimale, améliore légèrement la prédiction de la géométrie des dépôts par le modèle, mais sans changement majeur par rapport aux résultats sans ce coefficient constant. Il a été observé que la hauteur des dépôts est correctement décrite lorsque la largeur et la section sont bien reproduites, puisque celle-ci dépend des deux autres grandeurs.

L'étude a également été étendue aux cas où un autre fil est déposé sur une tôle de 304L, ou lorsque deux fils sont déposés simultanément. Le coefficient constant a montré encore plus d'avantages à être utilisé par rapport à l'étude précédente afin de reproduire au mieux la géométrie des dépôts. Une optimisation individuelle des coefficients  $A_{Global}$  et  $cst$  pour chaque mélange a été nécessaire. Cependant, il a été observé que la position du fil a un effet non négligeable sur la morphologie des dépôts. Il est alors probable qu'en contrôlant plus précisément la position des fils par rapport à l'électrode, il ne soit pas nécessaire d'ajuster de nouveaux ces coefficients, puisqu'ils ne dépendraient que des échanges thermiques ayant lieu entre la zone fondue et le substrat.

Le modèle disque a ensuite été appliqué au cas de la construction d'un mur de 11 passes réalisé avec le fil 304L. Il est constaté qu'il est nécessaire d'optimiser de nouveau le coefficient  $A_{Global}$  pour les passes n°2 et plus pour tenir compte des nouvelles conditions d'échanges thermiques. Pour prédire fidèlement la géométrie globale du mur, il est également primordial de prendre en compte la portion de disque fondue de la passe n-1 interceptant celle de la passe n pour calculer correctement la section de chaque passe.

Bien qu'un travail théorique reste à faire afin de justifier physiquement la nécessité du terme constant dans la relation de la largeur, ce travail représente un premier pas vers la prédiction de géométries complexes permettant l'automatisation de la construction de pièce 3D ou encore sa simulation numérique sans avoir en amont à déterminer expérimentalement la taille des dépôts, comme il sera appliqué dans les simulations du chapitre six.





# Chapitre 4 : Étude de la microstructure, des déformations et des contraintes résiduelles dans le cas de dépôts réalisés en TIG multi fils

<b>CHAPITRE 4 : ÉTUDE DE LA MICROSTRUCTURE, DES DEFORMATIONS ET DES CONTRAINTES RESIDUELLES DANS LE CAS DE DEPOTS REALISES EN TIG MULTI FILS.....</b>	<b>124</b>
INTRODUCTION DU CHAPITRE .....	125
1 PRESENTATION DU PLAN D'ESSAIS .....	126
2 CONTROLE DE L'HOMOGENEITE CHIMIQUE DES DEPOTS .....	128
3 ÉTUDE DANS LE CAS OU LE 304L EST UTILISE EN TANT QUE SUBSTRAT.....	130
3.1 <i>Identification des phases en présence</i> .....	130
3.1.1 Cartographies EBSD .....	130
3.1.2 Diffraction des rayons X .....	133
3.1.3 Analyse TEM par la méthode ACOM .....	135
3.1.4 Dilatométrie libre.....	135
3.1.5 Essais de dureté Vickers .....	137
3.1.6 Discussion.....	140
3.2 <i>Étude des déformations</i> .....	141
3.3 <i>Étude des contraintes résiduelles</i> .....	147
3.3.1 Comparaison des instruments SALSA et POLDI.....	148
3.3.2 Prise en compte de la texture morphologique et cristallographique .....	149
3.3.3 Comparaison de la diffraction des neutrons avec la méthode du contour .....	151
3.3.4 Analyse des différentes pièces.....	152
4 ÉTUDE DANS LE CAS OU LE 415 EST UTILISE EN TANT QUE SUBSTRAT .....	158
4.1 <i>Identification des phases en présence</i> .....	158
4.1.1 Cartographies EBSD .....	159
4.1.2 Diffraction des rayons X .....	159
4.1.3 Dilatométrie libre.....	161
4.1.4 Essais de dureté Vickers .....	163
4.1.5 Discussion.....	165
4.2 <i>Étude des déformations</i> .....	166
CONCLUSION DU CHAPITRE .....	169

## Introduction du chapitre

---

Ce chapitre porte sur l'étude de l'utilisation de deux fils d'apport de compositions chimiques différentes sur l'établissement des déformations et des contraintes résiduelles dans un contexte de dépôt(s) sur une tôle fine. Les quatre couples d'alliages sélectionnés dans le second chapitre sont étudiés ici. Les pièces réalisées sont comparées à d'autres élaborées avec uniquement un fil d'apport (304L, 430 ou 415).

Tout d'abord, le plan d'essais est présenté détaillant les différentes configurations dans lesquelles les cordons ont été déposés. Une seconde partie concerne le contrôle de l'homogénéité chimique et de la maîtrise des proportions des fils déposés. Ensuite, la partie trois, concerne l'étude des deux premiers couples, à savoir ceux pour lesquels l'acier inoxydable austénitique 304L est utilisé en tant que substrat et premier fil d'apport. Les nuances ferritique 430 et martensitique 415, de coefficient de dilatation thermique significativement plus faible, sont utilisées en tant que second fil d'apport. Dans le cas du couple 304L – 415, l'effet de la transformation martensitique lors du refroidissement est étudié. Enfin, la dernière partie porte sur l'étude des deux derniers couples, c'est-à-dire ceux pour lesquels l'acier inoxydable martensitique 415 est utilisé en tant que substrat et premier fil d'apport. Les nuances ferritique 430 et austénitique 304L, de limite d'élasticité plus faible, sont utilisées en tant que second fil d'apport. Dans le cas du couple 415 – 430, les coefficients de dilatation thermique sont proches, tandis qu'avec le dernier couple 415 – 304L, le coefficient de dilatation thermique de la nuance du second fil est plus élevé.

Pour chaque couple, les proportions des phases en présence ont été déterminées et les déformations analysées. De plus, pour les deux premiers couples, les contraintes résiduelles ont été étudiées par diffraction des neutrons et/ou la méthode du contour. Cette analyse permettra alors de comprendre la contribution de chacune des phases sur l'établissement des contraintes et des déformations.

## 1 Présentation du plan d'essais

Lors de cette étude, les pièces ont été fabriquées selon plusieurs configurations décrites sur la Figure IV-1. Les configurations a) et b) représentent les pièces de référence utilisant un fil de la même nature que la tôle. La configuration c) correspond au cas de référence avec uniquement le dépôt du second fil d'apport. La pièce d) permet d'évaluer l'effet du dépôt successif de deux fils l'un à côté de l'autre. Les pièces b) et d) ont été réalisées selon plusieurs stratégies de dépôt : en aller – aller ou en aller – retour, avec deux temps d'attente différents entre la fin du premier cordon et le début du second cordon. Enfin, les pièces e), f) et g) permettent d'observer l'effet du dépôt simultané de deux fils dans différentes proportions (respectivement 75 % fil 1 – 25 % fil 2, 50 % fil 1 – 50 % fil 2, et 25 % fil 1 – 75 % fil 2).

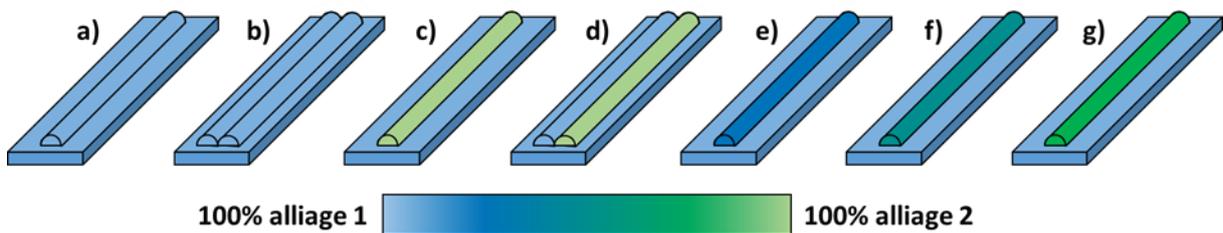


Figure IV-1 : Configurations des dépôts réalisés à un ou deux fils d'apport pour les quatre couples d'alliage sélectionnés.

Afin de comparer les déformations et les contraintes résiduelles entre les différentes pièces, et ce, indépendamment des paramètres du procédé, toutes les pièces d'un même couple ont été réalisées avec des paramètres identiques qui seront spécifiés dans les sections concernées. Cela permet alors de maintenir une énergie linéique et une quantité de matière déposée constantes. Ainsi, lorsque les deux fils sont déposés simultanément, les ratios des deux métaux d'apport, et donc la composition du mélange, sont contrôlés en ajustant la vitesse de dévidement de chaque fil, tout en maintenant la vitesse de dévidement globale de métal d'apport (somme des vitesses de dévidement des deux fils) constante, permettant d'obtenir un débit de matière constant.

La plupart des pièces ont été réalisées au moins deux fois afin de vérifier la répétabilité des déformations. De plus, elles ont été produites sans brider les substrats afin d'étudier les déformations et les contraintes s'établissant du fait de l'opération de dépôt et non celles liées au bridage des pièces qui est difficilement reproductible. En effet, Guilmois a observé une meilleure reproductibilité dans les mesures de déformation des pièces lorsque le substrat n'était pas bridé par rapport aux pièces bridées à l'aide d'une clé dynamométrique (GUILMOIS, 2021).

Dans ce chapitre, les pièces seront nommées comme suit : un premier chiffre, 1 ou 2, indiquera le nombre de cordons déposés sur la tôle. Si deux cordons sont déposés, les deux fils utilisés sont spécifiés dans l'ordre de dépôt et séparés par un « & ». De plus, le substrat sur lequel les dépôts ont été réalisés est précisé après un « / ». Pour la présentation des résultats dans un dépôt spécifique, celui concerné est souligné dans la notation et (1) ou (2) permettra de spécifier s'il s'agit du premier ou du second dépôt. Par exemple « 2 – 304L & 415 / 304L (2) » signifie que deux cordons ont été réalisés, en déposant d'abord le fil 304L puis ensuite le fil 415, et cela sur une tôle en 304L. Le résultat présenté est spécifique au second dépôt réalisé avec le fil 415.

#### **Chapitre 4 : Étude de la microstructure, des déformations et des contraintes résiduelles dans le cas de dépôts réalisés en TIG multi fils**

Si deux fils ont été utilisés pour réaliser un seul dépôt, la proportion du fil de nuance différente de celle du substrat au sein du mélange est indiquée, ainsi que le substrat utilisé (l'autre métal au sein du mélange étant de nuance identique à celle du substrat). Par exemple « 1 – 25 % 430 / 415 » signifie qu'un dépôt a été effectué en mélangeant les fils 430 et 415 avec une proportion respective de 25 % et 75 %, et cela sur une tôle de 415.

## 2 Contrôle de l'homogénéité chimique des dépôts

L'homogénéité des dépôts a été contrôlée dans les pièces ayant un seul cordon (configurations a), c) et e) à g) de la Figure IV-1) pour les quatre couples d'alliages. Pour cela la composition chimique a été mesurée par EDX dans plusieurs zones au sein des dépôts. De plus, la moyenne de chaque série de mesures a été comparée à la teneur théorique de nickel calculée en considérant la dilution en soudage avec l'équation IV-1 :

$$w_{Ni_{théo}} = \%_{dil} * w_{Ni_{substrat}} + (1 - \%_{dil}) * (\%_{fil_{304L}} * w_{Ni_{fil_{304L}}} + \%_{fil_{430}} * w_{Ni_{fil_{430}}}) \quad (IV - 1)$$

Où :

- $\%_{dil}$  représente la dilution du cordon déposé, mesurée sur une coupe transverse du dépôt avec ImageJ en divisant la surface fondue présente dans le métal de base par la surface totale du cordon (exemple en Figure IV-2),
- $\%_{fil}$  est la proportion de fil de la nuance considérée dans le mélange déposé,
- $w_{Ni}$  correspond à la teneur massique en nickel donnée par les certificats matière des fournisseurs.

En effet, nous nous concentrons ici sur l'étude de la teneur en nickel, puisque celle-ci varie de 4 à 8 % en fonction des trois nuances étudiées, tandis que le chrome ne varie que de 1 % entre les nuances 430 et 304L, et le fer de moins de 1 % entre les nuances 415 et 430.

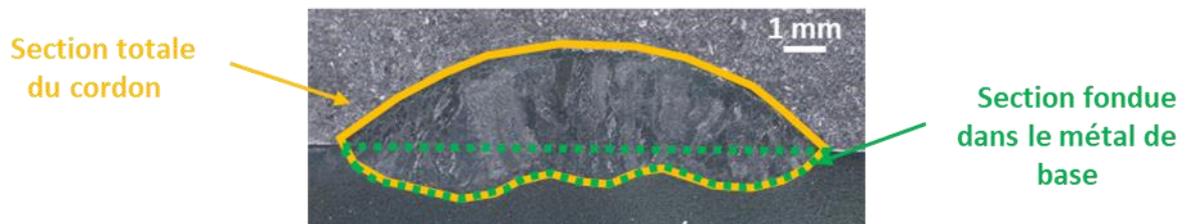


Figure IV-2 : Schéma de la mesure du taux de dilution des cordons déposés.

La Figure IV-3 et la Figure IV-4 présentent les moyennes des séries de mesures ainsi que les écarts-types associés pour les couples ayant comme métal de base respectivement le 304L et le 415. La teneur massique en nickel varie en fonction de la constitution du mélange de fils déposé (fractions des différentes nuances), en suivant une loi linéaire dont les équations sont visibles sur la Figure IV-3 et la Figure IV-4. Comme nous le verrons par la suite, les mesures ont démontré une bonne répétabilité, et donc une bonne homogénéité, pour les dépôts sur l'acier 304L (Figure IV-3). Par conséquent, les mesures ont été répétées sur seulement deux échantillons pour le substrat en 415 (Figure IV-4).

Les résultats mettent en évidence une bonne homogénéité des cordons déposés, avec une différence maximale par rapport à la moyenne des mesures sur un même échantillon allant de 0 à 1,25 % de proportion massique de nickel. La différence entre les valeurs théoriques calculées et celles mesurées par EDX varie de 0,02 à 0,67 % de proportion massique de nickel selon les échantillons, confirmant la maîtrise des proportions des fils dans les mélanges déposés.

Chapitre 4 : Étude de la microstructure, des déformations et des contraintes résiduelles dans le cas de dépôts réalisés en TIG multi fils

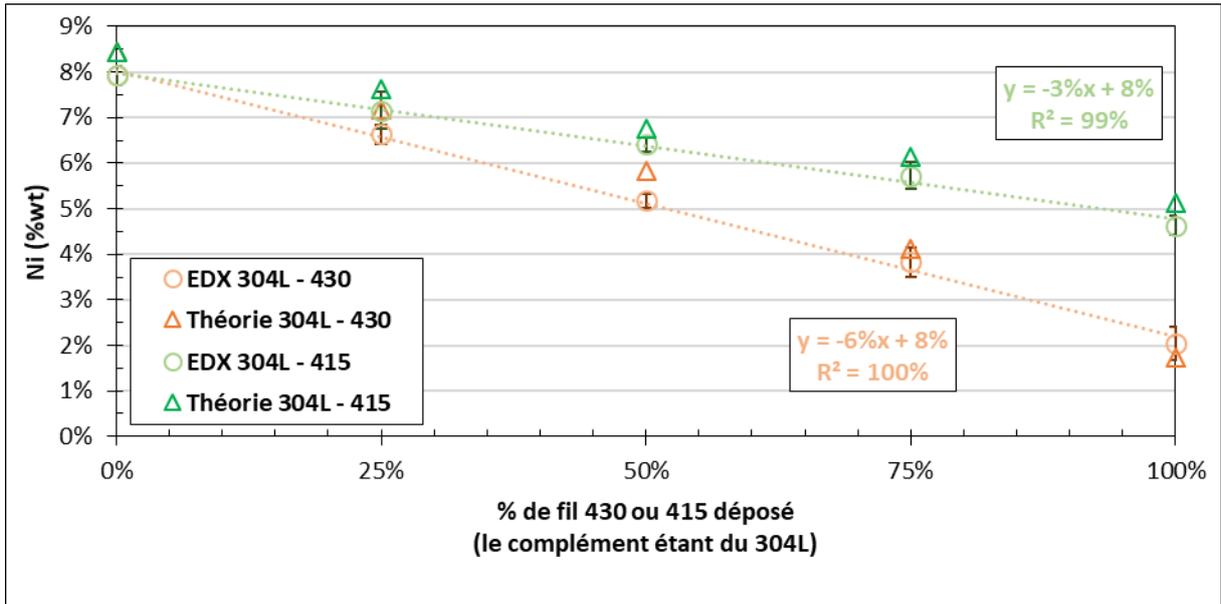


Figure IV-3 : Concentration massique du nickel théorique et mesurée par EDX dans chaque dépôt en fonction de la proportion du second fil d'apport pour les couples 304L - 430 et 304L - 415.

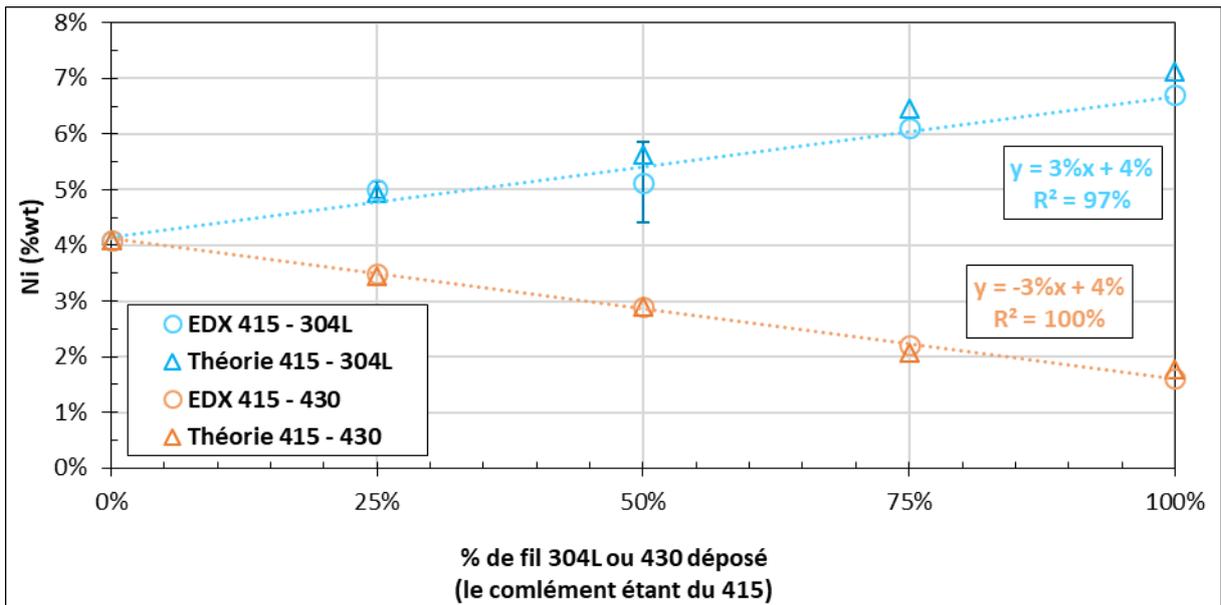


Figure IV-4 : Concentration massique du nickel théorique et mesurée par EDX dans chaque dépôt en fonction de la proportion du second fil d'apport pour les couples 415 - 304L et 415 - 430.

### 3 Étude dans le cas où le 304L est utilisé en tant que substrat

---

Pour les deux premiers couples, qui utilisent comme substrat et premier fil d'apport l'acier inoxydable austénitique 304L, un courant de 200 A, une vitesse d'avance de 15 cm/min et une vitesse de dévidement du fil de 3,7 m/min ont été utilisés pour réaliser les pièces. Ces paramètres ont été choisis suite à l'étude du modèle disque présentée dans le chapitre trois. Réaliser un dépôt avec ces paramètres permet de déposer un cordon de largeur 10,32 mm et de hauteur 2,68 mm, permettant d'obtenir des dimensions confortables de la zone fondue pour réaliser sa caractérisation par prélèvement d'échantillon dans celle-ci ou encore d'assurer que le volume de jauge utilisé en diffraction des neutrons ne déborde pas dans le substrat. Dans le cas où deux fils sont dévidés simultanément, la somme des deux vitesses de dévidement est égale à 3,7 m/min. La hauteur d'arc était de 4 mm et l'angle entre les fils et la torche d'environ 70°.

Pour les pièces où deux dépôts ont été réalisés l'un à côté de l'autre, des temps de pause de 1,5 ou 3,5 min ont été appliqués entre les deux dépôts permettant de descendre, entre les deux dépôts, à environ 300°C et 200°C respectivement, à la fois en configurations aller – aller et aller – retour. Dans cette partie, du fait qu'aucune transformation de phase à l'état solide n'est attendue entre la première et la deuxième passe, les deux temps d'attente permettent d'étudier l'effet de la thermique uniquement. Les dépôts ont été réalisés entre 1 et 5 fois selon les pièces afin d'étudier la répétabilité des déformations. Les dépôts de 180 mm de long ont été réalisés centrés sur une tôle de 200 mm de longueur, 50 mm de largeur et 4 mm d'épaisseur.

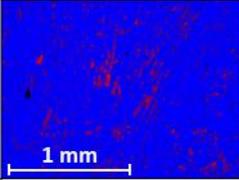
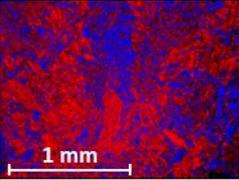
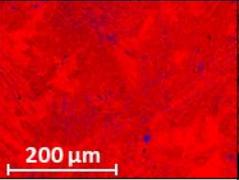
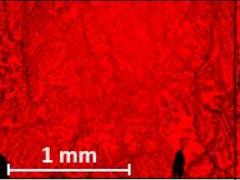
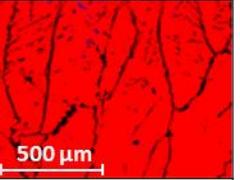
#### 3.1 Identification des phases en présence

Les phases en présence ont été identifiées dans les cordons des pièces à mono-dépôt (Figure IV-1), en utilisant des échantillons découpés dans une des pièces réalisées avec chaque condition de dépôt. La microstructure des pièces à deux dépôts n'a pas été étudiée puisqu'elles ont été réalisées en juxtaposant deux mono-dépôts. Hormis dans une petite section où il peut y avoir de la dilution des deux dépôts, ces derniers présentent la même microstructure que les pièces avec un seul dépôt réalisé avec un seul fil d'apport. Des cartographies EBSD et des mesures DRX ont été utilisées pour quantifier la proportion des phases CFC (austénite  $\gamma$ ) et des phases CC (ferrite  $\alpha$  et martensite  $\alpha'$ ) tandis que la dilatométrie libre a été utilisée pour identifier les dépôts contenant de la martensite. Enfin, des essais de dureté Vickers ont également été réalisés pour compléter l'analyse.

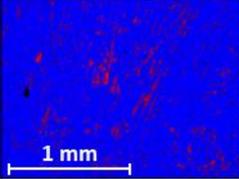
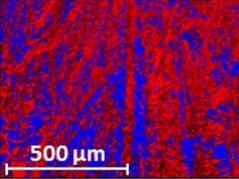
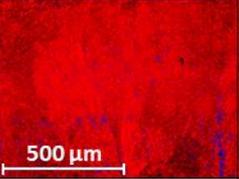
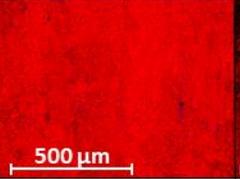
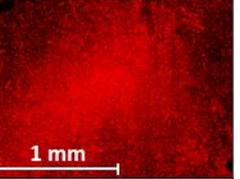
##### 3.1.1 Cartographies EBSD

Lors de l'acquisition des cartographies EBSD, des pas de 80 nm à 2,5  $\mu\text{m}$  ont été utilisés pour balayer des surfaces allant de 0,014 à 3,37 mm<sup>2</sup> selon l'échantillon analysé. Le protocole de préparation et les informations nécessaires à la réalisation de ces mesures sont disponibles dans la partie 2.5.3 du chapitre deux. Le Tableau IV-1 et le Tableau IV-2 présentent des exemples de cartographies EBSD pour les échantillons mono-dépôt, ainsi que les proportions des phases indexées.

**Chapitre 4 : Étude de la microstructure, des déformations et des contraintes résiduelles dans le cas de dépôts réalisés en TIG multi fils**

1 100 % 304L / 304L	1 25 % 430 / 304L	1 50 % 430 / 304L	1 75 % 430 / 304L	1 100 % 430 / 304L
				
6 % : CC 94 % : CFC Taux d'indexation : 96 %	62 % : CC 38 % : CFC Taux d'indexation : 71 %	97 % : CC 3 % : CFC Taux d'indexation : 78 %	100 % : CC 0 % : CFC Taux d'indexation : 80 %	99 % : CC 1 % : CFC Taux d'indexation : 91 %

*Tableau IV-1 : Exemple de cartographies EBSD pour chacun des échantillons mono-dépôt du couple 304L – 430.*

1 100 % 304L / 304L	1 25 % 415 / 304L	1 50 % 415 / 304L	1 75 % 415 / 304L	1 100 % 415 / 304L
				
6 % : CC 94 % : CFC Taux d'indexation : 96 %	63 % : CC 37 % : CFC Taux d'indexation : 76 %	97 % : CC 3 % : CFC Taux d'indexation : 75 %	100 % : CC 0 % : CFC Taux d'indexation : 84 %	100 % : CC 0 % : CFC Taux d'indexation : 56 %

*Tableau IV-2 : Exemple de cartographies EBSD pour chacun des échantillons mono-dépôt du couple 304L – 415.*

Les cartographies EBSD réalisées sur l'échantillon à 100 % 304L ont mis en évidence la présence majoritairement d'austénite (94 %) avec une petite fraction de phases CC (6 %). Les cordons des échantillons contenant 25 % de 430 ou de 415 sont constitués d'environ 60 % de phases CC et de 40 % de phase CFC. Pour les échantillons contenant 50 % ou plus de 430 ou de 415, la (les) phase(s) CC a (ont) été principalement observée(s), avec moins de 3 % d'austénite résiduelle.

La Figure IV-5 présente une cartographie EBSD réalisée au niveau d'un joint de grains dans un dépôt 100 % 430 ainsi que le contraste de bandes associé à la cartographie. Celle-ci met en évidence la non indexation des joints de grains associée à un contraste de bandes sombre, caractéristique de la martensite. La morphologie de ces zones sombres est elle aussi caractéristique de martensite au joint de grains (LIPPOLD *et al.*, 2005c). Le refroidissement rapide après le dépôt a alors probablement permis de former de la martensite aux joints de grains (LACOMBE *et al.*, 1990d; LU *et al.*, 2019).

Chapitre 4 : Étude de la microstructure, des déformations et des contraintes résiduelles dans le cas de dépôts réalisés en TIG multi fils

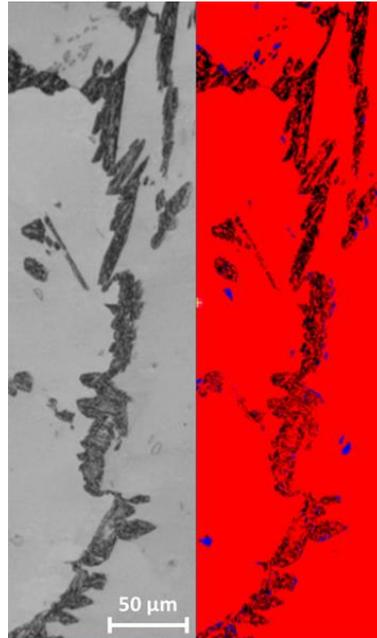


Figure IV-5 : Cartographie EBSD et contraste de bande associé, localisée autour d'un joint de grain d'un dépôt 1 - 100 % 430 / 304L.

La Figure IV-6 présente les proportions moyennes de phase CFC, de phases CC et de surface non indexée pour l'ensemble des mesures réalisées. Comme attendu, il est constaté que, moins il y a de 304L dans le mélange, moins il y a d'austénite et plus il y a de phases CC. Cependant, ces proportions ne varient pas linéairement en fonction de la proportion de fil 430 ou 415 dans le mélange.

Il est important de noter que, selon les échantillons, un pourcentage non négligeable de la microstructure n'a pas été indexé, allant de 4 à 56 %. Cela peut être dû à la présence de dislocations, de joints de grains et/ou à des zones de microstructures trop fines pour être identifiées. La quantification précise des phases en EBSD peut donc être incertaine.

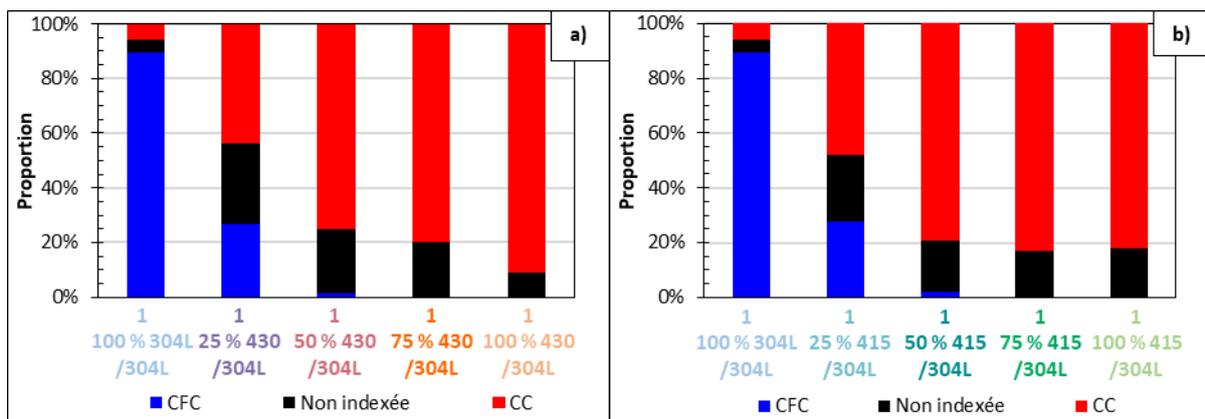


Figure IV-6 : Proportion de phase CFC (austénite), de phases CC (ferrite et/ou martensite) et de surfaces non indexées dans chaque dépôt des pièces mono-cordon a) du couple 304L – 430 et b) du couple 304L – 415.

### 3.1.2 Diffraction des rayons X

En complément des cartographies EBSD, des analyses par DRX ont été menées sur chaque échantillon. Les détails du protocole de mesure sont disponibles dans la partie 2.5.4 du chapitre deux. Les diffractogrammes obtenus pour chaque échantillon sont présentés dans la Figure IV-7 pour le couple 304L – 430 et dans la Figure IV-8 pour le couple 304L – 415. La position attendue de chaque pic de diffraction des deux phases est indiquée par une ligne verticale en bleu pour l'austénite et en rouge pour la ferrite/martensite.

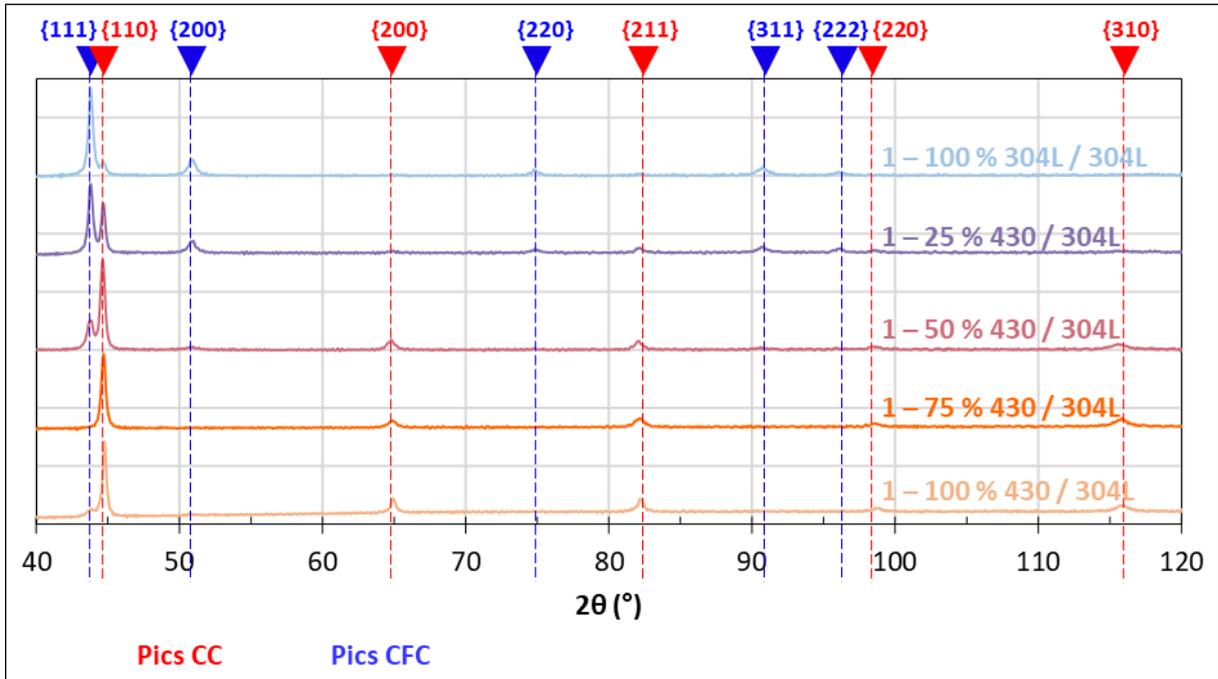


Figure IV-7 : Diffractogrammes obtenus dans les dépôts des pièces du couple 304L – 430.

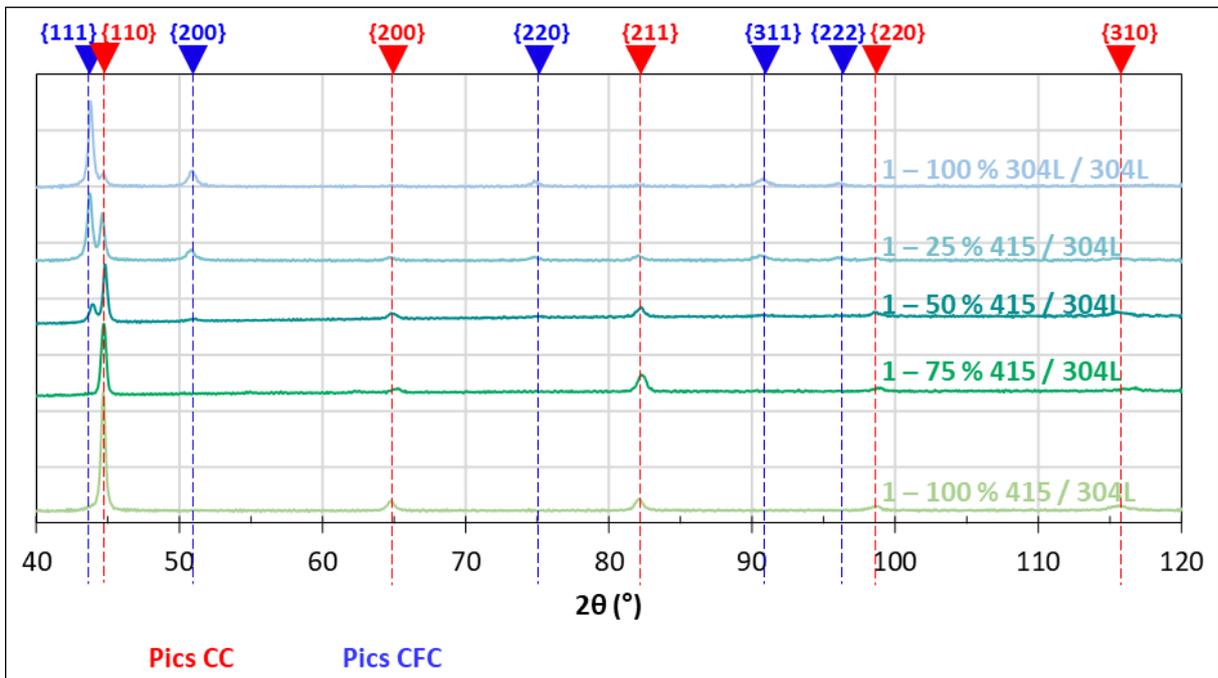
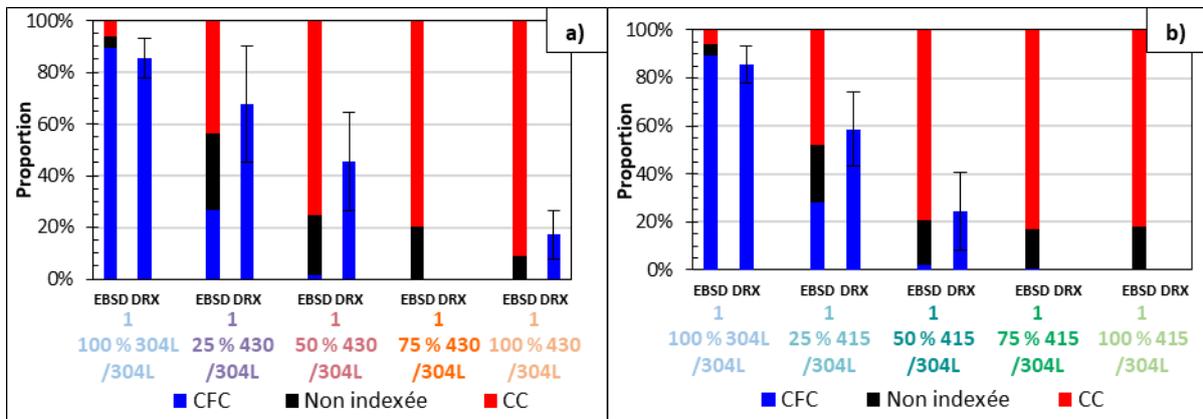


Figure IV-8 : Diffractogrammes obtenus dans les dépôts des pièces du couple 304L – 415.

**Chapitre 4 : Étude de la microstructure, des déformations et des contraintes résiduelles dans le cas de dépôts réalisés en TIG multi fils**

Pour les échantillons contenant au moins 75 % de fil 304L, les pics les plus intenses de l'austénite sont clairement visibles, confirmant la présence de cette phase comme l'ont mis en évidence les cartographies EBSD. Les échantillons contenant 50 % de 304L présentent un pic {111} de l'austénite nettement moins intense que son pic voisin {110} correspondant à la structure CC. En EBSD, seuls 3 % d'austénite résiduelle avaient été indexées pour ces échantillons. Pour les échantillons contenant 25 % ou moins de fil 304L, les pics de l'austénite n'ont pas été identifiés, à l'exception du pic {111} pour l'échantillon 100 % 430 de faible intensité dans le pied du pic {110} de(s) phase(s) CC.

La proportion d'austénite a ainsi pu être évaluée selon la méthode des intensités intégrées (voir partie 2.5.4 du chapitre deux). La Figure IV-9 présente les proportions de structures CC et CFC obtenues par DRX pour chaque échantillon juxtaposées avec celles obtenues par EBSD. Il a été constaté que, là encore, comme attendu, moins il y a de fil 304L dans le mélange, moins il y a d'austénite.



*Figure IV-9 : Proportions de phases évaluées par EBSD et DRX pour a) le couple 304L – 430 et b) le couple 304L – 415.*

Cependant, cette méthode présente certaines limites puisque l'analyse actuelle ne prend pas en compte l'effet de la texture cristallographique, qui peut modifier les intensités relatives des pics, et donc le calcul de la proportion des phases. Les barres d'erreur sont d'ailleurs relativement importantes, témoignant d'une dispersion des résultats et d'un possible effet de texture, comme cela a été mis en évidence par les cartographies EBSD qui indique un MUD (Multiples of Uniform Distribution) allant de 1,8 à 5,7 selon les échantillons.

La comparaison des deux méthodes suggère que la plupart des zones non indexées en EBSD pourraient correspondre à de l'austénite dans les échantillons dans lesquels les pics de l'austénite ont été identifiés en DRX, comme constaté pour la plupart des échantillons. Il est également possible que certaines zones soient préférentiellement indexées comme de la ferrite et/ou de la martensite alors qu'il y aurait également de l'austénite, mais sous forme de grains plus petits que la taille du volume d'interaction des électrons rétrodiffusés. Afin de confirmer ces hypothèses, une analyse TEM a été réalisée dans l'échantillon 50 % 430 et est présentée dans la partie suivante (3.1.3). Dans le dépôt contenant 75 % de fil 430, ou dans ceux contenant 75 % ou plus de fil 415, il est probable que la surface non indexée corresponde à de la martensite contenant trop de dislocations pour être indexée.

### 3.1.3 Analyse TEM par la méthode ACOM

Une analyse TEM a été effectuée sur l'échantillon 50 % 430 en utilisant la méthode Automated Crystal Orientation Mapping for Transmission Electron Microscopy (ACOM-TEM) (RAUCH *et al.*, 2014), avec un microscope TEM Themis Z G3, corrigé par sonde Cs (Thermo Fisher Scientific) (GAILLOT *et al.*, 2020). Une aiguille d'austénite de 17 nm a été observée (Figure IV-10), qui est inférieure à la taille du volume d'interaction des électrons rétrodiffusés estimée à plusieurs dizaines de nanomètres (POUCHOU, 2004). La combinaison des deux techniques (EBSD et DRX) nous permet alors d'obtenir une estimation moyenne pertinente de la fraction volumique d'austénite dans chaque échantillon.

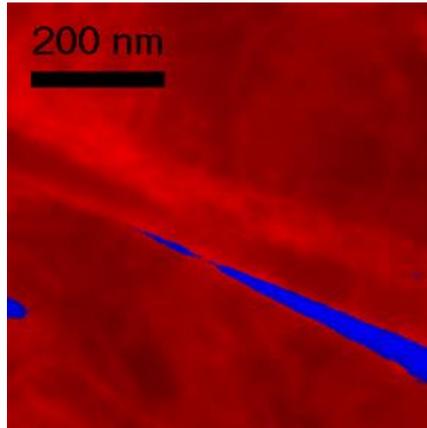


Figure IV-10 : Analyse ACOM-TEM dans le dépôt de la pièce 50 % 430 indiquant la distribution des phases. Le rouge correspond aux phases CC et le bleu à la phase austénitique CFC.

### 3.1.4 Dilatométrie libre

Comme mentionné précédemment, il n'est pas possible de différencier par DRX ou EBSD la phase ferritique de la phase martensitique. Des analyses EDX pourraient permettre de différencier la ferrite de la martensite en identifiant des zones enrichies respectivement en chrome et en nickel, comme l'a fait Yu (Yu *et al.*, 2022). Cette méthode a été testée dans le cadre de cette étude, mais aucune différence de composition chimique notable n'a été observée. Cependant, là encore, il est possible que la taille du volume analysé par la sonde EDX soit trop grande par rapport à la taille de la microstructure. Par conséquent, des études de dilatométrie libre ont été réalisées sur chaque dépôt, pour identifier les cordons contenant de la martensite. Les échantillons ont été soumis à une montée en température jusqu'à 950 °C à 20 °C/min, suivie d'un maintien à 950 °C pendant 10 minutes, puis d'un refroidissement jusqu'à température ambiante à 20 °C/min. Les courbes de dilatométrie libre, qui représentent la déformation en fonction de la température, sont présentées dans la Figure IV-11 pour les échantillons étudiés.

Dans certains cas, on observe des écarts de déformation entre le premier point de mesure et le dernier. En plus d'une potentielle différence de proportion de phases avant et après application du cycle thermique, cela peut s'expliquer par des défauts de glissement de l'échantillon dans le support. En effet, les échantillons étant très fins, ils ne sont pas parfaitement stables. Cela n'empêche toutefois pas l'identification des transformations de phases, mais ne permet pas de faire des mesures précises de quantification de phases.

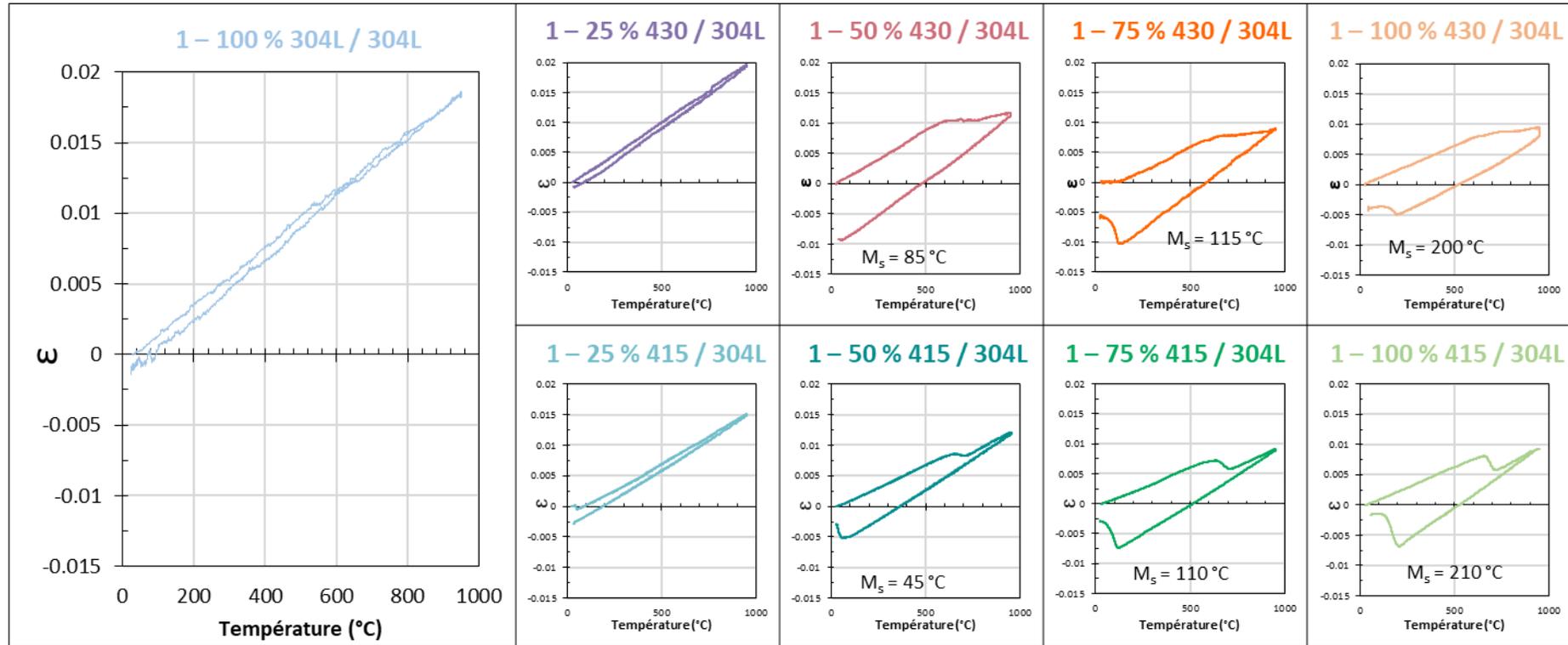


Figure IV-11 : Courbes de dilatométrie libre obtenues pour chaque échantillon prélevé dans les dépôts des couples 304L – 430 et 304L – 415.

Lors du chauffage, les déformations mesurées témoignant du changement volumétrique relatif à une austénitisation démontrent de la présence initiale d'une phase CC dans les échantillons contenant 50 %, ou moins, de fil 304L. Lors du refroidissement, une autre transformation de phase a été observée, très légèrement dans le cas de l'échantillon à 50 % de 430 et de manière plus prononcée pour l'échantillon à 50 % de 415 ainsi que les échantillons contenant 25 % ou moins de fil 304L. La température de début de transformation étant entre 45 et 235°C indique qu'il y a au moins de la martensite à température ambiante dans ces dépôts. Cependant, il n'est pas exclu que de la ferrite initialement présente se soit austénitisée à haute température pour se transformer de nouveau en ferrite lors du refroidissement à plus haute température et de façon plus progressive que la martensite. Il est intéressant de noter que la température de début de la transformation martensitique ( $M_s$ ) diminue avec l'augmentation de la quantité de 304L dans le mélange, de même que l'intensité de la transformation, ce qui suggère qu'une diminution de la teneur en 304L entraîne une augmentation de la quantité de martensite.

Il est également intéressant de noter que dans les échantillons du couple 304L – 430, la déformation reste pratiquement constante après le début de la transformation austénitique, contrairement au cas des échantillons du couple 304L – 415, qui eux présentent une pente de l'évolution de la déformation avec la température proche du coefficient de dilatation thermique de l'austénite ( $20 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ ). Comme mentionné dans la partie 1.2.2.3 du chapitre deux, cela est dû au fait qu'une partie de la ferrite se transforme en austénite à haute température (austénitisation partielle) dans le cas des nuances d'acier inoxydable de type 430 (LACOMBE *et al.*, 1990d). Il est donc possible que le même phénomène se produise dans les mélanges réalisés. Une courbe de dilatométrie libre présentant une évolution quasiment constante de la déformation avec la température lors de l'austénitisation permettrait d'identifier les échantillons contenant de la ferrite métastable.

### 3.1.5 Essais de dureté Vickers

Deux filiations de dureté sous 0,3 kgf ont été réalisées par échantillon, avec des points de mesure tous les 150  $\mu\text{m}$ , conduisant à un total d'environ 40 points de mesure par dépôt, répartis dans la ZF et dans la ZAT, comme schématisé sur la Figure IV-12.

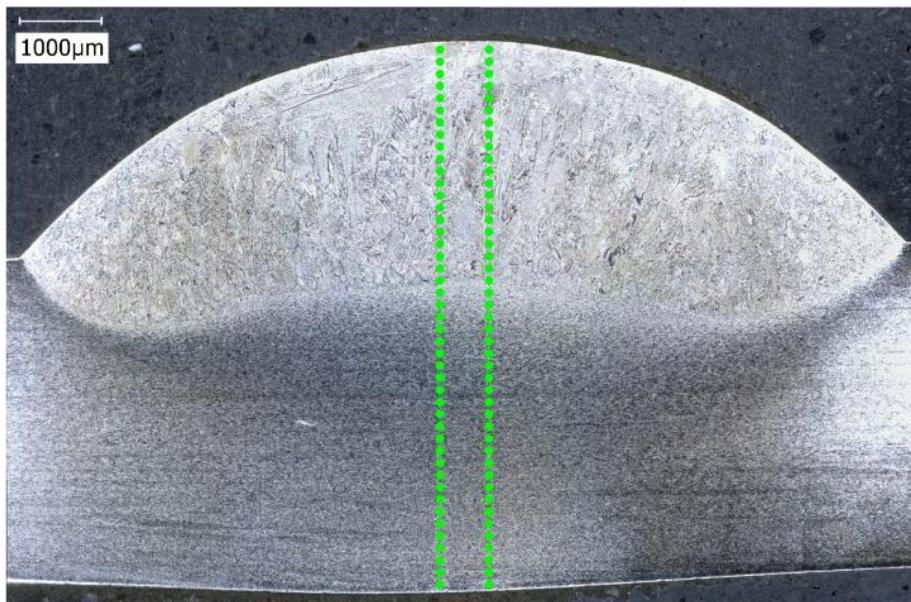
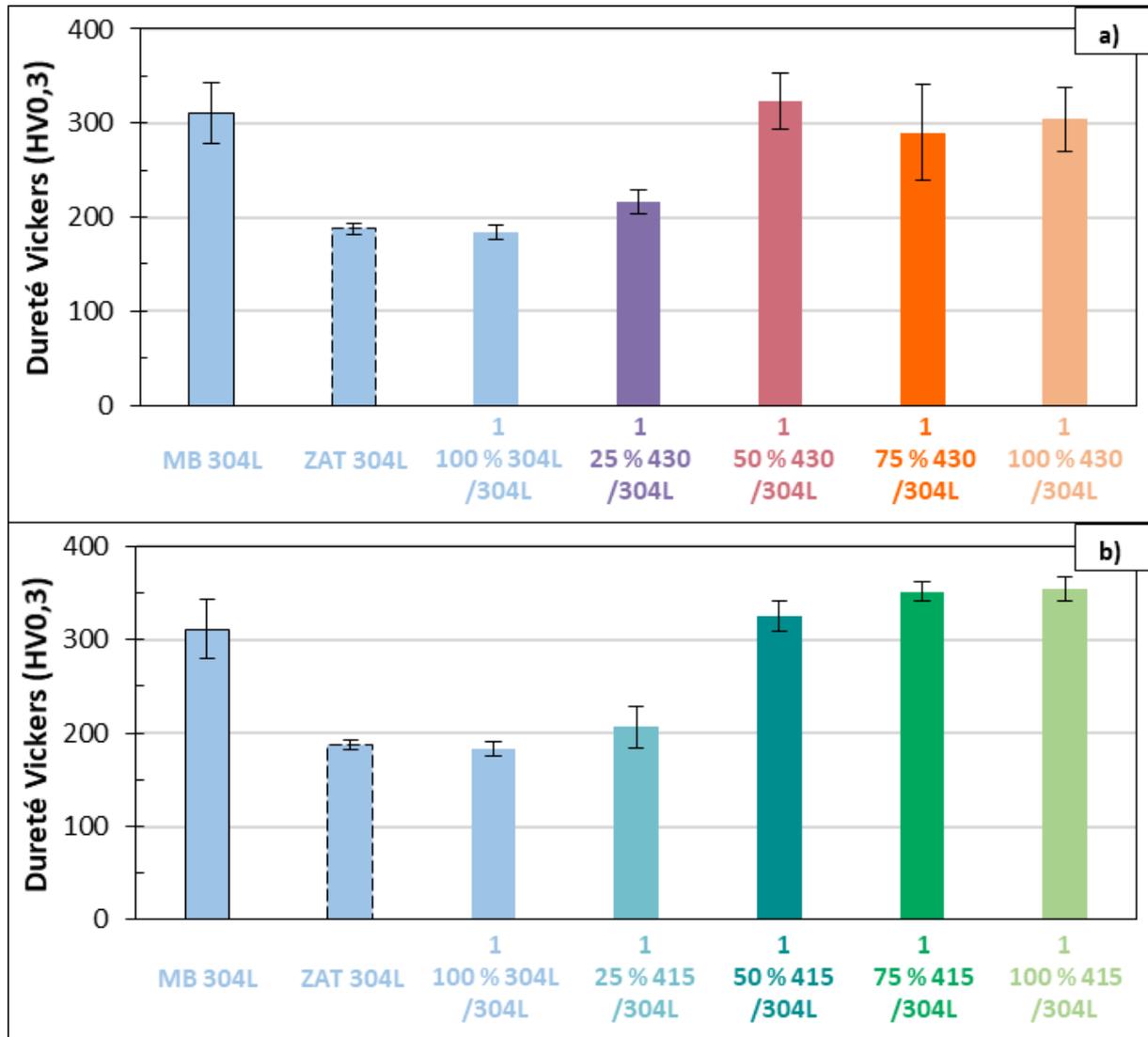


Figure IV-12 : Illustration de la position des essais de dureté sur la pièce 1 – 100 % 304L.

**Chapitre 4 : Étude de la microstructure, des déformations et des contraintes résiduelles dans le cas de dépôts réalisés en TIG multi fils**

La dureté de chaque dépôt a ainsi été évaluée en faisant la moyenne des points de mesures de la ZF. Pour les pièces à deux dépôts, les duretés ont été mesurées sur les pièces réalisées en configuration aller – aller avec un temps d’attente de 1,5 min entre les deux dépôts. En complément, la dureté a été évaluée dans la ZAT du substrat en faisant la moyenne des points de filiations de dureté sous les dépôts. Pour comparaison, des points de dureté ont également été réalisés sur une tôle brute de réception, correspondant à la dureté du MB non affecté thermiquement. L’ensemble des résultats obtenus pour les pièces à un dépôt est présenté dans la Figure IV-13.



*Figure IV-13 : Dureté moyenne sous 0,3 kgf dans chaque dépôt, dans la tôle sous les dépôts (ZAT) et dans la tôle brute de réception (MB) pour les couples a) 304L – 430 et b) 304L – 415.*

#### Chapitre 4 : Étude de la microstructure, des déformations et des contraintes résiduelles dans le cas de dépôts réalisés en TIG multi fils

Lorsqu'un cordon est déposé, la dureté du substrat 304L dans la ZAT diminue d'environ 100 HV<sub>0,3</sub> par rapport à celle de la tôle brute de réception (MB), passant d'environ 300 à 200 HV<sub>0,3</sub>. Cela peut s'expliquer par une restauration de la microstructure et/ou un grossissement des grains dans la ZAT (OYETUNJI *et al.*, 2013). La dureté du dépôt de 304L est similaire à celle de la ZAT. Lorsque deux fils sont utilisés, il a été constaté que la dureté augmente avec la proportion de 415 et de 430 dans le mélange. Les écarts-types sur les séries de mesures sont plus importants pour les mélanges contenant 50 %, ou plus, de fil 430, témoignant d'une microstructure hétérogène. Cela confirme nos observations concernant la présence à la fois de ferrite, de martensite et d'austénite.

La Figure IV-14 présente les duretés moyennes obtenues dans les cordons des pièces à un ou deux dépôts réalisées avec un seul fil d'apport.

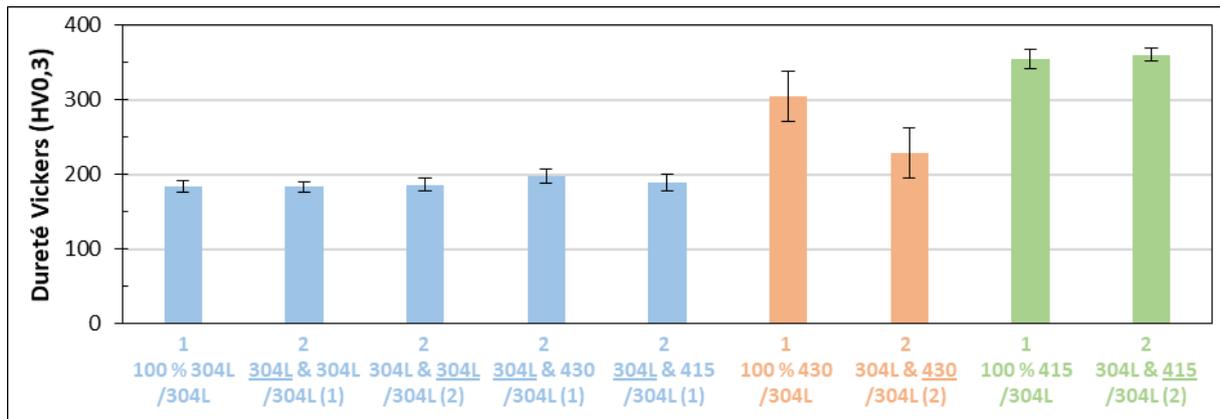


Figure IV-14 : Dureté moyenne sous 0,3 kgf dans chaque dépôt réalisé avec un seul fil d'apport (pièce avec un seul ou deux dépôts). (1) et (2) correspondant au cordon déposé qui est souligné, respectivement le premier et le deuxième.

Il est constaté que la dureté des dépôts 304L reste similaire, peu importe si un second cordon a été déposé par la suite ou non. La dureté dans les cordons en 415 n'est pas non plus sensible au pré-dépôt d'un cordon en acier 304L. En revanche les dépôts 430 présentent une dureté plus faible si un premier dépôt a été réalisé auparavant. Cela peut s'expliquer par un temps de refroidissement plus lent dans le cas où un second dépôt est réalisé. En effet, le premier dépôt agissant comme un traitement de préchauffage, défavorise la formation de martensite, comme cela a été mentionné dans la partie 1.2.2.3 du chapitre deux, et donc diminue ainsi la dureté. Ce phénomène n'est pas observé dans le dépôt 415 puisque celui-ci est autotrempant. En effet, peu importe la vitesse de refroidissement, celui-ci sera constitué de martensite en grande majorité.

### 3.1.6 Discussion

Après l'étude de la microstructure par EBSD, DRX, dilatométrie libre et essais de dureté, un intervalle des proportions d'austénite, et de ferrite/martensite est proposé ci-dessous pour le couple 304L – 430. Les intervalles de proportions sont obtenus en sommant la proportion de surface indexée avec celle non indexée en EBSD :

- 1 - 100 % 304L : 90 à 94 % d'austénite + 6 à 10 % de ferrite,
- 1 - 25 % 430 : 27 à 56 % d'austénite + 44 à 73 % de ferrite,
- 1 - 50 % 430 : 2 à 25 % d'austénite + 75 à 98 % de martensite/ferrite,
- 1 - 75 % 430 : 100 % de martensite/ferrite,
- 1 - 100 % 430 : 0 à 9 % d'austénite + 91 à 100 % de martensite/ferrite,

De même, pour le couple 304L – 415 :

- 1 - 100 % 304L : 90 à 94 % d'austénite + 6 à 10 % de ferrite,
- 1 - 25 % 415 : 28 à 52 % d'austénite + 48 à 72 % de ferrite,
- 1 - 50 % 415 : 2 à 21 % d'austénite + 79 à 98 % de martensite/ferrite,
- 1 - 75 % 415 : 100 % de martensite/ferrite,
- 1 - 100 % 415 : 100 % de martensite/ferrite.

A partir des mesures obtenues par EDX, la composition moyenne de chaque dépôt a été positionnée sur le diagramme de Schaeffler présenté en Figure IV-15. Le carbone et l'azote étant des éléments légers, ils sont difficiles à quantifier en EDX. Pourtant, ils ont une importance significative sur la formation de la phase austénitique (caractère gammagène fort). De ce fait, afin de calculer un nickel équivalent le plus pertinent en prenant en compte ces deux éléments, une loi des mélanges est appliquée, seulement sur le carbone et l'azote, en utilisant les compositions chimiques données par les fournisseurs pour les fils d'apport mais aussi pour le métal de base, en tenant compte du taux de dilution déterminé sur des macrographies en coupes transverses par microscopie numérique après attaque électrolytique à l'acide nitrique. Les autres éléments ont été quantifiés par mesures EDX.

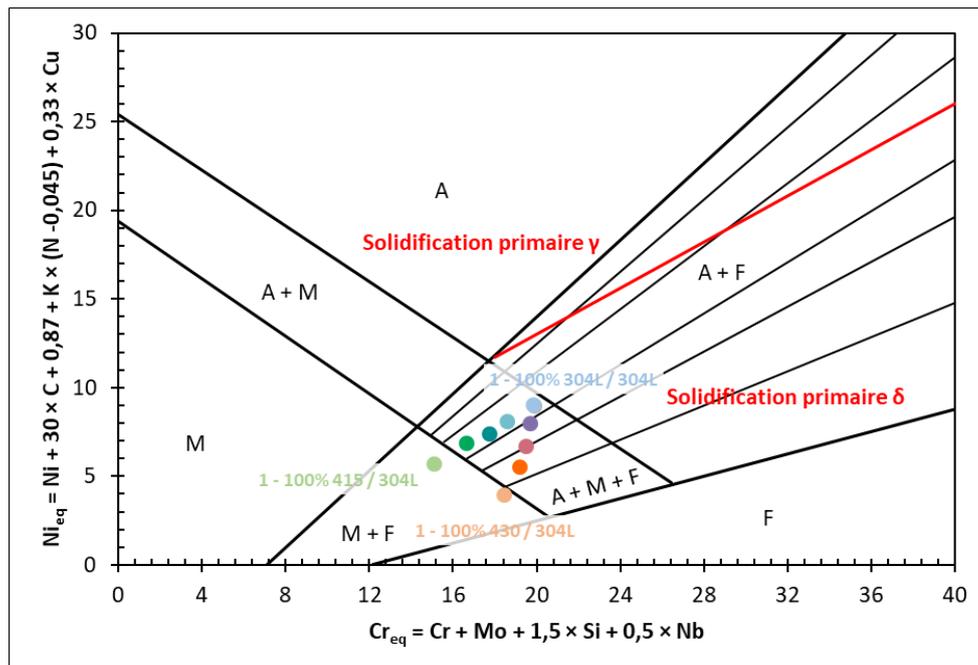


Figure IV-15 : Position sur le diagramme de Schaeffler de chaque dépôt des couples 304L – 430 et 304L – 415.  $K = 30$  pour  $N < 0,20 \%$  ;  $K = 22$  si  $0,21 \% \leq N \leq 0,25 \%$ .  $K = 20$  si  $0,26 \% \leq N \leq 0,35 \%$ .

Les différentes compositions des cordons se trouvent dans la région triphasée du diagramme de Schaeffler (A + M + F). Cependant, aucune martensite n'a été identifiée dans l'échantillon 25 % 430 à l'aide de la courbe de dilatométrie, et aucune austénite n'a été trouvée dans les échantillons 75 % 430 et 75 % 415, que ce soit par EBSD ou par DRX. Toutefois, étant donné que ces échantillons sont respectivement proches des limites (A + F) et (M + F), il est possible qu'il y ait un peu de martensite/austénite non identifiable avec ces méthodes de caractérisation. De plus, certains éléments, tel que le cobalt par exemple, ne sont pas pris en compte dans le calcul des équivalents chrome et nickel et peuvent influencer le positionnement sur le diagramme de Schaeffler. Enfin, la vitesse de refroidissement peut différer de celle utilisée pour le calcul du diagramme, ce qui déplace les limites des différents domaines. De manière générale, nos conclusions sont cohérentes avec le diagramme de Schaeffler, puisque les trois phases ont été identifiées dans nos échantillons, et qu'il a été constaté que moins il y a de 304L dans les mélanges, moins il y a d'austénite et plus il y a de ferrite/martensite.

### 3.2 Étude des déformations

Les déformations des différentes tôles, après la réalisation des dépôts et refroidissement, ont été mesurées par profilométrie laser, comme présenté dans la partie 2.4.3.2 du chapitre deux. L'amplitude des déformations a été évaluée selon la direction longitudinale, c'est-à-dire la direction de dépôt au milieu de la direction transverse, puisque c'est selon cette direction que les déformations sont les plus importantes, comme représentée par la ligne bleue en pointillé sur la Figure IV-16-a et la courbe bleue sur la Figure IV-16-d.

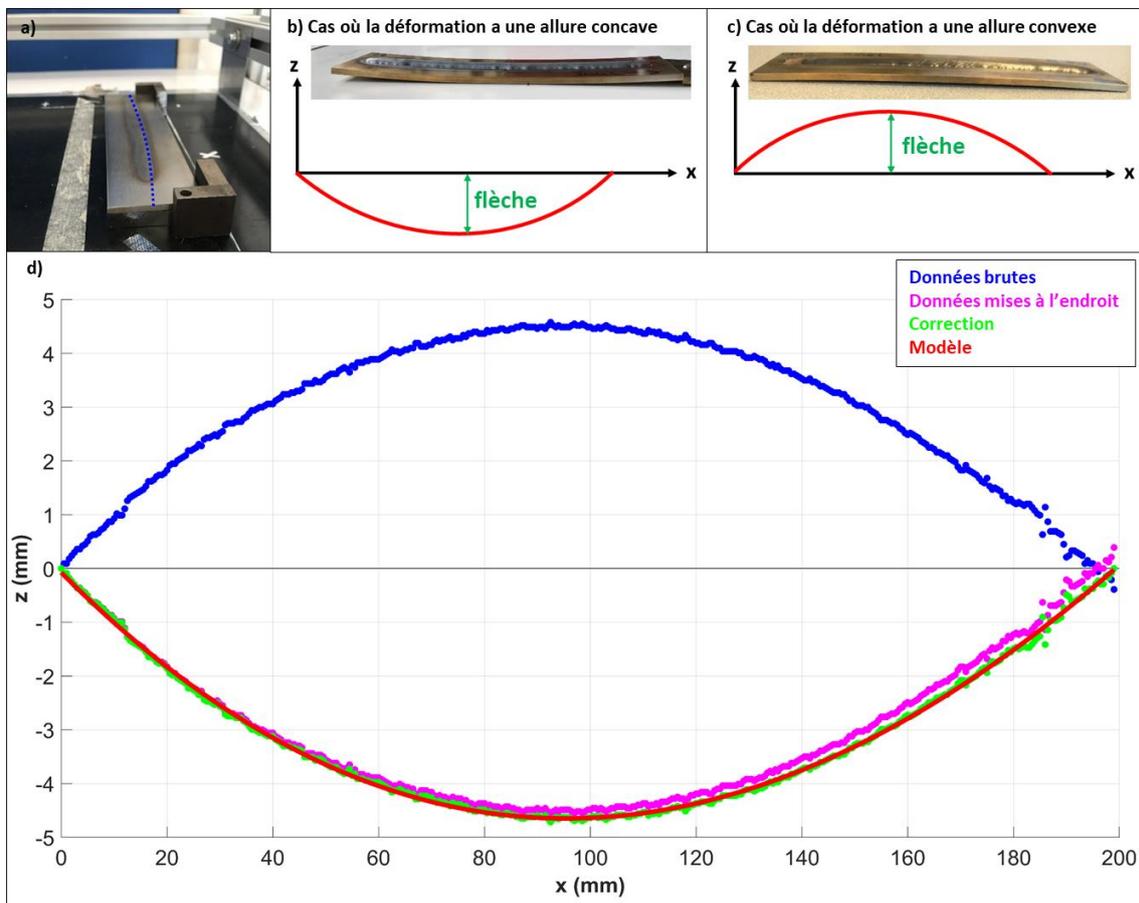


Figure IV-16 : a) Position de la ligne de mesure et méthode de caractérisation des déformations pour une tôle b) concave et c) convexe (illustration pour la pièce 1 - 100 % 304L / 304L).

#### Chapitre 4 : Étude de la microstructure, des déformations et des contraintes résiduelles dans le cas de dépôts réalisés en TIG multi fils

Les données ainsi obtenues sont par la suite traitées à l'aide du logiciel Matlab®. Tout d'abord, puisque la tôle a été mesurée à l'envers, un signe négatif a été appliqué aux coordonnées z des points de mesure afin d'orienter les tôles à l'endroit. On obtient alors la courbe magenta sur la Figure IV-16-d. Ensuite, une correction a été appliquée pour aligner les deux extrémités de la ligne de mesure sur l'origine de l'axe des ordonnées, comme illustré avec la courbe verte sur la Figure IV-16-d. Ensuite, les données ont été modélisées par un polynôme de degré trois à cinq à l'aide de la fonction « polyfit », comme présenté avec la courbe rouge sur la Figure IV-16-d.

Afin de comparer les différents essais avec un paramètre synthétique, la flèche a été déterminée. Celle-ci est calculée en faisant la différence entre le point le plus bas et l'origine de l'axe des ordonnées dans le cas d'une tôle concave (Figure IV-16-b) et en faisant la différence entre le point le plus haut et l'origine dans le cas d'une tôle convexe (Figure IV-16-c). La flèche est alors négative lorsque la tôle est concave et positive lorsque la tôle est convexe.

La Figure IV-17 et la Figure IV-18 présentent les résultats concernant les dépôts réalisés respectivement avec le couple 304L – 430 et le couple 304L – 415. Les barres d'erreur correspondent à l'écart-type associé à la série de mesures dans le cas où au moins deux pièces ont été répétées.

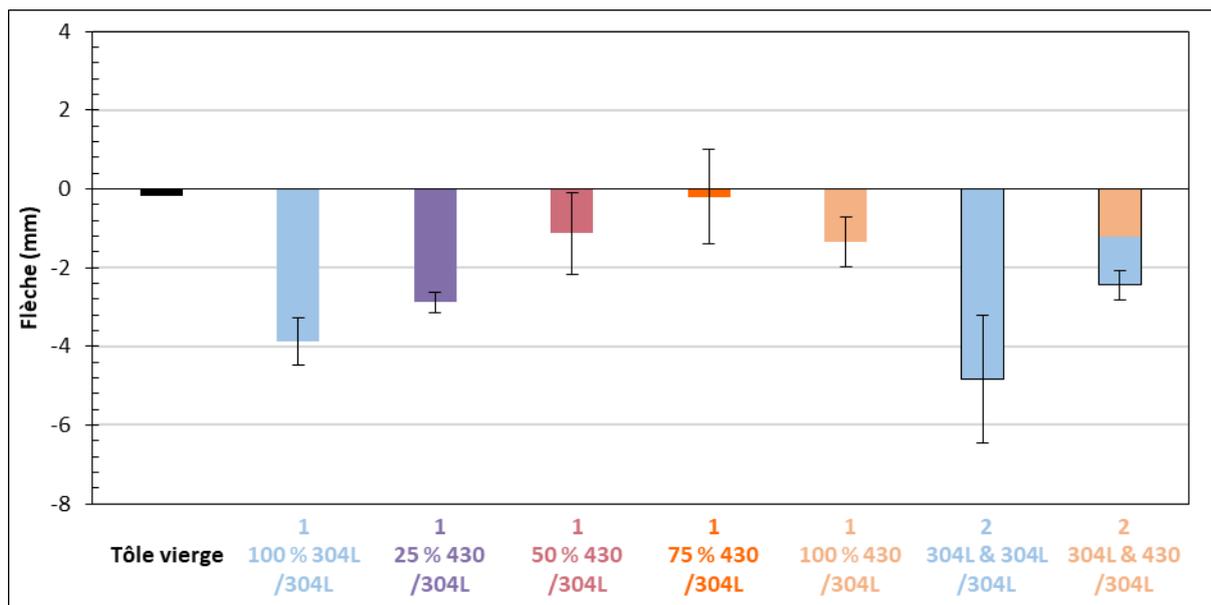


Figure IV-17 : Moyenne des flèches obtenues concernant le couple 304L – 430 après dépôt de 1 ou 2 cordons et après refroidissement.

Sur les tôles à un dépôt, les résultats montrent que plus la proportion de fil 430 dans le mélange est importante, plus les déformations diminuent. Ainsi, les échantillons ayant 75 % de fil 430 sont particulièrement intéressants car ils présentent, en moyenne, une flèche quasi-nulle, certains d'entre eux allant même jusqu'à présenter une forme légèrement convexe. Lorsque le fil 430 est déposé seul, une réduction des déformations d'en moyenne 62 % a été observée, par rapport au fil 304L seul. Le même constat a été fait lorsque l'acier 430 est déposé à côté d'un premier cordon de 304L avec une réduction moyenne de 32 % par rapport à une pièce ayant deux dépôts de 304L.

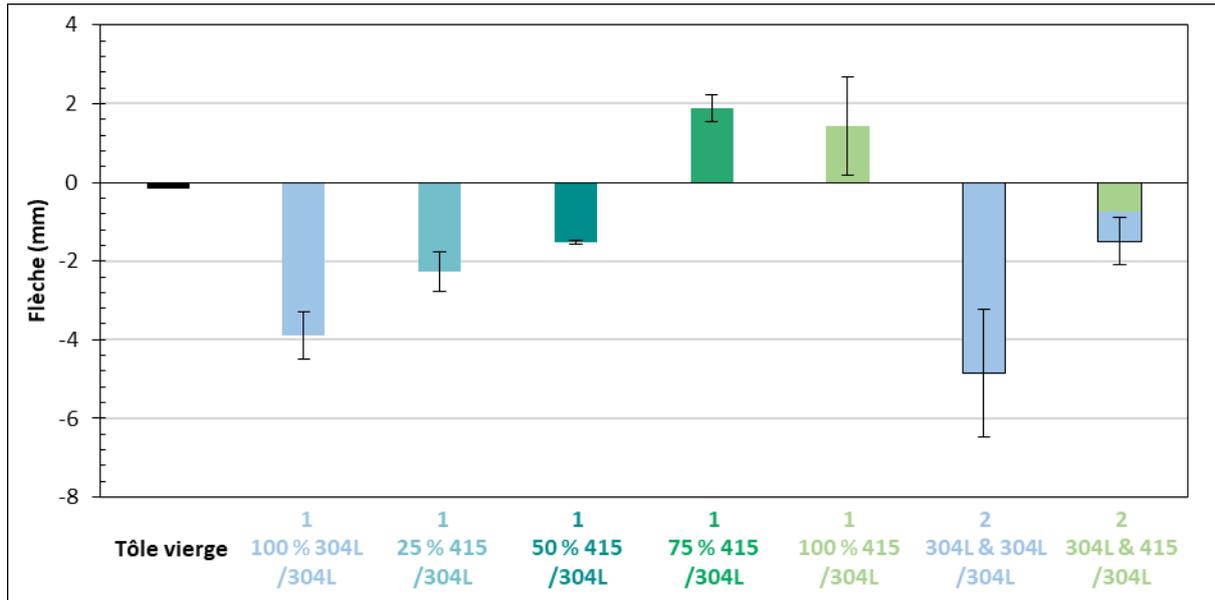
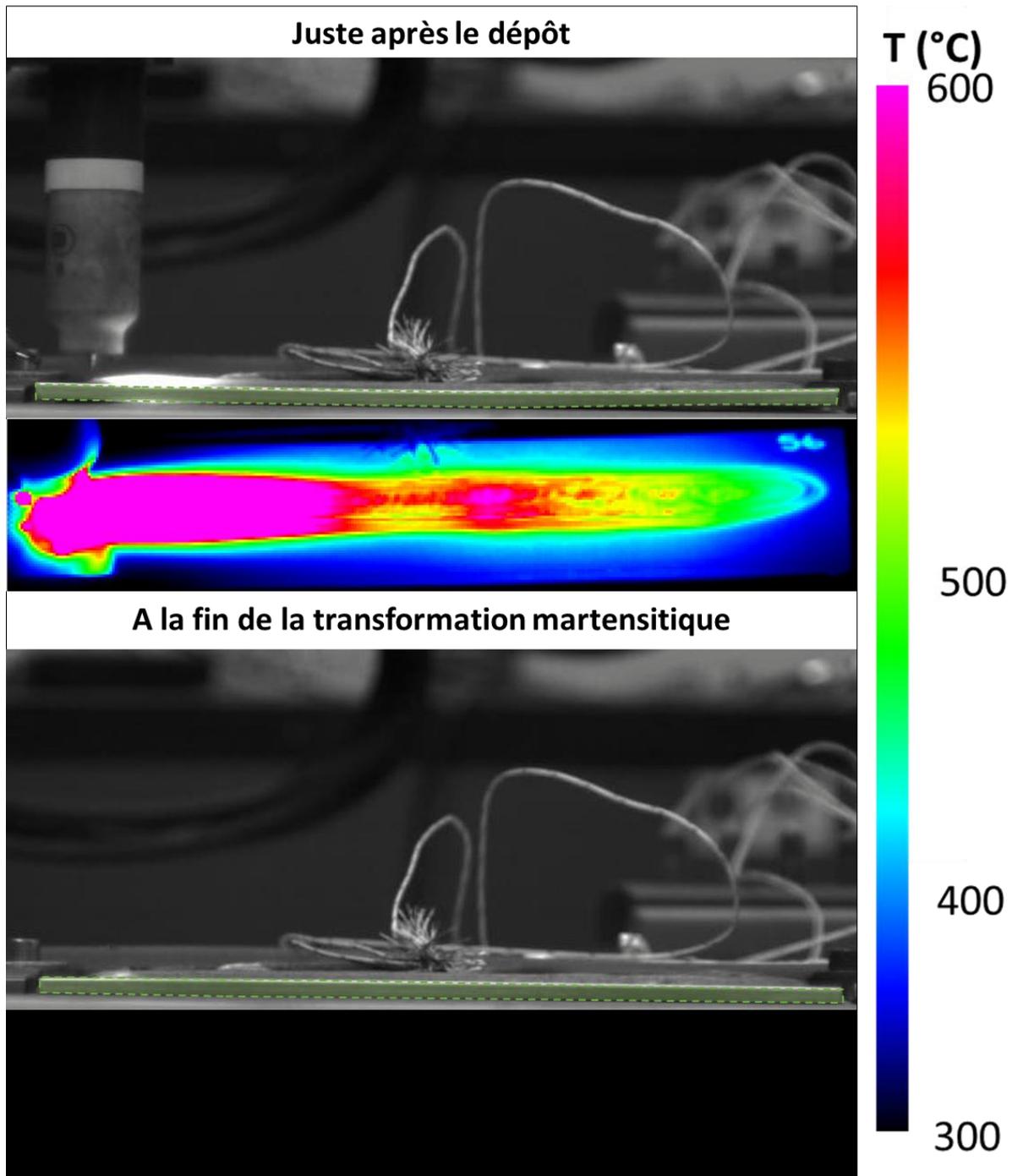


Figure IV-18 : Moyenne des flèches obtenues concernant le couple 304L – 415 après dépôt de 1 ou 2 cordons et après refroidissement.

Concernant le couple 304L – 415, les conclusions sont similaires, avec un caractère convexe encore plus prononcé pour ce couple. Sur les tôles à un dépôt, une réduction des déformations d'en moyenne 49 % a été observée lorsque le fil 415 est utilisé seul par rapport au fil 304L seul. Lorsqu'un cordon de 415 est déposé après un premier de 304L, les déformations ont été réduites en moyenne de 58 %.

Plusieurs pièces présentent une forme convexe après refroidissement (100 % 415, 75 % 415 et certaines pour la configuration 75 % 430). Il a été constaté par prises d'images *in situ* (par caméra rapide et caméra thermique synchronisées), que, juste après le dépôt, les tôles ont une allure concave, puis prennent un caractère convexe lors du refroidissement, quelques minutes après la fin du dépôt, une fois la température du cordon passée en-dessous de  $M_s$ , comme illustré dans la Figure IV-19. Il a alors été conclu que la transformation martensitique était responsable du phénomène de la tôle convexe. Le phénomène est alors plus marqué dans le cas du couple 304L – 415 par rapport au couple 304L – 430, lié à la présence de plus de martensite.



*Figure IV-19 : Déformée surlignée en vert et champ de température de la tôle 1 – 75 % 430 / 304L juste après dépôt montrant une allure concave et après retour à température ambiante montrant une allure convexe.*

La Figure IV-20 concerne le détail des résultats des pièces à deux dépôts pour les deux couples dans les différentes configurations testées, qui sont pour rappel, en aller – aller ou en aller – retour, avec 1,5 ou 3,5 min de temps de pause entre les deux dépôts.

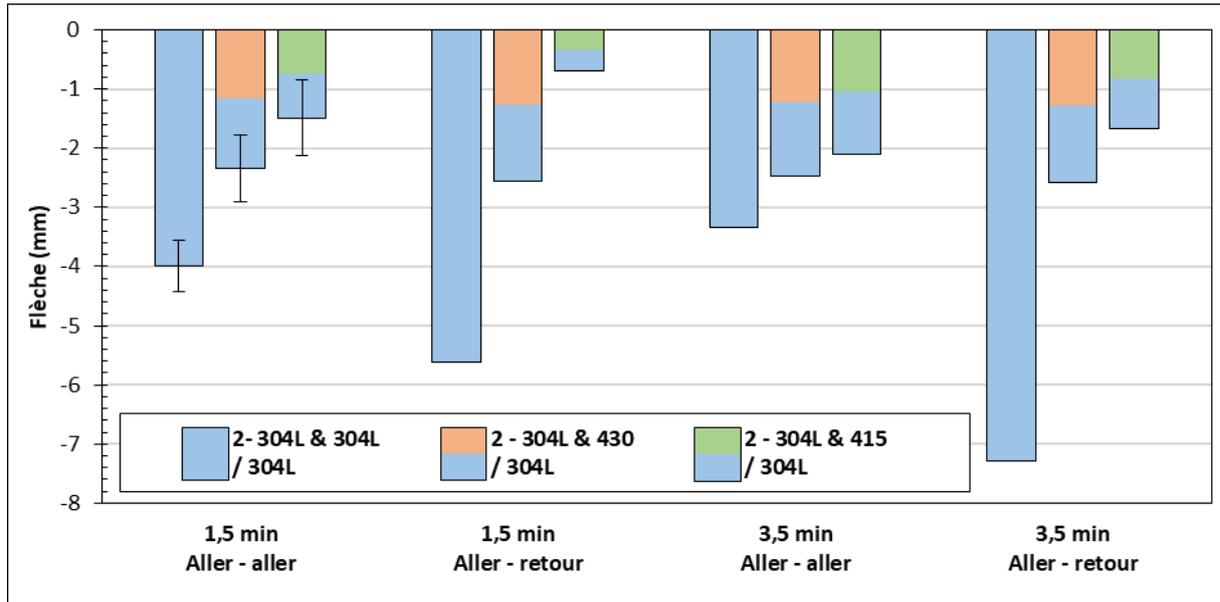


Figure IV-20 : Moyenne des flèches obtenues après dépôts de 2 cordons des couples 304L – 430 et 304L – 415, et après refroidissement.

Lorsque deux cordons de 304L sont déposés l'un à côté de l'autre, le fait de faire un aller – retour tend à accentuer la valeur des déformations par rapport à deux allers. De plus, un temps d'attente de 3,5 min semble accroître le phénomène par rapport à 1,5 min d'attente entre les deux dépôts. Cela peut s'expliquer par le fait que les gradients thermiques sont plus importants lorsque le temps d'attente est important ou lorsque des aller-retours sont réalisés. En revanche, lorsqu'un cordon de 430 est déposé à côté d'un premier cordon de 304L, aucune différence notable n'a été observée dans les 4 configurations testées. Il semblerait que le couple 304L – 430 donne des résultats plus robustes par rapport à ces conditions de dépôts.

Lorsque le fil 415 est déposé après un premier cordon de 304L, les résultats montrent que les allers-retours minimisent les déformations. En revanche, une augmentation du temps d'attente aggrave les déformations lorsque le 415 est déposé après un premier cordon de 304L.

Il est important de noter qu'une seule pièce a été réalisée dans la plupart des conditions testées, ce qui ne permet pas d'étudier la répétabilité des essais. Les conclusions concernant les différentes configurations testées une seule fois doivent donc être traitées avec précaution et mériteraient d'être confirmées en répétant des dépôts dans ces conditions d'essais au moins une seconde fois.

En effet, une grande dispersion des résultats a été constatée, même dans le cas des dépôts de 100 % 304L, où la pièce a été répétée cinq fois. Cela peut s'expliquer par le fait que ces pièces ont été réalisées au début de la mise en service du robot, alors qu'il n'y avait pas encore d'AVC (asservissement en tension pour maintenir constante la distance pièce-électrode).

De plus, il a été observé, lors de certains amorçages, que l'électrode restait collée à la tôle, créant des arcs entre la tôle et la table de soudage en aluminium. Cela entraînait le collage de la tôle à l'endroit où les arcs se formaient, modifiant ainsi le pompage thermique entre chaque pièce, comme illustré dans la Figure IV-21 où la tôle est restée collée.

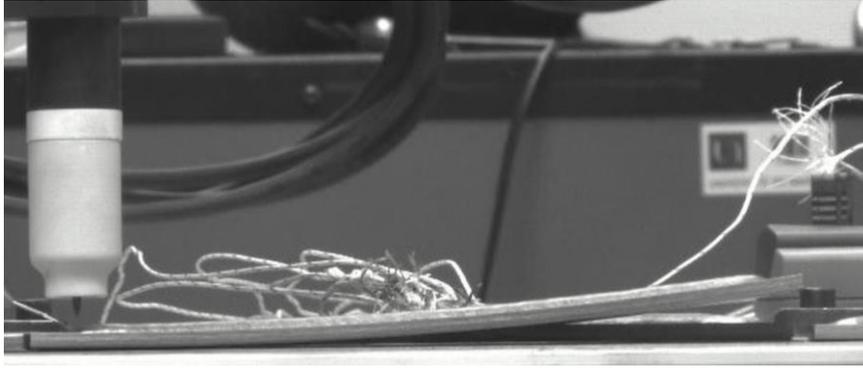


Figure IV-21 : Position de la tôle juste après un dépôt 100 % 304L / 304L.

Ce phénomène est dû à l'utilisation d'un générateur relativement ancien et à des réglages non optimaux d'amorçage par contact. En effet, dans le programme, il est indiqué que le courant est activé une fois que la mise en contact de l'électrode avec la tôle est détectée. 15 ms plus tard, l'axe z se soulève jusqu'à atteindre la hauteur d'arc souhaitée. Si ce temps est trop long, il y a la possibilité que l'électrode reste collée à la tôle, la soulevant pendant que l'axe z remonte, et ainsi créant un arc entre la tôle et la table, infligeant alors une soudure par résistance entre le substrat et la table, ce qui s'est produit ici pour plusieurs essais. Il est nécessaire de préciser que ces phénomènes de collage ne se seraient pas produits dans des configurations standard de dépôt. En effet, ils ont eu lieu du fait que les tôles n'étaient pas bridées.

Pour confirmer ces hypothèses, des essais de mono-dépôt 304L ont été répétés six fois sur le robot cartésien avec un générateur plus récent (Miller Dynasty® 700) et en utilisant un système AVC. De plus, le paramètre de temps d'amorçage a été réduit à 11 ms. Les résultats montrent une dispersion bien moins importante des mesures de la flèche, comme illustré dans la Figure IV-22. Ces résultats mettent en évidence la nécessité de réaliser un amorçage sans collage de l'électrode sur la tôle, permettant de reproduire un pompage thermique similaire, et de maintenir une hauteur d'arc constante, afin de minimiser les dispersions sur les déformations.

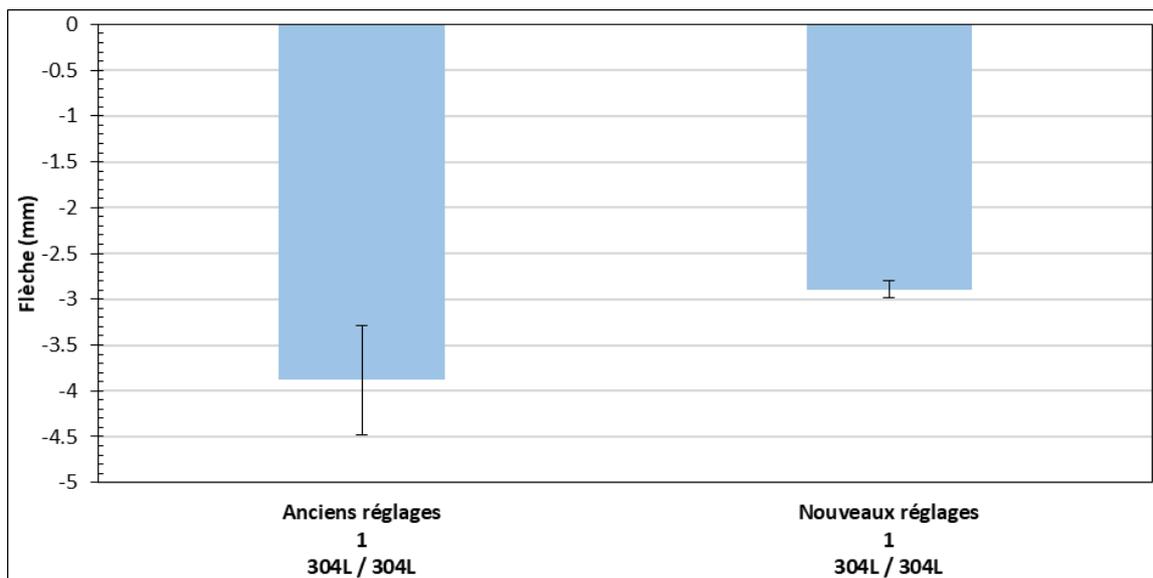


Figure IV-22 : Comparaison de la répétabilité de la déformation entre l'ancienne et la nouvelle installation qui inclut un générateur plus récent ainsi qu'un système AVC lors de dépôt 1 – 100 % 304L / 304L.

Il a été constaté que la moyenne des déformations est réduite de 25 % par rapport à l'ancienne installation. Cela peut être dû à une différence de thermique, étant donné que la hauteur d'arc reste constante avec la nouvelle installation et que le pompage thermique est plus reproductible. De plus, les anciens et les nouveaux essais n'ont pas été réalisés à la même période de l'année induisant une augmentation de la température ambiante d'environ 10°C pour les anciens essais. Ces différences dans les cinétiques de refroidissement peuvent alors aussi expliquer les variations de déformation observées.

### **3.3 Étude des contraintes résiduelles**

Les contraintes résiduelles de l'ensemble des pièces ont été principalement déterminées par diffraction des neutrons, à l'exception de la pièce à 25 % de 415 pour laquelle elles ont été déterminées uniquement par la méthode du contour. Afin de comparer les deux méthodes, la pièce à 100 % de 304L a été caractérisée à la fois par diffraction des neutrons et par la méthode du contour.

Les contraintes résiduelles ont été déterminées par diffraction des neutrons sur les lignes SALSA de l'Institut Laue Langevin et POLDI de l'Institut Paul Scherrer. Les méthodes de mesure, d'analyse et de calcul des contraintes sont présentées dans la partie 2.4.4 du chapitre deux. Les contraintes résiduelles longitudinales ( $\sigma_{xx}$ ), transversales ( $\sigma_{yy}$ ) et normales ( $\sigma_{zz}$ ) ont été déterminées dans les cordons et dans le substrat, dans le plan transverse situé au milieu des tôles, c'est-à-dire en régime stationnaire. Les cubes permettant la mesure des  $d_0$  ont été découpés par électroérosion. La liste des échantillons mesurés sur chaque instrument et les emplacements des jauges de mesure sont présentés dans la Figure IV-23-a (carrés blancs) pour les mesures faites sur SALSA et la Figure IV-23-b pour les mesures faites sur POLDI. Pour les pièces à un dépôt, les mesures ont été effectuées sur un seul côté de chaque pièce, en raison de leur symétrie. Un point de mesure de la pièce 100 % 430 a été mesurée sur POLDI dans les trois directions de mesure afin de comparer les deux instruments. La mesure dans le dépôt de la pièce à 50 % de 415 n'a pas pu être exploitée en raison d'une mauvaise localisation du cube associé, ce qui a empêché la détermination du  $d_0$  associé.

Sur SALSA, deux volumes de jauge différents de  $0,6 \times 0,6 \times 2 \text{ mm}^3$  et de  $2 \times 2 \times 4 \text{ mm}^3$  ont été utilisés. Cela a permis d'obtenir un temps de mesure acceptable et un volume sondé le plus adapté à la microstructure de l'échantillon (notamment au regard de la taille des grains d'environ  $0,15 \times 0,15 \times 0,5 \text{ mm}^3$  dans les dépôts), mais aussi à l'épaisseur de la tôle et à la hauteur du dépôt. Le volume de jauge de  $0,6 \times 0,6 \times 2 \text{ mm}^3$  a été utilisé pour la détermination des  $d_0$ , pour les mesures dans les trois directions des échantillons à deux dépôts ainsi que dans la direction longitudinale des autres pièces. Le volume de jauge de  $2 \times 2 \times 4 \text{ mm}^3$  a été utilisé pour les deux dernières directions des autres échantillons afin d'obtenir des mesures avec un rapport signal / bruit important. Cependant, ce volume de jauge n'a pas pu être utilisé pour la direction longitudinale en raison de la hauteur insuffisante des dépôts.

Sur POLDI, un volume de jauge de  $1,5 \times 1,5 \times 8 \text{ mm}^3$  a été utilisé pour les directions transversale et normale de chaque point de mesure, tandis qu'un volume de jauge de  $1,5 \times 1,5 \times 1,5 \text{ mm}^3$  a été utilisé pour la direction longitudinale et pour les cubes (détermination des  $d_0$ ).

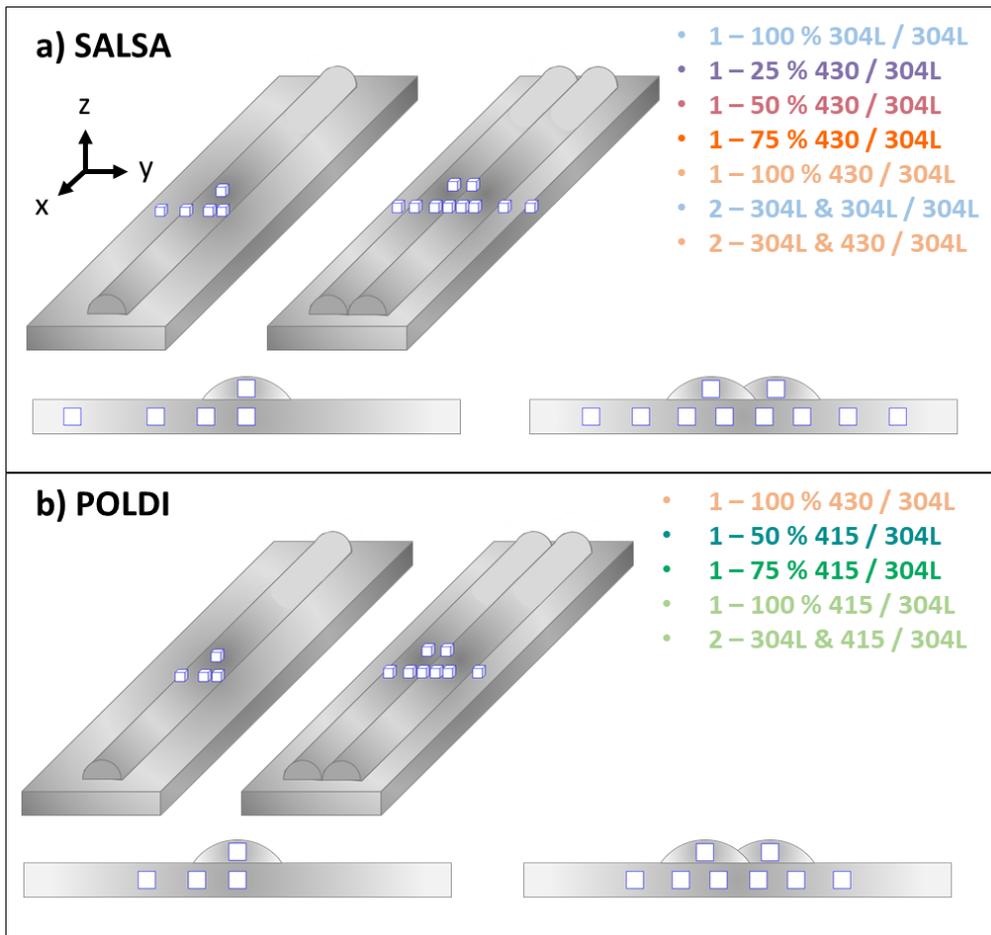


Figure IV-23 : Positionnement des volumes sondés (carrés blancs) pour la détermination des contraintes résiduelles et la liste des pièces mesurées a) sur l'instrument SALSA et b) sur l'instrument POLDI.

La méthode du contour a été utilisée pour déterminer les contraintes longitudinales dans la pièce 100 % 304L dans le but de comparer cette méthode avec celle de la diffraction des neutrons et dans la pièce à 25 % de 415 afin de compléter l'étude. Cette méthode a ainsi permis de déterminer le champ des contraintes longitudinales sur toute la section des pièces, au milieu de celles-ci. Le protocole de mise en œuvre de cette méthode est présenté dans la partie 2.4.4.2 du chapitre deux.

### 3.3.1 Comparaison des instruments SALSA et POLDI

Un point de mesure a été effectué à la fois sur l'instrument SALSA et sur POLDI dans la pièce 100 % 430 afin de comparer les deux instruments. Le point de mesure choisi est celui où la contrainte longitudinale est la plus en traction. Les résultats sont présentés dans la Figure IV-24.

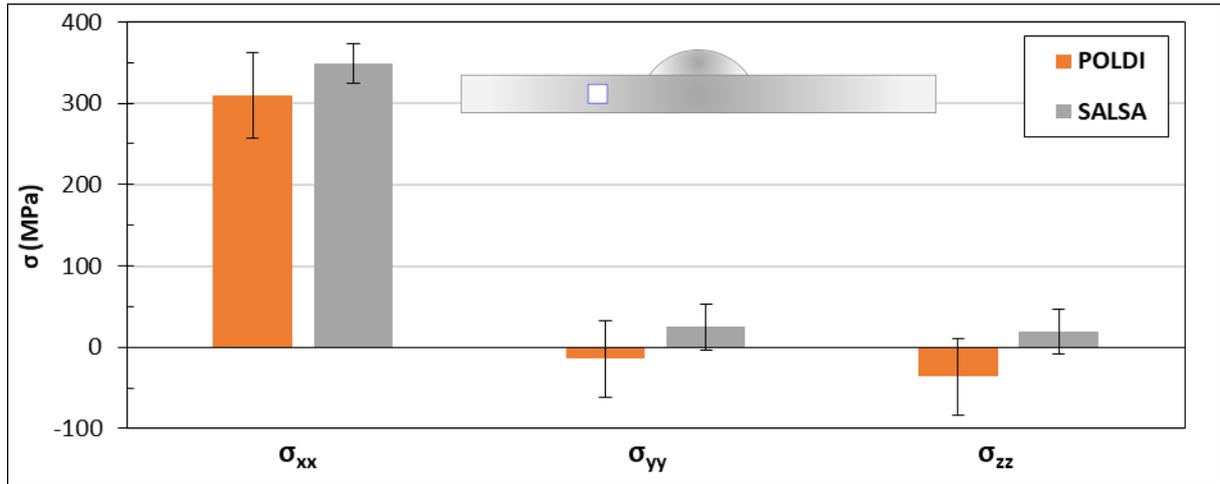


Figure IV-24 : Contraintes obtenues après les mesures sur SALSA et POLDI de la même zone de la tôle de la pièce 1 – 100 % 430 / 304L.

Il s'avère que la valeur calculée des contraintes diffère de moins de 60 MPa entre les deux instruments. Cependant, il y a en vérité un recouvrement des valeurs aux incertitudes de mesure près, ce qui nous permet de comparer les différentes pièces entre elles, peu importe si elles ont été mesurées sur SALSA ou POLDI.

Il est intéressant de noter que les incertitudes calculées sur l'instrument SALSA sont plus faibles que celles calculées sur l'instrument POLDI. En effet, l'incertitude sur SALSA correspond à l'incertitude de la position du seul pic de diffraction analysé tandis que l'incertitude des mesures réalisées sur POLDI correspond à l'incertitude calculée en prenant en compte l'ensemble des pics de diffraction. L'incertitude sur la contrainte liée à la position d'un pic de diffraction est donc moins significative que celle calculée grâce à plusieurs pics de diffraction, tant que le temps de mesure est suffisant pour obtenir une intensité des pics suffisante. L'incertitude sur la contrainte calculée grâce à l'analyse de plusieurs pics de diffraction est alors certainement plus réaliste.

### 3.3.2 Prise en compte de la texture morphologique et cristallographique

Comme expliqué dans la partie 2.4.4.1 du chapitre deux, les contraintes ont été calculées en supposant que les grains avaient une morphologie équiaxe et une texture cristallographique isotrope. Cependant, dans le cas des dépôts WAAM, des grains colonnaires et une texture cristallographique marquée sont généralement obtenus. De plus, les tôles laminées peuvent également présenter une texture cristallographique prononcée ainsi qu'une morphologie de grains qui n'est pas tout à fait équiaxe. La forte anisotropie élastique de l'austénite (HOUNKPATI, 2015), couplée à une prise en compte de la texture cristallographique et morphologique marquée, pourrait modifier considérablement les CER, et de ce fait les contraintes résiduelles calculées. Par conséquent, les contraintes résiduelles ont été recalculées en prenant en compte la morphologie des grains austénitiques et leur texture cristallographique, déterminées à l'aide des cartographies EBSD réalisées dans la tôle et dans le dépôt. Les valeurs des CER calculées avec les différentes hypothèses sont présentées dans le Tableau IV-3. Ainsi, les contraintes résiduelles ont pu être déterminées pour l'échantillon 1 – 100 % 304L / 304L dans différentes configurations, comme illustré dans la Figure IV-25.

	$S_{1\{311\}} (\times 10^{-6} \text{ MPa}^{-1})$		$\frac{1}{2}S_{2\{311\}} (\times 10^{-6} \text{ MPa}^{-1})$	
	Dépôt	Tôle	Dépôt	Tôle
<b>Cristallographie et morphologie isotrope</b>	-1,61	-1,61	7,03	7,03
<b>Cristallographie texturée morphologie isotrope</b>	-1,73	-1,71	7,26	7,25
<b>Morphologie et cristallographie texturées</b>	-1,78	-1,74	7,24	7,22

Tableau IV-3 : Valeurs des CER calculées pour chaque configuration associée à la famille de plan {311} de l'austénite.

Il a été constaté que la prise en compte de la texture cristallographique a très peu d'effet sur les contraintes, avec un écart par rapport aux résultats obtenus en supposant une texture et une morphologie isotropes d'environ 7 MPa dans la ZF et de moins de 4 MPa dans le substrat. En revanche, la prise en compte supplémentaire de la morphologie des grains semble avoir un effet plus prononcé, qui reste cependant inférieur à 23 MPa dans la ZF et à 15 MPa dans le substrat. L'effet est alors légèrement plus marqué dans la ZF, qui possède certainement une texture cristallographique et une morphologie des grains plus marquées que dans la tôle laminée.

Ces différences restent inférieures à l'incertitude sur la contrainte, qui varie de 15 à 40 MPa, témoignant que les textures cristallographiques et morphologiques des grains restent négligeables pour le calcul des contraintes. Par conséquent, le choix a été fait de calculer les contraintes en utilisant les valeurs associées à une texture et une morphologie isotrope pour la suite de l'étude.

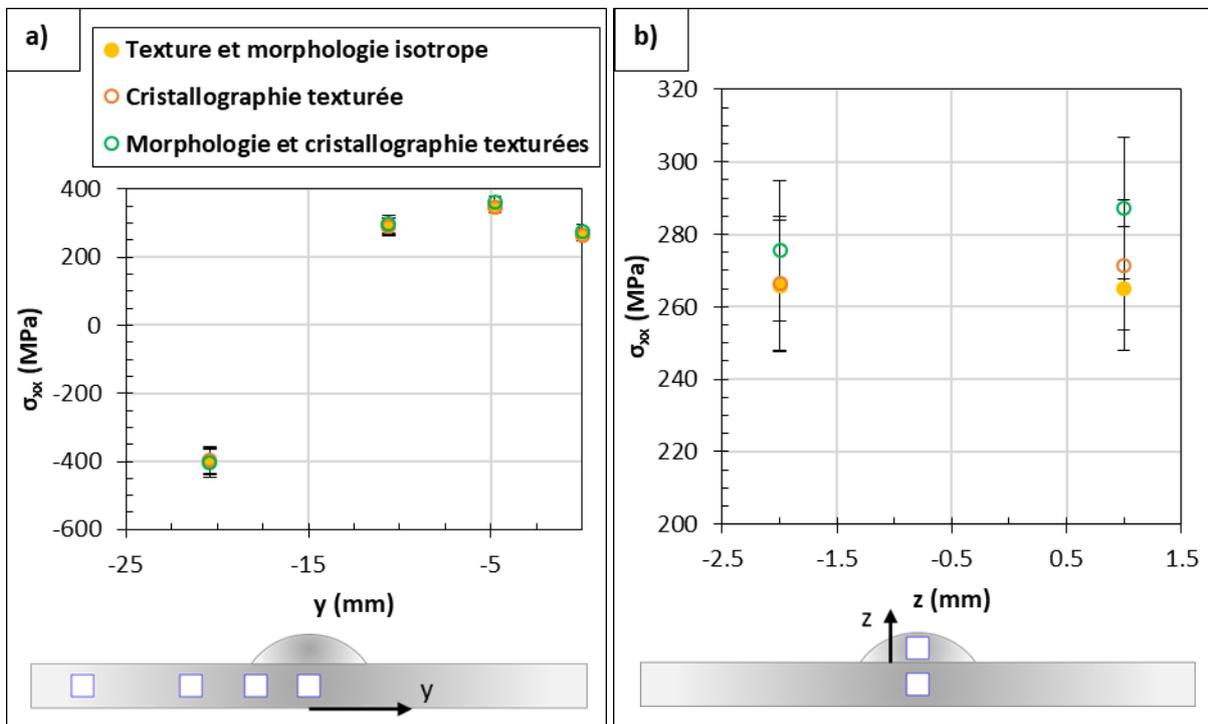


Figure IV-25 : Contraintes longitudinales dans le substrat et le dépôt de la pièce 1 – 100 % 304L / 304L déterminées par diffraction des neutrons a) en fonction de  $y$  et b) en fonction de  $z$  pour différentes valeurs des CER prenant en compte ou non la texture cristallographique et la morphologie des grains.

### 3.3.3 Comparaison de la diffraction des neutrons avec la méthode du contour

La méthode du contour a été utilisée pour déterminer les contraintes longitudinales dans la pièce 1 – 100 % 304L / 304L afin de la comparer à la diffraction des neutrons. La Figure IV-26 présente les contraintes longitudinales au milieu de la pièce. Des contraintes résiduelles de traction sont observées dans le dépôt et à proximité de celui-ci, avec une valeur maximale atteinte dans la partie inférieure de la tôle, entre 800 et 1000 MPa. Des contraintes résiduelles de compression sont également présentes près des bords de la tôle, avec une valeur maximale en valeur absolue dans la partie supérieure de la tôle, entre - 800 et - 1000 MPa. La plupart des régions de la section présente des contraintes résiduelles comprises entre -600 et 600 MPa.

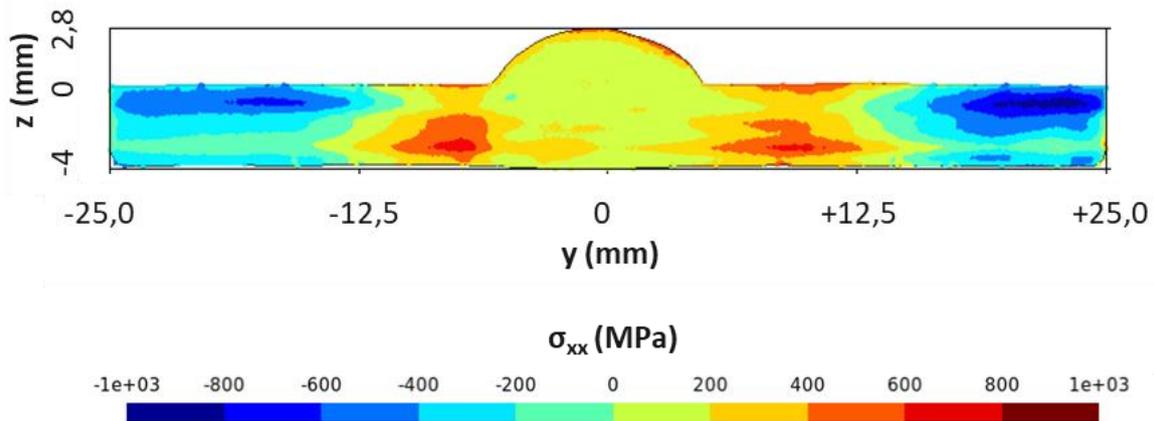


Figure IV-26 : Cartographie des contraintes résiduelles longitudinales obtenue par la méthode du contour, au milieu de la pièce 1 – 100 % 304L / 304L, dans la direction transversale.

Les résultats ont été comparés aux mesures réalisées par diffraction des neutrons. Pour cela, une contrainte moyenne a été calculée sur une surface correspondante à celle du volume de jauge utilisé en diffraction des neutrons, soit  $2 \times 2 \text{ mm}^2$ , dans le plan transverse (plan de mesure de la méthode du contour). Les résultats sont présentés dans la Figure IV-27.

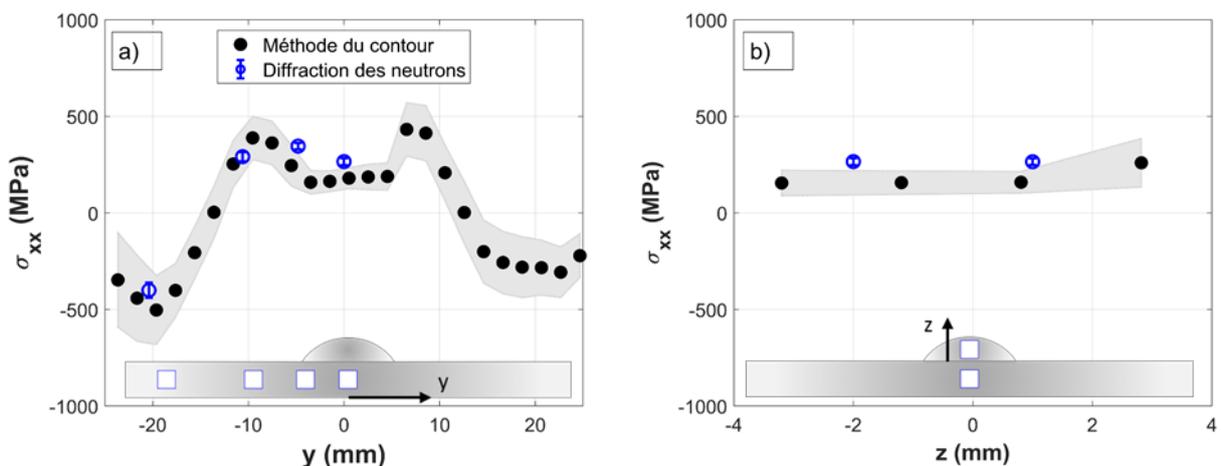


Figure IV-27 : Comparaison de la diffraction des neutrons et de la méthode du contour concernant les contraintes résiduelles longitudinales le long a) de l'axe  $y$  et b) de l'axe  $z$  sur la pièce 1 – 100 % 304L / 304L. La surface grise correspond à l'incertitude-type combinée tenant compte de la dispersion des résultats sur la surface sur laquelle la contrainte moyenne a été calculée, et de l'incertitude liée à la méthode du contour, estimée à 50 MPa.

**Chapitre 4 : Étude de la microstructure, des déformations et des contraintes résiduelles dans le cas de dépôts réalisés en TIG multi fils**

Dans l'ensemble, une bonne concordance des résultats a été obtenue entre la diffraction des neutrons et la méthode du contour, avec des différences allant de 5 à 100 MPa selon les zones de mesure. Jacob a également comparé les deux méthodes dans une soudure épaisse d'acier et leurs résultats montrent une différence maximale de 50 MPa (JACOB *et al.*, 2018), en accord avec les mesures présentées ici. Il est constaté un abaissement de la contrainte longitudinale sous le dépôt du cordon qui peut s'expliquer par une restauration d'écroissage au-dessus d'environ 800 °C (DENG *et al.*, 2014; ODNOKOVA *et al.*, 2017).

**3.3.4 Analyse des différentes pièces**

La Figure IV-28-a présente les contraintes longitudinales, transversales et normales, déterminées par diffraction des neutrons, dans la tôle de la pièce 1 – 100 % 304L / 304L. Il a été constaté que les contraintes longitudinales sont plus importantes que les contraintes transversales et normales, qui sont toutes les deux du même ordre de grandeur. En effet, c'est selon la direction longitudinale que la pièce est la plus massive et qu'alors les gradients thermiques et l'auto-bridage sont les plus importants.

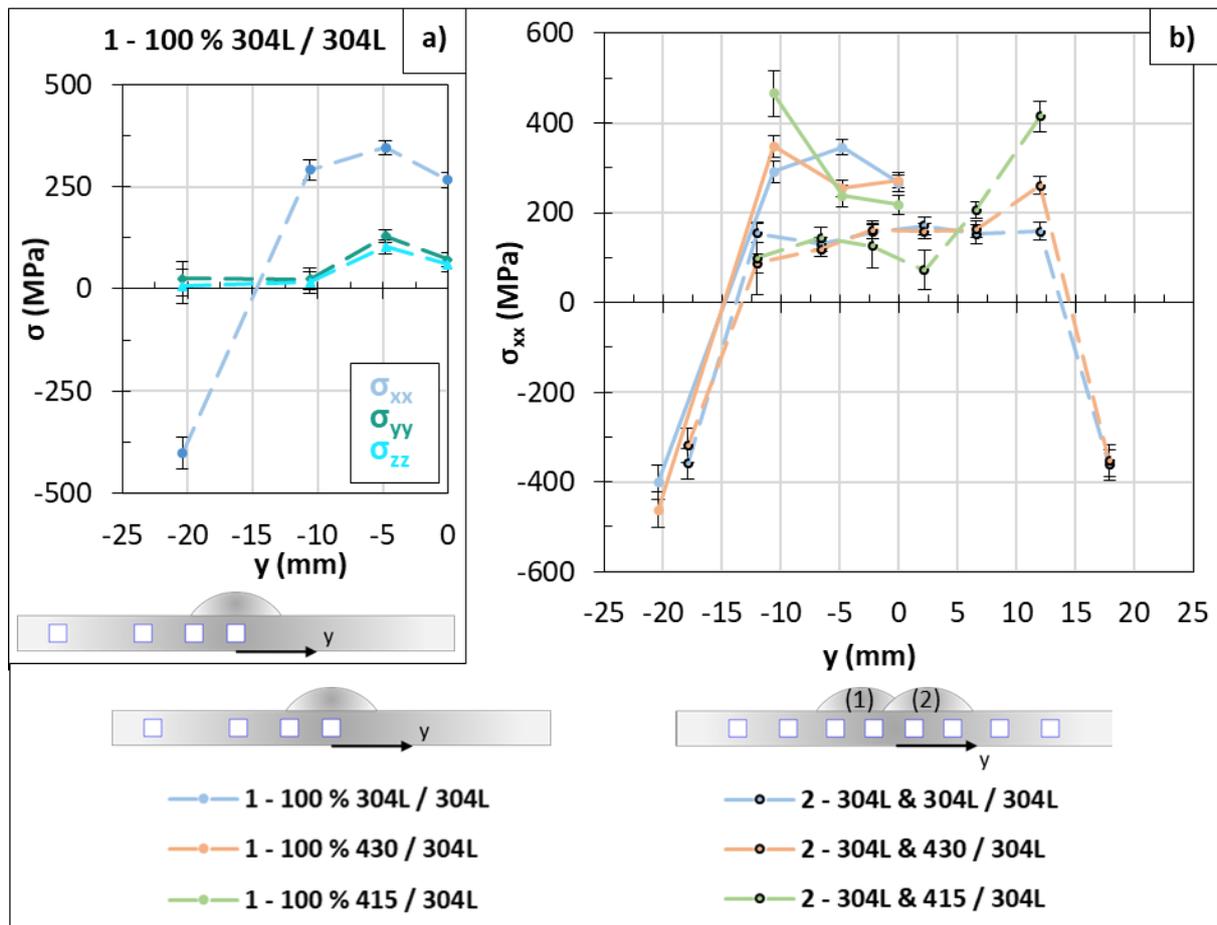


Figure IV-28 : Contraintes obtenues par diffraction des neutrons a) longitudinales, transversales et normales dans le substrat de la pièce 1 – 100 % 304L / 304L et b) longitudinales dans le substrat des pièces à un dépôt réalisés avec un seul fil d'apport et à deux dépôts. (1) et (2) précise l'ordre dans lequel ont été déposés les cordons.

#### Chapitre 4 : Étude de la microstructure, des déformations et des contraintes résiduelles dans le cas de dépôts réalisés en TIG multi fils

De plus, des contraintes de traction sont obtenues près du cordon. Celles-ci se sont établies pendant le refroidissement proche de la ZF et sont compensées par des contraintes de compression dans le reste de la pièce. Les mêmes observations ont été faites pour les autres pièces et sont en accord avec la littérature (KOU, 2002b; PARADOWSKA *et al.*, 2005; KIM *et al.*, 2009; ALIPOORAMIRABAD *et al.*, 2015). Les contraintes longitudinales, transversales et normales de l'ensemble des pièces sont présentées dans l'Annexe 8.

La Figure IV-28-b présente les contraintes longitudinales ( $\sigma_{xx}$ ) déterminées par diffraction des neutrons dans les tôles des pièces ayant un ou deux dépôts, chacun d'eux ayant été réalisé avec un seul fil d'apport. Le schéma reste le même que celui observé dans la pièce 1 – 100 % 304L / 304L avec des contraintes de traction sous les cordons et de compression au bord du substrat. Les pièces à deux cordons présentent des contraintes longitudinales plus faibles en valeur absolue que les pièces à un seul cordon, particulièrement du côté où le premier cordon a été déposé. Cela peut être lié à un refroidissement plus lent, dû au dépôt du premier cordon qui agit comme un préchauffage pour le dépôt du second cordon, entraînant une relaxation des contraintes. De plus, le dépôt du second cordon apporte une restauration d'érouissage supplémentaire dans les zones chauffées suffisamment pouvant abaisser davantage les contraintes.

Il est constaté une asymétrie des contraintes longitudinales lorsque le second dépôt est de nature différente du premier. En effet, comme nous le verrons par la suite (Figure IV-31), les contraintes de compression présentes dans les seconds dépôts 415 et 430 sont compensées par des contraintes de traction plus importantes dans la tôle proche de ce dépôt. Ce phénomène n'est pas observé proche du premier dépôt 304L qui lui est en traction, permettant d'obtenir des contraintes moins importantes dans la tôle. Par ailleurs ce phénomène est également visible dans les pièces à un dépôt (1 – 100 % 430 et 1 – 100 % 415), avec des contraintes plus importantes proche du dépôt que dans la pièce 1 – 100 % 304L.

La Figure IV-29 présente les contraintes longitudinales déterminées par diffraction des neutrons dans les tôles des pièces mono-dépôt pour le couple 304L – 430. Il est observé que, lorsque les fils 304L et 430 sont déposés simultanément, les contraintes obtenues dans le substrat près du cordon ( $y = -4,80$  mm et  $0$  mm) sont plus faibles que celles des pièces réalisées avec un seul fil alors que loin du cordon elles peuvent au contraire devenir plus importantes. La pièce 50 % 430 est intéressante puisque les contraintes sont réduites près du dépôt et ne sont pas amplifiées près des bords, ni en  $y = -10,60$  mm, ni en  $y = -20,40$  mm.

De même, la Figure IV-30 présente les contraintes longitudinales dans les tôles des pièces n'ayant qu'un seul dépôt du couple 304L – 415. Celles-ci ont été déterminées par diffraction des neutrons pour l'ensemble des pièces, exceptée pour la 1 – 25 % 415 / 304L où elle a été déterminée par la méthode du contour. La cartographie entière des contraintes longitudinales obtenue pour cette pièce est disponible en Annexe 9.

Les contraintes de traction sont légèrement plus importantes dans le substrat lorsque le fil 415 est utilisé par rapport au 430 ou au 304L. Lorsque deux fils sont déposés simultanément, les contraintes dans le substrat restent généralement similaires ou plus importantes que dans le cas de la pièce 1 – 100 % 415 / 304L. En raison d'un manque de temps disponible lors de la campagne de mesures sur grands instruments, les mesures aux points  $y = -20,40$  mm et  $y = -4,80$  mm n'ont pas pu être réalisées pour certaines pièces. Cependant, pour la pièce 1 – 25 % 415 / 304L, la contrainte est augmentée en valeur absolue par rapport à la référence 1 – 100 % 304L / 304L. Il est alors probable que ce soit également le cas pour les autres pièces du couple 304L – 415.

Chapitre 4 : Étude de la microstructure, des déformations et des contraintes résiduelles dans le cas de dépôts réalisés en TIG multi fils

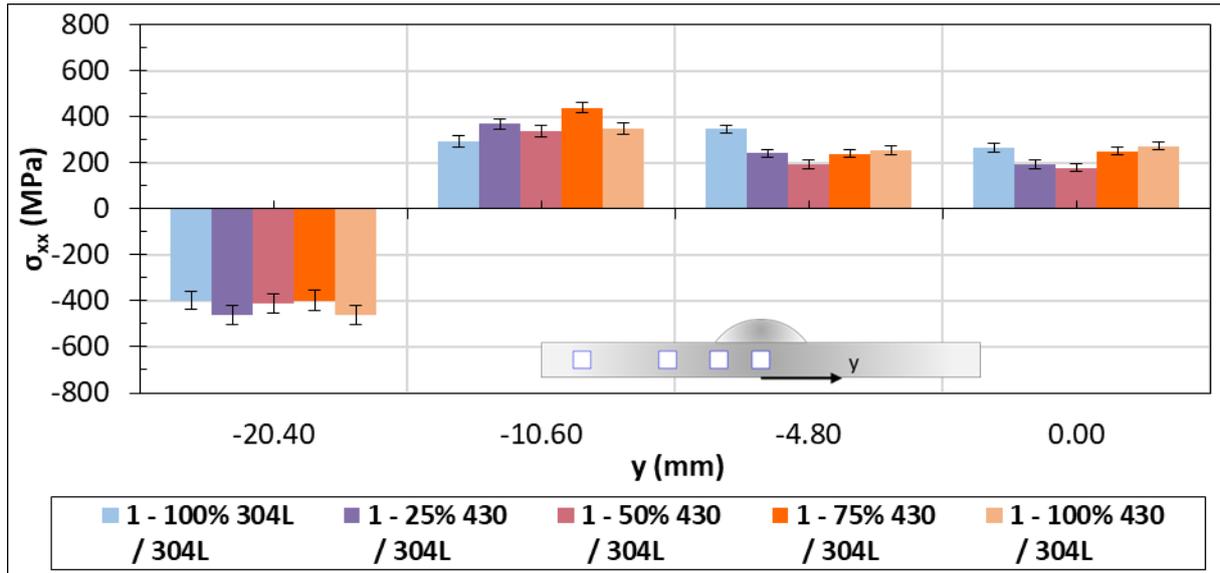


Figure IV-29 : Contraintes longitudinales obtenues par diffraction des neutrons dans la tôle de chaque pièce mono-dépôt du couple 304L – 430.

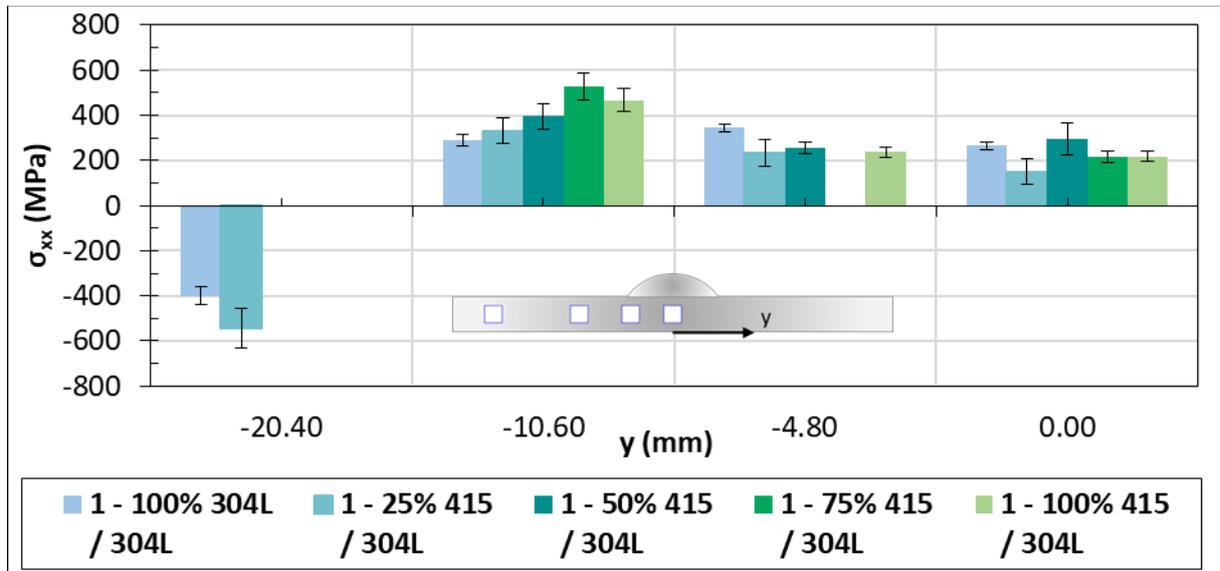


Figure IV-30 : Contraintes longitudinales obtenues par diffraction des neutrons (par la méthode du contour pour la pièce 1 – 25 % 415) dans la tôle de chaque pièce mono-dépôt du couple 304L – 415.

La Figure IV-31 présente les contraintes déterminées dans les dépôts des différentes pièces, exceptée celle de la pièce 1 – 50 % 415 / 304L qui, pour rappel, n'a pas pu être déterminée du fait du mauvais positionnement du cube découpé pour la détermination du  $d_0$ . Les contraintes ont été déterminées par diffraction des neutrons pour l'ensemble des pièces, exceptée pour la 1 – 25 % 415 / 304L où elle a été déterminée par la méthode du contour. Pour les autres dépôts, les contraintes associées à la phase austénitique et aux phases ferritique et martensitique sont indiquées. Dans le cas où le dépôt est biphasé, la contrainte macroscopique est calculée en utilisant la loi des mélanges. Étant donné que les contraintes dans le dépôt 1 – 25 % 415 / 304L ont été déterminées par la méthode du contour, c'est la contrainte macroscopique qui a été calculée, sans pouvoir déterminer la contribution de chacune des phases

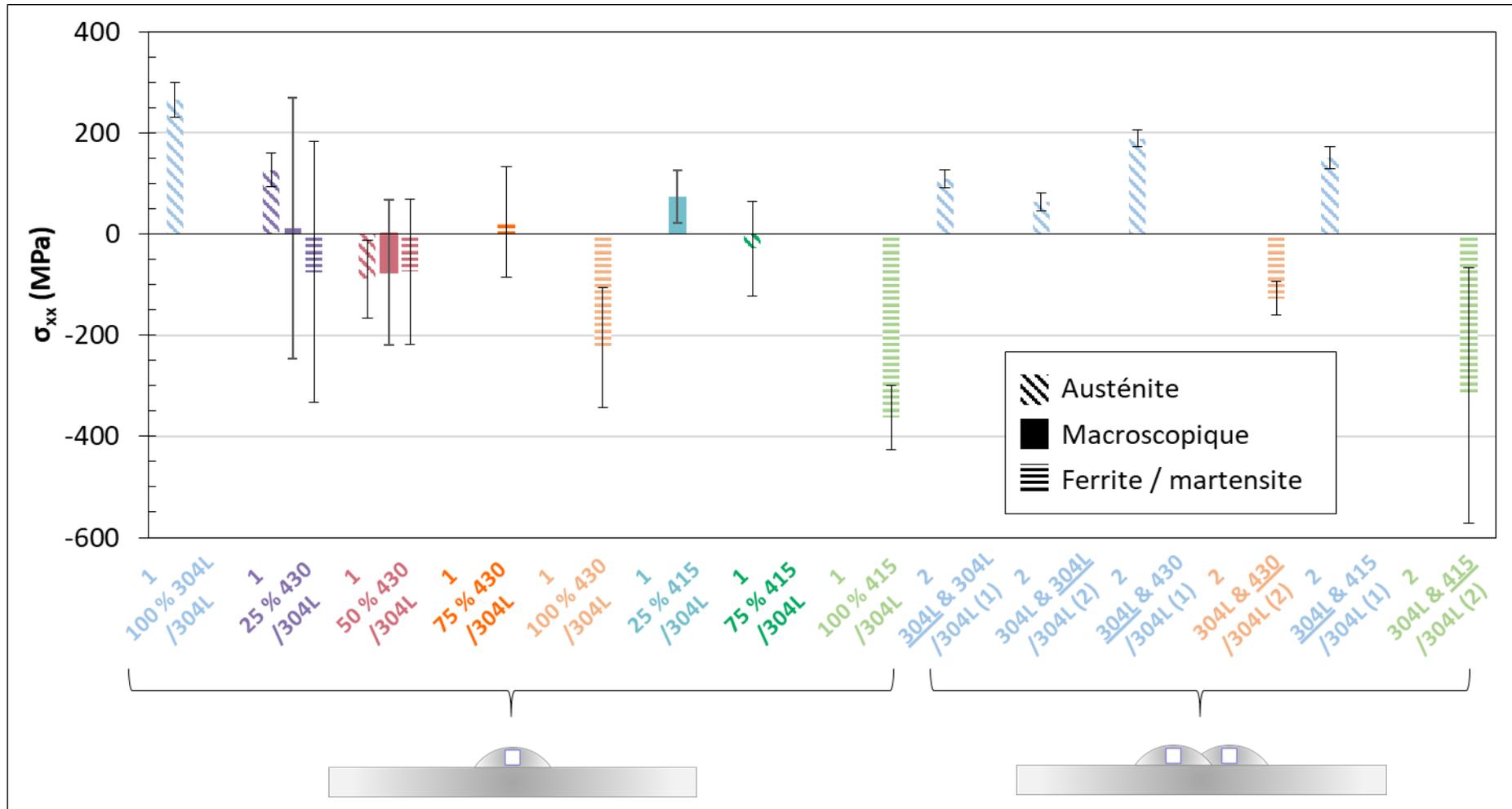


Figure IV-31 : Contraintes longitudinales déterminées dans les dépôts du couple 304L – 430 et 304L – 415. (1) et (2) correspondant au cordon déposé qui est souligné, respectivement le premier et le deuxième.

Il est intéressant de noter que les barres d'erreur sont plus importantes dans les zones de mesure réalisées dans les dépôts, par rapport à celles réalisées dans les tôles. Cela peut s'expliquer par une taille de grains plus importante dans les cordons, surtout dans le dépôt 1 – 100 % 430 et 2 – 304L & 415 (2) où des incertitudes de 118 et 240 MPa sont obtenues respectivement. La taille de volume irradié est alors certainement insuffisante pour sonder un nombre représentatif de grains. Dans le cas des dépôts constitués de phase(s) CC et CFC (1 – 25 % 430 et 1 – 50 % 430) il est probable qu'il n'y ait pas assez de grains diffractant pour les phases CC particulièrement. Ces résultats permettent tout de même de conclure quant au caractère en compression ou en traction des contraintes dans le dépôt.

En approchant les résultats des contraintes résiduelles avec ceux correspondant aux fractions volumiques de phase, on peut observer que des contraintes de traction sont obtenues dans les dépôts CFC (304L) et des contraintes de compression ou proches de zéro dans les dépôts CC (430, 75 % 430, 415, 75 % 415) et dans le dépôt triphasé 50 % 430. En effet, lors d'une transformation martensitique, l'austénite CFC se transforme en une structure CC moins compacte. L'expansion de la structure lors de la transformation conduit donc à l'établissement de contraintes résiduelles de compression au sein de la phase formée (martensite). Comme l'ont observé Katemi et ses coauteurs (KATEMI *et al.*, 2014), plus la fraction de martensite est importante, plus les contraintes de compression sont élevées. De ce fait, les mélanges ayant des contraintes proches de zéro, ont certainement une quantité de martensite trop faible pour obtenir des contraintes de compression. Une autre raison pourrait être la valeur de  $M_s$ . En effet, plus la température à laquelle la transformation martensitique a lieu est basse, moins des contraintes de traction supplémentaires s'établiront lors du reste du processus de refroidissement, permettant ainsi de maintenir ces zones en compression. En effet, si la transformation martensitique a lieu à une température plus élevée, après la transformation, la pièce se contracte encore pendant le reste du refroidissement, induisant des contraintes de traction supplémentaires qui vont, au mieux, réduire les contraintes de compression établies lors de la transformation, et dans le pire des cas, ramener un état de traction dans les zones de refroidissement (PAYARES-ASPRINO, 2008). Les essais de dilatométrie libre montrant au plus un  $M_s$  à 210°C, la raison ici est alors que la proportion de martensite est trop faible dans certains dépôts pour obtenir une contrainte macroscopique en compression. D'après nos résultats, une fraction de martensite trop élevée semble augmenter l'ampleur des contraintes de traction dans la tôle pour compenser les contraintes de compression dans le dépôt (Figure IV-28-b, Figure IV-29 et Figure IV-30). Dans le dépôt 25 % 415 la contrainte longitudinale est en traction à moins de 100 MPa, dû à la présence majoritaire d'austénite ne permettant pas au dépôt d'être en compression. Pour le dépôt 25 % 430, il est délicat de savoir si la contrainte macroscopique est en tension ou compression du fait de la barre d'erreur importante de la contrainte associée aux phases CC. Cependant, il est probable que la contrainte macroscopique soit en traction du fait de la présence de l'austénite en proportion similaire au dépôt 25 % 415 qui lui est en traction.

#### **Chapitre 4 : Étude de la microstructure, des déformations et des contraintes résiduelles dans le cas de dépôts réalisés en TIG multi fils**

A la vue de l'ensemble des résultats, la pièce avec un dépôt contenant 50 % de 430 et 50 % de 304L est intéressante, car elle permet d'obtenir un bon compromis entre la réduction des déformations et la limitation des contraintes grâce à une microstructure triphasée avec un peu de martensite, de ferrite et d'austénite. La ferrite, ayant un coefficient de dilatation thermique plus faible que l'austénite, permettrait au substrat de moins se déformer par rapport à un cordon complètement austénitique. La transformation martensitique dans le dépôt permettrait de provoquer le phénomène de tôle convexe, réduisant ainsi les déformations. Des contraintes plus faibles seraient alors introduites, comme dans le cas de la pièce 50 % 430. De plus, des contraintes de compression sont introduites dans la zone fondue, ayant des effets bénéfiques sur la durée de vie de la pièce et sa tenue en fatigue. Enfin, l'austénite permettrait d'introduire moins de contraintes en permettant de se déformer un peu plus et en ayant une limite d'élasticité plus faible.

## 4 Étude dans le cas où le 415 est utilisé en tant que substrat

---

Pour les deux derniers couples, qui ont pour substrat et premier fil d'apport l'acier inoxydable martensitique 415, un courant de 225 A, une vitesse d'avance de 15 cm/min et une vitesse de dévidement du fil de 3,2 m/min ont été utilisés pour réaliser les pièces. Par rapport aux essais réalisés sur le substrat 304L, une énergie linéique un peu plus importante a été nécessaire. En effet, la température de fusion des nuances martensitiques sont un peu plus élevées que les nuances austénitiques, estimée entre 1450 et 1530 °C et entre 1375 et 1450 °C respectivement (DAVIS, 1998). De plus, les dépôts de 180 mm de long ont été déposés sur une tôle de 200 mm de longueur, 50 mm de largeur et 5,5 mm d'épaisseur. Le pompage thermique est alors plus important ici avec une tôle plus épaisse, puisque les tôles avaient une épaisseur de 4 mm lors des essais précédents. Enfin, comme il a été vu dans le chapitre deux, la conductivité thermique de la nuance 415 est plus élevée que celle de la nuance 304L, entraînant une dissipation de la chaleur fournie plus rapide dans le substrat (Figure II-4). Pour ces essais, l'AVC a été utilisé ainsi que le générateur Miller Dynasty® 700 permettant une meilleure reproductibilité de l'établissement des déformations.

Pour les pièces ayant deux cordons déposés l'un à côté de l'autre, des temps de pause de 3,5 ou 20 min ont été appliqués entre les deux dépôts, en configuration aller – aller. Dans cette partie, le choix des temps d'attente permet soit que la température du dépôt reste au-dessus de  $M_s$ , soit qu'elle descende en dessous de la température de fin de la transformation martensitique, appelé Martensite finish, notée  $M_f$ . Dans le premier cas, la transformation martensitique ne se produira alors qu'une seule fois au cours du refroidissement final (après les deux dépôts), et dans le second cas elle se produira deux fois (une fois après chaque dépôt). Ces transformations martensitiques auront lieu à la fois dans les dépôts, mais également dans la ZAT austénitisée au chauffage.

Les dépôts ont été réalisés entre une et trois fois selon les pièces afin d'étudier la répétabilité des déformations. Dans cette partie, la configuration aller – retour n'a pas été étudiée en raison du désalignement du fil 415 lors de la rotation de la torche de 180° pour réaliser les aller – retour. C'est une problématique qui n'avait pas été rencontrée avec le fil 304L dans l'étude précédente. En effet, les mouvements des gaines provoqués par la rotation de la torche désaxent l'arrivée du fil. Ces fils étant plus rigides et moins bien soudables que le 304L, un faible désaxement par rapport au centre du bain complique leur dépôt. Il serait alors nécessaire d'améliorer l'arrivée du fil en proposant un système davantage rigide qui minimiserait le mouvement des fils dans la gaine. Un système de galets redresseurs au plus proche de la torche pourrait également permettre de réduire le problème.

Pour rappel, l'étude présentée ici est similaire à celle de la partie 3 de ce chapitre, à l'exception des contraintes résiduelles qui n'ont pas été déterminées dans ce cas.

### 4.1 Identification des phases en présence

Comme dans la partie 3, plusieurs méthodes ont été utilisées pour identifier les phases présentes dans les cordons des pièces à mono-dépôt (Figure IV-1-a, c et e à g), par EBSD, DRX, dilatométrie libre et essais de dureté Vickers.

#### 4.1.1 Cartographies EBSD

Lors de l'acquisition des cartographies EBSD, des pas de 0,8 à 5,8  $\mu\text{m}$  ont été utilisés pour balayer des surfaces de 0,09 à 3,04  $\text{mm}^2$  en fonction de l'échantillon. Dans le Tableau IV-4, des exemples de cartographies EBSD pour 4 échantillons mono-dépôt ainsi que les proportions de phases indexées sont présentées.

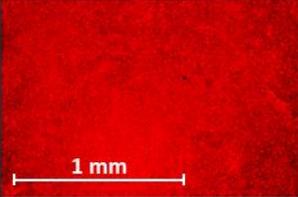
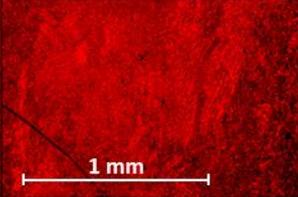
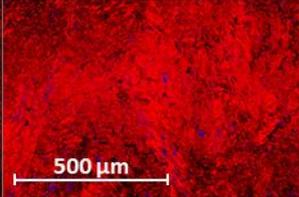
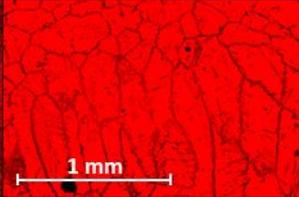
1 25% 304L / 415	1 75% 304L / 415	1 100% 304L / 415	1 100% 430 / 415
			
100 % : CC 0 % : CFC Taux d'indexation : 77 %	100 % : CC 0 % : CFC Taux d'indexation : 58 %	97 % : CC 3 % : CFC Taux d'indexation : 65 %	100 % : CC 0 % : CFC Taux d'indexation : 91 %

Tableau IV-4 : Exemple de cartographies EBSD pour quelques échantillons mono-dépôt des couples 415 – 304L et 415 – 430.

Il a été constaté que dans le dépôt 1 – 100 % 304L / 415, seulement 3 % de la surface indexée serait austénitique. Alors, comme attendu, les autres dépôts ayant une proportion plus faible de fil 304L dans le mélange ne possèdent pas d'austénite. L'étude n'a donc pas été réalisée pour le dépôt 50 % 304L + 50 % 415 où il n'y a pas de raison pour que la phase austénitique soit indexée. De même, le dépôt 100 % 430 ne montrant que des phases CC, les cartographies sur les échantillons ayant moins de 430 dans le mélange n'ont pas été réalisées.

#### 4.1.2 Diffraction des rayons X

En complément des cartographies EBSD, des analyses par DRX ont été menées sur chaque échantillon. Les diffractogrammes obtenus sont présentés dans la Figure IV-32 et la Figure IV-33. La position attendue de chaque pic de diffraction des deux phases est indiquée par une ligne verticale, en bleue pour l'austénite et en rouge pour la ferrite/martensite.

Pour les échantillons contenant 75 % et plus de 304L, les pics de l'austénite sont visibles, indiquant ainsi la présence de cette phase alors que celle-ci n'avait pas ou peu été indexée en EBSD. Dans l'échantillon 50 % 304L / 415, seul le premier pic de l'austénite est visible, estimant à environ 15 % la proportion d'austénite dans ce dépôt. Les pics de l'austénite ne sont pas visibles pour les échantillons contenant 25 %, ou moins, de fil 304L. De même, les échantillons du couples 415 – 430 présentent uniquement les pics des phases CC.

La méthode des intensités intégrées a donc été appliquée aux trois échantillons présentant des pics de l'austénite en DRX. Les résultats sont présentés en Figure IV-34 et sont comparés aux analyses EBSD.

Tout comme les résultats de la partie 3, la comparaison des deux méthodes tend à montrer qu'au moins une grande partie des zones non indexées en EBSD pourrait correspondre à de l'austénite dans ces échantillons.

Chapitre 4 : Étude de la microstructure, des déformations et des contraintes résiduelles dans le cas de dépôts réalisés en TIG multi fils

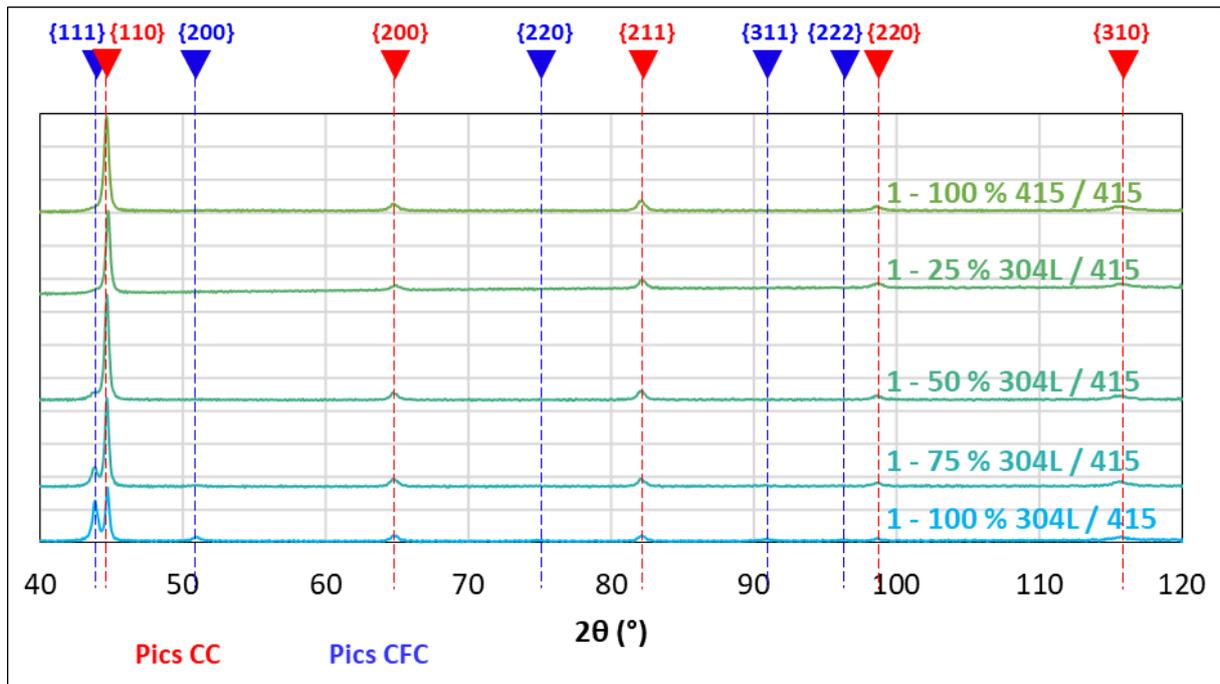


Figure IV-32 : Diffractogrammes obtenus dans les dépôts des pièces du couple 415 – 304L.

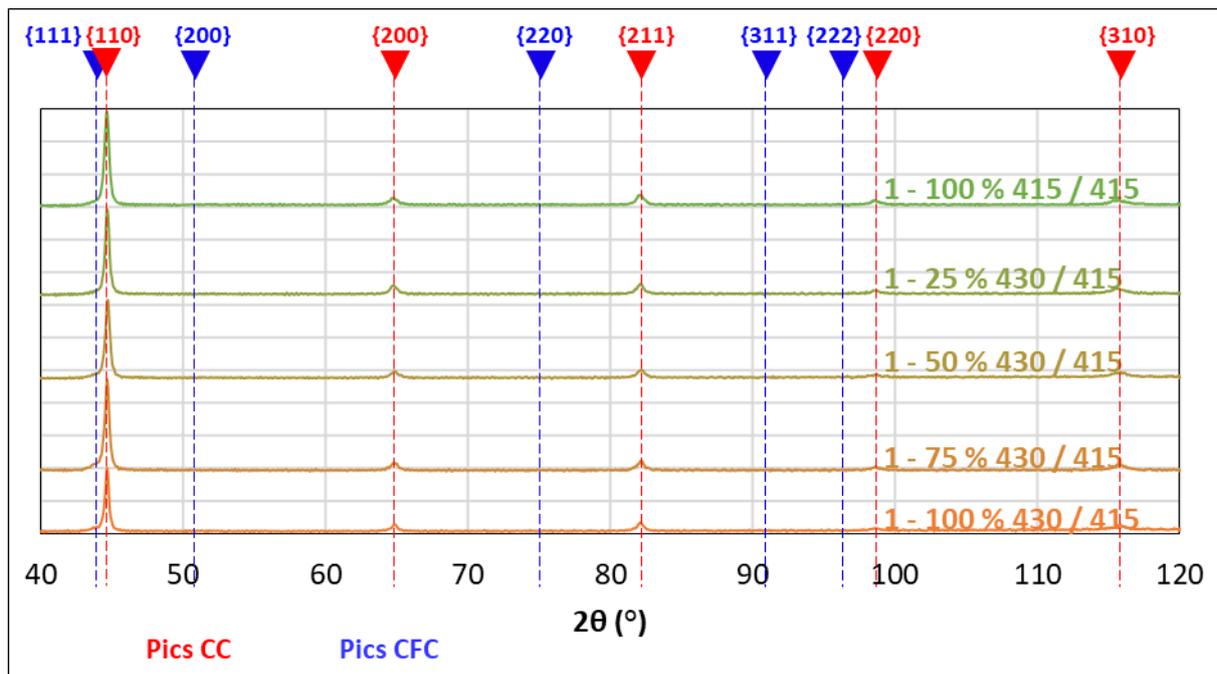


Figure IV-33 : Diffractogrammes obtenus dans les dépôts des pièces du couple 415 – 430.

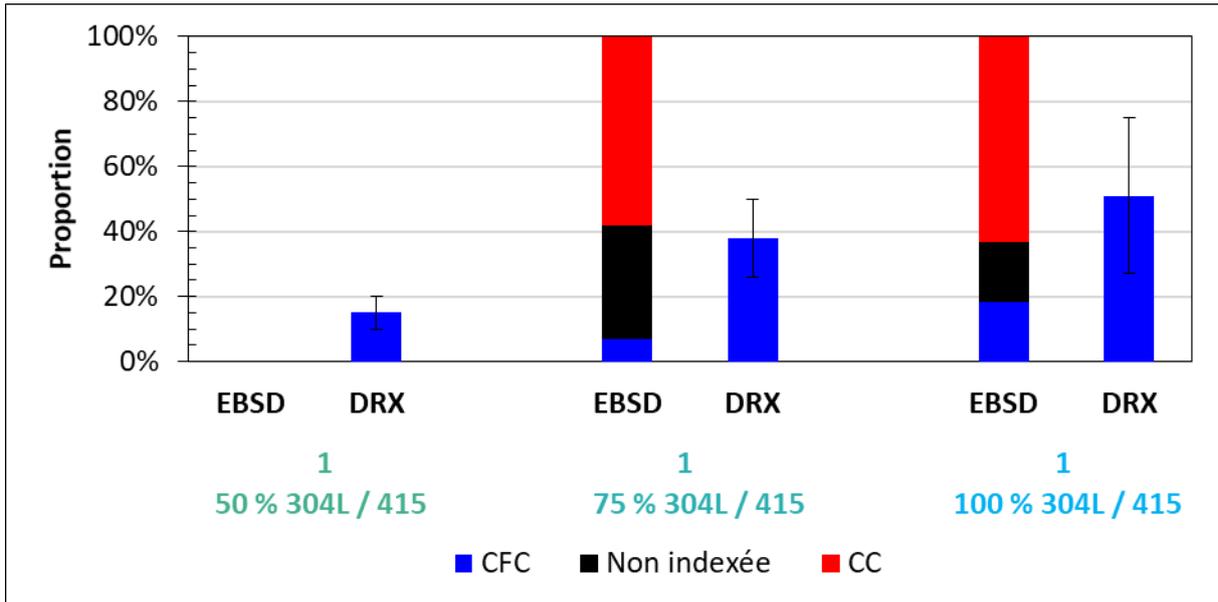


Figure IV-34 : Proportions de phases évaluées par EBSD et/ou DRX sur les échantillons 1 – 50 % 304L / 415, 1 – 75 % 304L / 415 et 1 – 100 % 304L / 415.

#### 4.1.3 Dilatométrie libre

Des études de dilatométrie libre ont été réalisées sur chaque dépôt, pour identifier les cordons contenant de la martensite. Les échantillons ont été soumis au même cycle thermique que précédemment (partie 3.1.4). Les courbes de dilatométrie libre sont présentées dans la Figure IV-35 pour les échantillons étudiés.

La transformation austénitique au cours du chauffage ainsi que la transformation martensitique au refroidissement sont observées dans tous les échantillons, à l'exception du 1 – 100 % 304L / 304L. Il semblerait alors que la proportion de phase(s) CC évaluée dans ce dépôt à 49 % par DRX soit en grande partie ferritique. On peut noter que la température du début de transformation martensitique ( $M_s$ ) semble augmenter avec la quantité de 304L dans le mélange, comme il a été également constaté lors de l'étude du couple 304L – 415, mais elle semble être stable avec la quantité de 430.

Chapitre 4 : Étude de la microstructure, des déformations et des contraintes résiduelles dans le cas de dépôts réalisés en TIG multi fils

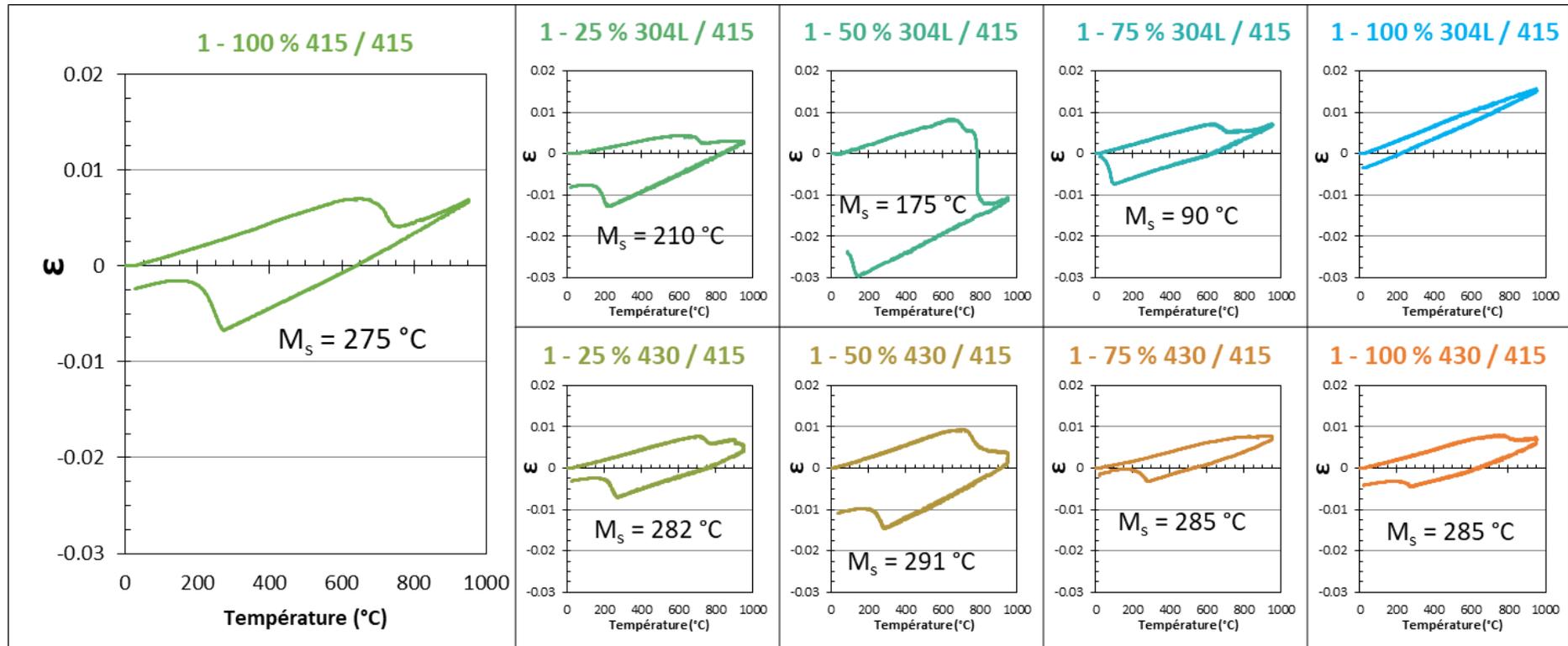


Figure IV-35 : Courbes de dilatométrie libre obtenues pour chaque échantillon prélevé dans les dépôts des couples 415 – 304L et 415 – 430.

#### 4.1.4 Essais de dureté Vickers

Deux filiations de dureté sous 0,3 kgf ont été réalisées par échantillon, avec des points de mesure tous les 150 µm, conduisant à un total d'environ 40 points de mesure par dépôt. Pour les pièces à deux dépôts, les duretés ont été mesurées sur les pièces réalisées en configuration aller – aller avec un temps d'attente de 3,5 min entre les deux dépôts. Les pièces avec un temps d'attente de 20 min ne sont pas étudiées. En effet, au vu de la proximité des deux dépôts, il est estimé qu'avec un temps d'attente de 20 min, le premier dépôt sera austénitisé lors du dépôt du second, permettant d'obtenir une dureté similaire entre les deux dépôts, typique d'une martensite issue d'une trempe. L'effet du temps d'attente sur les dépôts 430 et 304L a déjà été étudié dans la partie 0.

La dureté de chaque dépôt, de la ZAT et du MB a été évaluée comme précédemment (partie 0). L'ensemble des résultats obtenus pour les pièces à un dépôt est présenté dans la Figure IV-36-a pour le couple 415 – 304L et dans la Figure IV-36-b pour le couple 415 – 430.

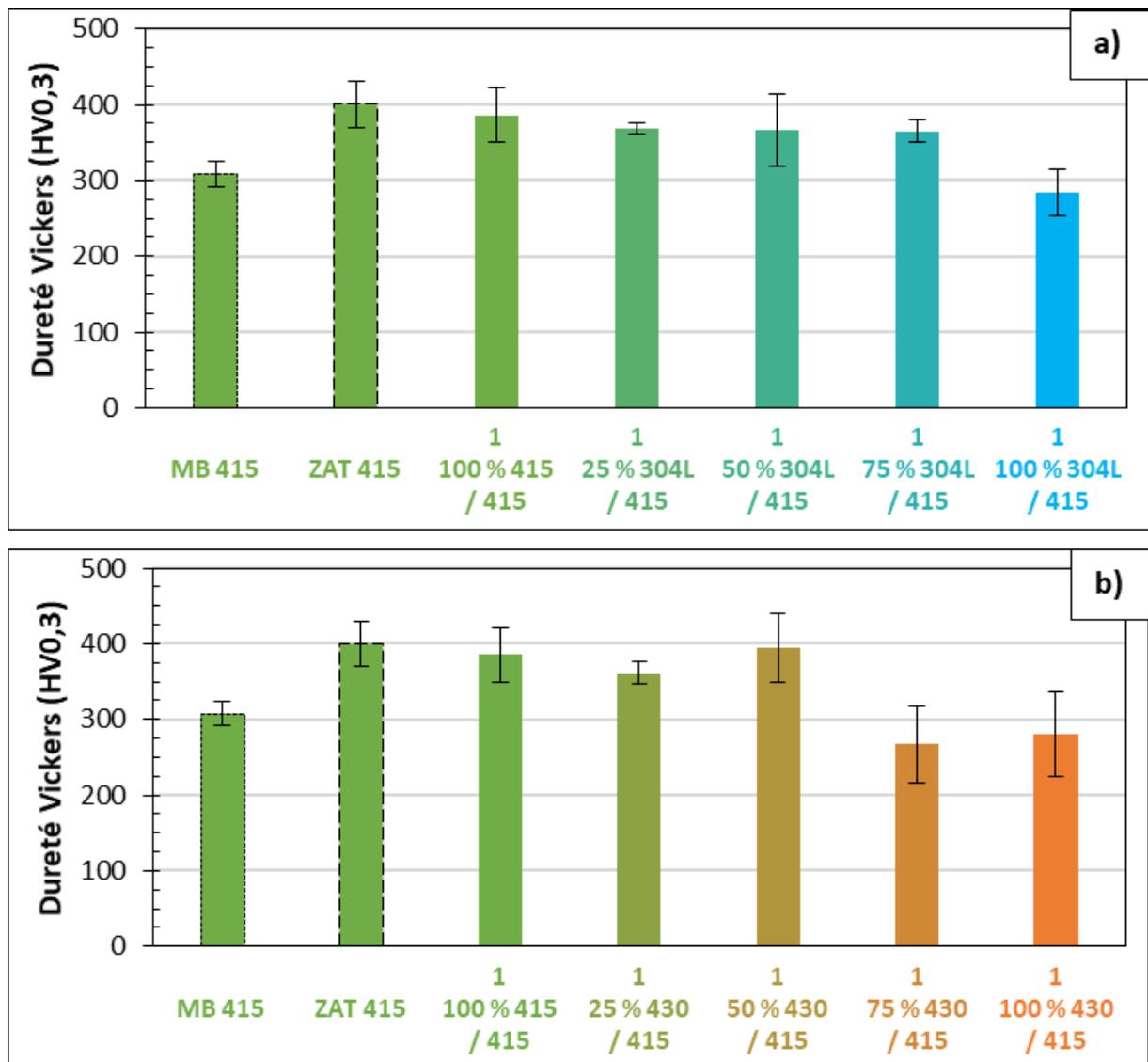


Figure IV-36 : Dureté moyenne sous 0,3 kgf dans chaque dépôt, dans la tôle sous les dépôts (ZAT) et dans la tôle brute de réception (MB) pour les couples a) 415 – 304L et b) 415 – 430.

**Chapitre 4 : Étude de la microstructure, des déformations et des contraintes résiduelles dans le cas de dépôts réalisés en TIG multi fils**

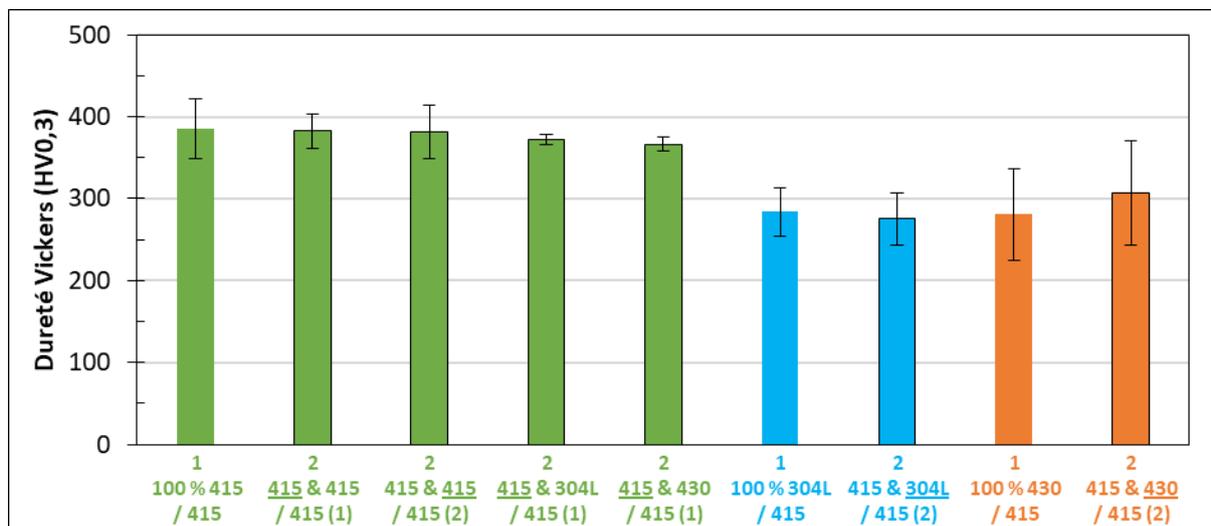
La dureté du MB en acier inoxydable 415 est d'environ 300 HV0,3, correspondant à l'état trempé-revenu, tandis que celles de la ZAT et de la ZF sont plus élevées (environ 400 HV0,3), correspondant à une martensite de trempe non revenue (THIBAUT *et al.*, 2009). Il est observé que la dureté moyenne dans la ZF reste globalement stable avec la proportion de fil 304L dans le mélange. Le dépôt 100 % 304L a cependant une dureté plus faible due à une plus grande proportion d'austénite qui a été évaluée par DRX et une absence de martensite dans ce dépôt, d'après les essais de dilatométrie libre.

En ce qui concerne le couple 415 – 430, une dureté autour de 400 HV0,3 est obtenue pour les échantillons ayant au moins 50 % d'acier 430, et d'environ 150 HV0,3 plus faible pour les échantillons avec 75 % et plus d'acier 430, due à la présence en grande proportion de ferrite. Cela peut notamment se confirmer grâce aux macrographies réalisées et présentées en Figure IV-37 avec la présence de gros grains caractéristiques de la ferrite dans ces deux échantillons. L'ensemble des macrographies de tous les échantillons est présenté en Annexe 10.



*Figure IV-37 : Macrographie des échantillons 1 – 75 % 430 / 415 et 1 – 100 % 430 / 415 après attaque électrolytique à l'acide nitrique fumant.*

La Figure IV-38 présente les duretés moyennes obtenues dans les cordons des pièces à un dépôt et deux dépôts réalisés avec un seul fil d'apport. Il est constaté que la dureté des dépôts 415 reste similaire, peu importe si un second cordon est déposé ensuite ou non. De même, la dureté des dépôts 304L et des dépôts 430 reste proche, peu importe si un premier cordon de 415 a été déposé avant ou non. La dureté du dépôt 1 – 100 % 304L / 415 est supérieure à celui déposé sur un substrat 304L, confirmant le fait qu'il n'y a pas que de l'austénite. Enfin, les dépôts de 430 présentent une dispersion de la dureté plus importante que les dépôts de 415 ou de 304L, témoignant de la présence à la fois de ferrite et de martensite.



*Figure IV-38 : Dureté moyenne sous 0,3 kgf dans chaque dépôt réalisé avec un seul fil d'apport. (1) et (2) correspondant au cordon déposé qui est souligné, respectivement le premier et le deuxième.*

#### 4.1.5 Discussion

Après l'étude de la microstructure, il est conclu que les cordons du couple 415 – 430 sont totalement CC, c'est-à-dire constitués de ferrite et/ou martensite, étant donné que l'austénite n'a pas été indexée en EBSD et qu'aucun pic d'austénite n'a été détecté en DRX.

Les dépôts contenant 25 % ou moins de 304L sont également totalement constitués de phases CC, avec au moins de la martensite, puisque la transformation martensitique a été identifiée lors des essais de dilatométrie libre. Il est possible qu'il y ait également de la ferrite, mais celle-ci est certainement en minorité si elle est présente, à la vue des duretés similaire à une martensite brute de trempe d'acier à bas carbone. Le cordon contenant 50 % de 304L aurait environ 15 % d'austénite d'après les mesures DRX et le reste serait constitué de phases CC avec au moins de la martensite, puisque la transformation martensitique a été observée sur les courbes de dilatométrie libre. Le cordon contenant 75 % de 304L aurait environ 40 % d'austénite selon les analyses par DRX, et environ 60 % de phases CC avec là encore au moins de la martensite. Enfin, le cordon contenant 100 % de 304L contiendrait environ 60 % d'austénite et 40 % de ferrite. Étant donné que la transformation martensitique n'a pas été identifiée, il n'y aurait pas ou très peu de martensite.

La composition moyenne de chaque dépôt, mesurée par EDX a été positionnée sur le diagramme de Schaeffler présenté en Figure IV-39. La méthode de calcul du chrome et du nickel équivalent est la même que dans la partie 3.1.6.

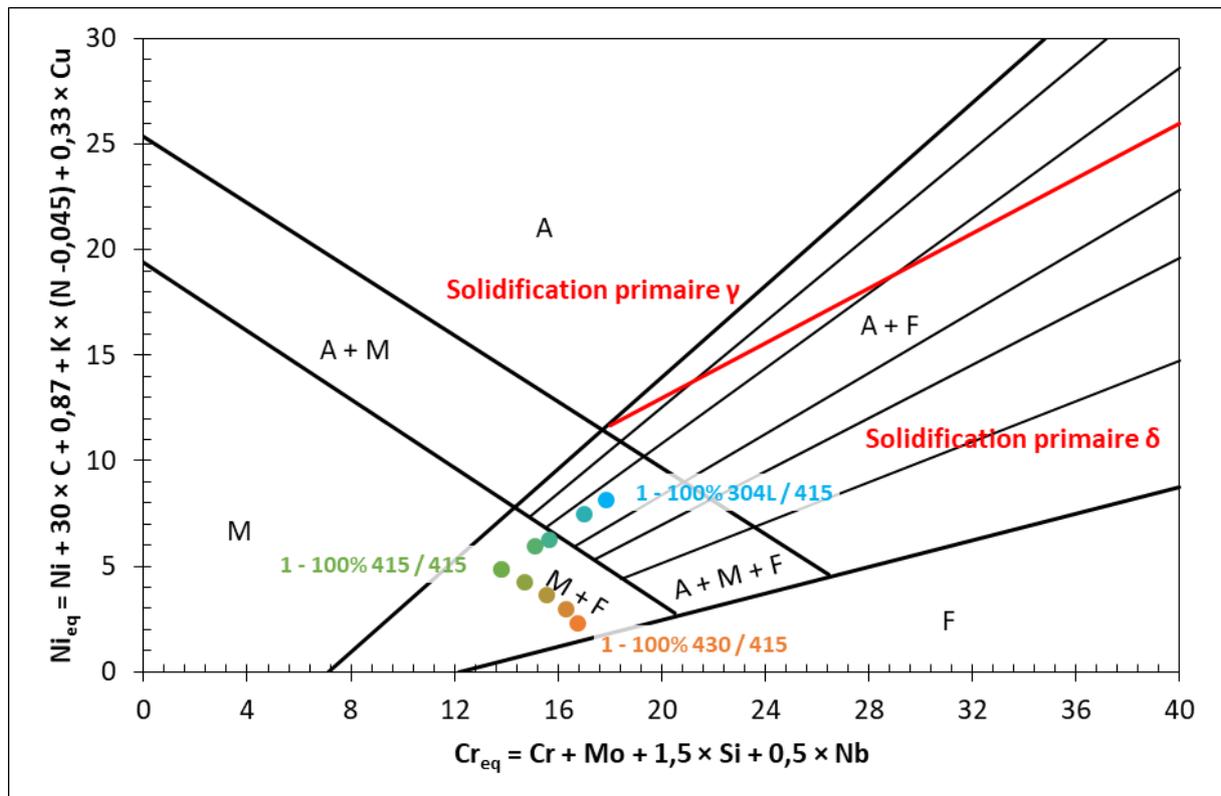


Figure IV-39 : Position de chaque dépôt sur le diagramme de Schaeffler après mesure de la composition chimique par EDX des couples 415 – 304L et 415 – 430.

Les échantillons du couple 415 – 430 se trouvent dans la zone (M + F), conformément aux résultats expérimentaux obtenus. Les échantillons du couple 415 – 304L contenant au moins 75 % de 304L se situent dans la zone triphasée (A + M + F). Dans ces échantillons, un mélange d'austénite et de phase(s) CC a été observé en DRX. La martensite a bien été détectée par dilatométrie libre dans l'échantillon contenant 75 % de 304L mais pas dans celui avec 100 % de 304L. Les deux autres échantillons du couple 415 – 304L avec 25 % et 50 % de 304L se trouvent dans la zone biphasée (M + F), en accord avec les résultats expérimentaux pour l'échantillon à 25 % 304L. 15 % d'austénite a été obtenue par DRX dans l'échantillon 50 % 304L. Ce dernier se trouvant proche de la limite (A + M + F) sur le diagramme de Schaeffler, il est probable que les mêmes hypothèses formulées précédemment dans la partie 3.1.6 puissent expliquer cela.

## 4.2 Étude des déformations

La déformation de chaque pièce a été déterminée de la même manière que dans la partie 3.2. Les résultats sont présentés de la Figure IV-40 à la Figure IV-42. La Figure IV-40 et la Figure IV-41 présentent les résultats concernant les dépôts réalisés respectivement avec le couple 415 – 304L et le couple 415 – 430. La Figure IV-42 concerne le détail des résultats des pièces à deux dépôts pour les deux couples dans les différentes configurations testées, qui sont, pour rappel, en aller – aller avec des temps de pause de 3,5 et 20 minutes entre les deux dépôts. Les barres d'erreur correspondent à l'écart-type associé à la série de mesures dans le cas où au moins deux pièces ont été réalisées.

La Figure IV-40 permet de conclure que lorsque le fil 415 est déposé seul, il y a peu de déformation puisque la flèche est proche de zéro. L'utilisation du fil 304L aggrave les déformations à mesure que sa proportion augmente lorsqu'il est mélangé au fil 415, par rapport au fil 415 déposé seul, lié à la diminution de la proportion de martensite comme il a été vu précédemment (Figure IV-39). Lorsque le 304L est déposé après un premier cordon de 415, les déformations sont également augmentées, lié de nouveau à la présence d'austénite dans le second dépôt.

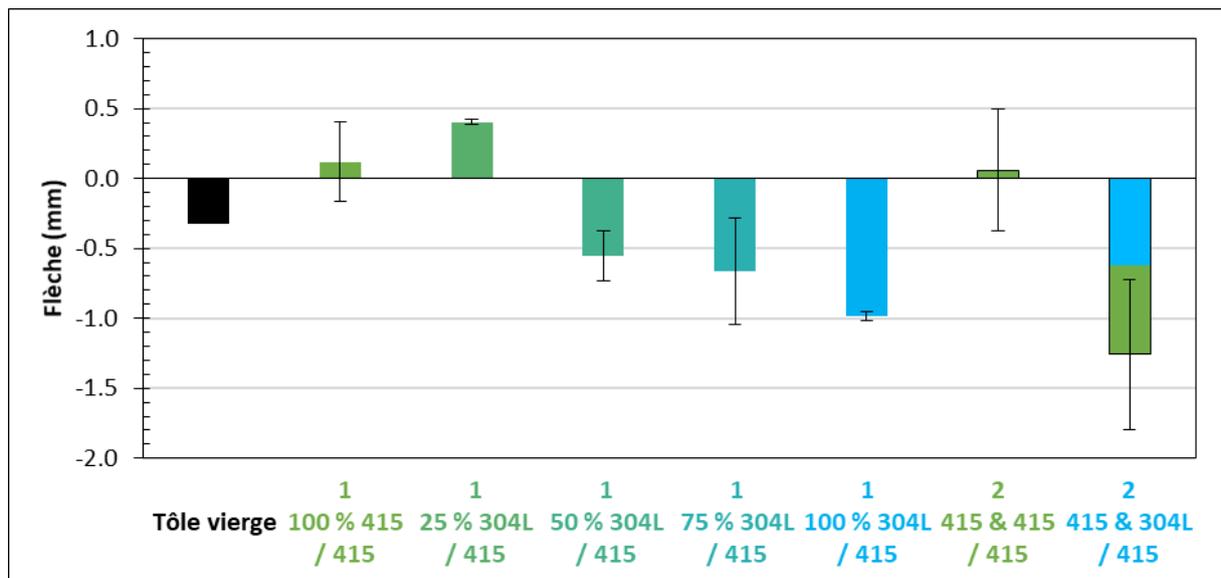


Figure IV-40 : Moyenne des flèches obtenues après dépôt de 1 ou 2 cordons avec les fils 415 et/ou 304L et après refroidissement.

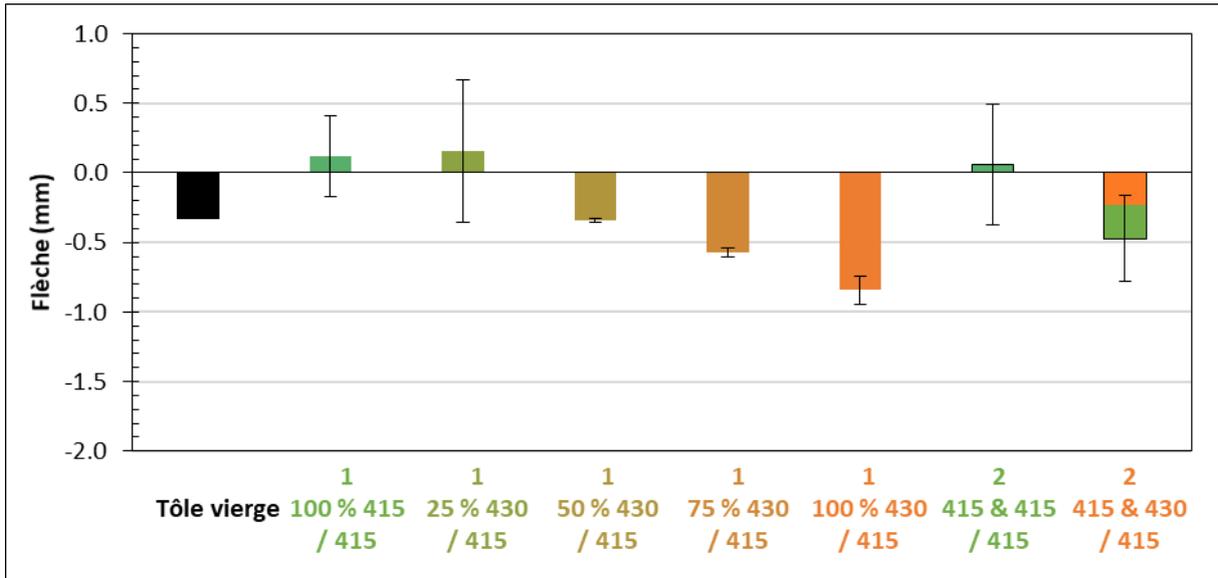


Figure IV-41 : Moyenne des flèches obtenues après dépôt de 1 ou 2 cordons avec les fils 415 et/ou 430, et après refroidissement.

La Figure IV-41 permet d’apporter les mêmes conclusions pour le couple 415 – 430 que pour le couple précédent. Il est intéressant de noter que les déformations ne sont pas particulièrement plus importantes avec le couple 415 – 304L qu’avec le couple 415 – 430, et ce malgré le fait qu’il y ait une forte différence de CTE entre le 304L et le 430, qui sont respectivement de 20 et 11 x 10<sup>-6</sup> K<sup>-1</sup> environ. Le substrat est cependant constitué de la nuance 415 et possède donc une forte limite d’élasticité qui paraît être limitante dans l’établissement des déformations. De plus, une section de la tôle est affectée thermiquement et s’austénitise pendant le chauffage pour se transformer de nouveau en martensite au refroidissement, favorisant le phénomène de réduction des déformations pendant le refroidissement malgré un dépôt avec peu de martensite.

De plus, il est constaté que la nature du substrat est prédominante sur les déformations puisque la flèche est 75 % moins importante entre la pièce la plus déformée des couples utilisant comme substrat la nuance 415 et celles utilisant le 304L. L’austénite ayant en effet un CTE plus élevé et une limite d’élasticité plus faible que la nuance 415, celle-ci se déforme davantage. C’est également pour cette raison que dans le cas d’un dépôt riche en fil 430 le phénomène de tôle convexe n’est plus observé sur le substrat 415 contrairement au cas où le substrat 304L est utilisé. Il est important de préciser que les tôles de 304L ne mesurent que 4 mm d’épaisseur contre 5,5 mm pour les tôles de 415, pouvant également jouer en ce sens.

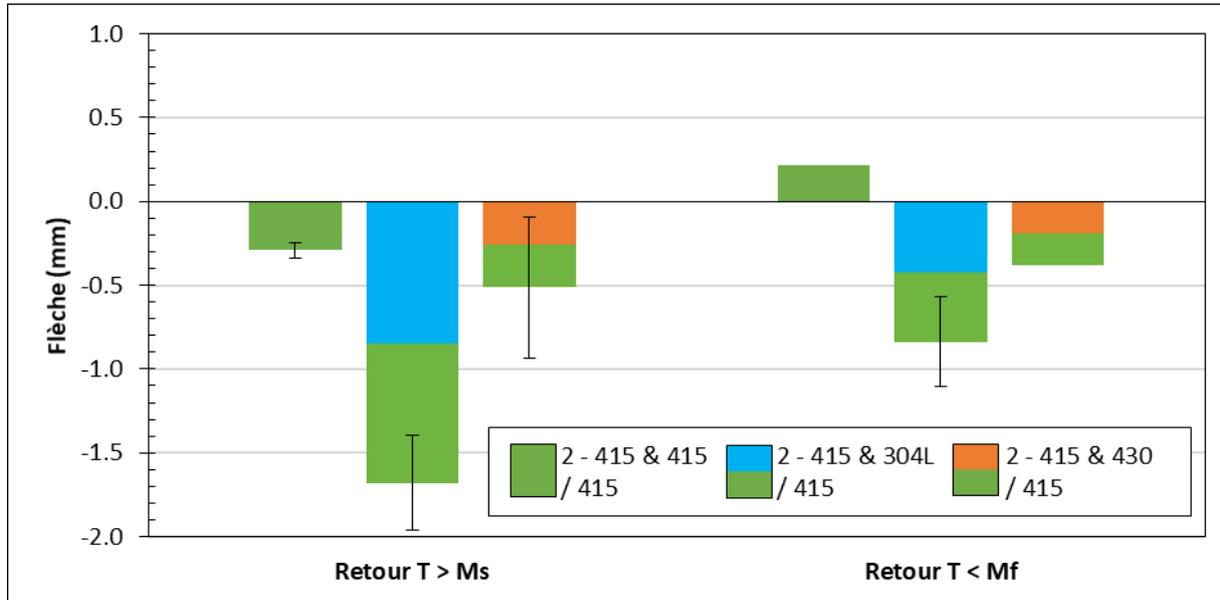


Figure IV-42 : Moyenne des flèches obtenues après dépôts de 2 cordons avec les fils 304L, 430 et 415, et après refroidissement.

D'après la Figure IV-42, lorsqu'un cordon de 415 est déposé après un premier cordon de 415 et qu'il y a un temps d'attente permettant de produire à deux reprises la transformation martensitique dans les cordons, une allure de tôle convexe est obtenue. En revanche, lorsque la transformation martensitique n'a lieu qu'une seule fois, les tôles sont concaves. En valeur absolue, les déformations sont cependant similaires. Dans les travaux de Guilmois, lors de la construction d'un mur de 415, il avait été observé une diminution de la déformation lorsque le temps d'attente entre chaque passe permettait de rester au-dessus de  $M_s$ , par rapport à un mur construit avec un temps d'attente permettant de descendre en dessous de  $M_f$  (GUILMOIS, 2021) entre chaque dépôt.

Ensuite, il a été constaté que lorsqu'un cordon de 304L est déposé après un premier cordon de 415, un temps d'attente permettant de produire deux fois la transformation martensitique, permettrait de réduire de moitié la déformation par rapport à un temps d'attente plus court. Enfin, dans le cas d'un dépôt de fil 430 après un premier cordon de 415, le temps d'attente ne semble pas avoir d'influence. Cependant, là encore, il est important de noter que seule une pièce a été réalisée dans la plupart des conditions testées pour les pièces à deux dépôts, ce qui ne permet pas d'étudier la répétabilité.

Enfin, il est constaté que les déformations sont mieux reproduites dans le cas de cette étude utilisant le substrat 415, par rapport à celle utilisant le substrat 304L (partie 3.2) puisque l'incertitude maximale est de 0,5 mm ici contre 1,6 mm précédemment. Cette observation confirme que l'utilisation de l'AVC et que le fait d'effectuer un amorçage évitant le collage de la tôle sur la table de soudage, permet de mieux reproduire le pompage thermique et ainsi les déformations.

## Conclusion du chapitre

---

L'établissement des contraintes et des déformations résiduelles a été étudié dans le cas des deux premiers couples (304L – 430 et 304L – 415) lors de dépôts sur tôles fines. Les résultats ont montré que lorsque le second fil possède un coefficient de dilatation thermique significativement plus faible que le premier et qu'il est capable de provoquer une transformation martensitique à basse température, une réduction des déformations est observée, que ce soit en le mélangeant au premier ou en le déposant après le premier. Il a été constaté que, plus il y a de martensite dans le mélange, moins les tôles sont déformées de façon concave. Les contraintes ont pu être diminuées à proximité du cordon lorsque des mélanges sont réalisés. Cependant, loin du cordon, elles sont au moins égales au cas de référence (304L sur 304L). La pièce avec un dépôt contenant 50 % de 430 et 50 % de 304L est intéressante, car elle permet d'obtenir un bon compromis entre la réduction des déformations et la limitation des contraintes. En effet, il a été constaté que déposer un cordon triphasé, avec un peu de martensite, de ferrite et d'austénite, permettrait d'obtenir un compromis entre les déformations et les contraintes. Par la même occasion, cette étude a permis d'observer que les contraintes résiduelles, déterminées par diffraction des neutrons et la méthode du contour, ont montré une différence de moins de 100 MPa entre les deux techniques.

Les études des deux derniers couples en configuration de dépôts simples (415 – 430 et 415 – 304L) ont cependant montré une augmentation des déformations lorsque le second fil est constitué de moins (ou ne contient pas) de martensite, a une limite d'élasticité plus faible et/ou un coefficient de dilatation thermique plus élevé que le premier. Une étude des contraintes résiduelles, permettant de contrôler la possible réduction de celles-ci, n'a pas pu être réalisée dans le cas de ces deux couples. Il serait cependant intéressant de vérifier si malgré une faible augmentation des déformations, il est possible de réduire tout de même les contraintes.

Ce chapitre nous aura également permis de mettre en avant la complexité d'indexer l'austénite par EBSD dans le cas d'un acier inoxydable biphasé, voire triphasé, avec une microstructure certainement trop fine pour les méthodes mises en œuvre. La méthode des intensités intégrées en DRX, en considérant plusieurs paires de pics identifiables, est un bon moyen d'évaluer la proportion d'austénite, malgré la non prise en compte de la texture. Quant à la martensite, elle a pu être identifiée grâce à des essais de dilatométrie libre. Cependant, cette technique ne permet pas de quantifier la proportion de martensite, car les cinétiques de transformation de phase dans certaines nuances dépendent de la vitesse de chauffage (et de refroidissement) et du temps de maintien à haute température. Il serait donc difficile d'obtenir les mêmes proportions de phases à la fin du cycle thermique qu'au début.

Grâce à cette étude, il a été constaté que l'utilisation de deux fils d'apport présentant des différences de propriétés thermiques et mécaniques peut présenter un intérêt pour la réduction des contraintes et des déformations résiduelles, tant dans le contexte de la fabrication additive que dans celui du soudage. L'étude du prochain chapitre portera alors sur la détermination des contraintes et des déformations résiduelles dans le cas du soudage multipasse de tôles épaisses en acier inoxydable 304L, chanfreinées en V, soudées avec deux fils différents, pour les deux premiers couples d'alliage (304L – 430 et 304L – 415). Enfin, les configurations expérimentales de ce quatrième chapitre, utilisant uniquement le fil 304L ou 415, serviront de base de comparaison pour les simulations numériques du chapitre six.





# Chapitre 5 : Étude de la microstructure, des déformations et des contraintes résiduelles dans le cas de soudages de tôles épaisses réalisés en TIG multi fils

<b>CHAPITRE 5 : ÉTUDE DE LA MICROSTRUCTURE, DES DEFORMATIONS ET DES CONTRAINTES RESIDUELLES DANS LE CAS DE SOUDAGES DE TOLES EPAISSES REALISES EN TIG MULTI FILS.....</b>		<b>172</b>
INTRODUCTION DU CHAPITRE .....		173
1 PRESENTATION DU PLAN D'ESSAIS .....		174
1.1 Préparation des pièces.....		174
1.2 Configurations étudiées .....		175
1.3 Paramètres procédé.....		175
1.4 Maîtrise des cycles thermiques.....		177
2 IDENTIFICATION DES PHASES EN PRESENCE .....		179
2.1 Soudures réalisées avec un seul fil d'apport.....		179
2.2 Soudures graduées .....		183
2.3 Soudures alternées .....		184
3 ÉTUDE DES DEFORMATIONS.....		186
3.1 Suivi d'images in situ.....		186
3.2 Profilométrie laser .....		188
3.3 Effet du débridage des pièces sur les déformations.....		190
4 ÉTUDE DES CONTRAINTES RESIDUELLES .....		191
4.1 Diffraction des neutrons.....		192
4.2 Méthode du contour .....		193
4.3 Comparaison de la méthode du contour avec celle de la diffraction des neutrons.....		196
4.4 Effet du débridage des pièces sur les contraintes résiduelles.....		198
4.5 Étude du profil des contraintes longitudinales dans les différentes pièces .....		198
5 CARACTERISATION MECANIQUE PAR ESSAIS DE TRACTION .....		200
5.1 Prélèvement des éprouvettes .....		200
5.2 Étude de la répétabilité des propriétés mécaniques déterminées par essai de traction .....		201
5.3 Étude des caractéristiques mécaniques des pièces soudées.....		202
CONCLUSION DU CHAPITRE.....		207

## Introduction du chapitre

---

Ce chapitre porte sur l'étude de l'utilisation de deux fils d'apport de compositions chimiques différentes sur l'établissement des déformations et des contraintes résiduelles dans le contexte de soudage de tôles de 20 mm d'épaisseur chanfreinées en V à 60°. Les deux premiers couples d'alliages sélectionnés dans le second chapitre sont étudiés ici, à savoir le couple 304L – 430 et le couple 304L – 415. Les pièces réalisées sont comparées à des soudures réalisées avec un seul fil d'apport (304L, 430 ou 415).

Tout d'abord, le plan d'essais est présenté, exposant les différentes configurations dans lesquelles les tôles ont été soudées. Une seconde partie concerne l'identification des phases présentes dans les soudures selon le(s) fil(s) utilisé(s). Ensuite, l'étude des déformations est présentée suivie de celle concernant les contraintes résiduelles. Enfin, une dernière partie aborde la caractérisation mécanique des assemblages dans le but de contrôler leur conformité.

## 1 Présentation du plan d'essais

Dans ce chapitre, deux tôles de 304L faisant 200 mm de longueur, 50 mm de largeur et 20 mm d'épaisseur ont été soudées avec un ou deux fils d'apport, selon plusieurs configurations de remplissage. Cette première partie présente la préparation des tôles, les configurations étudiées ainsi que les paramètres procédé employés.

### 1.1 Préparation des pièces

Avant le soudage, les pièces ont d'abord été chanfreinées en V par fraisage de sorte à obtenir une ouverture totale à  $60^\circ$  lors du soudage des pièces, en laissant un talon d'environ 1 mm permettant d'éviter un effondrement de la première passe, comme schématisé en haut de la Figure V-1. Afin de limiter les déformations de la pièce pendant le soudage, des cavaliers de bridage en acier en forme de U ont été soudés aux deux extrémités de l'assemblage, comme présenté sur la photo de la Figure V-1. Ils ont été soudés en TIG manuel avec une intensité de soudage de 120 A et en utilisant du 316L sous forme de baguette comme métal d'apport. Un espacement de 1 mm a été laissé entre les deux tôles dans le but d'éviter un manque de pénétration lors de la première passe. Des clinquants en acier inoxydable austénitique ont été soudés sur les tôles afin de permettre une prise d'images pendant le soudage sans être ébloui par l'arc.

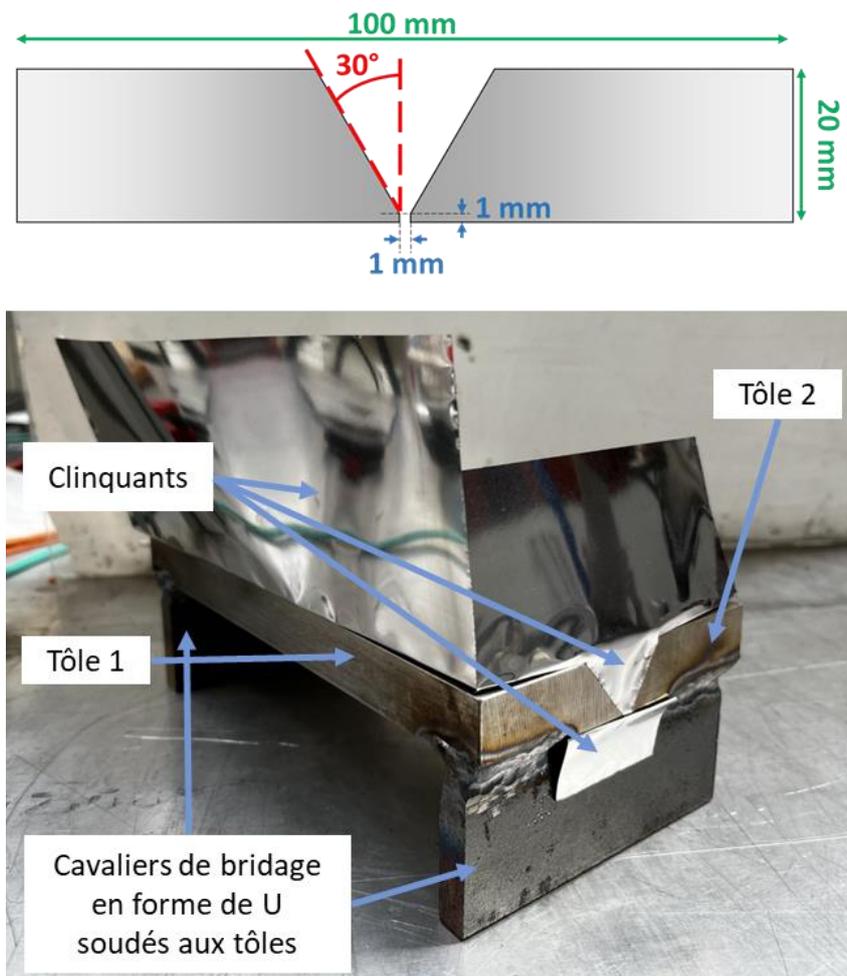


Figure V-1 : Schéma des tôles chanfreinées et photo d'une pièce préparée avant soudage.

## 1.2 Configurations étudiées

Les pièces ont été fabriquées selon plusieurs configurations, décrites par la Figure V-2, utilisant soit un seul fil d'apport, soit deux fils d'apport conduisant à un remplissage gradué ou alterné. Dans ce chapitre, les pièces seront désignées par les termes « 100 % », « G » ou « A » selon que les soudures aient été réalisées avec un seul fil d'apport, par remplissage gradué ou par alternance des dépôts des deux fils, respectivement. Cette désignation sera suivie de « 304L » et/ou « 430 » ou « 415 » pour spécifier le(s) fil(s) utilisé(s).

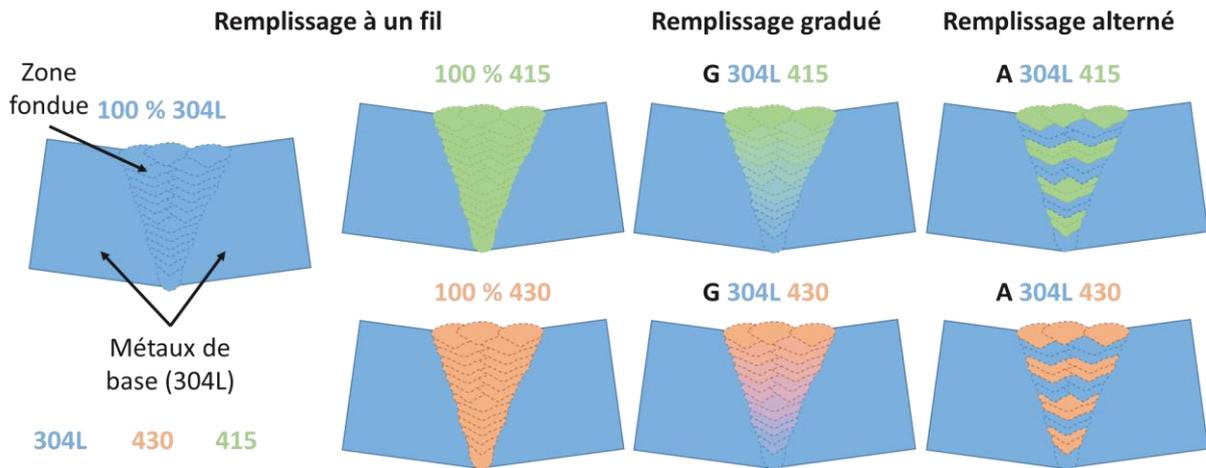


Figure V-2 : Configurations de soudage étudiées à un ou deux fils d'apport.

## 1.3 Paramètres procédé

Afin de comparer les déformations et les contraintes résiduelles entre les différentes pièces, indépendamment des paramètres du procédé, toutes les pièces ont été réalisées avec des paramètres de soudage identiques, permettant de maintenir une énergie linéique et une quantité de matière déposée constante entre chaque pièce, comme cela a été fait dans l'étude des dépôts sur tôles minces. Ainsi, lorsque les deux fils sont déposés simultanément, la vitesse de dévidement de chaque fil est ajustée, tout en maintenant la vitesse de dévidement globale des métaux d'apport (somme des vitesses d'avance des deux fils) constante.

De premiers essais préliminaires ont permis de tester différents paramètres de soudage et de sélectionner ceux permettant de remplir un chanfrein sans présenter de défaut lors du contrôle métallographique sur une coupe transverse. Le pas minimal du dévidoir permettant de régler la vitesse de dévidement du fil étant de 0,1 m/min, les paramètres de soudage sélectionnés permettent de choisir des vitesses de dévidement des fils suffisantes pour faire varier ces vitesses de façon significative au fur et à mesure des passes dans le cas des pièces graduées.

**Chapitre 5 : Étude de la microstructure, des déformations et des contraintes résiduelles dans le cas de soudages de tôles épaisses réalisés en TIG multi fils**

La première passe a été réalisée sous une intensité de 160 A avec une vitesse d'avance de la torche de 8 cm/min et une vitesse de dévidement du fil de 0,4 m/min. Les 21 passes suivantes ont été réalisées sous 300 A, à une vitesse de soudage de 20 cm/min et une vitesse de dévidement du fil de 2 m/min. La première passe est réalisée avec un débit de matière et une énergie linéique plus faibles par rapport aux autres passes dans le but de fondre le talon des MB tout en évitant un effondrement de la matière fondue. Les autres passes ont un débit de matière plus important afin de remplir le chanfrein et ont une énergie linéique plus élevée pour fondre une partie des MB en plus du (des) fils déposé(s), dans le but de former une continuité mécanique et métallurgique de l'ensemble.

La hauteur d'arc était de 4 mm et l'angle entre les fils et la torche était d'environ 50°. Au total, 22 passes ont été nécessaires pour remplir les chanfreins. Le détail des paramètres utilisés pour chaque passe dans le cas des assemblages gradués et alternés est présenté dans le Tableau V-1.

Passe n°	I (A)	V <sub>s</sub> (cm/min)	Remplissage gradué		Remplissage alterné	
			V <sub>f1</sub> (m/min)	V <sub>f2</sub> (m/min)	V <sub>f1</sub> (m/min)	V <sub>f2</sub> (m/min)
1	160	8	0,4	0	0,4	0
2	300	20	1,7	0,3	0	2,0
3	300	20	1,7	0,3	0	2,0
4	300	20	1,4	0,6	2,0	0
5	300	20	1,4	0,6	2,0	0
6	300	20	1,1	0,9	0	2,0
7	300	20	1,1	0,9	0	2,0
8	300	20	0,9	1,1	2,0	0
9	300	20	0,9	1,1	2,0	0
10	300	20	0,9	1,1	2,0	0
11	300	20	0,9	1,1	2,0	0
12	300	20	0,6	1,4	0	2,0
13	300	20	0,6	1,4	0	2,0
14	300	20	0,6	1,4	0	2,0
15	300	20	0,6	1,4	0	2,0
16	300	20	0,3	1,7	2,0	0
17	300	20	0,3	1,7	2,0	0
18	300	20	0,3	1,7	2,0	0
19	300	20	0,3	1,7	2,0	0
20	300	20	0	2,0	0	2,0
21	300	20	0	2,0	0	2,0
22	300	20	0	2,0	0	2,0

*Tableau V-1 : Paramètres procédé utilisés pour chacune des passes en fonction de la méthode de remplissage des chanfreins.*

Comme mentionné dans le Tableau V-1, plusieurs passes ont été réalisées dans les mêmes conditions avant de changer de fil ou de modifier les vitesses des fils pour les passes suivantes. Cela a été effectué dans le but de maîtriser la chimie globale de la soudure, malgré la dilution de la passe déposée sur la précédente, et ainsi contrôler les phases présentes. Les passes 1 à 7 ont été déposées les unes sur les autres, tandis que les passes 8 à 19 ont été déposées alternativement du côté gauche puis du côté droit de la soudure. Les trois dernières passes ont été déposées les unes à côté des autres, comme illustré sur la Figure V-3. Pour chaque configuration, deux pièces jumelles ont été réalisées afin d'étudier la répétabilité des déformations et de permettre la découpe des cubes afin de mesurer les  $d_0$  pour la détermination des contraintes résiduelles par diffraction des neutrons.

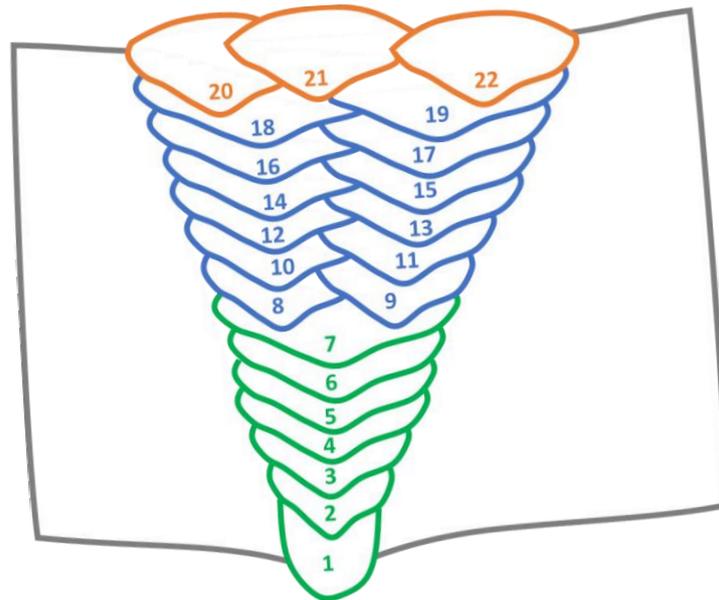


Figure V-3 : Illustration de la méthode de remplissage des chanfreins, indiquant l'ordre et la position des passes de soudage. Les passes vertes ont été déposées les unes sur les autres, les passes bleues ont été déposées les unes à côté des autres deux à deux, et les trois passes oranges ont été déposées les unes à côté des autres. Les numéros indiquent l'ordre dans lesquelles les passes ont été réalisées.

#### 1.4 Maîtrise des cycles thermiques

Dans le but de pouvoir comparer les déformations et les contraintes résiduelles entre les différentes pièces indépendamment de la thermique, toutes les pièces ont été réalisées avec un cycle thermique identique. Pour cela, une température interpassage a été choisie et contrôlée par cinq thermocouples disposés à la surface de l'une des deux tôles de l'assemblage, comme représenté sur la Figure V-4, permettant de déclencher au moment voulu la passe suivante.

Chapitre 5 : Étude de la microstructure, des déformations et des contraintes résiduelles dans le cas de soudages de tôles épaisses réalisés en TIG multi fils

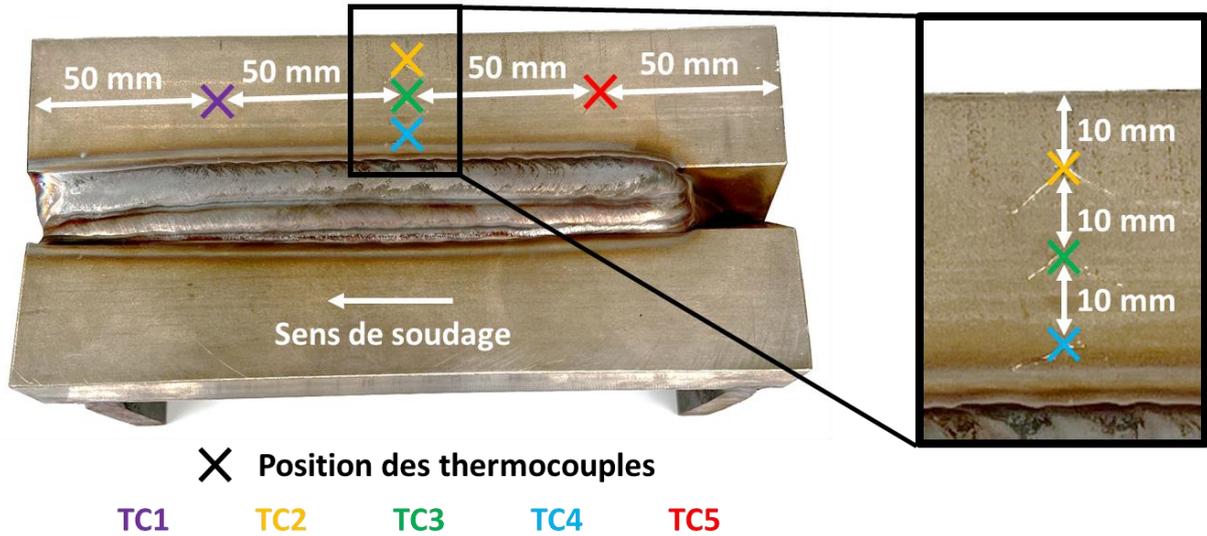


Figure V-4 : Position des thermocouples sur la surface des tôles pour chacune des pièces soudées.

Le thermocouple TC2 (orange) du milieu est situé à 100 mm des bords gauche et droit de la tôle dans la longueur, et à 10 mm du bord extérieur de la tôle dans la largeur. Les trois thermocouples du milieu, TC2 à TC4, sont espacés chacun de 10 mm. Enfin, les thermocouples TC1 et TC5 sont situés à 50 mm du bord gauche et du bord droit dans la longueur respectivement. Un exemple de cycle thermique appliqué pendant le soudage est illustré sur la Figure V-5. Cette dernière affiche également les températures interpasses visées au niveau des trois thermocouples du milieu, TC2, TC3 et TC4.

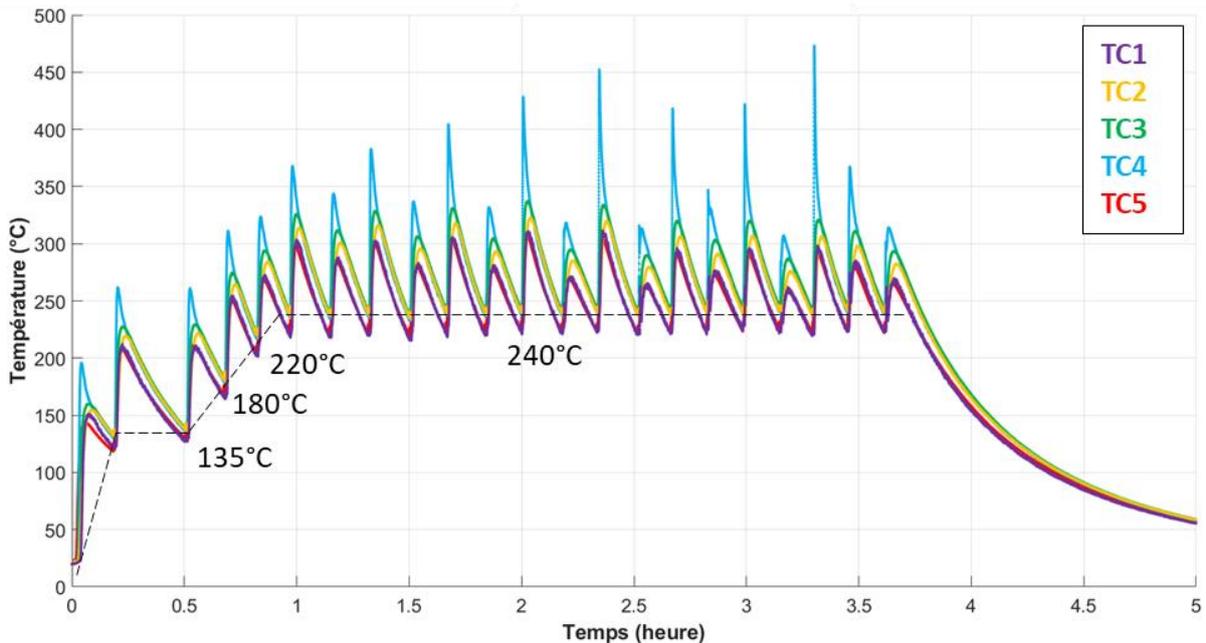


Figure V-5 : Exemple de cycle thermique appliqué par une pièce avec indication des températures interpasses choisies.

## 2 Identification des phases en présence

---

Les phases en présence ont été identifiées dans les soudures par EBSD sur des échantillons découpés dans les pièces, transversalement à la direction de soudage. Les cartographies ont été acquises avec un pas de 3  $\mu\text{m}$  pour balayer des surfaces allant de 14 à 45  $\text{mm}^2$  en fonction de l'échantillon. Durant les mesures par EBSD, des analyses de la composition chimique par EDX ont été réalisées pour compléter l'étude. Le protocole de préparation et les informations nécessaires à la réalisation de ces mesures sont disponibles dans la partie 2.5.3 du chapitre deux. De même, des cartographies de dureté Vickers sous 0,3 kgf ont été réalisées sur une surface d'environ 400  $\text{mm}^2$  avec un pas d'1 mm, conduisant à un total d'environ 500 points de mesure par pièce. La confrontation des résultats d'EBSD, d'EDX et de dureté permettra une identification des phases plus confiante, notamment dans les cas où coexistent plusieurs phases (ferrite, martensite et/ou austénite).

### 2.1 Soudures réalisées avec un seul fil d'apport

La Figure V-6 présente les cartographies EBSD superposées aux essais de dureté et aux macrographies obtenues après attaque chimique au réactif de Marble pour les soudures réalisées avec un seul fil d'apport (100 % 304L en partie haute de la figure, 100 % 430 au milieu et 100 % 415 en partie basse). Une synthèse des phases majoritairement présentes dans chaque zone de la soudure est proposée sur la droite de la figure. La pièce 100 % 304L n'a pas été analysée par EBSD en raison de la présence attendue à plus de 90 % d'austénite, d'après les résultats du chapitre quatre concernant le dépôt 100 % 304L.

La soudure 100 % 304L constituée d'austénite présente une dureté variable entre 250 et 350 HV<sub>0,3</sub> dans les premières passes dans la moitié basse des tôles et entre 150 et 250 HV<sub>0,3</sub> dans les dernières passes et dans la moitié haute des tôles. Cela peut s'expliquer par le fait que les passes du dessus agissent sur celles du dessous entraînant un écrouissage lié au phénomène de retrait lors de la solidification mais aussi dû aux déformations de la pièce pendant le soudage.

Il est constaté la présence d'austénite dans le bas des soudures, et ce, même lorsque les fils 430 ou 415 ont été déposés seuls. Cela peut s'expliquer par le fait que le talon des métaux de base (304L) a été fondu et contribue fortement à la chimie de la première passe (fort taux de dilution), étant donné que la vitesse de dévidement du fil est seulement de 0,4 m/min pour cette passe. La composition chimique de cette dernière est donc proche de celle du métal de base (nuance 304L), qui est majoritairement constituée d'austénite. En raison de la dilution avec la première passe lors du dépôt de la seconde, de l'austénite est également présente dans la deuxième passe de la soudure 100 % 415. Hormis la première ou les deux premières passes, seules les phases CC ont été identifiées par EBSD dans le reste de ces deux joints soudés.

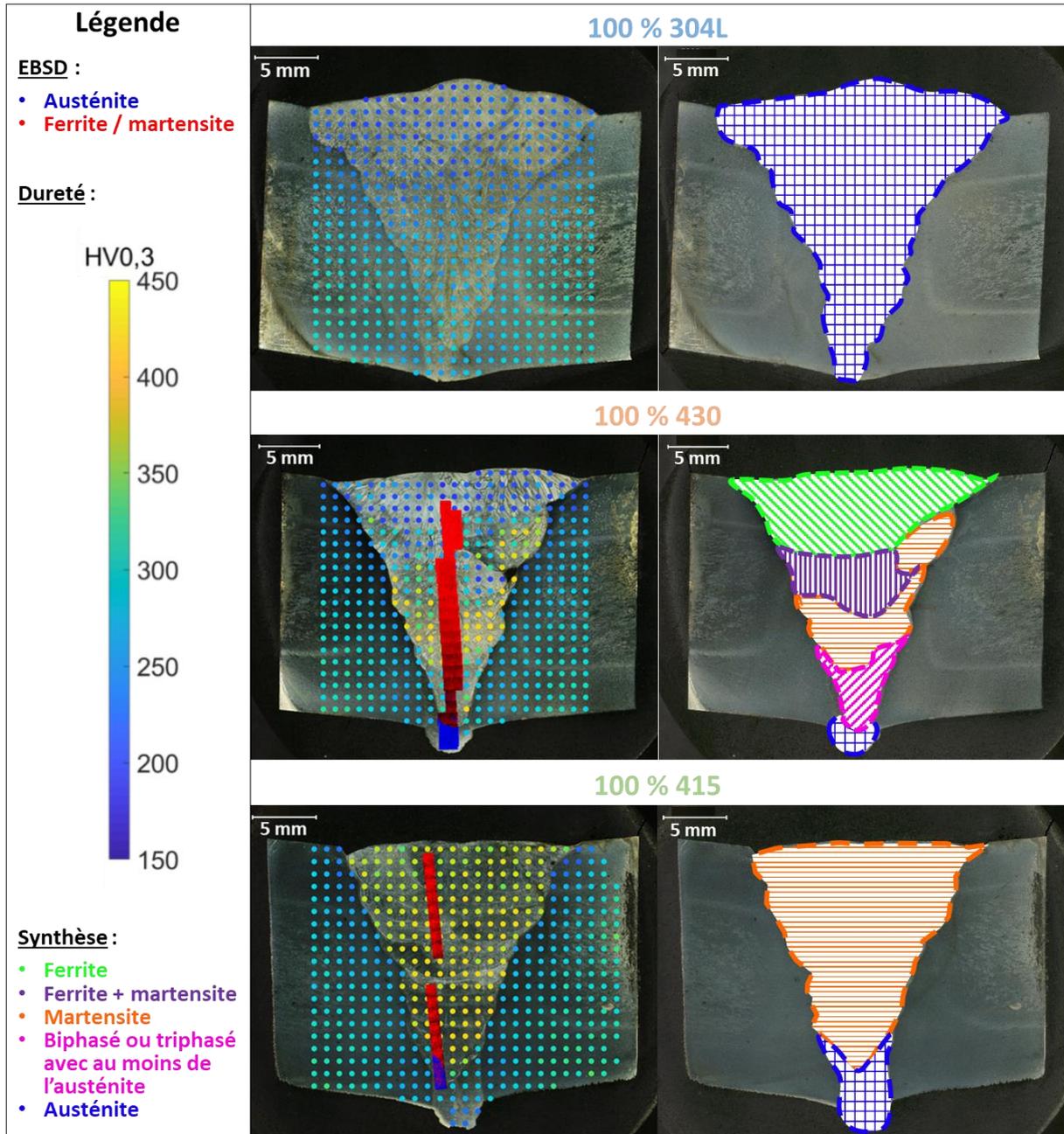


Figure V-6 : Cartographies EBSD réalisées dans les soudures 100 % 304L (partie haute de la figure), 100 % 304L (partie du milieu) et 100 % 415 (partie basse de la figure), superposées aux essais de dureté et aux macrographies obtenues après attaque au réactif de Marble et synthèse des phases majoritairement présentes (partie droite).

Les soudures 100 % 430 et 100 % 415 présentent un taux d'indexation moyen d'environ 70 %. Contrairement à la soudure 100 % 415, ce taux est très variable dans la soudure 100 % 430 selon les zones de la pièce. En effet, le bas de la soudure 100 % 430, constituée principalement d'austénite, affiche un taux d'indexation d'environ 87 % et une dureté d'environ 250 HV<sub>0,3</sub>. Au milieu du joint soudé, le taux d'indexation est plus bas, pouvant descendre jusqu'à 50 % selon les endroits. Ces importantes variations de qualité d'indexation témoignent d'une microstructure hétérogène le long du joint soudé. Comme nous l'avons déjà vu dans le chapitre quatre dans le cas de dépôts, les zones moins bien indexées pourraient correspondre à de la martensite, ou à des zones biphasées voire triphasées, contenant au moins de l'austénite. La zone la moins bien indexée de la soudure 100 % 430 se trouve juste au-dessus de la partie austénitique et présente une dureté entre 250 et 350 HV<sub>0,3</sub>, indiquant une possible présence d'austénite en plus de la (des) phase(s) CC indexée(s). Le milieu de la soudure 100 % 430 présente un taux d'indexation d'environ 60 % et une dureté élevée, aux alentours de 400 HV<sub>0,3</sub>, ce qui est caractéristique de la martensite issue d'une trempe dans les aciers inoxydables à bas carbone (THIBAUT *et al.*, 2009). La zone juste au-dessus présente une dureté un peu plus faible, avec une microstructure montrant des grains bien dessinés et des joints de grains ou des aiguilles non indexées au milieu de ces grains, caractéristiques de grains de ferrite avec des aiguilles de martensite, comme cela a été observé dans le dépôt 1 – 75 % 430 / 304L du chapitre quatre par exemple. Enfin, le haut de la soudure présente un taux d'indexation allant de 95 % à 98 %. Au vu de la microstructure constituée de gros grains colonnaires sur la macrographie, cette zone est majoritairement constituée de ferrite. De la martensite pourrait potentiellement être présente aux joints de grains, comme observée dans le dépôt 1 – 100 % 430 / 304L du chapitre quatre. Cependant, au vu du refroidissement très lent après la dernière passe (d'après les mesures thermocouples, 3h ont été nécessaires pour passer de 300°C à 50°C), il est probable qu'il n'y ait pas de martensite dans les dernières passes. De plus la dureté n'est que de 200 HV<sub>0,3</sub> dans ces passes, ce qui est caractéristique de la ferrite  $\delta$  dans la nuance 430 (GHASEMI *et al.*, 2018).

Les mesures EDX réalisées conjointement aux mesures EBSD appuient le fait que la microstructure de la soudure varie selon les zones, en présentant une variation graduelle de la proportion massique de nickel. Cela est illustré par la cartographie colorée en vert de la Figure V-7-a, représentant la variation de la proportion massique de nickel au sein du joint soudé 100 % 430. Cette dernière varie de 7 %wt à 1 %wt environ, depuis le bas jusqu'au haut du joint soudé, la tôle de 304L en ayant 8,042 %wt et le fil en 430 0,35 %wt.

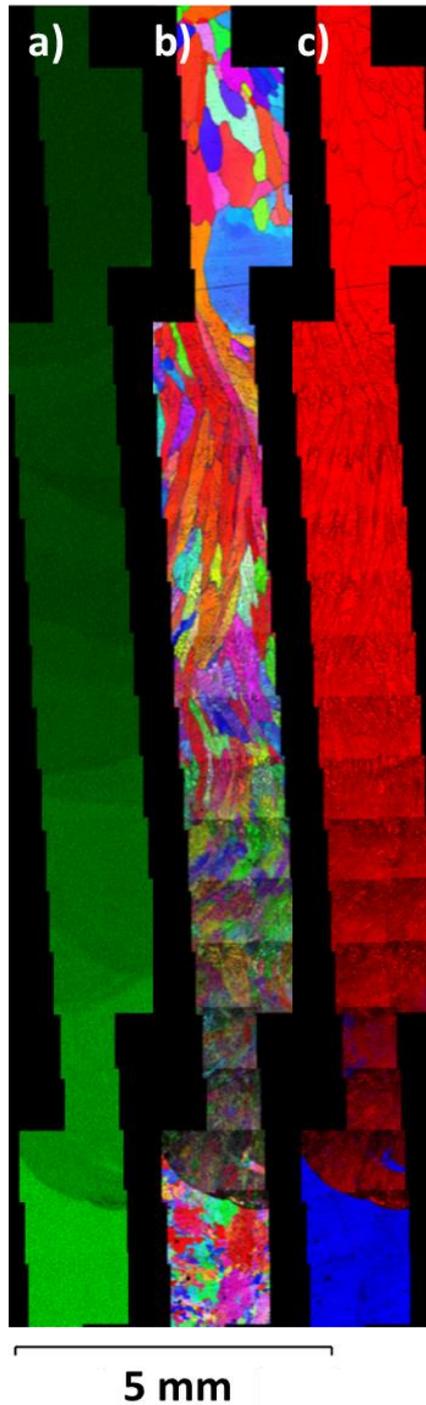


Figure V-7 : Cartographies représentant a) la proportion de nickel, b) l'orientation cristalline par l'IPF X et c) les phases en présence de la soudure 100 % 430 où le bleu correspond à l'austénite et le rouge aux phases CC (ferrite et/ou martensite).

Il s'avère que, même lorsque le fil 430 est déposé seul, l'effet de la dilution avec la passe précédente, ainsi qu'avec le métal de base, entraîne une gradation de composition le long du joint soudé. Le même phénomène a été constaté dans la soudure 100 % 415. Cependant, la dureté dans cette soudure est plus homogène, aux alentours de 400 HV0,3, témoignant d'une microstructure homogène et martensitique issue d'une trempe (THIBault *et al.*, 2009).

Il est important de noter la présence de gros grains colonnaires, en particulier pour les soudures utilisant du fil 430, comme le montre la cartographie IPF X de la Figure V-7-b ou celle d'indexation des phases de la Figure V-7-c, illustrant les reprises d'épitaixie sur plusieurs passes. Ces dernières pourraient être responsables d'une fragilité importante des soudures, comme illustré dans les travaux de Adhithan par exemple (ADHITHAN *et al.*, 2021). La résistance mécanique des pièces sera alors évaluée à l'aide d'essais de traction transversale aux soudures (éprouvettes prélevées dans le sens travers long), qui seront présentés dans la partie 5 de ce chapitre.

## 2.2 Soudures graduées

Concernant les soudures graduées (G 304L 415 et G 304L 430), les cartographies EBSD superposées aux essais de dureté et aux macrographies obtenues, après attaque chimique au réactif de Marble, sont présentées dans la Figure V-8.

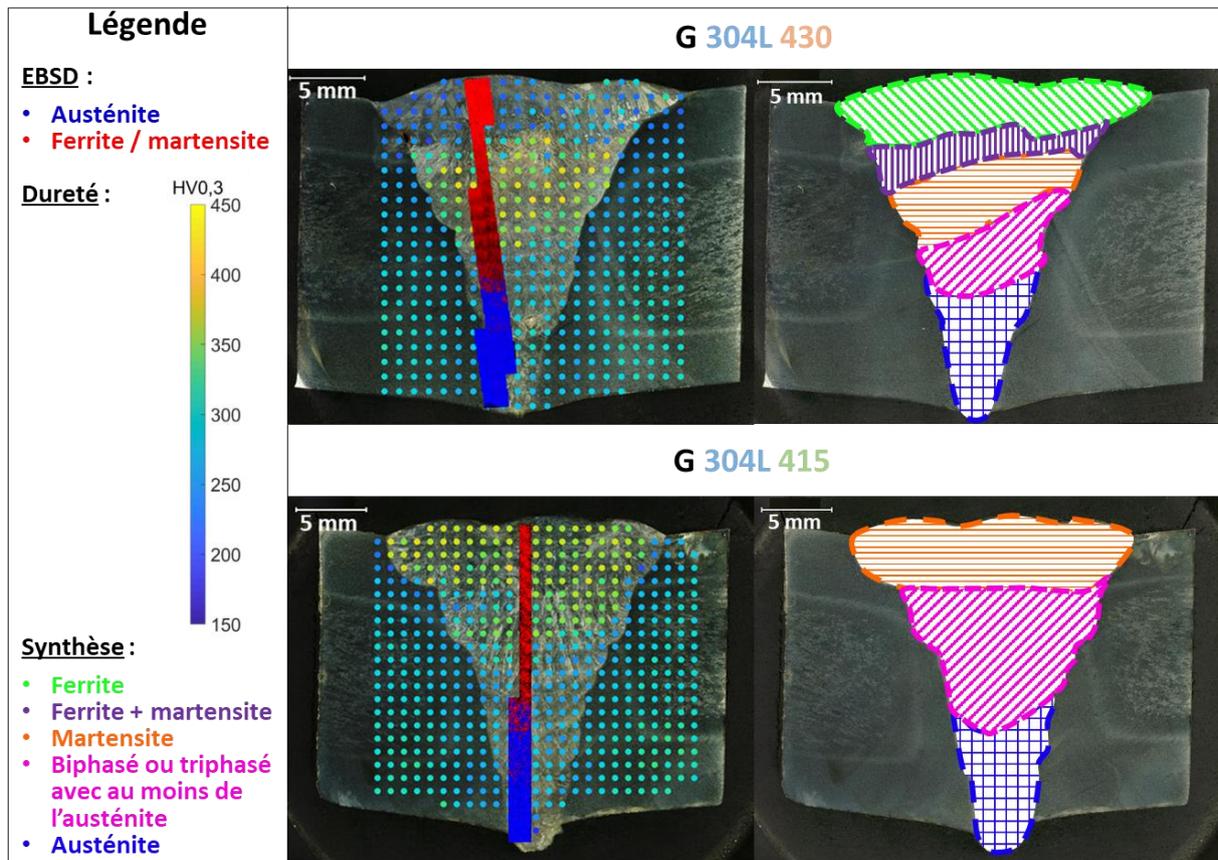


Figure V-8 : Cartographies EBSD réalisées dans les soudures G 304L 430 (partie haute de la figure) et G 304L 415 (partie basse de la figure), superposées aux essais de dureté et aux macrographies obtenues après attaque au réactif de Marble et synthèse des phases majoritairement présentes (partie droite).

Il est constaté que la plage d'indexation de l'austénite en EBSD s'étend jusqu'à au moins la cinquième passe, contre uniquement la première ou la deuxième dans les soudures 100 % 430 et 100 % 415 respectivement. Dans la soudure G 304L 415, les phases CFC et CC coexistent sur une hauteur d'environ 5 mm, tandis que dans la soudure G 304L 430, elles coexistent sur une hauteur d'environ 3 mm. Au-delà de cette hauteur, seules les phases CC sont indexées. Cependant, au vu des duretés obtenues, l'austénite semble s'étendre au-delà de l'endroit où elle a été indexée en EBSD, au moins sur la moitié basse de la soudure, où des duretés inférieures à 300 HV<sub>0,3</sub> sont obtenues.

Tout comme dans la soudure 100 % 430, la soudure G 304L 430 présente une zone plus dure au-dessus de la zone austénitique, avec une dureté autour de 400 HV<sub>0,3</sub>, constituée alors de martensite. De même, le haut de la soudure constitué de gros grains colonnaires et possédant une dureté autour des 200 HV<sub>0,3</sub> est alors constitué de ferrite. Une zone avec une dureté intermédiaire est présente entre les deux, constituée alors de ferrite et de martensite.

Dans la soudure G 304L 415, le haut de la soudure possède une dureté autour de 400 HV<sub>0,3</sub>, témoignant de la présence majoritaire de martensite.

### 2.3 Soudures alternées

Les cartographies EBSD des soudures alternées (A 304L 415 et A 304L 430) superposées aux essais de dureté et aux macrographies obtenues, après attaque chimique au réactif de Marble, sont présentées dans la Figure V-9.

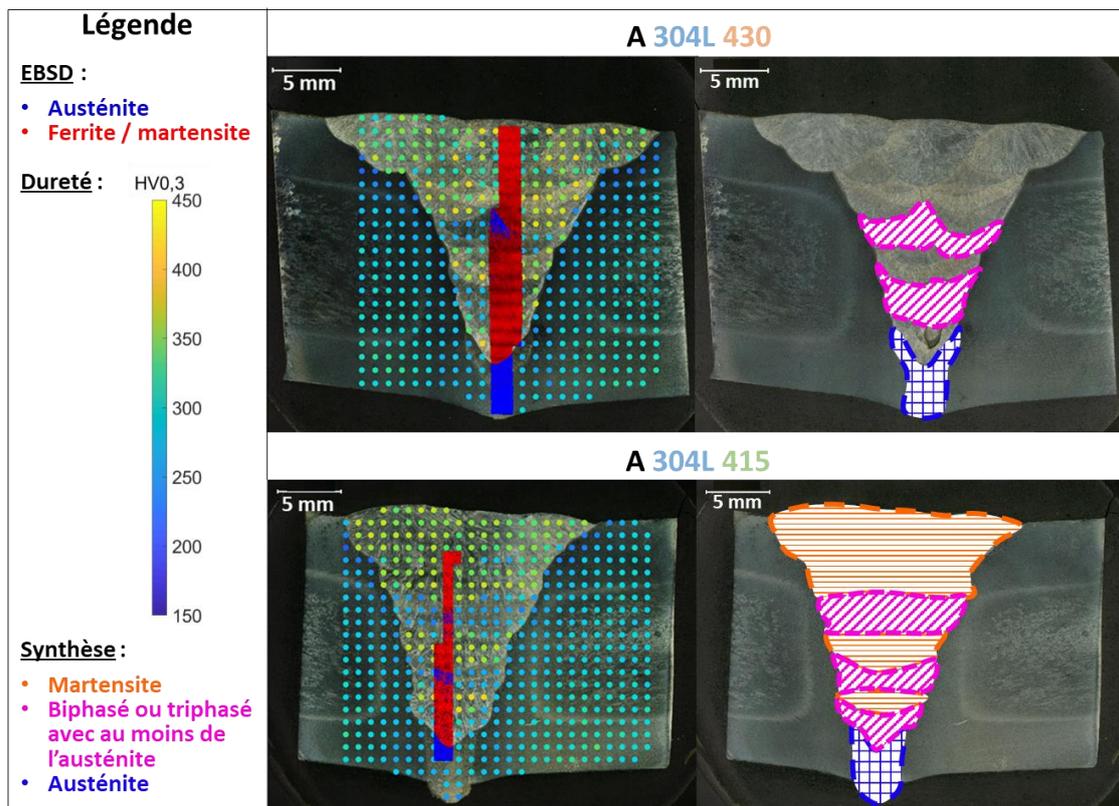


Figure V-9 : Cartographies EBSD réalisées dans les soudures A 304L 430 (partie haute de la figure) et A 304L 415 (partie basse de la figure), superposées aux essais de dureté et aux macrographies obtenues après attaque au réactif de Marble et synthèse des phases majoritairement présentes (partie droite). Les zones non identifiées dans la soudure A 304L 430 pourraient être un mélange de martensite et de ferrite ou bien une zone biphase ou triphase avec au moins de l'austénite.

## Chapitre 5 : Étude de la microstructure, des déformations et des contraintes résiduelles dans le cas de soudages de tôles épaisses réalisés en TIG multi fils

Les cartographies EBSD montrent l'alternance de zones CC et de zones CFC + CC, ces dernières s'étendant sur une hauteur d'environ 10 mm. Dans la soudure A 304L 415, deux zones CFC + CC sont observables, tandis qu'une seule a été obtenue pour la soudure A 304L 430. Les essais de dureté suggèrent que les zones biphasées ou triphasées avec la présence au moins d'austénite sont en réalité plus étendues, et que les deux pièces en contiennent au moins deux. Les autres zones de la soudure A 304L 430 présentent une dureté bien plus hétérogène allant de 250 à 380 HV0,3 témoignant certainement d'un mélange de martensite et de ferrite et/ou d'austénite. Quant à la soudure A 304L 415, les autres zones ont une dureté supérieure à 350 HV0,3 témoignant de la présence majoritaire de martensite.

La superposition des essais de dureté aux macrographies et aux cartographies EBSD permet de conclure quant à la nature des phases majoritairement présentes dans les différentes zones des soudures. Les zones constituées exclusivement d'austénite d'après l'EBSO ne sont pas sujettes au doute au vu de la bonne indexation de cette phase. Les gros grains colonnaires ayant une dureté proche des 200 HV0,3 témoignent de la présence majoritaire de ferrite. Les zones ayant un taux d'indexation de 50 à 70 % avec une dureté allant de 250 à 300 HV0,3 pourraient correspondre à des zones constituées à la fois de phases CFC et CC. Les zones ayant un taux d'indexation autour de 70 % avec une dureté plus élevée, d'environ 400 HV0,3, témoignent de la présence majoritaire de martensite. Ces analyses fournissent donc une estimation globale des phases présentes sans pouvoir estimer précisément les proportions de chacune d'elles. Une analyse plus fine pourrait être réalisée en utilisant un pas plus petit pour les cartographies de dureté (et sous une charge plus faible), mais cela serait également plus coûteux en temps.

### 3 Étude des déformations

#### 3.1 Suivi d'images *in situ*

Afin d'observer l'évolution des déformations pendant le soudage des pièces et lors du refroidissement, du suivi de points a été réalisé sur les photos prises à une fréquence de 1 image toutes les 120 secondes, tel que mentionné dans la partie 2.4.3.1 du chapitre deux.

Le suivi de quatre points a été effectué selon la vue transversale des pièces, tel qu'illustré sur la Figure V-10, puisque c'est selon cette direction que les déformations sont les plus prononcées.

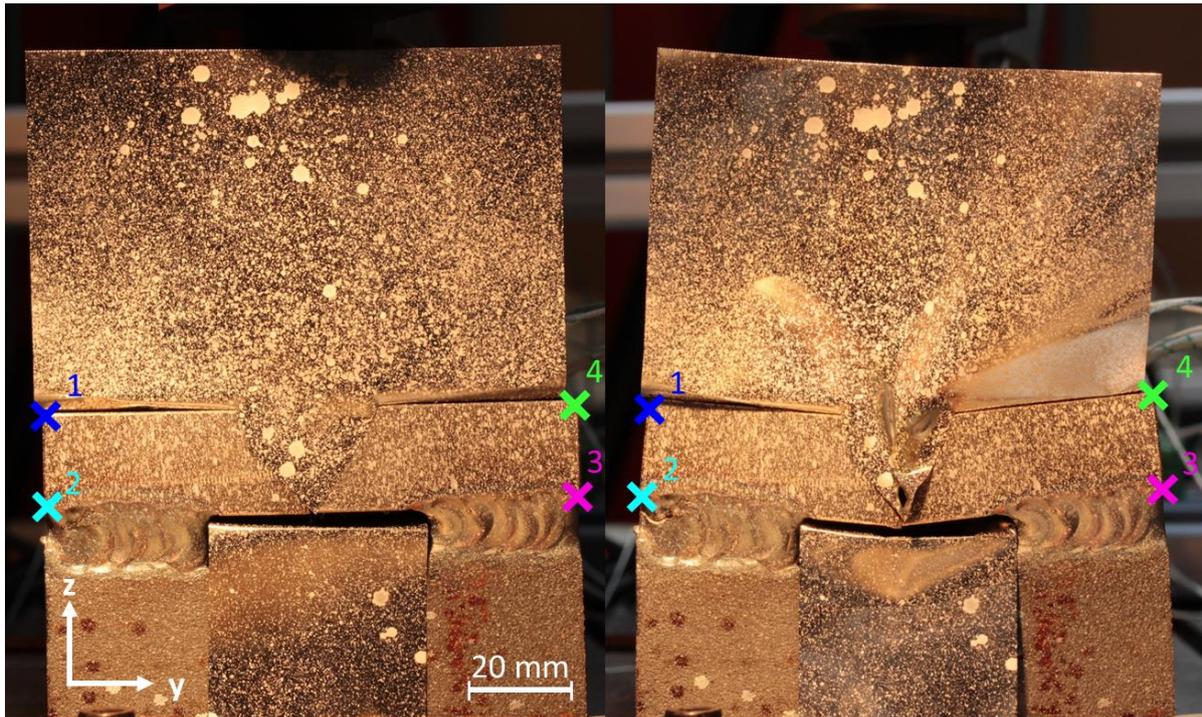


Figure V-10 : Positions des quatre points suivies sur la première photo prise avant soudage et la dernière photo prise après refroidissement. Illustration pour une pièce 100 % 304L.

Les déplacements selon  $y$  et  $z$  des quatre points pour une pièce 100 % 304L et une pièce 100 % 415 sont présentés dans la Figure V-11. Ils sont superposés à la température mesurée par le thermocouple TC1 (Figure V-4) et aux temps auxquels sont amorcées chaque passe afin de visualiser l'évolution des déplacements au fur et à mesure du remplissage du chanfrein et du refroidissement. Il est constaté que les déplacements évoluent de manière logarithmique avec le temps, avec une évolution de plus en plus lente au fur et à mesure des passes. Il semblerait alors que les premières passes soient décisives dans l'établissement des déformations finales de la pièce. Au vu des températures interpasses choisies, il semblerait que la transformation martensitique n'ait lieu qu'une seule fois lors du refroidissement dans les pièces concernées. Cependant, aucun déplacement lié à la transformation martensitique n'a été détecté pendant le refroidissement des pièces 100 % 415 contrairement à celles étudiées dans le chapitre quatre. Il semblerait cependant que lors du refroidissement les pièces 100 % 304L se déforment davantage comparées aux pièces 100 % 415, où les déplacements sont plus faibles voir quasiment nuls.

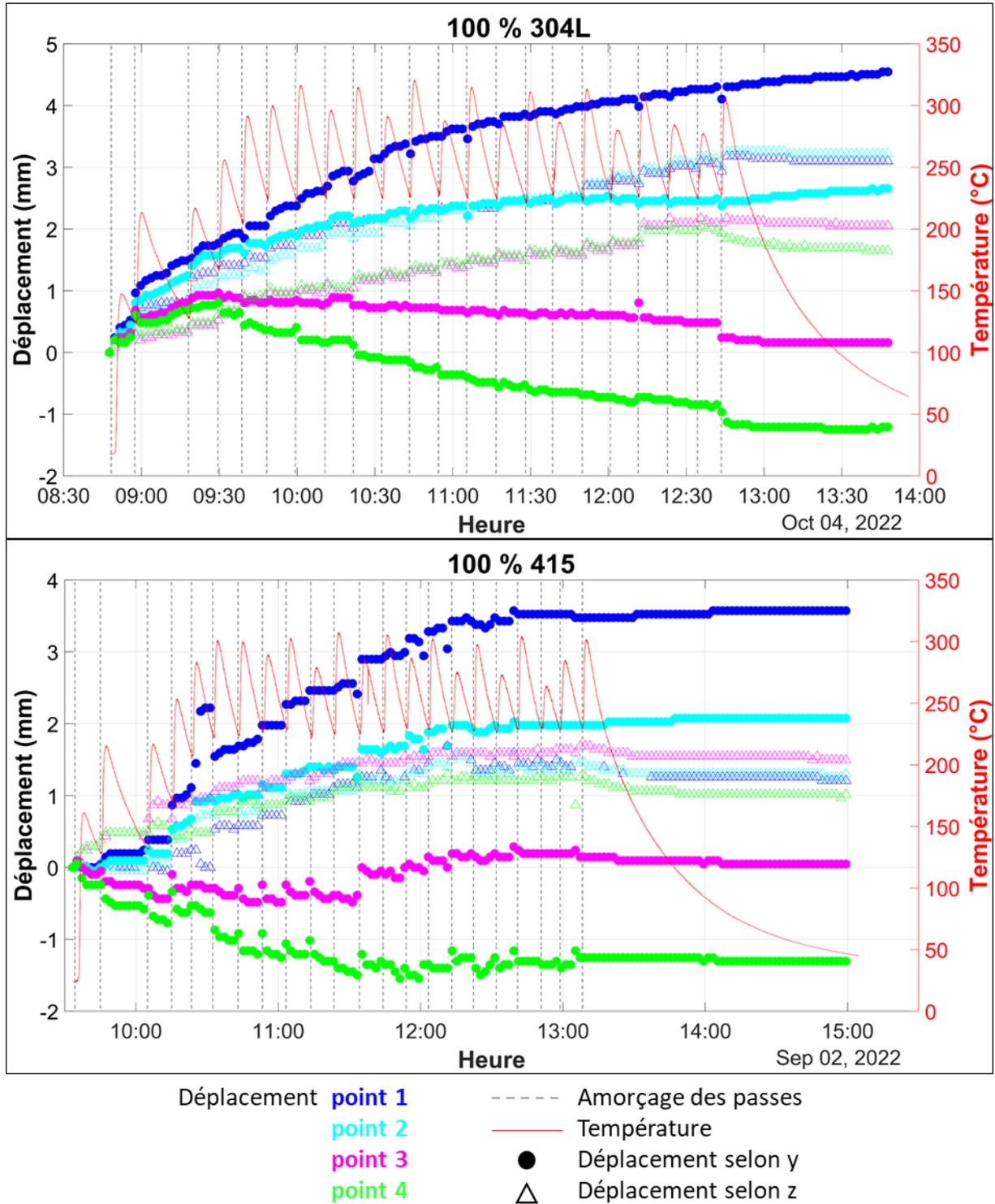
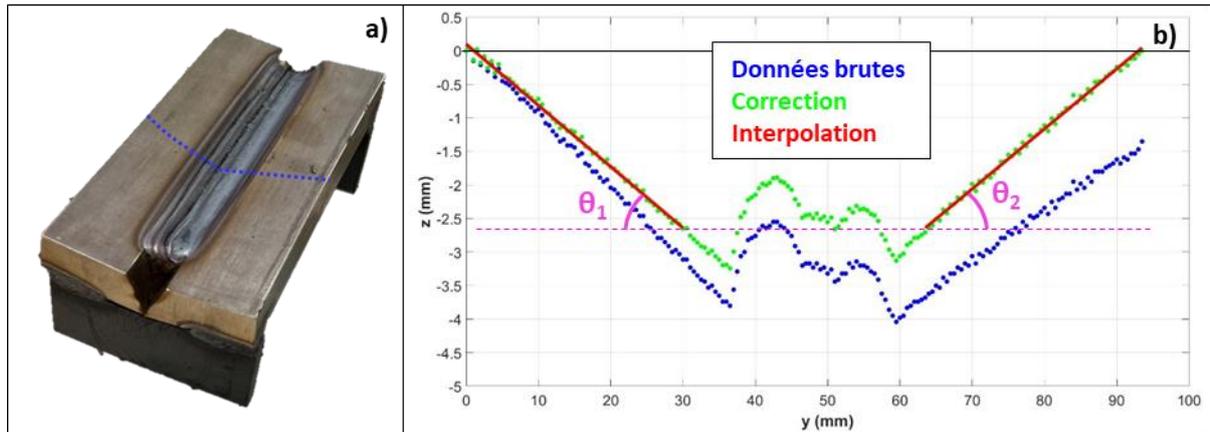


Figure V-11 : Température mesurée par un thermocouple, début de chacune des passes et déplacements selon y et z des quatre points suivis pour une pièce 100 % 304L et une pièce 100 % 415.

### 3.2 Profilométrie laser

Les déformées des différentes pièces après leur soudage et leur refroidissement ont été évaluées par profilométrie laser, comme présenté dans la partie 2.4.3.2 du chapitre deux. L'amplitude des déformées a été évaluée selon la direction transverse, c'est-à-dire perpendiculairement à la direction de dépôt, puisque c'est dans cette direction que les déplacements sont les plus importants. Ils ont été déterminés au milieu de la direction longitudinale, comme illustré sur la Figure V-12-a avec la ligne bleue discontinue.



À la suite des mesures, les données ont été traitées avec Matlab. Tout d'abord, une correction a été appliquée pour aligner les deux extrémités de la ligne de mesure sur l'origine de l'axe des ordonnées, comme illustré par la courbe verte sur la Figure V-12-b. Ensuite, les données relatives aux surfaces des tôles soudées ont été modélisées par une loi linéaire à l'aide de la fonction « polyfit », comme présenté par les droites rouges sur la Figure V-12-b. Afin de comparer les différents essais avec un paramètre synthétique, la moyenne  $\theta$  des deux angles  $\theta_1$  et  $\theta_2$  (Figure V-12-b) entre l'horizontale et les deux côtés de la pièce a été calculée.

La Figure V-13 présente la moyenne des angles mesurés dus à la déformation des pièces après le soudage. Les barres d'erreur représentent l'écart-type calculé sur les quatre angles mesurés, soit deux mesures d'angles pour chacune des deux pièces de chaque configuration de soudage (chaque configuration étant réalisée deux fois).

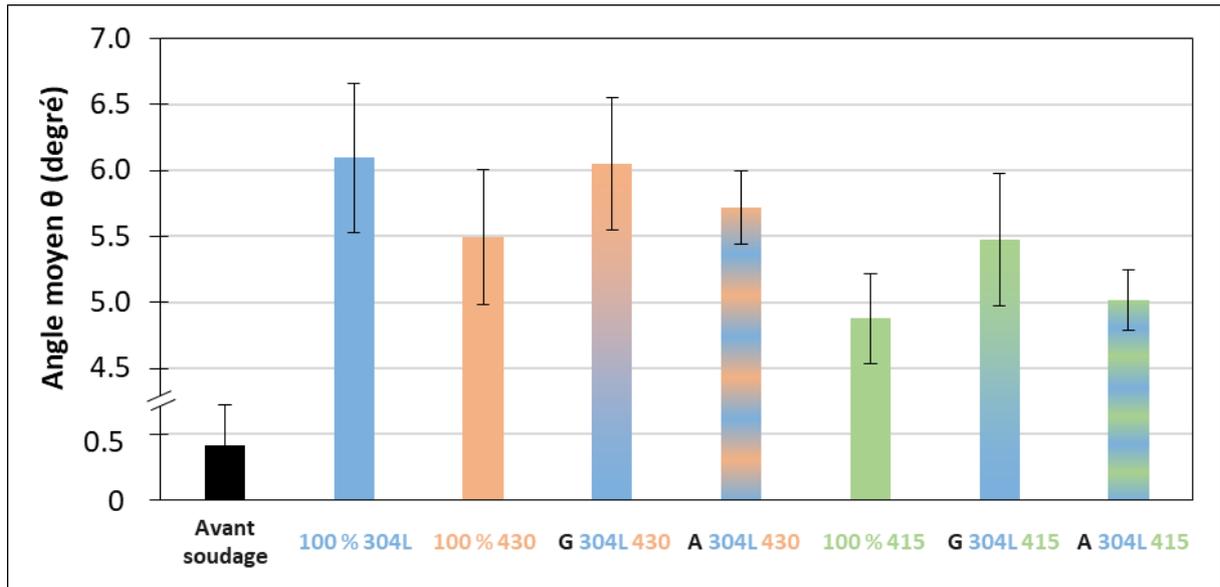


Figure V-13 : Moyennes des angles mesurés dus à la déformation des pièces.

Il est constaté que les pièces 100 % 304L et G 304L 430 sont celles qui présentent le plus de déformation, avec un angle d'environ 6°. Les pièces A 304L 430 et 100 % 430 permettent de réduire l'angle moyen associé à la déformation respectivement de 6 % et 10 % par rapport à la pièce 100 % 304L.

Le fait d'utiliser le fil 415 permet de réduire davantage l'angle moyen, puisqu'une réduction de 10 %, 18 % et 20 % par rapport à la pièce 100 % 304L est obtenue pour respectivement les pièces G 304L 415, A 304L 415 et 100 % 415.

Les soudures présentant alors le plus de martensite permettent de réduire de façon plus importante l'angle moyen.

Que ce soit avec le fil 430 ou le fil 415, la stratégie de remplissage alternée permet de réduire davantage les déformations que la stratégie graduée. Les premières passes étant décisives dans l'établissement des déformations de la pièce, les proportions de phases présentes dans les premiers cordons gouvernent en partie la déformation finale de la tôle. Les pièces graduées ayant été réalisées en déposant d'abord le fil 304L à 100 % et en terminant par les fils 430 ou 415, ces pièces ont alors plus d'austénite dans les premières passes que dans les pièces alternées. Cela peut expliquer pourquoi les pièces alternées présentent des déformées plus faibles que les pièces graduées. Il est alors probable qu'une stratégie de remplissage graduée inversée, c'est-à-dire en commençant par le fil 415 ou 430, permettrait de réduire davantage les déformations et de s'approcher des déformations des pièces 100 % 415 ou 100 % 430.

Pour chacun des deux couples étudiés (304L – 430 et 304L – 415) ce sont les configurations à un seul fil d'apport (100 % 430 ou 100 % 415) qui permettent d'obtenir le moins de déformation, puisque ce sont celles qui ont le moins d'austénite. Enfin, sur l'ensemble des essais, c'est la pièce 100 % 415 qui présente la déformation la plus faible, puisque celle-ci est constituée en grande majorité de martensite.

### 3.3 Effet du débridage des pièces sur les déformations

Les cavaliers de bridage de la pièce G 304L 415 ont été enlevés par découpe avec une scie à métaux. La déformée de la pièce après libération des cavaliers a de nouveau été évaluée par profilométrie laser afin d'étudier l'effet du débridage de la pièce sur les déformations. Les résultats de la profilométrie sont présentés dans la Figure V-14, selon la ligne transverse à la direction de soudage, située au milieu de la pièce.

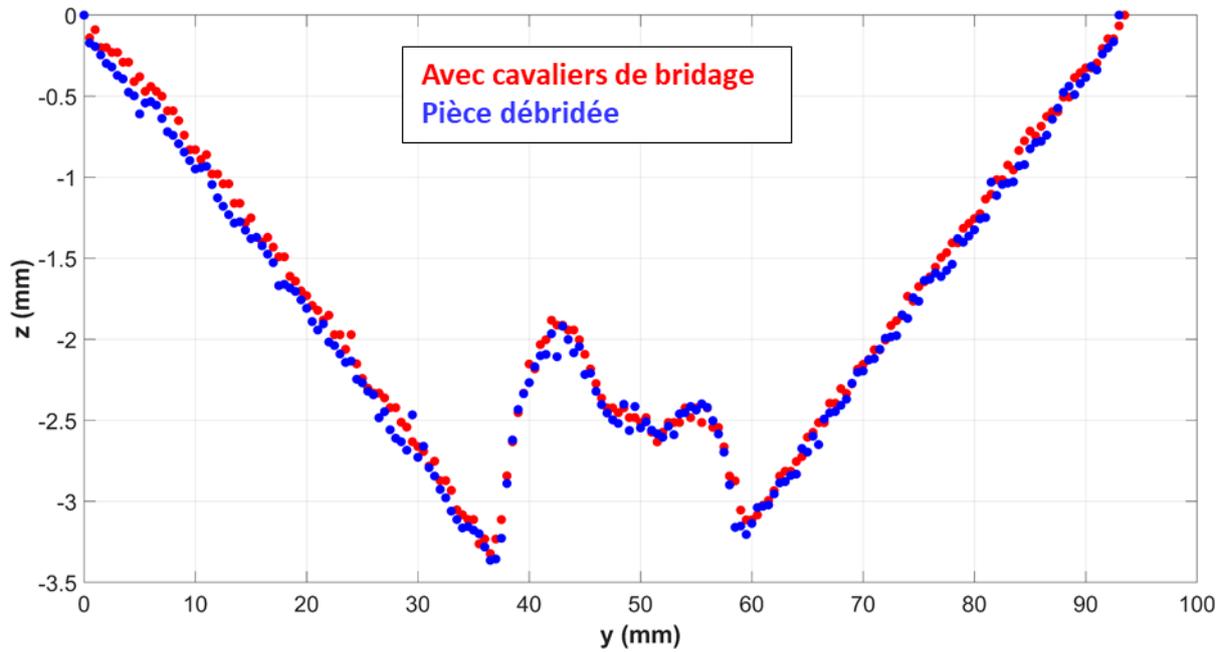


Figure V-14 : Comparaison de la déformée de la pièce G 304L 415 avant et après avoir enlevé les cavaliers de bridage selon la ligne transverse à la direction de soudage au milieu de la pièce.

Il n'a pas été constaté de différence notable du profil de la déformée avant et après le débridage de la pièce. La déformée a également été comparée aux extrémités de la pièce, au plus proche de l'endroit où les cavaliers de bridage étaient placés, mais la même observation a été constatée. L'effet du débridage des pièces par l'enlèvement des cavaliers de bridage sur les contraintes résiduelles sera également étudié et présenté dans la partie 4 ci-après.

## 4 Étude des contraintes résiduelles

Les contraintes résiduelles de l'ensemble des pièces ont été déterminées soit par diffraction des neutrons, soit par la méthode du contour et pour deux d'entre elles avec les deux méthodes. L'emplacement du plan de mesure se trouve dans le plan transverse, situé au milieu de la pièce, comme présenté dans la Figure V-15-a. La liste des échantillons mesurés par chaque méthode est présentée dans la Figure V-15-b pour la diffraction des neutrons et dans la Figure V-15-c pour la méthode du contour. Les positions des jauges de mesure utilisées en diffraction des neutrons sont présentées dans la Figure V-15-b (carrés blancs). Afin de comparer la méthode de la diffraction des neutrons avec la méthode du contour, les pièces 100 % 304L et G 304L 415 ont été caractérisées par les deux techniques. Les méthodes de mesure, d'analyse et de calcul des contraintes sont présentées dans la partie 2.4.4 du chapitre deux pour les deux méthodes.

Les dénominations côté début et côté fin (Figure V-15-a) correspondent aux deux moitiés des pièces de part et d'autres de la zone de mesure, côté début correspondant au côté où ont été amorcées chaque passe de soudage et côté fin là où elles se sont finies.

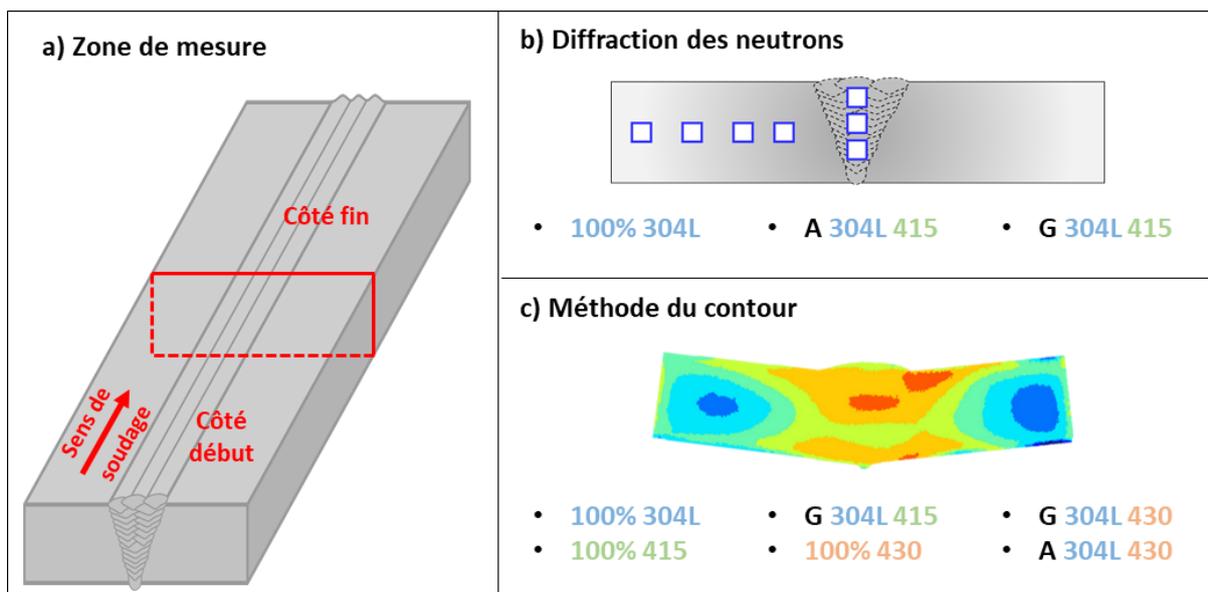


Figure V-15 : a) Emplacement du plan de mesure pour la détermination des contraintes résiduelles, b) positions des jauges de mesure utilisées en diffraction des neutrons (carrés blancs) et liste des pièces dont les contraintes résiduelles ont été déterminées par cette méthode et c) exemple de cartographie de contrainte longitudinale obtenue par la méthode du contour (100 % 304L) et liste des pièces dont les contraintes résiduelles longitudinales ont été déterminées par cette méthode.

#### 4.1 Diffraction des neutrons

L'instrument POLDI de l'Institut Paul Scherrer a été utilisé pour déterminer les contraintes résiduelles dans trois pièces (100 % 304L, G 304L 415 et A 304L 415). Les contraintes résiduelles longitudinales ( $\sigma_{xx}$ ), transversales ( $\sigma_{yy}$ ) et normales ( $\sigma_{zz}$ ) ont été déterminées au milieu de chaque pièce (Figure V-15-a), à la fois dans les soudures et dans les tôles (Figure V-15-b). Des cubes, permettant la mesure des  $d_0$ , ont été découpés par jet d'eau dans des pièces jumelles, aux mêmes emplacements où les mesures ont été réalisées dans les pièces massives. Un volume de jauge de  $1,5 \times 1,5 \times 1,5 \text{ mm}^3$  a été utilisé pour effectuer les mesures selon les trois directions des cubes. Pour les mesures dans les pièces massives, un volume de  $3,8 \times 3,8 \times 3,8 \text{ mm}^3$  a été utilisé, à l'exception de la direction transverse et normale dans l'échantillon A 304L 415, où un volume de jauge de  $3,8 \times 3,8 \times 8,0 \text{ mm}^3$  a été utilisé dans un objectif d'optimisation d'utilisation du temps de faisceau, sans perte de qualité de mesure.

Après l'étude des contraintes des deux premières pièces 100 % 304L et G 304L 415, il s'est avéré que les contraintes normales présentaient le même type de profil que les contraintes transversales dans la tôle. Cela est illustré sur la Figure V-16-a et b indiquant les contraintes longitudinales, transversales et normales dans le métal de base des pièces 100 % 304L et G 304L 415. Par conséquent, afin d'exploiter au mieux le temps de faisceau disponible, la direction normale n'a pas été déterminée pour deux points de mesure dans la pièce A 304L 415 du métal de base, et il a été estimé que les résultats obtenus pour la direction transverse pourraient être considérés comme représentatifs des valeurs relatives à la direction normale pour ces deux points ( $y = -29,5 \text{ mm}$  et  $y = -19,5 \text{ mm}$ ). Les contraintes longitudinales, transversales et normales dans le métal de base de la pièce A 304L 415 sont présentées dans la Figure V-16-c.

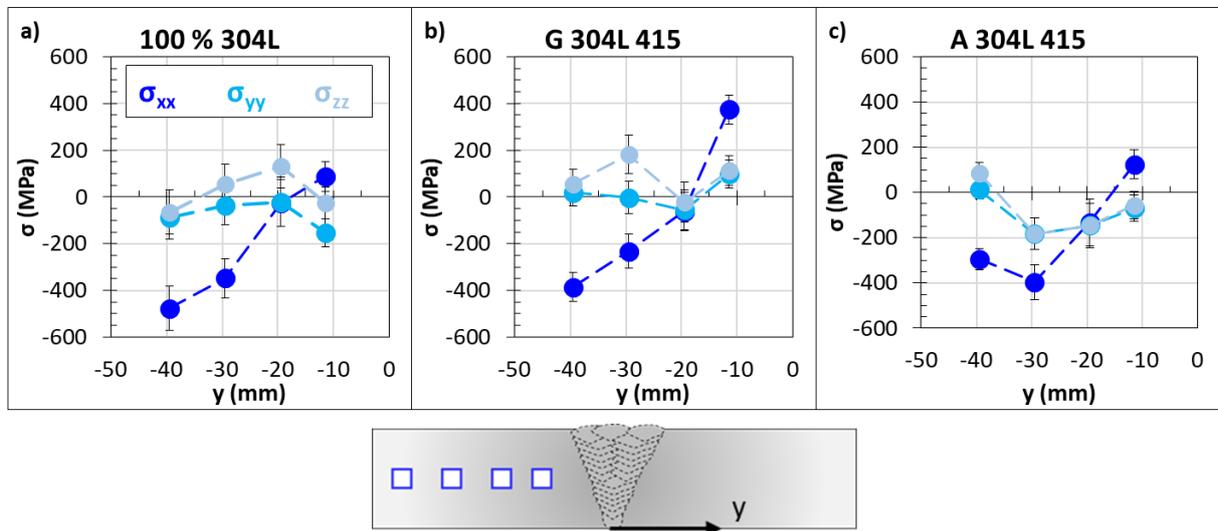


Figure V-16 : Contrainte longitudinale ( $\sigma_{xx}$ ), transversale ( $\sigma_{yy}$ ) et normale ( $\sigma_{zz}$ ) dans le métal de base des pièces a) 100 % 304L, b) G 304L 415 et c) A 304L 415.

Dans les trois pièces, il est constaté que les contraintes longitudinales sont en compression près des bords et en traction près des joints soudés. Les contraintes longitudinales sont plus importantes en valeur absolue que les contraintes transversales et normales qui sont toutes deux du même ordre de grandeur.

Du fait de l'utilisation du fil 415 dans deux des trois pièces mesurées par diffraction des neutrons, et en s'appuyant sur les résultats obtenus en EBSD, certaines portions des joints soudés sont biphasées. Cependant, lors des mesures, la plupart des diffractogrammes soit ne présentaient les pics que d'une seule phase, soit les pics de la seconde phase étaient trop peu intenses pour pouvoir être exploités. De ce fait, il a été estimé que les contraintes de la phase dominante étaient représentatives des contraintes du volume sondé. Seul le cube du milieu de la soudure A 304L 415 présentait les pics des deux phases assez clairement pour pouvoir appliquer une loi des mélanges. La proportion d'austénite a ainsi été évaluée par DRX, avec la méthode des intensités intégrées, telle que présentée dans la partie 2.5.4 du chapitre deux. Afin de maîtriser la position de la zone mesurée par DRX, du scotch au plomb a été positionné sur les zones de l'échantillon que l'on ne souhaitait pas sonder. La proportion d'austénite est alors estimée à 26 %.

La Figure V-17 présente les contraintes longitudinales, transversales et normales dans le joint soudé des trois pièces mesurées par diffraction des neutrons.

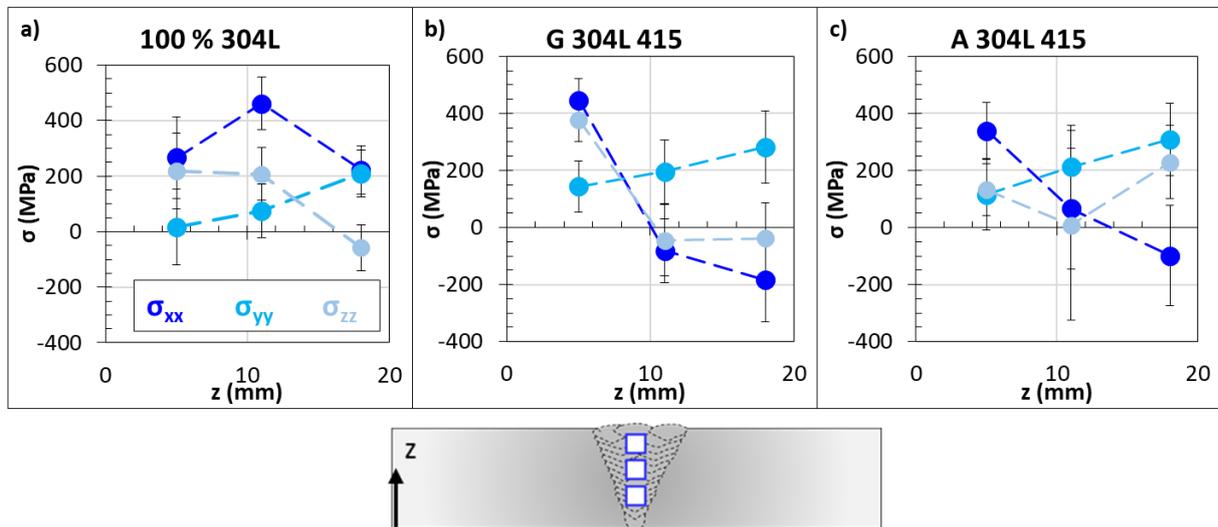


Figure V-17 : Contrainte longitudinale ( $\sigma_{xx}$ ), transversale ( $\sigma_{yy}$ ) et normale ( $\sigma_{zz}$ ) dans les soudures des pièces a) 100 % 304L, b) G 304L 415 et c) A 304L 415.

Il est constaté que des contraintes longitudinales de traction sont obtenues dans les zones austénitiques, c'est-à-dire dans l'ensemble de la soudure de la pièce 100 % 304L et en bas des soudures G 304L 415 et A 304L 415. Des contraintes de compression sont obtenues en haut des soudures G 304L 415 et A 304L 415, correspondant aux zones constituées majoritairement de martensite.

## 4.2 Méthode du contour

Lors de la détermination des contraintes par la méthode du contour, il s'est avéré que les demi-pièces d'une même pièce pouvaient présenter de fortes différences de profils de déformée à l'endroit de la découpe par électroérosion, soit au milieu de la pièce, comme illustré sur la Figure V-18 avec la pièce 100 % 415.

Chapitre 5 : Étude de la microstructure, des déformations et des contraintes résiduelles dans le cas de soudages de tôles épaisses réalisés en TIG multi fils

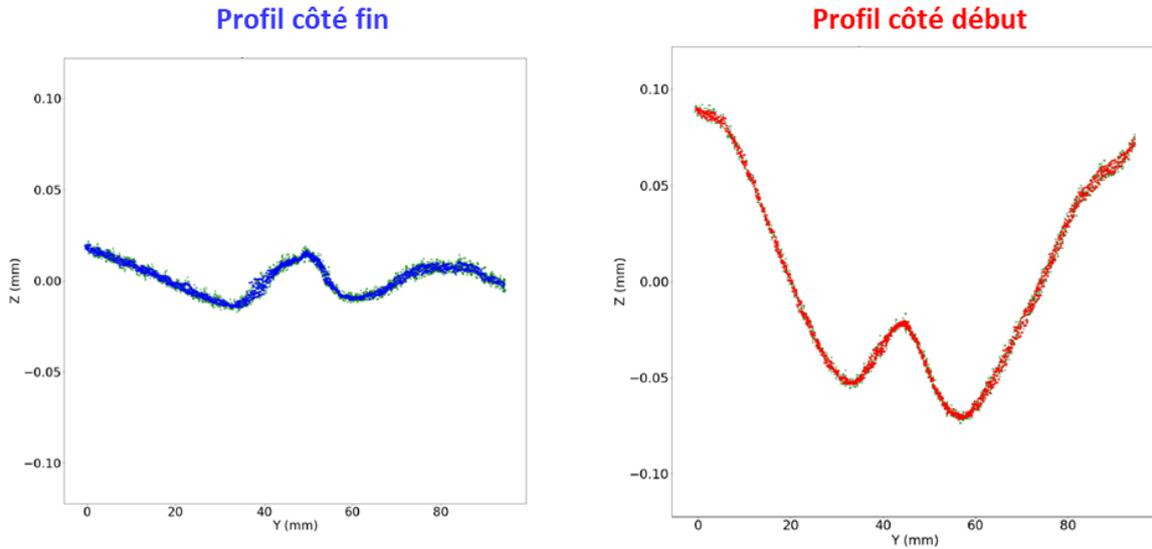


Figure V-18 : Déformées mesurées par MMT sur les deux demi-pièces de la pièce 100 % 415 selon une ligne transverse.

En effet, un écart de déformée allant jusqu'à un facteur quatre est constaté entre les deux demi-pièces. Ces différences induisent également de forts écarts dans le calcul des contraintes entre les deux côtés, comme présenté dans la Figure V-19.

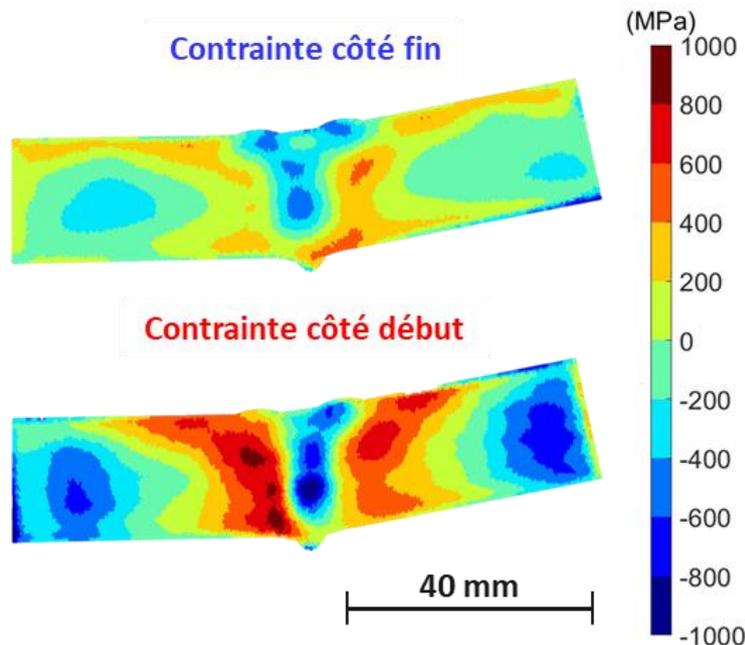


Figure V-19 : Contraintes longitudinales obtenues sur le plan de mesure des deux demi-pièces de la pièce 100 % 415.

Cela a été constaté sur l'ensemble des pièces mesurées dans l'étude présentée dans ce chapitre, avec un écart du même ordre de grandeur. Ces fortes différences n'ont cependant pas été observées sur les deux pièces du chapitre quatre, probablement du fait qu'elles étaient largement moins volumineuses puisqu'elles n'étaient épaisses que de 4 mm et larges de 50 mm, contre 20 mm et 100 mm respectivement ici.

## Chapitre 5 : Étude de la microstructure, des déformations et des contraintes résiduelles dans le cas de soudages de tôles épaisses réalisés en TIG multi fils

Une première hypothèse est que cela pourrait être due à l'asymétrie des pièces. En effet, le début de la première passe a été réalisé à 10 mm du bord de la tôle, afin d'éviter de s'approcher trop près du clinquant métallique qui protège les appareils photo de l'arc, tandis que les passes s'arrêtent au bord de l'autre extrémité des métaux de base. Au fur et à mesure des passes, le début de celles-ci se décale un peu plus du bord afin de pouvoir effectuer un amorçage par contact sans que les arrivées de fil ne touchent le cordon précédent. De ce fait, les pièces présentent une asymétrie, alors que le plan de découpe se trouve au milieu de la pièce complète. Cela est visible sur la Figure V-12-a.

Les travaux de Mahmoudi concernent l'étude de la méthode du contour dans le cas où elle est appliquée à des pièces non symétriques (MAHMOUDI *et al.*, 2015), sur des blocs d'acier inoxydable 316L ayant subi divers traitements thermiques de revenu. Dans ces travaux, des écarts de déformées importants entre les deux demi-pièces sont alors observés, pouvant atteindre un facteur quatre. Les contraintes les plus importantes sont obtenues sur le côté le plus petit parmi les deux demi-pièces. Il a été démontré que le calcul de la moyenne des déformations des surfaces coupées n'aboutit pas à un calcul des contraintes correct. Il serait alors nécessaire de calculer les contraintes de chaque demi-pièce et d'en faire la moyenne par la suite.

Or, au vu de toutes nos mesures, ce n'est pas systématiquement le même côté (début ou fin) qui présente le plus de déformation. Il semblerait qu'une autre raison soit alors responsable de cette différence de déformation entre les deux demi-pièces.

A priori, le seul point commun entre chacune des demi-pièces présentant une plus faible déformation (ou celles présentant une plus forte déformation) est la disposition des pièces par rapport au sens de découpe et la manière dont elles ont été bridées (illustré sur la Figure V-20).

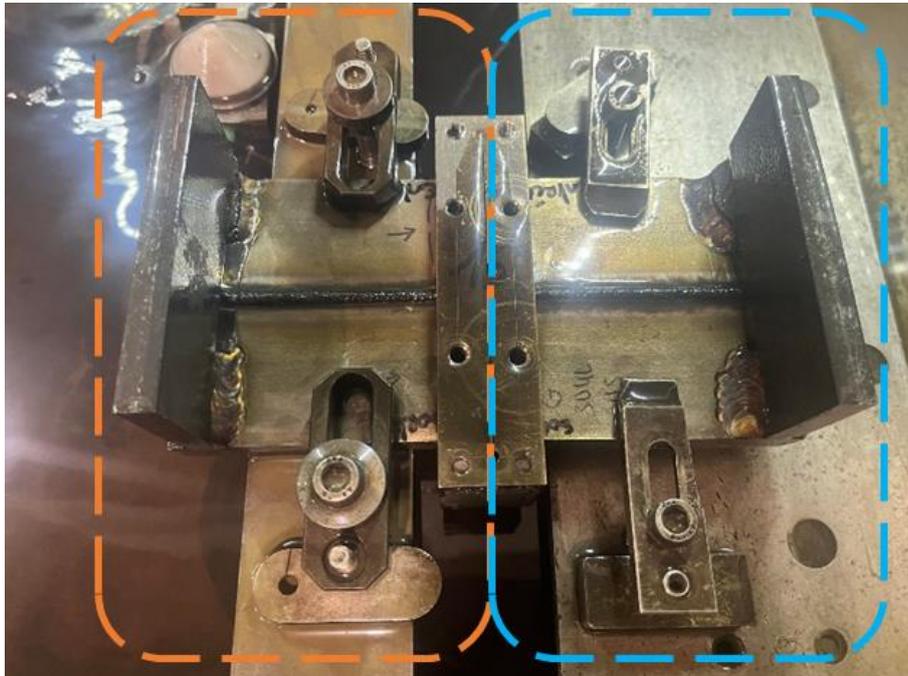


Figure V-20 : Illustration de la disposition des deux demi-pièces après la découpe par électroérosion fil de la pièce G 304L 415, et de la façon dont elle a été bridée.

Il est constaté que les demi-pièces étant bridées sur la partie orange, à gauche de l'image, présentent systématiquement la plus faible déformation, tandis que celles bridées sur la partie bleue, à droite de l'image, présentent la plus grande déformation. Les surfaces sur lesquelles reposent les deux demi-pièces ne sont pas identiques, tout comme le type de bride utilisée. Il est alors probable que les écarts observés proviennent de la façon dont les deux demi-pièces ont été bridées lors de l'opération de découpe par électroérosion.

Des écarts de déformation ont également été constatés dans l'étude de Wang, concernant une pièce en alliage d'aluminium 2219-T8 soudée en TIG, avec un facteur deux entre la déformation des deux demi-pièces (WANG *et al.*, 2021). Cependant, aucun commentaire n'est apporté à ce sujet et il n'y a pas de photo de l'installation qui a permis la découpe des pièces pour comparer à celle utilisée lors de notre étude. Les auteurs ont alors calculé la moyenne des déformations des deux demi-pièces pour ensuite calculer les contraintes comme il est recommandé par Prime afin d'éliminer les effets des contraintes de cisaillement (PRIME *et al.*, 2013).

### **4.3 Comparaison de la méthode du contour avec celle de la diffraction des neutrons**

Dans le but de comparer les deux méthodes, les contraintes des pièces 100 % 304L et G 304L 415 ont été déterminées à la fois par diffraction des neutrons et par la méthode du contour. Les résultats sont présentés dans la Figure V-21-a et b pour la pièce 100 % 304L et dans la Figure V-21-c et d pour la pièce G 304L 415.

Pour les deux pièces, il est constaté une bonne concordance entre les résultats obtenus par diffraction des neutrons et ceux obtenus par la méthode du contour, avec un écart de moins de 100 MPa.

Concernant la zone soudée de la pièce 100 % 304L (Figure V-21-b), par diffraction des neutrons, un des points ( $z = 5$  mm) présente une barre d'erreur plus importante que les autres points, à près de  $\pm 200$  MPa, témoignant d'un temps de comptage certainement insuffisant pour cette zone de mesure par rapport au nombre de grains sondés.

Chapitre 5 : Étude de la microstructure, des déformations et des contraintes résiduelles dans le cas de soudages de tôles épaisses réalisés en TIG multi fils

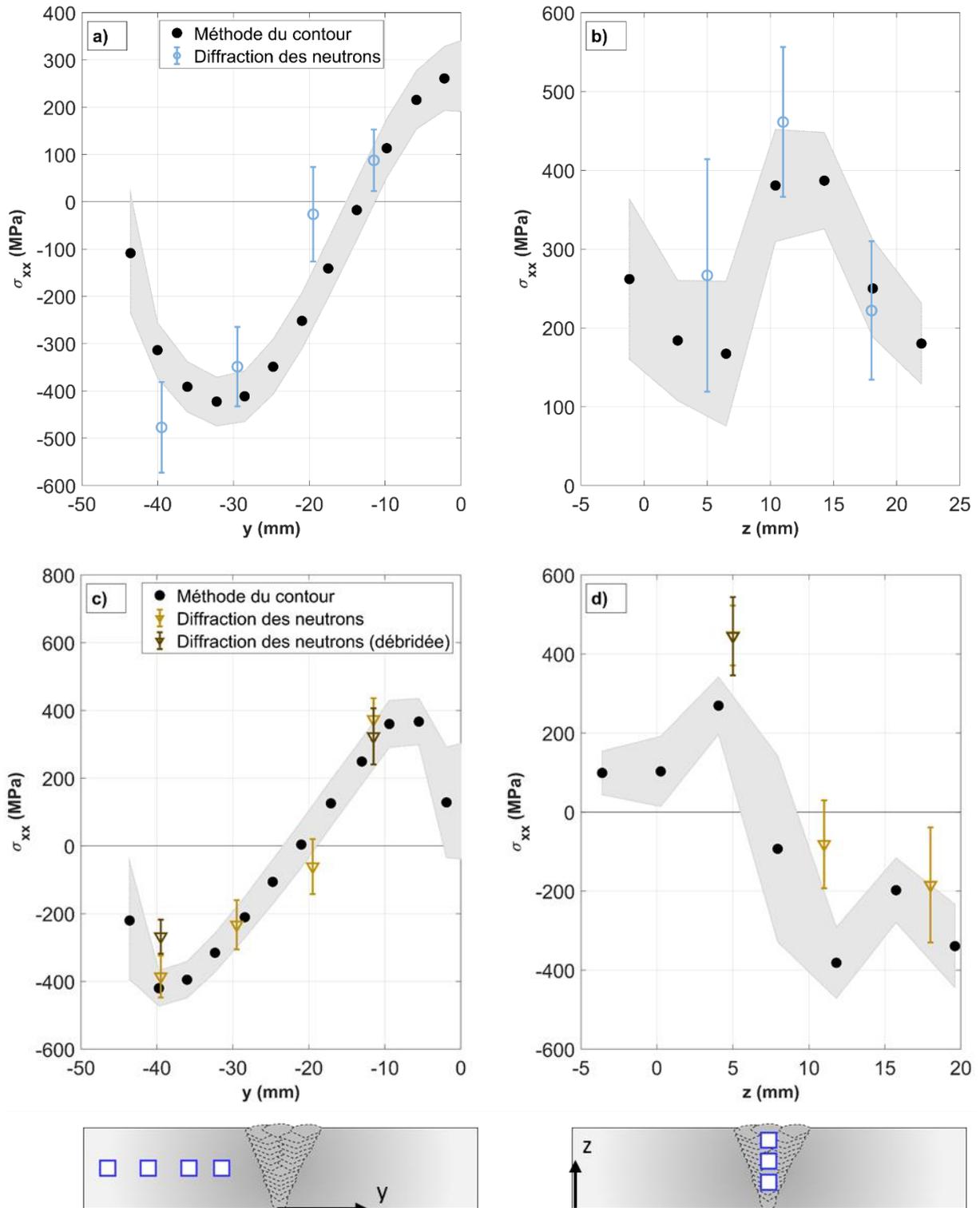


Figure V-21 : Comparaison des contraintes longitudinales déterminées par diffraction des neutrons et par la méthode du contour sur la pièce 100 % 304L a) dans le métal de base et b) dans le joint soudé, sur la pièce G 304L 415 c) dans le métal de base et d) dans le joint soudé. La surface grise correspond à l'incertitude-type combinée tenant compte de la dispersion des résultats sur la surface sur laquelle la contrainte moyenne a été calculée, et de l'incertitude liée à la méthode du contour, estimée à 50 MPa.

#### 4.4 Effet du débridage des pièces sur les contraintes résiduelles

Comme mentionné précédemment, les cavaliers de bridage de la pièce G 304L 415 ont été enlevés. La pièce a été mesurée de nouveau par diffraction des neutrons sur trois des sept zones de mesure précédentes afin d'étudier l'effet du débridage de la pièce sur les contraintes résiduelles. Les résultats sont présentés dans la Figure V-21 avec les points marron foncé.

Il n'est constaté aucun écart pour le point dans le joint soudé, ni pour le point dans le métal de base le plus proche du joint. Cependant, concernant le point le plus éloigné du joint, mais au plus proche d'un des cavaliers de bridage retirés, un relâchement de contrainte de 110 MPa est constaté par rapport à la première mesure réalisée par diffraction des neutrons.

#### 4.5 Étude du profil des contraintes longitudinales dans les différentes pièces

Nous nous intéressons ici aux contraintes longitudinales puisque c'est selon cette direction que les contraintes sont les plus importantes et donc que nous avons le plus de données. L'Annexe 11 présente les cartographies complètes de la contrainte longitudinale de l'ensemble des pièces mesurées par la méthode du contour. La Figure V-22 et la Figure V-23 présentent les contraintes longitudinales respectivement dans le métal de base et dans les joints soudés de toutes les pièces réalisées. Les résultats sont issus de la méthode du contour, à l'exception de la pièce A 304L 415 où ils proviennent de la diffraction des neutrons.

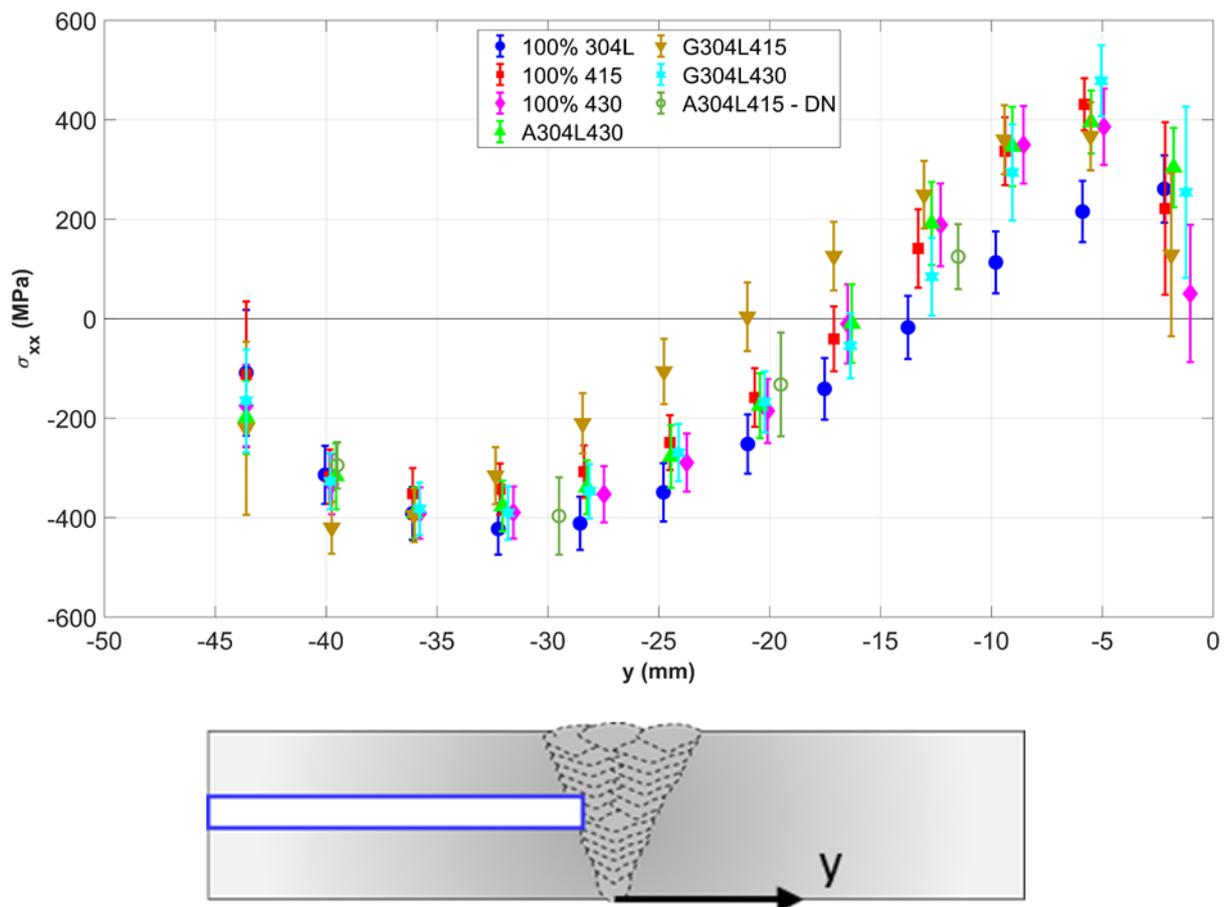


Figure V-22 : Contraintes longitudinales dans le métal de base des différentes pièces réalisées.

Chapitre 5 : Étude de la microstructure, des déformations et des contraintes résiduelles dans le cas de soudages de tôles épaisses réalisés en TIG multi fils

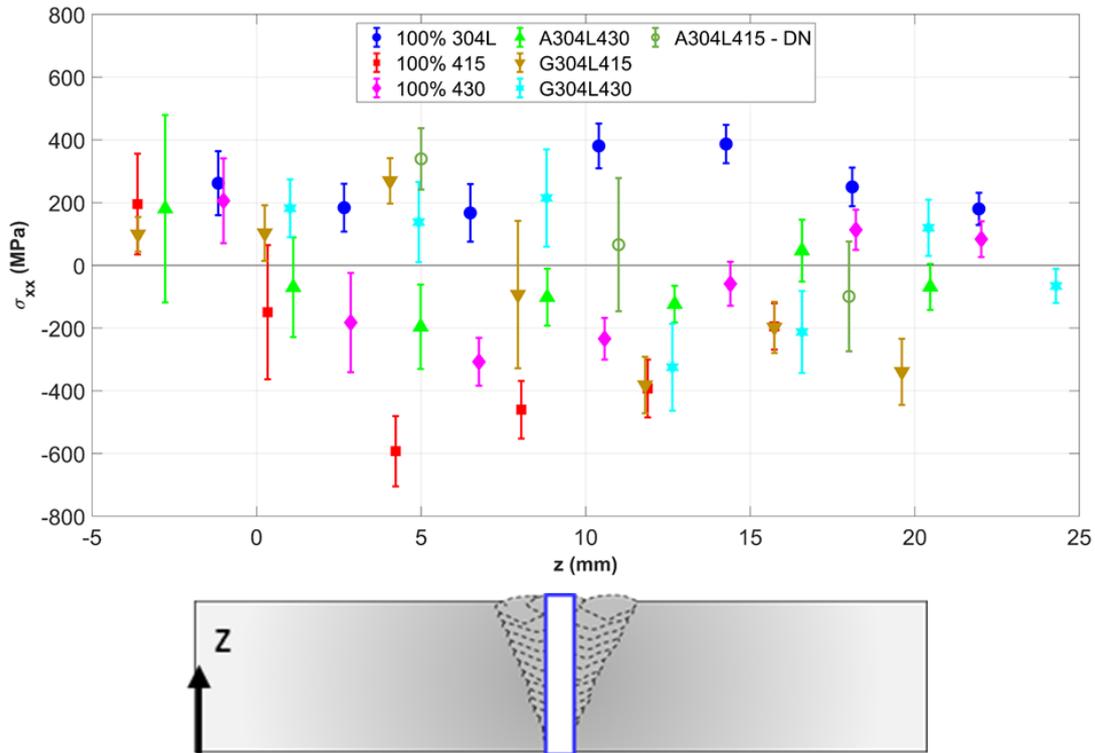


Figure V-23 : Contraintes longitudinales dans la zone fondue des différentes pièces réalisées.

Comme énoncé précédemment, il est constaté que les contraintes DN sont en compression près des bords et en traction près des joints soudés. La pièce 100 % 304L est celle qui présente les contraintes les plus faibles, que ce soit pour la partie en traction ou en compression. La pièce G 304L 415 possède quant à elle les contraintes les plus élevées. Les autres pièces présentent des contraintes intermédiaires entre ces deux pièces.

Les contraintes obtenues dans les joints soudés dépendent des phases présentes. En effet, dans les zones austénitiques des contraintes de traction sont observées, soit dans la totalité de la zone fondue de la pièce 100 % 304L et dans la zone basse des joints soudés des autres pièces. Les contraintes les plus en compression sont obtenues dans la pièce 100 % 415, qui contient le plus de martensite. Dans la pièce 100 % 430, les contraintes les plus en compression sont obtenues dans le milieu de l'épaisseur de la zone fondue. Cela concorde avec nos hypothèses formulées dans la section 2.1 de ce chapitre, indiquant la présence de martensite dans la zone fondue au niveau du milieu de l'épaisseur, suite aux essais de dureté montrant des valeurs élevées dans cette zone de la pièce. Les contraintes ont tout de même des valeurs inférieures, en valeur absolue, à celles de la soudure 100 % 415, validant le fait qu'il y a moins de martensite dans la soudure 100 % 430 que dans la soudure 100 % 415. Dans les pièces graduées, la zone du joint soudé en traction est plus étendue que dans les pièces 100 % 430 ou 100 % 415, en accord avec nos observations indiquant que la plage de présence de l'austénite est plus étendue dans les soudures graduées. Enfin, les soudures alternées présentent des contraintes plus proches de zéro et plus homogènes sur l'ensemble de la soudure. Cela peut s'expliquer par des microstructures qui varient de façon plus abrupte et qui sont étendues sur une surface plus petite par rapport aux autres pièces.

La maîtrise de la chimie du métal déposé permet alors d'obtenir des contraintes résiduelles de compression dans la soudure, améliorant la durée de vie en fatigue, sans changer fondamentalement les contraintes obtenues dans les tôles, tout en réduisant les déformations, comme observé lors de la partie 3.2 de ce chapitre.

## 5 Caractérisation mécanique par essais de traction

Malgré la maîtrise des déformations et des contraintes résiduelles par le choix des fils utilisés, leur stratégie de dépôt et leur proportion, de gros grains colonnaires sont présents dans les soudures, notamment dans celles ayant été réalisées avec le fil 430. De plus, d'importants écarts de dureté ont été constatés entre les métaux de base et les soudures, en particulier dans celles réalisées avec du fil 415. Il est donc important de contrôler la tenue mécanique des assemblages pour vérifier si les microstructures obtenues dans les zones fondues n'engendrent pas une mauvaise résistance de celles-ci.

### 5.1 Prélèvement des éprouvettes

Des essais de traction ont ainsi été réalisés sur l'ensemble des pièces. Le principe de l'essai de traction et le matériel utilisé sont présentés dans la partie 2.4.2 du chapitre deux. Les essais ont été réalisés selon la norme ISO 15614-1:2017 (AFNOR, 2017) relative aux essais de traction transversale, tels que décrits dans l'ISO 4136 (AFNOR, 2022). Il est spécifié que les éprouvettes doivent représenter toute l'épaisseur de la soudure, sauf celle nécessaire pour obtenir deux faces parallèles. En effet, à cause de la déformation transverse induite par le soudage, un usinage est nécessaire pour former un prisme à base rectangulaire. Ainsi, un petit volume du bas de la soudure ne peut pas être testé. Enfin, dans la norme, il est spécifié que le recouvrement des éprouvettes n'est pas indispensable.

De ce fait, trois éprouvettes ont été prélevées par fraisage et découpe jet d'eau, perpendiculairement au sens de soudage dans chacune des configurations de soudage étudiées, comme illustré sur la Figure V-24. Les zones utiles des éprouvettes ont en moyenne une longueur de 37,5 mm, une largeur de 5,4 mm et une épaisseur de 4,6 mm.

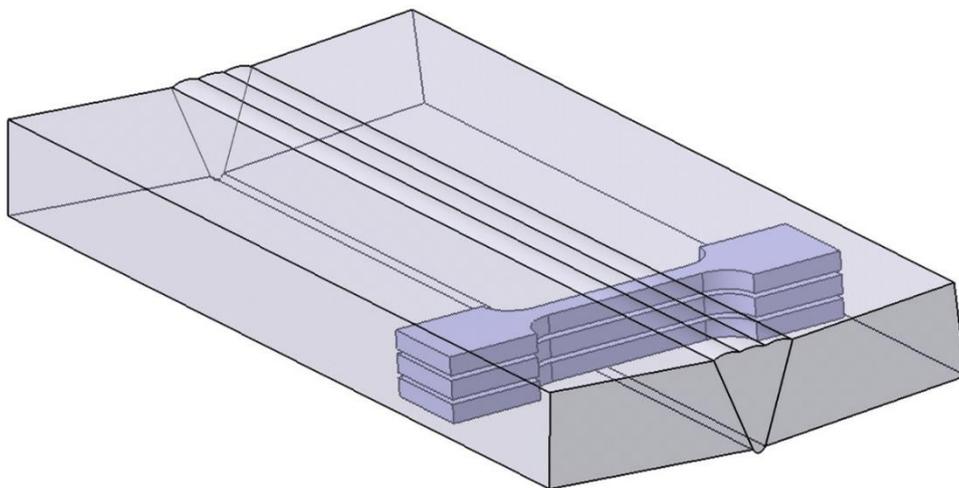


Figure V-24 : Schéma représentant le sens de prélèvement des éprouvettes par rapport à la soudure.

Il est nécessaire de préciser que, selon la norme ISO 15614-1:2017 (AFNOR, 2017), pour qualifier des assemblages bout à bout à pleine pénétration de niveau 1 (niveau moins restrictif que le niveau 2), des essais de pliage transversal devraient également être réalisés. Pour qualifier les soudures au niveau 2, un contrôle par radiographie ou ultrasons doit être réalisé, en plus d'un contrôle de surface, d'essais de pliage transversal, d'essais de flexion par choc, d'essais de dureté et d'un examen macroscopique.

## 5.2 Étude de la répétabilité des propriétés mécaniques déterminées par essai de traction

Afin d'étudier la répétabilité des propriétés mécaniques, trois blocs de trois éprouvettes ont été prélevés dans chacune des pièces 100 % 304L et A 304L 415. Un quatrième bloc de trois éprouvettes a également été prélevé dans une seconde pièce 100 % 304L et dans une seconde pièce A 304L 415.

Ainsi, la limite d'élasticité, la résistance à la traction et l'allongement à la rupture ont été évalués pour chacune des éprouvettes ne présentant pas de défaut de manque de fusion sur le faciès de rupture. Les moyennes et les écarts-types des caractéristiques mécaniques ont été calculés pour les deux pièces étudiées, en fonction du positionnement des éprouvettes dans la soudure (Haut, Milieu ou Bas). Les résultats sont présentés dans la Figure V-25 et sont superposés aux caractéristiques du MB indiquées sur le certificat matière.

Les écarts-types calculés dans cette section aideront à interpréter les résultats présentés dans la section suivante 5.3. L'écart-type maximal calculé pour chacune des trois caractéristiques servira à tracer les barres d'erreur de la Figure V-28 à la Figure V-30.

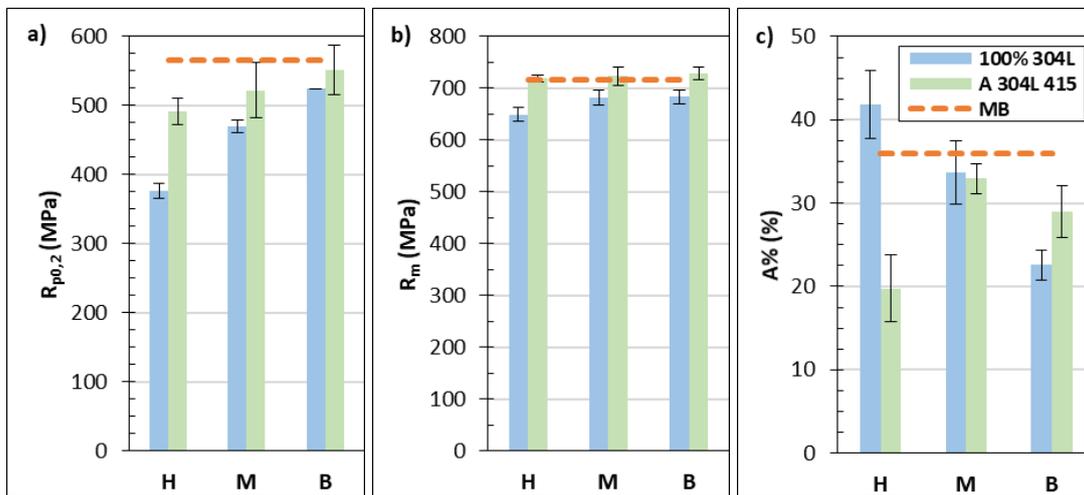


Figure V-25 : a) Moyenne de la limite d'élasticité, b) de la résistance à la traction et c) de l'allongement à la rupture des éprouvettes prélevées dans les pièces 100 % 304L et A 304L 415, en fonction de la position de prélèvement des éprouvettes par rapport à la soudure. H signifie le haut, M le milieu et B le bas de la soudure. Pour comparaison les données du MB sont indiquées et issues du certificat matière.

Il est constaté que les barres d'erreur correspondant à la limite d'élasticité sont plus importantes dans les éprouvettes des pièces alternées A 304L 415 que dans le cas des pièces 100 % 304L. Cela peut s'expliquer par le fait que les épaisseurs et la position exacte ne sont pas parfaitement identiques d'une série d'échantillon à une autre. En effet, pour les éprouvettes issues des pièces A 304L 415, l'épaisseur minimale et maximale des éprouvettes sont respectivement de 3,80 mm et de 5,35 mm, ce qui rend délicat d'assurer que toutes les éprouvettes H, M ou B soient constituées des mêmes proportions de phases, entraînant une variation de la limite d'élasticité. La résistance à la traction et l'allongement à la rupture semblent cependant être moins sensibles à ce phénomène puisqu'ils présentent des barres d'erreur similaire à celles des éprouvettes des pièces 100 % 304L qui présentent une microstructure plus homogène dans leur joint soudé. Les variations de ces grandeurs en fonction de la zone de prélèvement des éprouvettes seront analysées plus en détail dans le point suivant (partie 5.3).

### 5.3 Étude des caractéristiques mécaniques des pièces soudées

L'ensemble des caractéristiques mécaniques mesurées sur les courbes de traction de l'ensemble des pièces est présenté dans l'Annexe 12. Lors de ces essais, trois types de courbes de traction ont été constatés et sont présentés dans la Figure V-26.

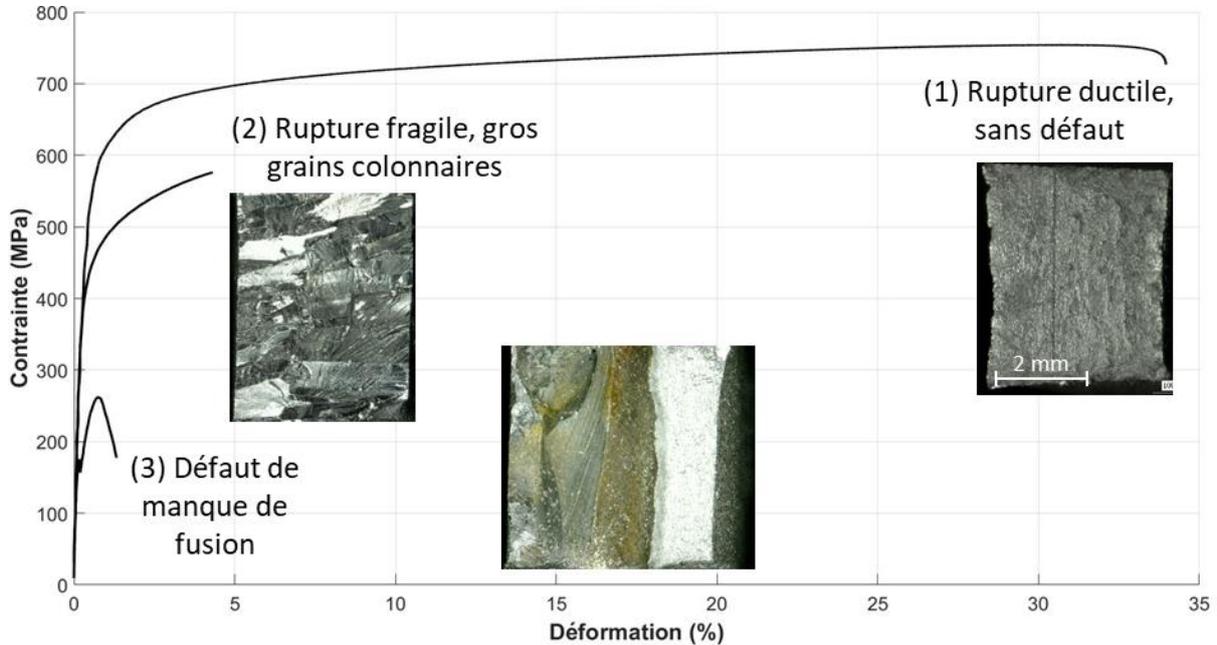


Figure V-26 : Exemple de courbes de traction obtenues après essai de traction sur trois éprouvettes prélevées dans une soudure 100 % 430.

La première (1) est une courbe de traction conforme, avec dans ce cas-ci un allongement à la rupture de plus de 30 %, présentant à l'issue de l'essai un faciès de rupture ductile avec une rupture ayant lieu dans la ZAT. Ce type de courbe de traction a été obtenu pour 32 des 39 éprouvettes testées. La deuxième (2) présente un essai non conforme avec une rupture fragile dans la ZF due à une microstructure constituée de gros grains colonnaires. Ce type de courbe a été obtenu avec une seule éprouvette prélevée dans le haut de la pièce 100 % 430. Enfin, la dernière courbe (3), également non conforme, est due à la présence d'un manque de fusion entraînant une rupture précoce de l'éprouvette également dans la ZF, au niveau du défaut. Ce type de courbe a été obtenu pour 6 éprouvettes menant à un allongement à la rupture allant de 1 à 17 %. À savoir que ces défauts de manque de fusion pourraient être évités en utilisant d'autres paramètres de soudage.

Les éprouvettes prélevées sur les pièces 100 % 304L ne présentant pas de défaut de manque de fusion, mettent en avant une variation de la valeur moyenne des caractéristiques mécaniques en fonction du positionnement des éprouvettes dans la soudure (Figure V-25 ou Annexe 12), comme illustré sur la Figure V-27. En effet, la limite d'élasticité et la résistance à la traction augmentent à mesure que l'éprouvette est prélevée vers le bas de la soudure, entraînant ainsi une diminution de l'allongement à la rupture. Comme observé lors des essais de dureté (Figure V-6), cela peut s'expliquer par un phénomène de durcissement par déformation, comme cela a d'ailleurs été également observé dans les travaux de Pavan concernant le soudage de tôles épaisses en 316L par procédé hybride laser et MIG/MAG (PAVAN *et al.*, 2023).

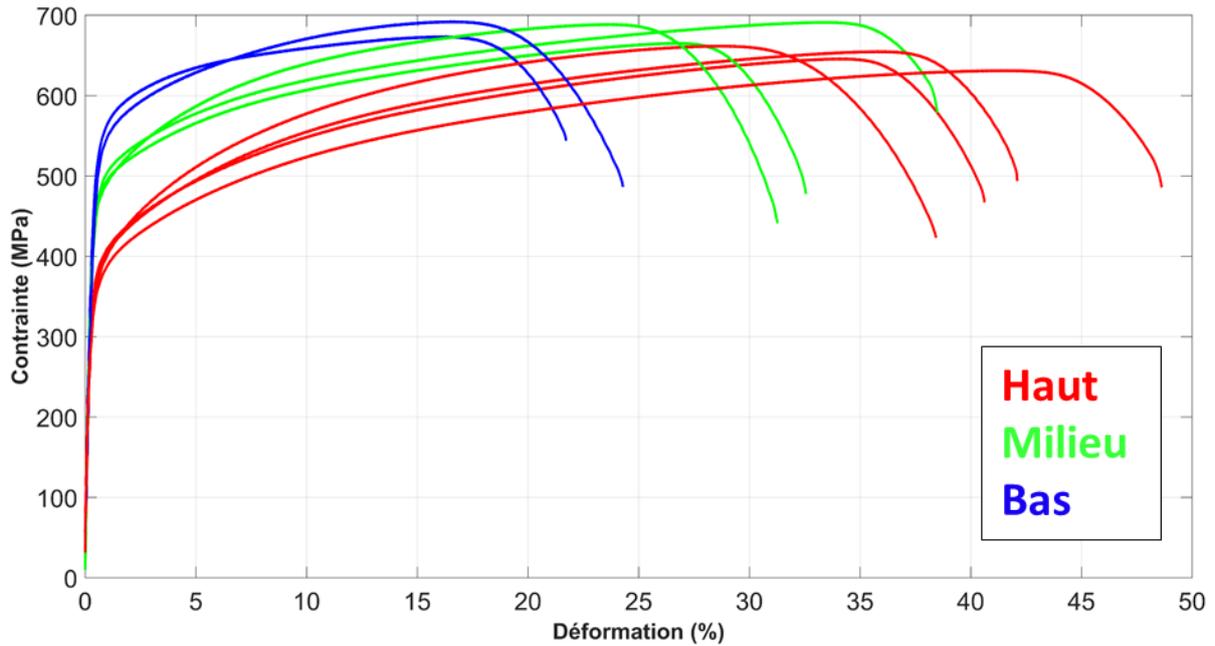


Figure V-27 : Courbes de traction obtenues lors des essais de traction des éprouvettes prélevées dans les pièces 100 % 304L à plusieurs positions dans le joint soudé

Ce phénomène n'a pas été observé sur les autres pièces du fait d'une microstructure différente et plus variable pouvant entraîner une variation différente des caractéristiques mesurées en fonction du positionnement des éprouvettes. De plus, la plupart des pièces présentaient une déformation après soudage plus faible que la pièce 100 % 304L, induisant certainement moins d'écrouissage par déformation dans la zone austénitique en bas des soudures.

Pour que la soudure soit conforme, il est nécessaire que la résistance à la traction des éprouvettes testées ne soient pas inférieures à la valeur minimale spécifiée pour le métal de base. Dans notre cas, le métal de base est de l'acier austénitique 304L. La norme NF EN ISO 10088-3 spécifie, dans le cas d'une tôle de 20 mm d'épaisseur, que la résistance à la traction doit être d'au moins 600 ou 500 MPa pour les nuances 1.4301 et 1.4307 respectivement, ces deux nuances européennes correspondant à la nuance américaine 304L (AFNOR, 2014c). Bien que la norme permettant de qualifier un mode opératoire de soudage (ISO 15614-1:2017) ne nécessite pas d'atteindre une valeur minimale concernant la limite d'élasticité et l'allongement à la rupture, nous pouvons néanmoins étudier leurs valeurs. La limite d'élasticité minimale pour une tôle de 20 mm est de 190 ou 175 MPa pour les nuances 1.4301 et 1.4307 respectivement. Dans les deux cas, l'allongement à la rupture doit être d'au moins 30 %. D'après le certificat matière du fournisseur, les métaux de base ont une limite d'élasticité à 0,2 % de déformation de 565 MPa, une résistance à la traction de 717 MPa et un allongement à la rupture de 35,9 %.

Après analyse de l'ensemble des résultats, il est constaté que toutes les éprouvettes ont une limite d'élasticité à 0,2 % de déformation allant de 201 à 590 MPa. L'ensemble des résultats sont présentés dans la Figure V-28. La ligne verte verticale représente la valeur minimale à atteindre, spécifiée par la norme NF EN ISO 10088-3 (AFNOR, 2014c).

Chapitre 5 : Étude de la microstructure, des déformations et des contraintes résiduelles dans le cas de soudages de tôles épaisses réalisés en TIG multi fils

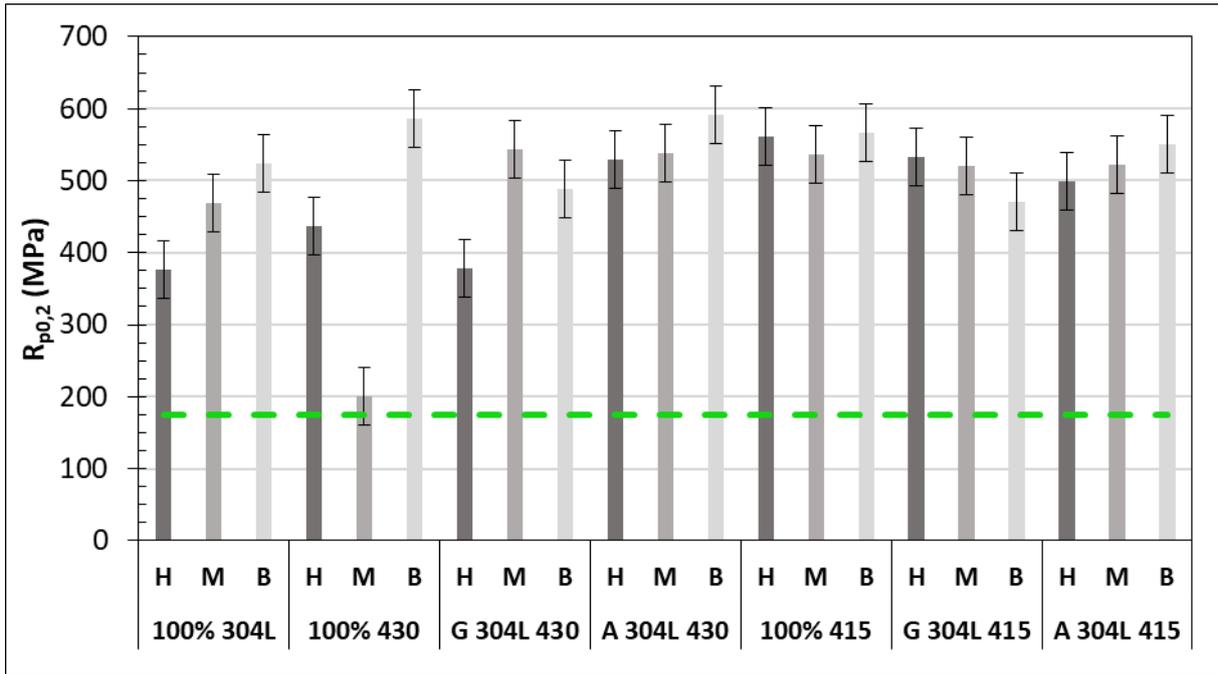


Figure V-28 : Limite d'élasticité des éprouvettes de traction testées. La ligne verte verticale représente la valeur minimale à atteindre spécifiée par la norme.

Concernant la résistance à la traction, les résultats sont présentés dans la Figure V-29. Deux éprouvettes n'ont pas atteint la valeur spécifiée par la norme. La première est une éprouvette issue d'une soudure 100 % 430, prélevée au milieu de celle-ci, où se trouvait un défaut de manque de fusion. La résistance à la traction est ainsi de 260 MPa. La seconde est une éprouvette issue d'une soudure G 304L 430, en haut de la soudure, présentant une résistance à la traction de 480 MPa, cependant proche des 500 MPa visés. Les autres éprouvettes sont alors conformes pour être qualifiées comme décrit dans la norme ISO 15614-1:2017.

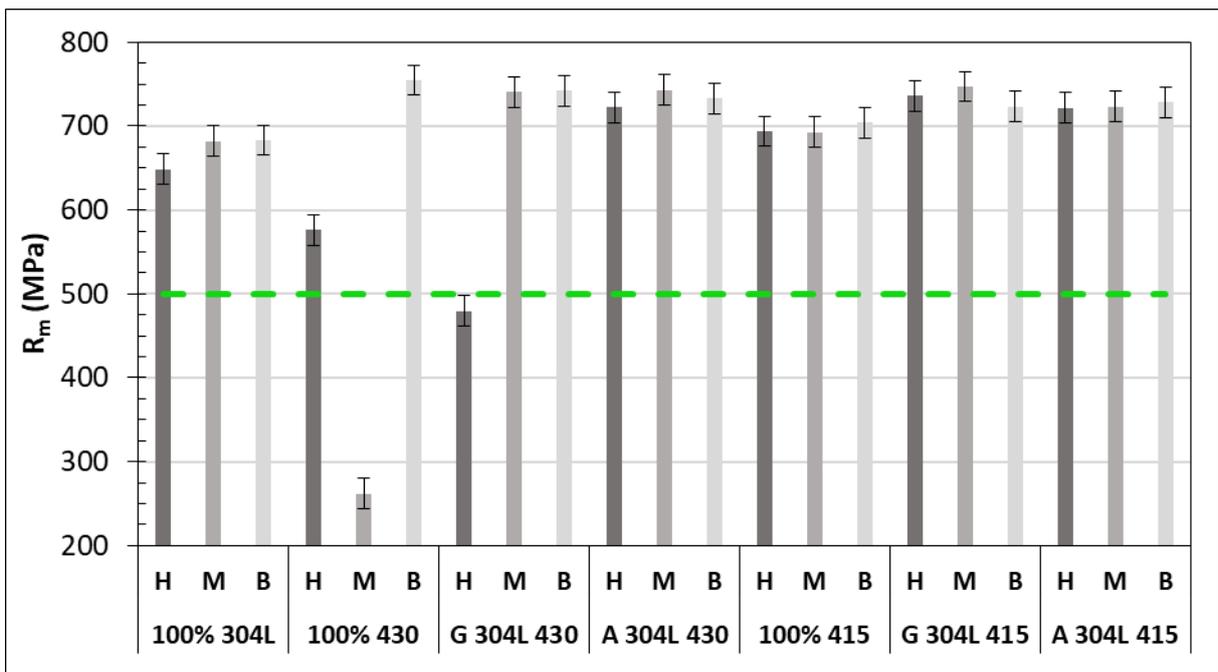


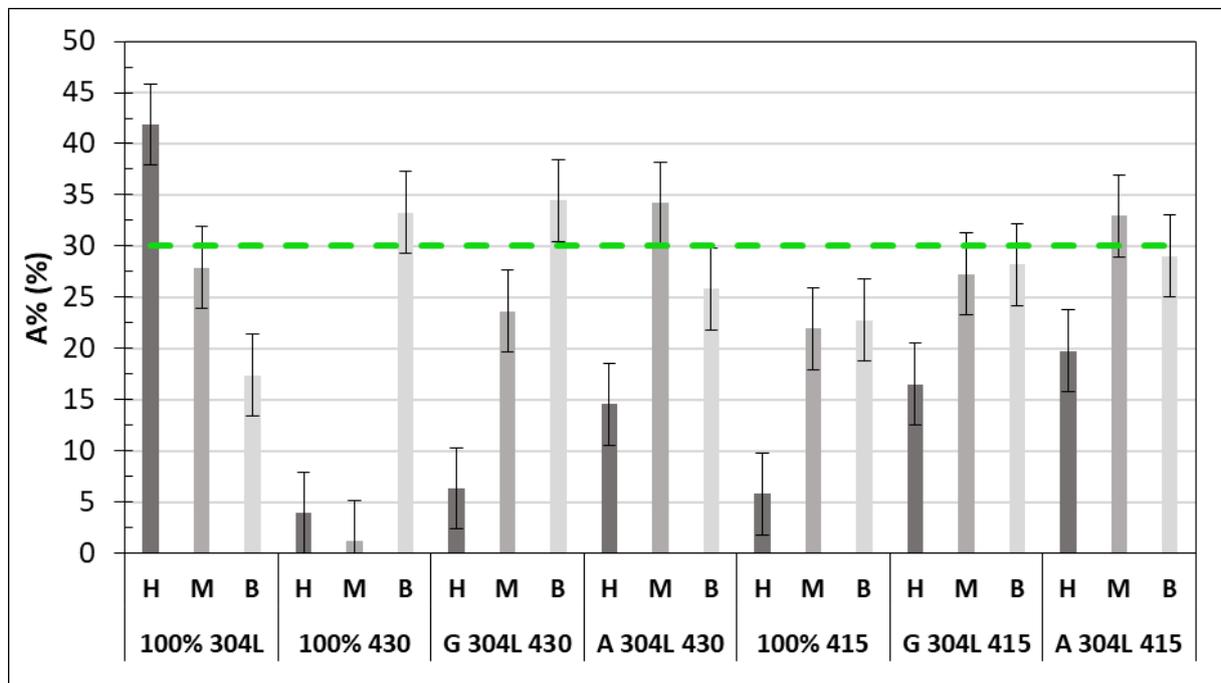
Figure V-29 : Résistance à la traction des éprouvettes de traction testées. La ligne verte verticale représente la valeur minimale à atteindre spécifiée par la norme.

**Chapitre 5 : Étude de la microstructure, des déformations et des contraintes résiduelles dans le cas de soudages de tôles épaisses réalisés en TIG multi fils**

Concernant l'allongement à la rupture, les résultats sont présentés dans la Figure V-30. Un nombre relativement important d'éprouvettes n'ont pas atteint la valeur visée de 30 % par la norme 10088-3. Pour certaines éprouvettes, cela est dû à des défauts de manque de fusion, comme dans trois des douze éprouvettes prélevées dans les soudures 100 % 304L, où des allongements à la rupture de 8 à 17 % sont atteints. Dans les éprouvettes prélevées dans les soudures 100 % 304L ne présentant pas de défaut de manque de fusion, des allongements à la rupture allant de 21 à 48 % sont constatés, proches de la valeur minimale fixée par la norme.

On peut également citer le cas de l'éprouvette du milieu de la soudure 100 % 430, celle du haut de la soudure G 304L 430 et celle du haut de la soudure 100 % 415, qui elles aussi, possèdent un défaut de manque de fusion, entraînant un allongement à la rupture allant de 1 % à 6 %.

Dans un autre cas, la morphologie et la taille des grains en haut de la soudure 100 % 430 entraînent un allongement à la rupture de 4 %. Cette éprouvette présente en effet, un faciès de rupture brillant témoignant d'une rupture fragile.



*Figure V-30 : Allongement à la rupture des éprouvettes de traction testées. La ligne verte verticale représente la valeur minimale à atteindre spécifiée par la norme.*

Les autres éprouvettes n'ayant pas de défaut de manque de fusion, présentent des allongements à la rupture allant de 15 à 35 %, plus proches de la limite spécifiée par la norme. Ces allongements sont très variables du fait de l'hétérogénéité de la microstructure, et donc de la dureté, au sein des soudures. Les zones ayant des duretés plus élevées ont en effet un allongement à la rupture plus faible.

De manière générale, il est constaté qu'utiliser le fil 304L en plus du fil 430 ou 415 pour remplir la soudure permet de s'approcher davantage des objectifs fixés par la norme, et donc d'obtenir de meilleures caractéristiques mécaniques par rapport à une pièce soudée uniquement avec le fil 430 ou 415.

## Chapitre 5 : Étude de la microstructure, des déformations et des contraintes résiduelles dans le cas de soudages de tôles épaisses réalisés en TIG multi fils

A la vue des différents résultats, les pièces réalisées avec les fils 304L et 415 permettent d'obtenir le meilleur compromis entre déformation, contrainte et résistance à la traction, par rapport aux autres pièces. En effet, une réduction des déformations de 10 à 18 % a été obtenue par rapport à la pièce de référence réalisée uniquement avec le fil 304L. Des contraintes de compression ont été obtenues dans la soudure, ayant un effet bénéfique sur la tenue mécanique des pièces en fatigue. La stratégie graduée implique cependant des contraintes plus importantes dans le métal de base que dans la pièce de référence. Un remplissage alterné permet lui de maintenir des contraintes proches de la pièce de référence, tout en apportant une réduction des déformations en moyenne de 18 %. Cependant, les éprouvettes du haut de la soudure montrent un allongement à la rupture plus faible par rapport aux deux autres éprouvettes.

Alors, une stratégie de remplissage similaire, mais en terminant par déposer du fil 304L au lieu du 415, pourrait permettre d'apporter une meilleure résistance à la soudure. Une stratégie de remplissage graduée miroir pourrait également être expérimentée, c'est-à-dire en commençant par déposer le fil 304L, puis en augmentant la proportion de fil 415 jusqu'à atteindre 100 % au milieu de l'épaisseur de la soudure, et en ajoutant de nouveau du fil 304L pour terminer avec ce dernier à 100 %. D'autres paramètres de soudage moins énergétiques pourraient également être utilisés pour tenter de réduire davantage la taille des grains, et ainsi améliorer les caractéristiques mécaniques des assemblages. Enfin, réaliser un traitement thermique de revenu ou appliquer une température interpassage plus faible, permettant de réaliser un revenu de la martensite des précédentes passes, pourrait permettre de réduire la dureté de la martensite et ainsi peut être améliorer les caractéristiques mécaniques des soudures.

## Conclusion du chapitre

---

L'établissement des contraintes et des déformations résiduelles a été étudié dans le cas des deux premiers couples (304L – 430 et 304L – 415) lors du soudage de tôles épaisses chanfreinées en V. Les résultats ont mis en avant la possibilité de réduire les déformations en utilisant différentes stratégies de dépôt de fils, par rapport à une pièce réalisée uniquement avec le fil 304L, et cela sans modifier considérablement les contraintes établies dans le métal de base. Les pièces possédant le plus de martensite présentent les déformations les plus faibles. La stratégie alternée utilisant les fils 304L et 415 est particulièrement intéressante puisqu'elle permet de réduire les déformations de 18 % et présente des contraintes similaires à la pièce 100 % 304L, voire inférieures dans la soudure. De plus, les essais de traction transversale mettent en avant que cette configuration de soudage permet de mieux s'approcher des objectifs fixés par la norme. Réaliser les dernières passes avec le fil 304L à la place du fil 415 pourrait permettre d'atteindre l'allongement à la rupture de 30 % pour l'éprouvette du haut, mais peut-être au détriment d'une déformation plus importante. Cependant, à la vue de l'évolution des déformations pendant le soudage, il semblerait que la plupart des déformations s'établissent lors des premières passes. Ainsi, une stratégie graduée mais inversée pourrait permettre de réduire les déformations, d'obtenir une soudure en partie en compression, permettant d'améliorer la durée de vie en fatigue de la pièce, tout en conservant des caractéristiques mécaniques conformes.





# Chapitre 6 : Simulations thermo-mécano-métallurgiques de dépôt(s) d'acier inoxydable

<b>CHAPITRE 6 : SIMULATIONS THERMO-MECANO-METALLURGIQUES DE DEPOT(S) D'ACIER INOXYDABLE.....</b>	<b>210</b>
INTRODUCTION DU CHAPITRE .....	211
1 SIMULATIONS THERMIQUES DE DEPOT(S) 304L SUR SUBSTRAT 304L.....	212
1.1 <i>Propriétés thermiques et physiques du 304L</i> .....	212
1.2 <i>Géométrie et conditions aux limites de la modélisation thermique</i> .....	213
1.3 <i>Calculs stationnaires</i> .....	214
1.3.1 <i>Étude de sensibilité au maillage</i> .....	214
1.3.2 <i>Étude de plusieurs sources équivalentes</i> .....	217
1.4 <i>Études temporelles</i> .....	223
1.4.1 <i>Étude paramétrique sur le coefficient d'échange par convection</i> .....	224
1.4.2 <i>Effet de l'activation des éléments sur la modélisation thermique</i> .....	226
1.4.3 <i>Confrontations expérimentales</i> .....	229
2 SIMULATIONS THERMO-MECANIQUE DE DEPOT(S) 304L .....	233
2.1 <i>Loi de comportement et propriétés mécaniques du 304L</i> .....	233
2.2 <i>Géométrie et conditions aux limites de la modélisation mécanique</i> .....	234
2.3 <i>Confrontations expérimentales</i> .....	234
2.4 <i>Prise en compte du phénomène de restauration d'érouissage</i> .....	236
3 SIMULATIONS THERMO-MECANO-METALLURGIQUES.....	239
3.1 <i>Définition des cinétiques de transformations de phase</i> .....	239
3.2 <i>Présentation de la méthode de la température de référence</i> .....	240
3.3 <i>Présentation de la méthode de la définition de la déformation thermique</i> .....	241
3.4 <i>Confrontations expérimentales</i> .....	241
CONCLUSION DU CHAPITRE.....	244

## Introduction du chapitre

---

Ce dernier chapitre présente les simulations réalisées sur COMSOL avec la méthode des éléments finis, dans le but de prédire les champs de température, les déformations et les contraintes résiduelles dans le cas de dépôt(s) 304L ou 415 sur une tôle 304L. Ces simulations visent à reproduire certains essais expérimentaux présentés dans le chapitre quatre et à comparer les résultats des simulations à ces résultats expérimentaux.

Dans un premier temps, différentes sources équivalentes sont sélectionnées et optimisées à l'aide de calculs stationnaires afin de reproduire au mieux la forme de la zone fondue observée expérimentalement. Ensuite, des études temporelles sont analysées. Les températures mesurées par les thermocouples placés sur le substrat sont ainsi comparées aux températures obtenues lors de calculs thermiques. Puis, des calculs thermomécaniques dans le cas de dépôt(s) 304L, et thermo-mécano-métallurgiques, dans le cas de dépôt 415, permettent de comparer les contraintes et les déformations résiduelles simulées avec celles obtenues expérimentalement.

## 1 Simulations thermiques de dépôt(s) 304L sur substrat 304L

Cette première partie présente les simulations thermiques, d'abord stationnaires puis temporelles, d'un ou de deux dépôts de fil 304L sur une tôle de 304L, dans le but de pouvoir prédire la forme de la zone fondue et les champs de température obtenus avec le procédé TIG.

Pour tous les modèles présentés dans ce chapitre, les équations sont résolues avec une discrétisation linéaire avec comme solveur direct PARDISO (SCHENK *et al.*, 2001), qui est le solveur par défaut proposé par COMSOL d'après le nombre de degrés de liberté et des paramètres de l'interface physique. Ce solveur est connu pour être robuste et rapide. Le solveur temporel utilise la méthode BDF (Backward Differentiation Formula) avec un pas de temps de calcul au plus égal à 0,1 s pendant le dépôt du cordon, et de 1 s lors du refroidissement.

### 1.1 Propriétés thermiques et physiques du 304L

La dépendance des propriétés thermiques et physiques de l'alliage 304L avec la température est prise en compte concernant la conductivité thermique, la capacité thermique et la masse volumique. Ces dernières sont présentées dans la Figure VI-1.

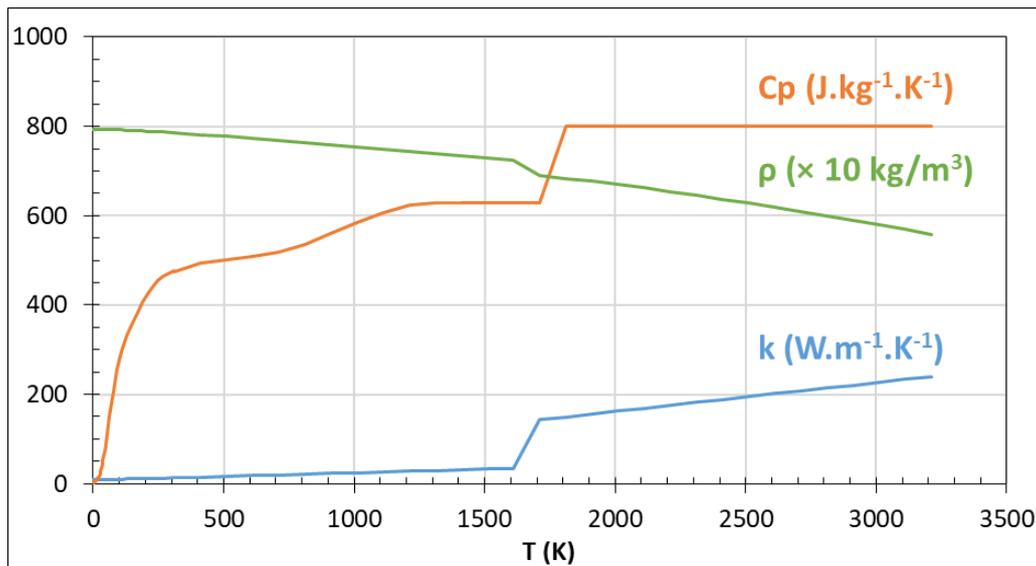


Figure VI-1 : Conductivité thermique ( $k$ ), capacité thermique ( $C_p$ ) et masse volumique ( $\rho$ ) du 304L en fonction de la température.

La capacité thermique et la masse volumique sont issues de la librairie matériaux de COMSOL « 304L [solid, polished] » (COMSOL, 2021a). Cependant, ces données s'arrêtent respectivement à 1311 et 1700 K. Au-delà, les données issues de l'étude de Kim ont été utilisées (KIM, 1975). Concernant la conductivité thermique, les données de la librairie COMSOL s'arrêtent à 1160 K. De plus, comme mentionné dans le premier chapitre, il est préférable d'augmenter artificiellement la conductivité thermique au-dessus de la température de fusion afin de prendre en compte les effets de convection dans le bain et d'homogénéiser la température de celui-ci. De ce fait, la dépendance temporelle de la conductivité thermique présentée dans les travaux de Guilmois a été choisie (GUILMOIS, 2021). Celle-ci s'appuie sur les données de Kim (KIM, 1975), mais a été modifiée au-dessus de la température de fusion en utilisant un facteur multiplicatif de quatre.

Les effets de la chaleur latente dus à la fusion et à la solidification du métal ne sont pas pris en compte. En effet, comme vu dans l'étude de Fournier Dit Chabert, aucune différence significative n'a été constatée sur les champs de température simulés avec ou sans prise en compte de la chaleur latente, avec un écart de moins de 40 °C sur les températures maximales atteintes par rapport aux données expérimentales mesurées par thermocouples (FOURNIER DIT CHABERT, 2007). L'adaptation des paramètres de la source sur des observations expérimentales permet vraisemblablement de corriger ce biais de modèle.

L'émissivité  $\epsilon$  a été fixée à 0,8 telle que déterminée dans les travaux de Guilmois sur du 304L (GUILMOIS, 2021). Le coefficient d'échange thermique par convection  $h$  a été fixée à  $20 \text{ W.m}^{-2}.\text{K}^{-1}$  suite à une étude paramétrique temporelle qui sera présentée dans la partie 1.4.1 de ce chapitre.

## 1.2 Géométrie et conditions aux limites de la modélisation thermique

Les simulations présentées dans cette première partie concernent le dépôt d'un cordon de 304L au centre d'un substrat également en 304L, ou de deux cordons l'un à côté de l'autre, en utilisant le procédé TIG. La géométrie des pièces et les conditions aux limites appliquées à la pièce sont présentées dans la Figure VI-2-a pour la pièce avec un dépôt et dans la Figure VI-2-b pour la pièce avec deux dépôts.

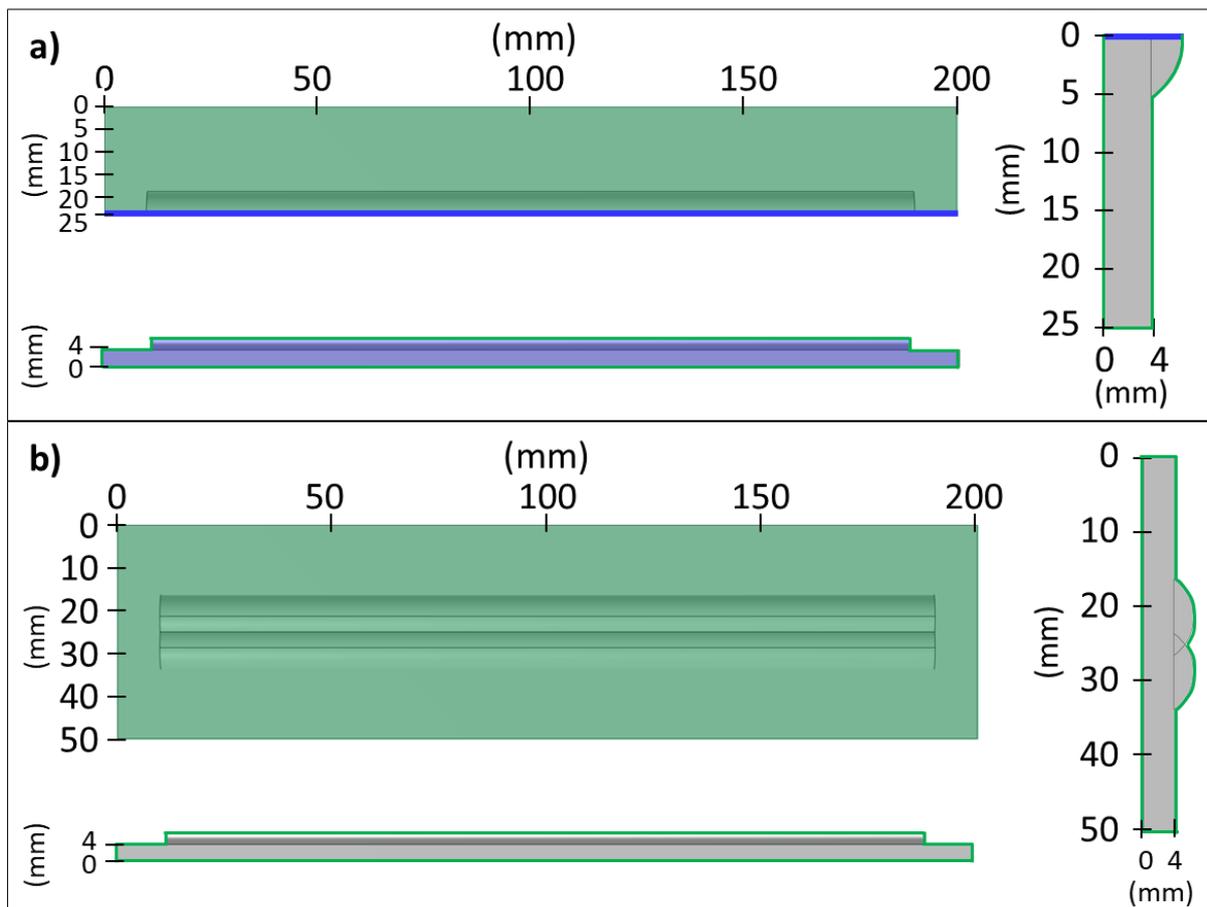


Figure VI-2 : Vue de haut, longitudinale et transversale du maillage pour les simulations stationnaires et temporelles dans le cas d'une pièce à a) un dépôt et b) deux dépôts. Les zones en bleu représentent le plan de symétrie et celles en vert les surfaces sur lesquelles sont considérées les pertes de chaleur par convection et rayonnement.

La géométrie de la tôle correspond à la taille des tôles utilisées expérimentalement, soit 200 mm de longueur, 50 mm de largeur et 4 mm d'épaisseur. La géométrie du dépôt a été construite en utilisant la relation de la largeur théorique  $W_{théo}$  développée dans le chapitre trois, dépendante des paramètres du procédé. Dans ces simulations, les dépôts sont réalisés avec une intensité de 200 A, une vitesse d'avance de 15 cm/min, et une vitesse de dévidement du fil de 3,7 m/min, conduisant à un dépôt représenté par une portion de disque de largeur  $W_{théo}$  10,32 mm et de hauteur  $H_{théo}$  2,68 mm.

Une valeur initiale de 20 °C est appliquée à l'ensemble de la pièce. Les échanges de chaleur par convection et radiation sont considérés sur les surfaces indiquées en vert. Pour les simulations concernant un dépôt, seule la moitié de la pièce est modélisée, en raison de la symétrie de cette dernière. Par conséquent, une condition de symétrie est appliquée sur le plan selon la direction longitudinale de la demi-pièce, et est indiquée par les zones en bleues sur la Figure VI-2-a.

Lorsqu'un calcul est réalisé avec une source équivalente volumique, celle-ci est appliquée dans tous les domaines de la pièce, comme illustré avec la Figure VI-3-a en orange. En ce qui concerne les sources surfaciques, elles ont été appliquées soit à la surface du cordon, soit à la surface du substrat, comme illustré avec la courbe orange sur la Figure VI-3-b et la Figure VI-3-c, respectivement.



Figure VI-3 : Application de la source a) volumique, b) surfacique à la surface du dépôt ou c) surfacique à la surface du substrat.

### 1.3 Calculs stationnaires

Lorsque les calculs temporels ne sont pas nécessaires, comme dans le cas de l'étude de sensibilité au maillage ou bien lors de l'optimisation d'une source équivalente, des calculs stationnaires sont réalisés, permettant un gain de temps de calcul considérable. Pour cela, la source de chaleur est appliquée au centre de la plaque, tout en ajoutant un mouvement de translation de la plaque dans la direction opposée à l'avancée de la source, avec une vitesse correspondant à la vitesse de soudage.

#### 1.3.1 Étude de sensibilité au maillage

Un maillage à quadrangles réguliers a été construit dans la tôle et à quadrangles libres dans le dépôt, comme il est recommandé par certains auteurs dans le cas de calcul thermo-mécanique par rapport à un maillage à tétraèdres (OWEN, 1998; LINDGREN, 2001). Une étude de la sensibilité au maillage a été réalisée sur une portion de la pièce, d'une longueur de 5 cm, en faisant varier la taille des éléments de 3,07 à 0,25 mm comme présenté dans la Figure VI-4, avec les 5 maillages étudiés. Pour ce faire, un calcul stationnaire est réalisé en appliquant une source de chaleur surfacique gaussienne à la surface du dépôt, au centre de la pièce, comme cela sera davantage détaillé dans la partie 1.3.2 de ce chapitre.

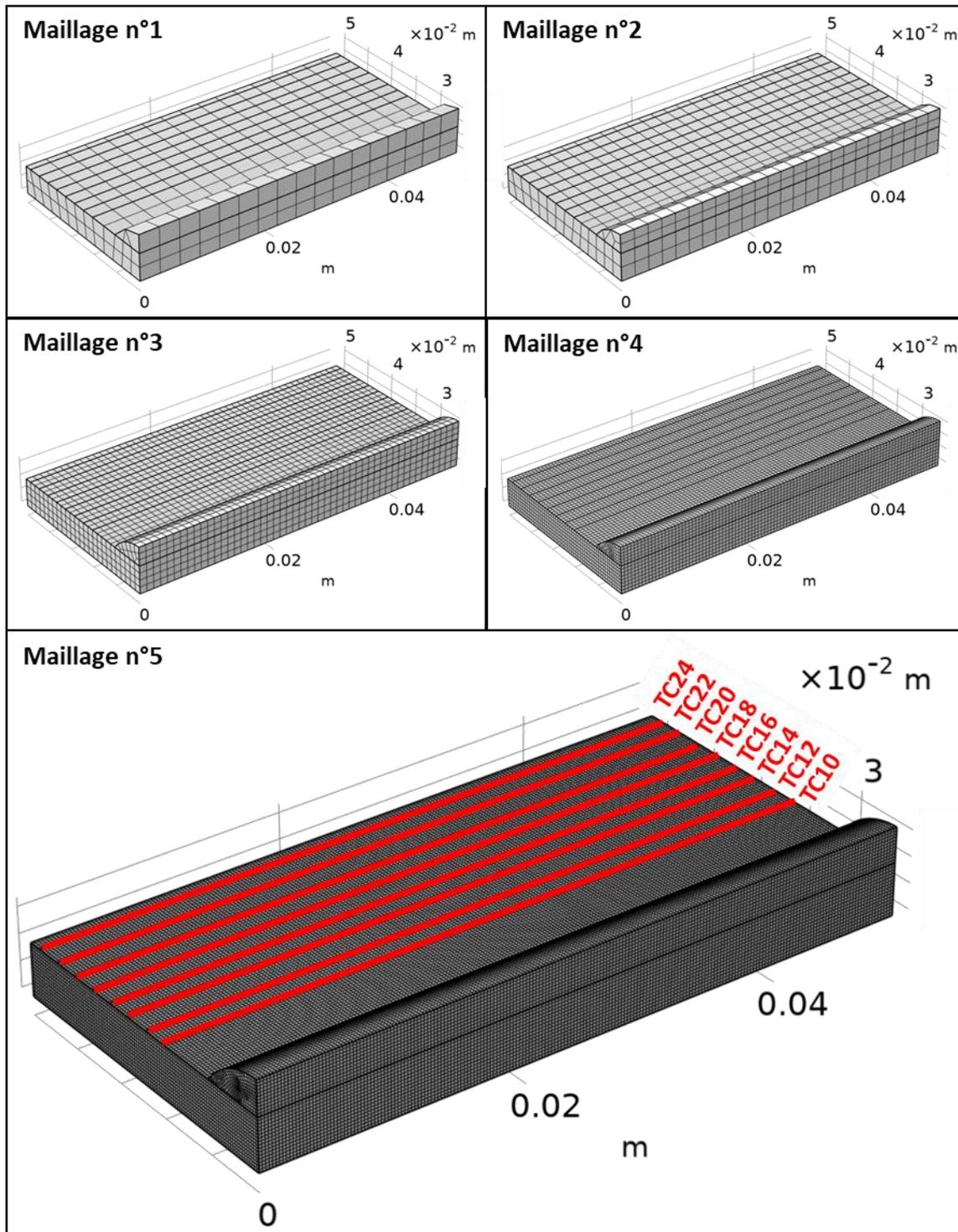


Figure VI-4 : Maillage le plus grossier et le plus fin étudiés. Les lignes rouges correspondent aux lignes où les températures maximales ont été déterminées, correspondant aux distances par rapport à l'axe du dépôt, auxquelles ont été positionnés les thermocouples lors des expériences.

La dimension du bain en fusion ainsi que les températures maximales atteintes le long des lignes rouges longitudinales en surface du substrat de la Figure VI-4 sont calculées en fonction de la taille des éléments. En effet, les lignes rouges représentent les distances par rapport à l'axe du dépôt, sur lesquelles les thermocouples ont été positionnés lors des expériences. Le contrôle précis des températures le long de ces lignes, en fonction de la taille des éléments du maillage, est essentiel pour pouvoir ensuite comparer les résultats de la simulation avec les données obtenues lors des expériences.

La Figure VI-5 présente la taille des éléments du maillage, la taille de la zone fondue et les températures maximales atteintes sur chaque ligne rouge de la Figure VI-4, en fonction du numéro du maillage.

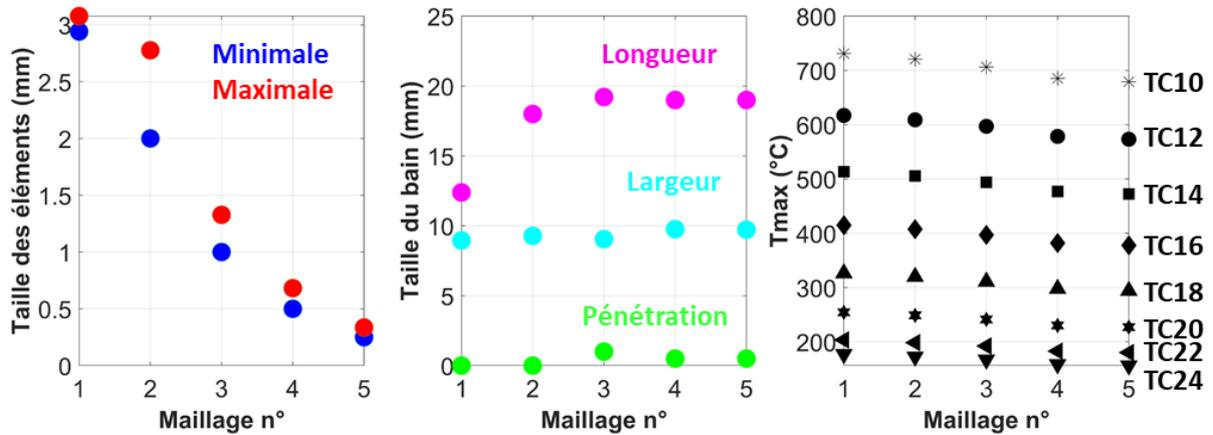


Figure VI-5 : Dimensions minimale et maximale des éléments du maillage, caractéristiques géométriques du bain en fusion et températures maximales atteintes, en fonction du numéro du maillage.

Il est constaté une variation importante des dimensions du bain en fusion, surtout concernant la longueur, pour les maillages ayant une taille d'élément de 1 à 3 mm. Pour les maillages plus fins, les dimensions du bain en fusion se stabilisent. Concernant les températures maximales atteintes, elles varient de moins en moins à mesure que la taille du maillage diminue, mais également que le point mesuré est éloigné de la source. Un maillage relativement fin allant de 0,25 à 1,00 mm est cependant nécessaire pour garantir une différence de moins de 10 °C. C'est donc ces dimensions de maillage qui ont été retenues, avec un raffinement dans la zone proche de la source, comme présenté dans la Figure VI-6-a et b respectivement pour la pièce à un dépôt et à deux dépôts.

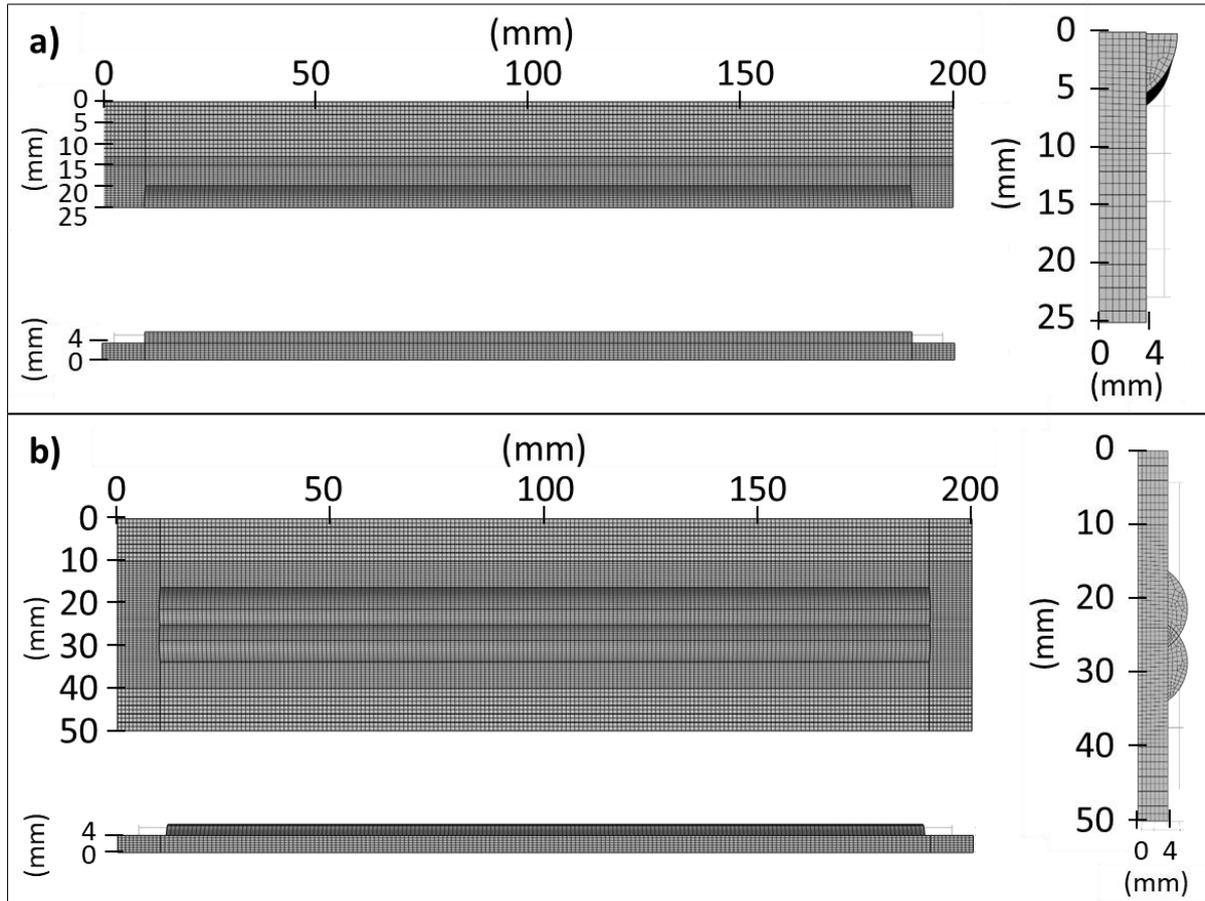


Figure VI-6 : Maillage construit pour la pièce a) à un dépôt et b) à deux dépôts

### 1.3.2 Étude de plusieurs sources équivalentes

Différentes sources équivalentes, volumiques et surfaciques, ont été testées pour choisir celle qui reproduira au mieux la forme de la zone fondue et les champs de température obtenus lors d'un dépôt réalisé avec le procédé TIG.

#### 1.3.2.1 Définition de la fonction objectif

Afin de reproduire le plus fidèlement possible la forme du bain en fusion, et par la suite le champ de température, plusieurs types de sources ont été optimisées. Des calculs stationnaires d'optimisation ont été conduits en définissant une fonction objectif calculée par l'équation VI-1 de sorte à obtenir les critères suivants :

- une pénétration de 0,5 mm, comme constatée par microscopie numérique,
- une longueur de bain en fusion de 8 mm, comme observée par caméra rapide, et
- une largeur de bain en fusion égale à  $W_{théo}$  comme calculée d'après les paramètres procédé.

$$Obj = \left( \frac{\text{pénétration} - 0,0005}{0,0005} \right)^2 + \left( \frac{\text{largeur} - W_{théo}}{W_{théo}} \right)^2 + \left( \frac{\text{longueur} - 0,008}{0,008} \right)^2 \quad (VI - 1)$$

La méthode de Nelder-Mead a été appliquée, utilisant des opérations de réflexion, d'expansion, de contraction et de réduction (SINGER *et al.*, 2009). Cette méthode permet d'optimiser les paramètres dans le but d'atteindre la valeur cible de la fonction objectif, ici zéro, tout en obtenant des temps de calcul intéressants. Il faut cependant savoir que cette méthode peut parfois proposer une solution qui se trouve dans un minimum local de la fonction objectif, sans explorer d'autres solutions potentiellement plus intéressantes. Si ce cas s'était présenté, il aurait fallu utiliser la méthode de Monte Carlo, qui, bien que plus coûteuse en temps de calcul, impose la définition de bornes supérieures et inférieures pour chaque paramètre, permettant ainsi d'explorer l'ensemble de la plage de variation des paramètres.

Pour calculer la fonction objectif, il est nécessaire de quantifier la pénétration, la longueur et la largeur du bain en fusion obtenues lors des calculs. Sur COMSOL, ces paramètres ont été définis par l'équation VI-2 où  $\text{int1}(T)$  représente la proportion de phase liquide, qui est égale à 0 lorsque  $T < 1399^\circ\text{C}$ , et 1 lorsque  $T > 1401^\circ\text{C}$ . La proportion de phase liquide varie linéairement entre ces deux températures.  $x$ ,  $y$  et  $z$  représentent les variables d'espace définies dans le repère de la pièce. Le terme  $e$  représente l'épaisseur de la tôle et  $x_0$  le centre de la source.  $\text{maxop1}()$  est une fonction qui renvoie la valeur maximale du paramètre défini entre parenthèses, sur tous les domaines de la pièce.

$$\begin{cases} \text{pénétration} = -H_{\text{théo}} + \text{maxop1}((e + H_{\text{théo}} - z) \times (\text{int1}(T) > 0)) \\ \text{largeur} = 2 \times \left(0,025 - \left(0,05 - \text{maxop1}(y \times (\text{int1}(T) > 0))\right)\right) \\ \text{longueur} = \text{maxop1}(x \times (\text{int1}(T) > 0)) - x_0 + \text{maxop1}((x_0 - x) \times (\text{int1}(T) > 0)) \end{cases} \quad (\text{VI} - 2)$$

Le temps de calcul varie entre 3 min et 25 min s'il y a respectivement un paramètre à adapter ou six.

### 1.3.2.2 Source volumique à double ellipsoïde

La première source équivalente optimisée est la source volumique à double ellipsoïde (GOLDAK *et al.*, 1984). Son expression est présentée dans l'équation I-22 du premier chapitre. Il y a six paramètres à optimiser qui sont  $a$ ,  $b$ ,  $c_f$ ,  $c_r$ ,  $\eta$  et  $f_f$ . Afin de réduire le nombre de paramètres à ajuster et d'assurer une continuité de la fonction entre l'avant et l'arrière de la source, plusieurs auteurs recommandent de fixer  $f_f$  comme défini dans l'équation VI-3 (LUNDBÄCK *et al.*, 2005; FACHINOTTI *et al.*, 2011), ce qui a été effectué ici.

$$f_f = \frac{2}{1 - \frac{c_r}{c_f}} \quad (\text{VI} - 3)$$

Tout d'abord, la source a été optimisée en fixant les paramètres  $a$ ,  $b$ ,  $c_f$  et  $c_r$  égaux aux paramètres géométriques de la zone fondue expérimentalement observée, comme l'ont fait certains auteurs (DING, 2012; BIELIK, 2020; TAMIL PRABAKARAN *et al.*, 2021). Les valeurs de  $a$  et  $b$  correspondent respectivement à la largeur et à la pénétration du dépôt, tandis que  $c_f$  et  $c_r$  correspondent à la longueur du bain à l'avant et à l'arrière de l'électrode, respectivement. Dans ces cas, la coordonnée  $z_0$  du centre de la source se situe à la surface du dépôt. Ainsi, seul le coefficient de rendement  $\eta$  est optimisé. La forme du bain en fusion obtenue à l'issue de l'optimisation est représentée par l'isotherme à  $1400^\circ\text{C}$  en noir sur la Figure VI-7-a, où la largeur de la zone fondue est sous-estimée tandis que la longueur est surestimée. Une valeur de 0,15 est obtenue pour la fonction objectif.

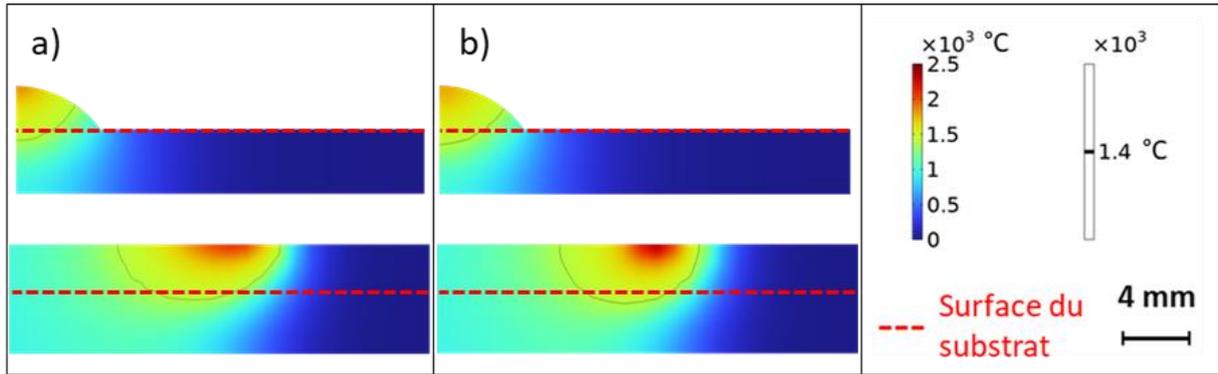


Figure VI-7 : Vues transverses et longitudinales où les courbes noires représentent les isothermes à 1400 °C, soit la température de fusion, après optimisation a) du coefficient de rendement uniquement, b) et de toutes les constantes de la source volumique à double ellipsoïde.

Ensuite, la source a été de nouveau optimisée, mais cette fois-ci en laissant libres les paramètres  $a$ ,  $b$ ,  $c_f$ ,  $c_r$  et  $z_0$ , comme l'ont fait d'autres auteurs (FARIAS *et al.*, 2021; GUILMOIS, 2021). Les valeurs initiales des paramètres  $a$ ,  $b$ ,  $c_f$ ,  $c_r$  et  $z_0$  ont été prises égales à celles précédemment utilisées et le coefficient de rendement  $\eta$  égal à la solution trouvée lors de l'optimisation précédente. La forme de la zone fondue obtenue à l'issue de cette optimisation est représentée dans la Figure VI-7-b.

Avec cette solution, la longueur ainsi que la largeur de la zone fondue sont sous-estimées. La largeur est cependant un peu plus importante que précédemment, permettant d'obtenir une valeur plus faible de la fonction objectif à 0,09. Il semblerait donc que laisser libres tous les paramètres géométriques de la source volumique à double ellipsoïde permette de mieux représenter la forme de la zone fondue.

Les paramètres obtenus à l'issue des deux optimisations sont présentés dans le Tableau VI-1. Il est constaté qu'un coefficient de rendement supérieur à 1 a été obtenu à l'issue des deux optimisations. Cependant, l'ajout d'une contrainte sur le coefficient de rendement pour qu'il reste inférieur à 1 donne des résultats simulés plus éloignés des expériences.

	Selon la géométrie des dépôts	Optimisation libre
$\eta$	1,59	1,27
$a$ (mm)	5,16	6,29
$b$ (mm)	0,50	0,70
$c_r$ (mm)	6,00	1,92
$c_f$ (mm)	2,00	1,73
$z_0$ (mm)	6,68	6,68
Objectif	0,15	0,09

Tableau VI-1 : Valeurs des paramètres de la source volumique à double ellipsoïde et de la fonction objectif après optimisations.

1.3.2.3 Source surfacique à double ellipsoïde

La formule de la source volumique à double ellipsoïde a été adaptée pour en faire une source surfacique. En effet, les dépôts TIG étant peu pénétrants, une source surfacique pourrait permettre de mieux reproduire la forme de la zone fondue, en augmentant la largeur de celle-ci, tout en conservant une faible pénétration. La source est alors décrite par l'équation VI-4.

$$\begin{cases} f_1(x, y, t) = \frac{6\sqrt{3}f_f q_a}{ac_f \pi \sqrt{\pi}} e^{-3\left[\frac{(x-x_0)^2}{c_f^2} + \frac{(y-y_0)^2}{a^2}\right]} \\ f_2(x, y, t) = \frac{6\sqrt{3}f_r q_a}{ac_r \pi \sqrt{\pi}} e^{-3\left[\frac{(x-x_0)^2}{c_r^2} + \frac{(y-y_0)^2}{a^2}\right]} \end{cases} \quad (\text{VI} - 4)$$

Dans un premier temps la source a été appliquée à la surface du dépôt. Comme précédemment, la source a été optimisée en fixant les paramètres  $a$ ,  $c_f$  et  $c_r$  égaux aux paramètres géométriques de la zone fondue expérimentalement observée. Alors, seul le coefficient de rendement  $\eta$  a été optimisé. La forme de la zone fondue obtenue à l'issue de l'optimisation est représentée dans la Figure VI-8-a, où la largeur de la zone fondue est toujours sous-estimée, mais plus élevée que dans le cas de la source volumique. La longueur et la pénétration sont correctement représentées avec une valeur de l'objectif de 0,04 obtenue.

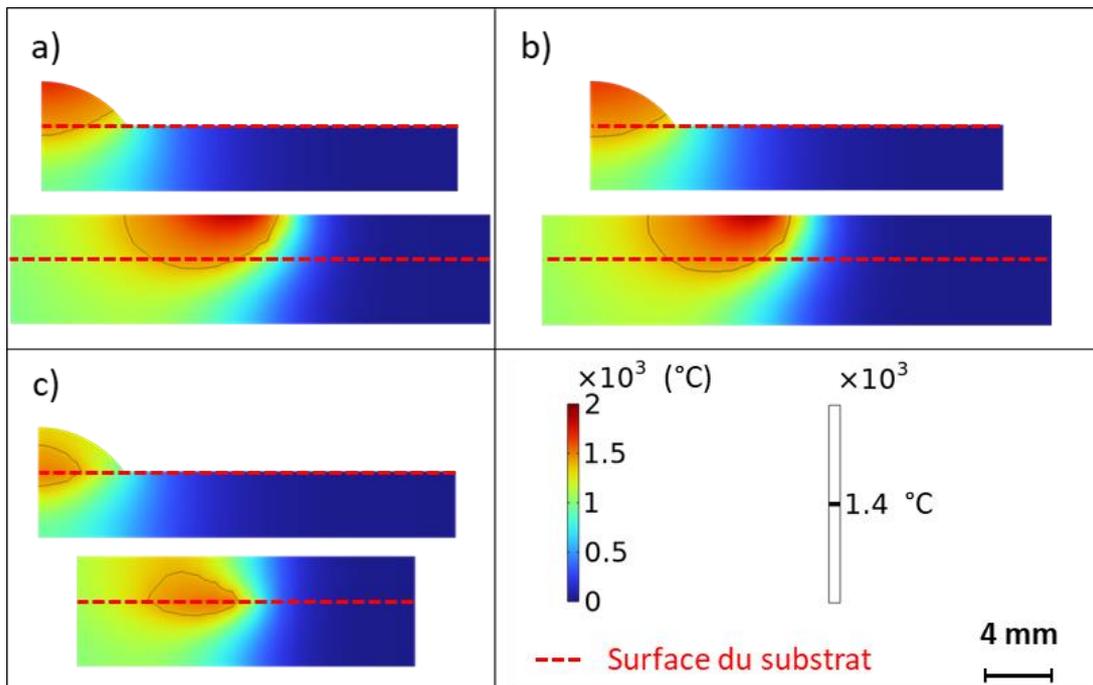


Figure VI-8 : Vues transverses et longitudinales où les courbes noires représentent les isothermes à 1400 °C, soit la température de fusion, après optimisation de la source surfacique à double ellipsoïde. a) La source est appliquée à la surface du cordon et seul le coefficient de rendement est optimisé. b) La source est appliquée à la surface du cordon et toutes les constantes de la source sont optimisées. c) La source est appliquée à la surface du substrat et seul le coefficient de rendement est optimisé.

Ensuite, la source a été de nouveau optimisée, mais cette fois-ci en laissant libres les paramètres  $a$ ,  $c_f$  et  $c_r$ . Les valeurs initiales sont égales au jeu de paramètres de la solution trouvée dans l'optimisation précédente. La forme de la zone fondue obtenue à l'issue de l'optimisation est représentée dans la Figure VI-8-b. La solution proposée renvoie une valeur de la fonction objectif de 0,03, légèrement plus faible que la solution précédente, avec une pénétration et une longueur du bain en fusion identiques, mais une largeur un peu plus grande.

Enfin, la source a été appliquée à la surface du substrat, en fixant les paramètres  $a$ ,  $c_f$  et  $c_r$  égaux à la forme du bain observée expérimentalement. La forme du bain en fusion obtenue après l'optimisation est représentée dans la Figure VI-8-c. Il est constaté que les bords du dépôt ne dépassent pas la température de fusion, ne reproduisant pas une géométrie de zone fondue représentative de la réalité, avec une fonction objectif égale à 0,47. Ainsi, pour mieux représenter la forme de la zone fondue, il est nécessaire d'appliquer les sources surfaciques à la surface du dépôt plutôt qu'à la surface du substrat.

Les paramètres obtenus à l'issue des trois optimisations sont présentés dans le Tableau VI-2. Il est constaté que la source à double ellipsoïde surfacique permet de mieux représenter la forme de la zone fondue par rapport à la source à double ellipsoïde volumique, puisque la fonction objectif atteint une valeur de 0,03 contre 0,09 précédemment. De plus le rendement obtenu est physiquement plus réaliste puisqu'il est inférieur à 1, bien qu'il reste encore relativement éloigné de la valeur réelle du procédé. En effet, dans les travaux de Mróz, il est constaté qu'il varie entre 0,6 et 0,8 selon l'intensité utilisée, allant de 100 A à 300 A (MROZ *et al.*, 2022).

	Selon la géométrie des dépôts Sur cordon	Optimisation libre Sur cordon	Selon la géométrie des dépôts Sur substrat
$\eta$	0,28	0,29	0,26
$a$ (mm)	5,16	6,52	5,16
$c_r$ (mm)	6,00	4,33	6,00
$c_f$ (mm)	2,00	1,20	2,00
Objectif	0,04	0,03	0,47

Tableau VI-2 : Valeurs des constantes de la source surfacique à double ellipsoïde et de la fonction objectif après optimisations.

#### 1.3.2.4 Source surfacique gaussienne

La source surfacique gaussienne a également été étudiée en l'appliquant à la surface du cordon (PAVELIC, 1969). La source s'exprime par l'équation I-21 présentée dans la partie 4.3.2.2 du premier chapitre. Il y a deux constantes à optimiser : le rayon de la source et le coefficient de rendement.

La forme du bain en fusion obtenue à l'issue de l'optimisation est représentée dans la Figure VI-9, où la largeur de la zone fondue est égale à celle obtenue avec la source surfacique à double ellipsoïde lorsque toutes les constantes ont été optimisées. La pénétration est correctement reproduite et la longueur est surestimée. Les paramètres obtenus à l'issue de l'optimisation sont présentés dans le Tableau VI-3, montrant une valeur de 0,28 pour la fonction objectif qui est alors plus élevée que les deux autres sources, montrant une moins bonne reproduction du bain en fusion. Cependant un rendement de 0,67 est obtenu, plus réaliste des données expérimentales (MROZ *et al.*, 2022).

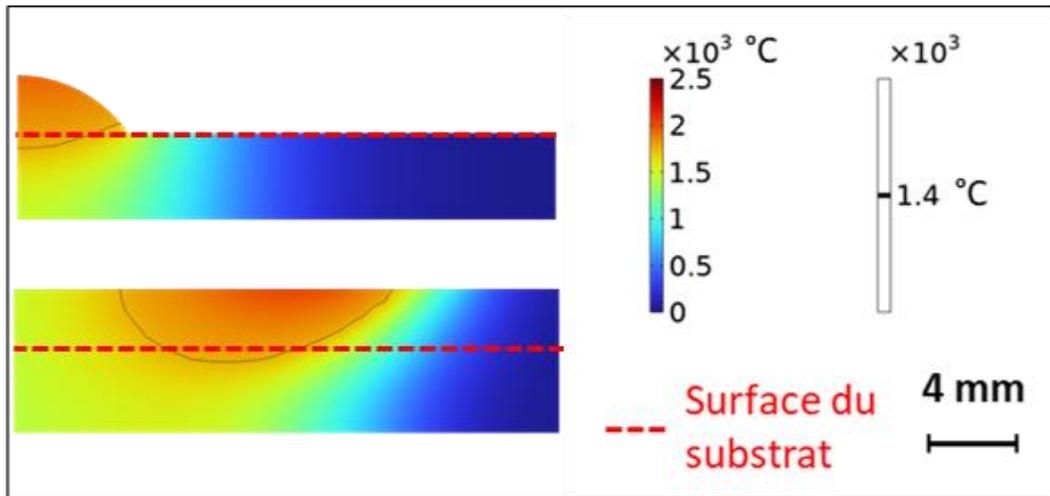


Figure VI-9 : Vues transverses et longitudinales où les courbes noires représentent les isothermes à 1400 °C, soit la température de fusion après optimisation de la source surfacique gaussienne appliquée à la surface du cordon.

$\eta$	0,67
a (mm)	9,00
Objectif	0,28

Tableau VI-3 : Valeurs des constantes de la source surfacique gaussienne et de la fonction objectif après optimisation.

### 1.3.2.5 Source surfacique annulaire gaussienne

Pour finir, la source surfacique annulaire gaussienne, qui s'exprime par l'équation I-23 présentée dans la partie 4.3.2.2 du premier chapitre, a été étudiée et appliquée à la surface du cordon (KERROUALT, 2000). Il y a alors cinq constantes à optimiser correspondant au coefficient de rendement  $\eta$ , aux deux rayons des deux gaussiennes  $r_a$  et  $r_b$ , à la distance entre leurs deux centres  $b$  et au facteur de distribution du flux de chaleur  $f_a$  entre les deux.

La forme du bain en fusion obtenue à l'issue de l'optimisation est représentée dans la Figure VI-10, où la largeur de la zone fondue est moins bien représentée qu'avec la source gaussienne ou la source volumique à double ellipsoïde. La pénétration est correctement reproduite et la longueur est surestimée. Les paramètres obtenus à l'issue de l'optimisation sont présentés dans le Tableau VI-4, montrant une valeur de 0,11 pour la fonction objectif, valeur intermédiaire entre la source gaussienne et les sources à double ellipsoïde. De nouveau un coefficient de rendement proche de mesures expérimentales de Mróz est obtenu (MROZ *et al.*, 2022).

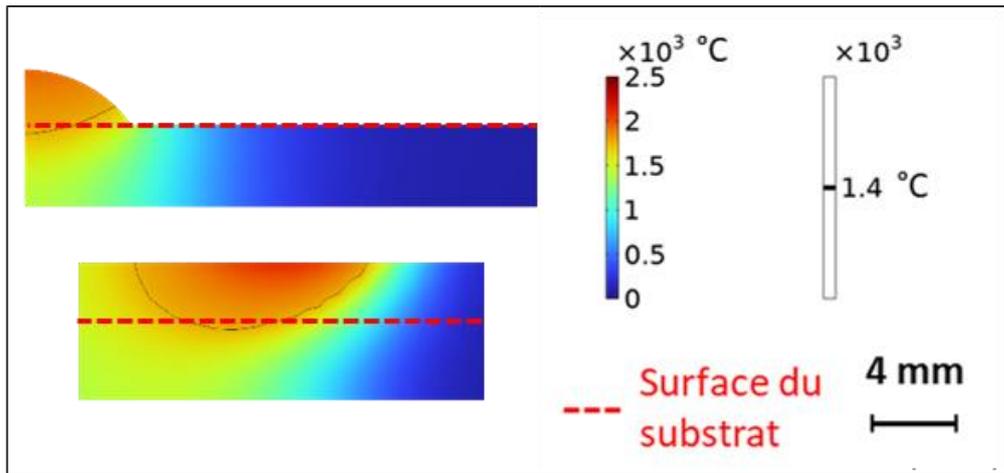


Figure VI-10 : Vues transverses et longitudinales où les courbes noires représentent les isothermes à 1400 °C, soit la température de fusion après optimisation de la source surfacique gaussienne annulaire appliquée à la surface du cordon.

$\eta$	0,69
d (mm)	9,00
$r_a$ (mm)	7,00
$r_b$ (mm)	68,75
$f_a$ (mm)	0,83
Objectif	0,11

Tableau VI-4 : Valeurs des constantes de la source surfacique gaussienne annulaire et de la fonction objectif après optimisation.

#### 1.4 Études temporelles

Chacune des sources optimisées a ensuite été étudiée lors de calculs temporels, afin de comparer les températures simulées à celles mesurées par les thermocouples lors des expériences. Dans le cas où plusieurs optimisations ont été réalisées pour une même source, la solution permettant d'obtenir la plus petite valeur de la fonction objectif est retenue.

Afin d'éviter les problèmes de convergence, les sources sont appliquées de manière progressive sous forme exponentielle, comme décrit dans la Figure VI-11 pour un seul dépôt. Sur COMSOL, cela peut par exemple être décrit par l'équation VI-5 :

$$\text{if}\left(t < t_{\Delta}, Q \times e^{2 \times (t-t_{\Delta})}, \text{if}\left((t \geq t_{\Delta}) \times (t \leq t_s + t_{\Delta}), Q, Q \times e^{2 \times (t_s+t_{\Delta}-t)}\right)\right) \quad (\text{VI} - 5)$$

Où  $Q$  représente la source,  $t_{\Delta}$  la durée pendant laquelle la source est respectivement appliquée ou retirée de manière progressive au début et à la fin du dépôt, ici 4 s, et  $t_s$  le temps de dépôt, égal à la durée pendant laquelle la source complète est appliquée avec une valeur constante, ici 72 s.

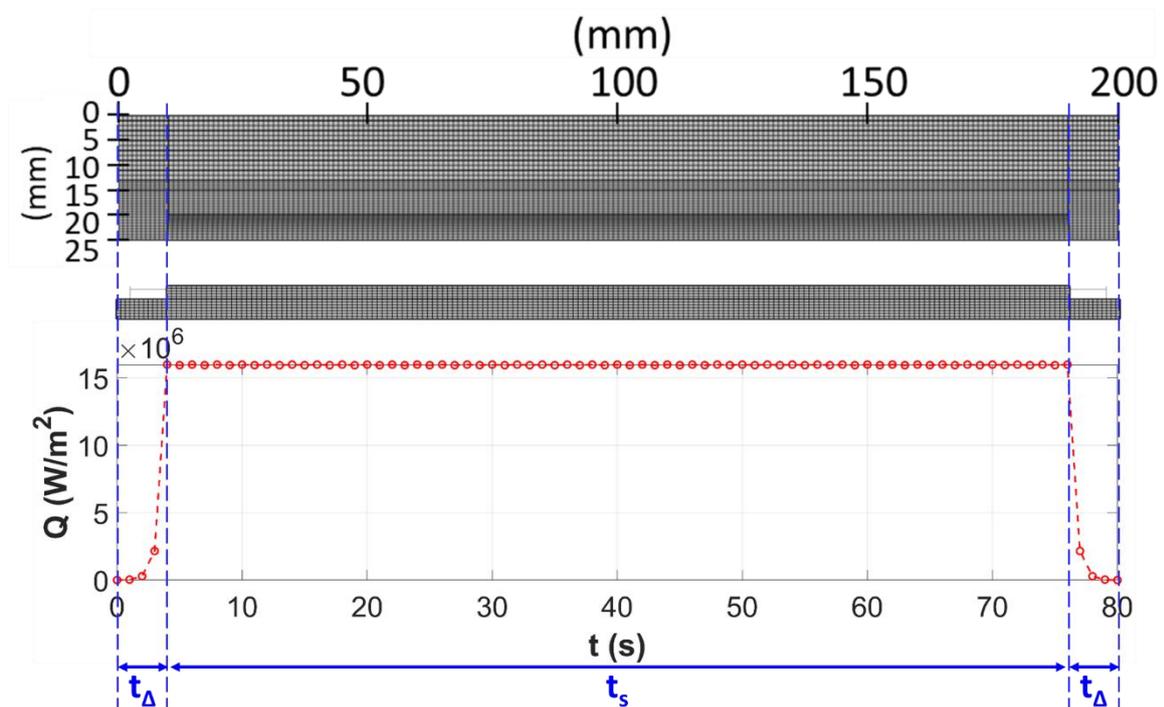


Figure VI-11 : Puissance surfacique de la source en fonction du temps lors d'un dépôt.

#### 1.4.1 Étude paramétrique sur le coefficient d'échange par convection

Le coefficient d'échange thermique par convection  $h$  a été ajusté de sorte à ce que les pentes de refroidissement obtenues en simulation coïncident avec celles obtenues expérimentalement. En effet, comme vu dans les travaux de (BIELIK, 2020), ce paramètre a une grande influence sur les cinétiques de refroidissement des pièces, contrairement à l'émissivité. Pour cela, une étude temporelle paramétrique sur le coefficient  $h$  a été menée pour des valeurs de 5, 7, 7, 15, 20, 25, 30 et 35  $\text{W} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{K}^{-1}$ . La source de chaleur utilisée est la source gaussienne surfacique avec les paramètres optimisés.

L'évolution de la température, sur différents points de la surface du substrat présenté en Figure VI-12, a été étudiée. Ces points correspondent à la position où la température a été mesurée expérimentalement à l'aide de thermocouples.

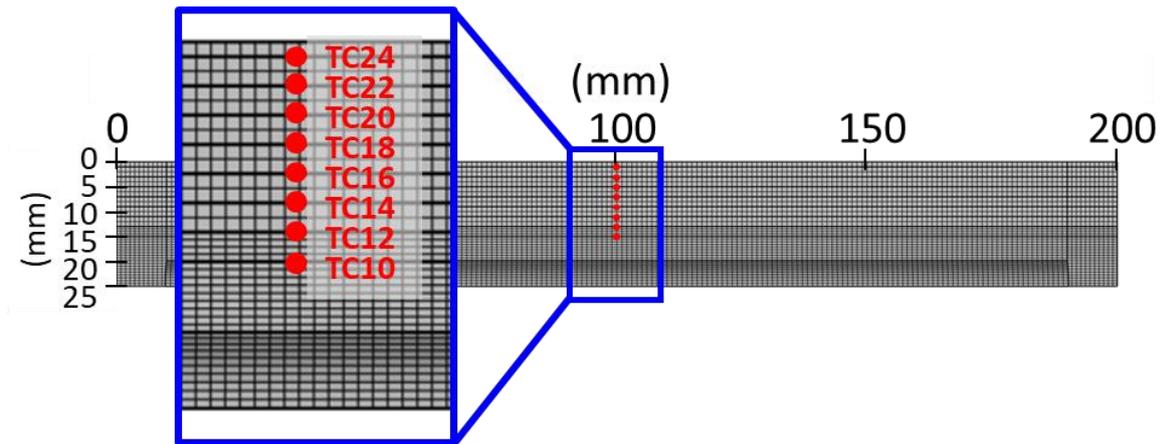


Figure VI-12 : Points où la température simulée a été étudiée, correspondant aux positions où a été mesurée la température expérimentalement par thermocouples.

Comme illustré en Figure VI-13, il s'avère que la valeur de  $20 \text{ W.m}^{-2}.\text{K}^{-1}$  permet de reproduire correctement les courbes de refroidissement obtenues expérimentalement avec les différents thermocouples, lors de plusieurs dépôts réalisés avec les mêmes paramètres procédé, énoncés en partie 1.2 de ce chapitre.

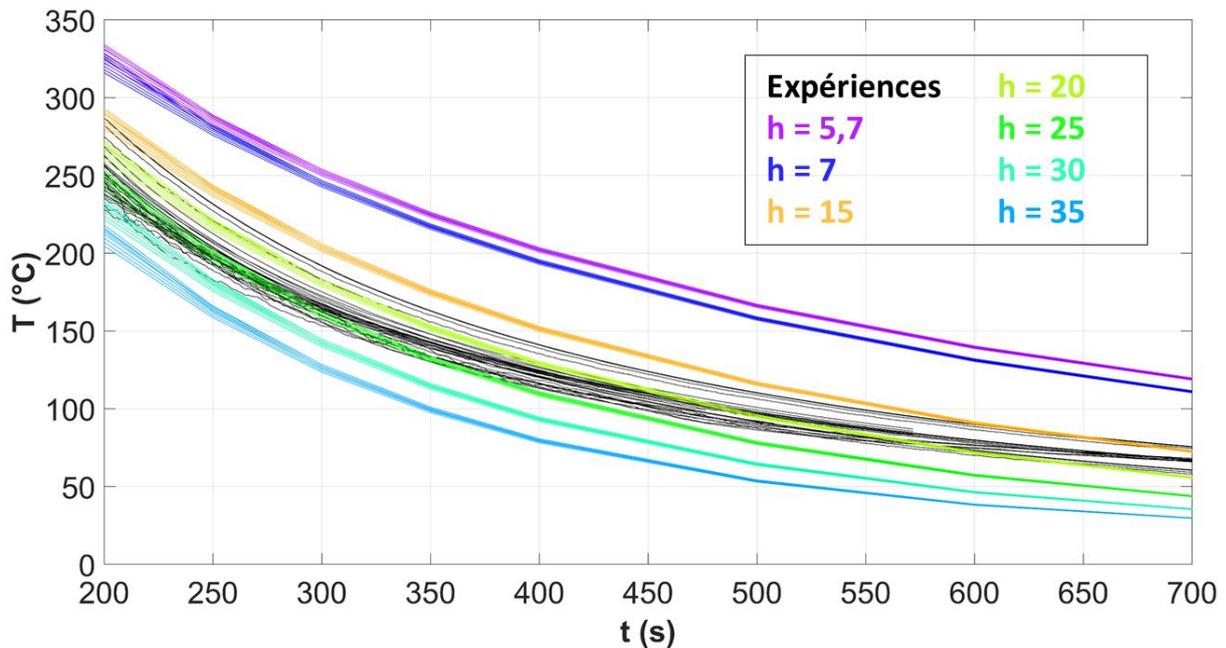


Figure VI-13 : Températures mesurées expérimentalement par les thermocouples lors du refroidissement des tôles, et températures obtenues par simulation pour différentes valeurs du coefficient d'échange thermique par convection  $h$ . 0 s correspond au début du dépôt.

### 1.4.2 Effet de l'activation des éléments sur la modélisation thermique

Le dépôt de la matière est simulé par la méthode « quiet element », qui permet une activation progressive des éléments du volume déposé. Avant l'activation, les éléments ont les propriétés thermiques de l'air concernant la conductivité thermique, la capacité thermique et la masse volumique, données issues de la librairie matériaux de COMSOL « Air » (COMSOL, 2021a). Après activation, ils possèdent les propriétés du 304L, telles que présentées dans la partie 1.1 de ce chapitre. L'activation est disponible dans la physique de la "Mécanique du solide", et est décrite ici par l'équation VI-6 où  $e$  représente l'épaisseur de la tôle et  $H_{théo}$  la hauteur du dépôt.

$$\left( \left( z \leq \left( -\frac{H}{\Delta_1} \times (x - x_{00} + \Delta_2) + e + H_{théo} \right) \right) + \text{solid.wasactive} \right) > 0 \quad (\text{VI} - 6)$$

La condition  $> 0$  permet d'activer les éléments qui satisfont la condition décrite entre parenthèses, et la fonction `solid.wasactive` permet de maintenir actifs tous les éléments qui ont été activés précédemment. Ici, il s'agit de tous les éléments dont les coordonnées  $z$  sont inférieures ou égales à une droite dépendante de  $x$  et du temps, plus précisément de la coordonnée  $x_{00}$  du centre de la source de chaleur mobile, telle qu'illustrée dans la Figure VI-14.

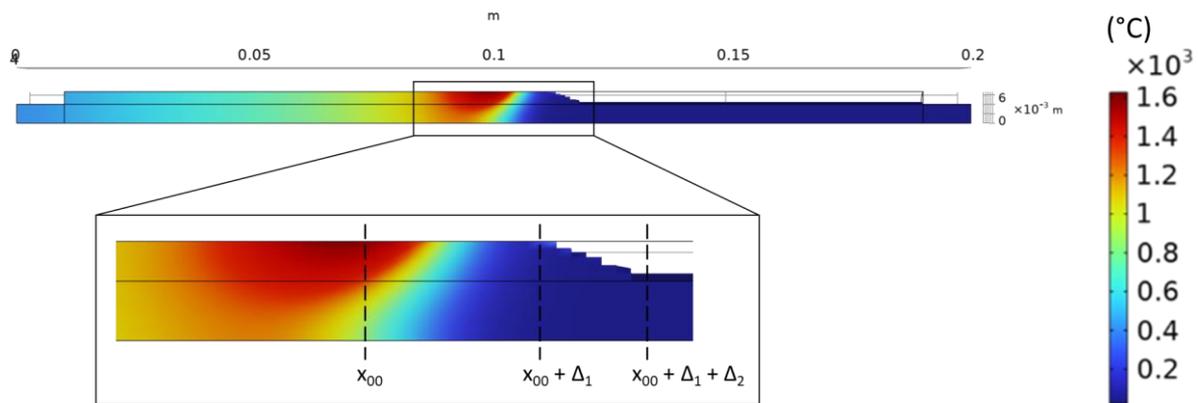


Figure VI-14 : Illustration de l'activation progressive du dépôt par la méthode « quiet element ». La zone non activée est blanche, tandis que celle active est colorée, les couleurs représentant le champ de température.

Dans notre étude, les distances  $\Delta_1$  et  $\Delta_2$  ont été fixées à 10 et 8 mm respectivement, permettant de représenter une activation avec une pente linéaire, proche de celle avec laquelle la matière est déposée expérimentalement. Il est nécessaire que cette activation se fasse en amont de la source, à une distance  $\Delta_1$  du centre de la source pour éviter des problèmes de convergence des calculs.

Le dépôt d'un cordon a été simulé en utilisant la source gaussienne, avec et sans activation progressive des éléments du dépôt, ce qui a entraîné un temps de calcul de 1 h et 6,5 h respectivement. Dans les deux cas, l'évolution de la température sur les différents points de la surface du substrat a été étudiée (Figure VI-12). Les résultats sont présentés dans la Figure VI-15.

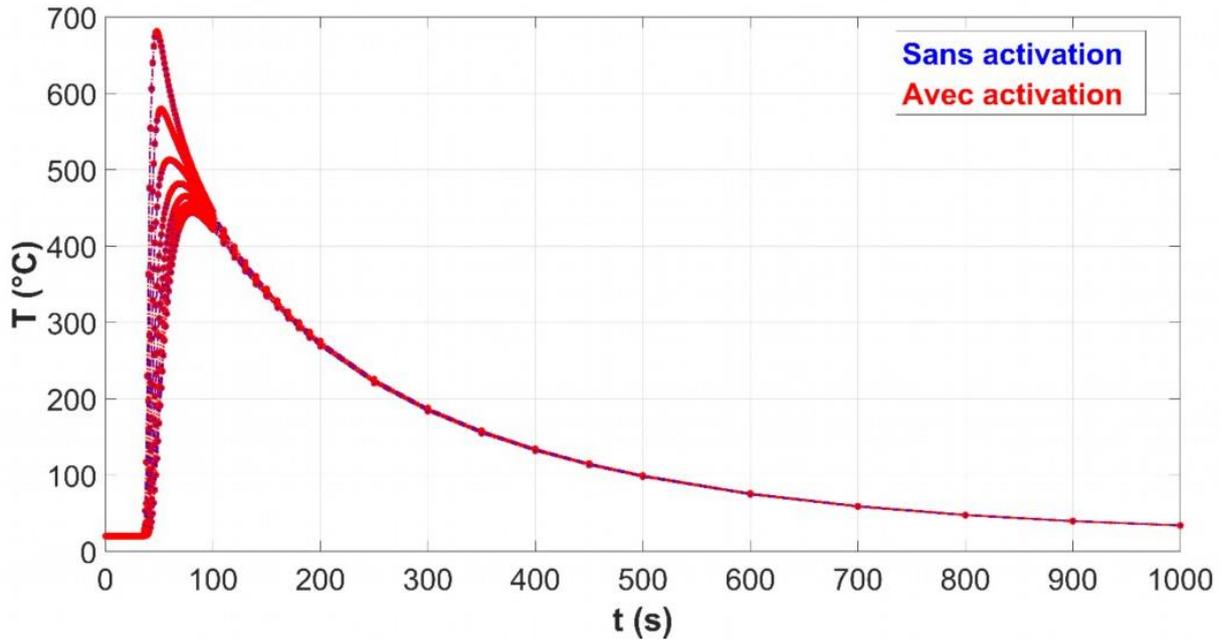


Figure VI-15 : Comparaison de l'évolution de la température lors d'un dépôt, en prenant en compte ou non l'activation progressive des éléments du dépôt.

Dans les deux cas, il s'avère que les températures maximales atteintes sont identiques, ainsi que les cinétiques de chauffage et de refroidissement. De plus, l'évolution des dimensions du bain en fusion a été étudiée dans les deux cas. Les résultats pour la pénétration, la largeur et la longueur du bain en fonction du temps sont présentés dans la Figure VI-16. De nouveau, les deux calculs, avec et sans activation, présentent des résultats identiques.

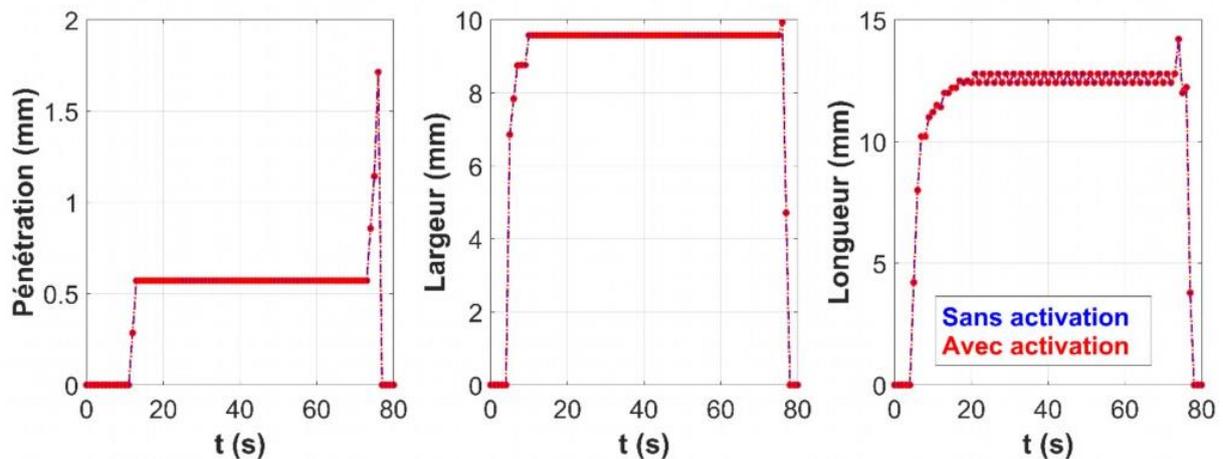


Figure VI-16 : Evolution de la pénétration, de la largeur et de la longueur du bain en fusion lors d'un dépôt en fonction du temps, avec ou sans activation progressive des éléments du dépôt.

Il semblerait alors que simuler le dépôt progressif de la matière n'ait aucune influence sur le champ de température, et donc sur la forme du bain en fusion. Le refroidissement étant plus lent que l'échauffement dû à la lenteur de la diffusion de la chaleur par conduction dans la pièce, les isothermes sont nettement plus resserrées à l'avant de la source qu'à l'arrière comme il a été constaté dans la Figure I-5 du premier chapitre. De ce fait, la différence de matière conduisant la chaleur à l'avant de la source entre les deux calculs ne semble pas avoir d'effet sur le calcul thermique.

Afin d'économiser du temps de calcul, d'un facteur 6,5, les calculs thermiques à un dépôt présentés dans la partie 1.4.3 de ce chapitre ont été réalisés sans activation, supposant alors que le cordon est déjà entièrement présent avant le début de son dépôt.

Dans le cas où deux cordons sont déposés successivement, il a été constaté que le fait de garder la géométrie entièrement active dès le début du calcul, et donc de maintenir actif le second cordon lors du dépôt du premier, modifie considérablement les températures maximales atteintes ainsi que la forme de la zone fondue, comme illustré dans la Figure VI-17 et la Figure VI-18, respectivement.

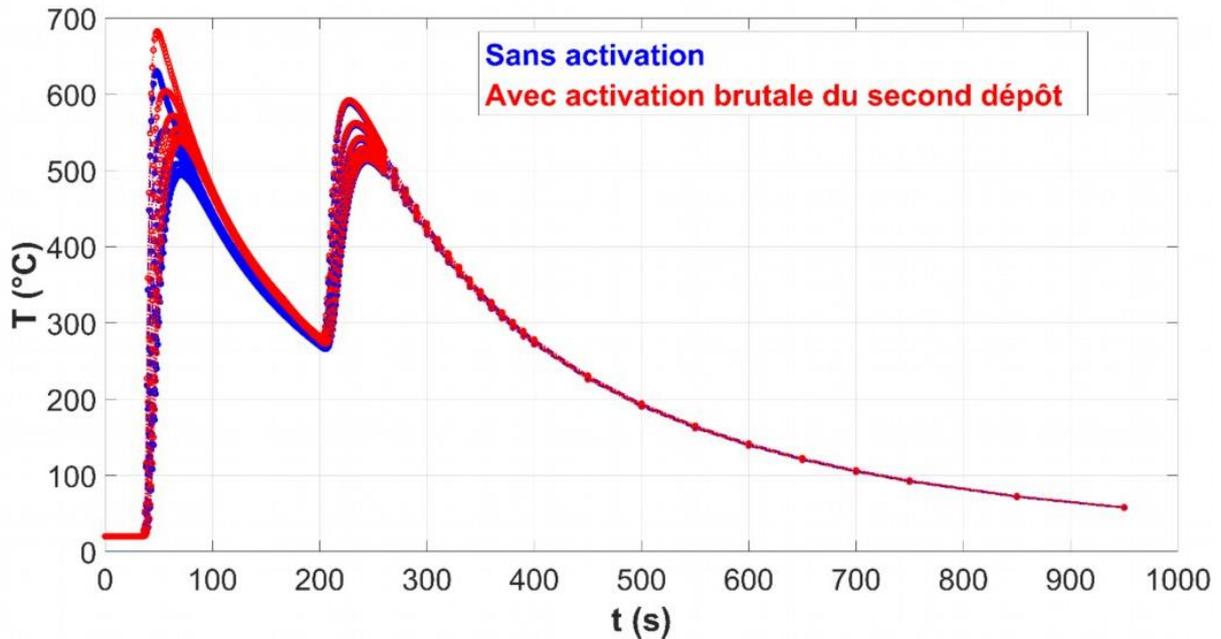


Figure VI-17 : Comparaison de l'évolution de la température lors de deux dépôts, en prenant en compte ou non l'activation brutale du second dépôt.

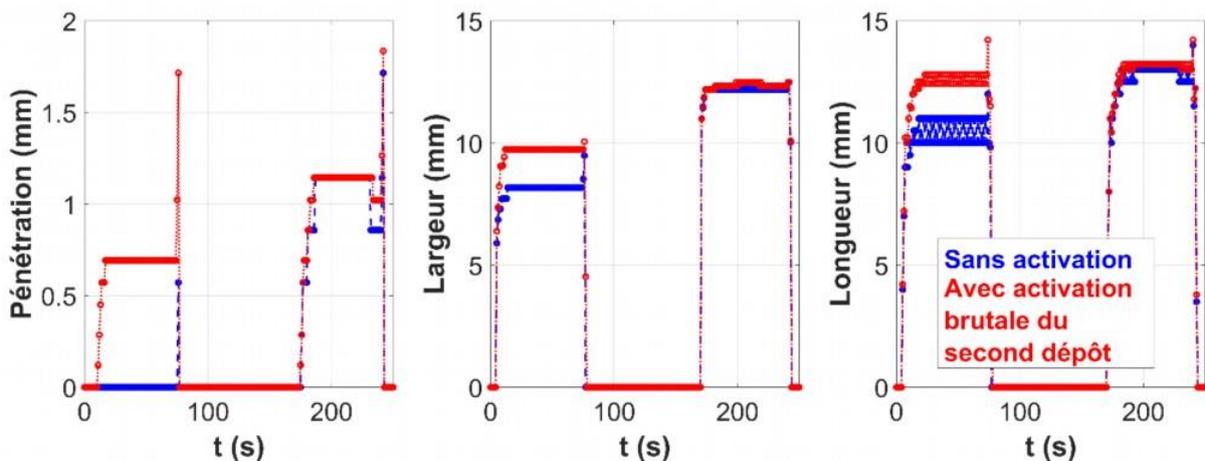


Figure VI-18 : Evolution de la pénétration, de la largeur et de la longueur du bain en fusion lors de deux dépôts en fonction du temps, en prenant en compte ou non l'activation brutale du second dépôt.

Cela peut s'expliquer par le fait que la quantité de matière conduisant la chaleur proche du centre de la source est significativement différente entre les deux cas. Sans activation du second dépôt, il y a davantage de métal conduisant la chaleur lors du premier dépôt, induisant des températures maximales atteintes plus basses. Lors du second dépôt, la quantité de matière conduisant la chaleur proche du centre de la source est similaire, n'induisant pas de différence significative.

Ainsi, lors des calculs temporels à deux dépôts présentés dans la partie 1.4.3, le second cordon sera activé entièrement 6 s seulement avant le début de son dépôt, soit deux secondes avant que la source de chaleur ne commence à chauffer la tôle (Figure VI-11). Des temps de calcul allant de 10 h à 11 h sont alors nécessaires, soit deux fois plus que si le calcul avait lieu sans l'activation initiale des éléments du second cordon, c'est-à-dire si le modèle résolvait uniquement les équations de la chaleur.

### 1.4.3 Confrontations expérimentales

Des calculs temporels ont été effectués pour les quatre sources optimisées dans le but de valider les modèles développés en régime stationnaire. Pour cela, les températures mesurées expérimentalement par thermocouples ont été comparées aux températures simulées dans deux configurations expérimentales. La Figure VI-19 présente les températures calculées pour les quatre sources, superposées aux mesures expérimentales dans le cas d'un seul dépôt. La Figure VI-20 présente les résultats dans le cas de deux dépôts en configuration aller – aller avec un temps d'attente de 94 s. 1h et 10 à 11h de calcul ont été nécessaires respectivement pour les modèles à un dépôt et deux dépôts, indépendamment de la source de chaleur utilisée.

Dans le cas d'un seul dépôt (Figure VI-19), deux pièces ont été réalisées expérimentalement permettant de confronter deux mesures expérimentales aux simulations pour chaque position de thermocouples. Seul le TC10 (le thermocouple à 10 mm du centre du dépôt) possède une seule condition expérimentale puisque le thermocouple n'a pas tenu lors de la réalisation de la seconde pièce. Pour les autres thermocouples, il s'avère que la différence de températures maximales atteintes entre les deux conditions expérimentales est de 2 à 31 °C selon la position des thermocouples, montrant une bonne répétabilité des essais sur les températures atteintes. Il est cependant constaté une différence de cinétique de refroidissement significativement différente entre les deux conditions expérimentales, expliquée par une différence de pompage thermique entre les deux pièces. Ce point est expliqué plus en détail dans la partie 3.2 du chapitre quatre. La pièce présentant une cinétique de refroidissement plus lente liée à un défaut d'amorçage n'a pas été prise en compte pour le choix du coefficient  $h$  réalisée dans la partie 1.4.1 de ce chapitre.

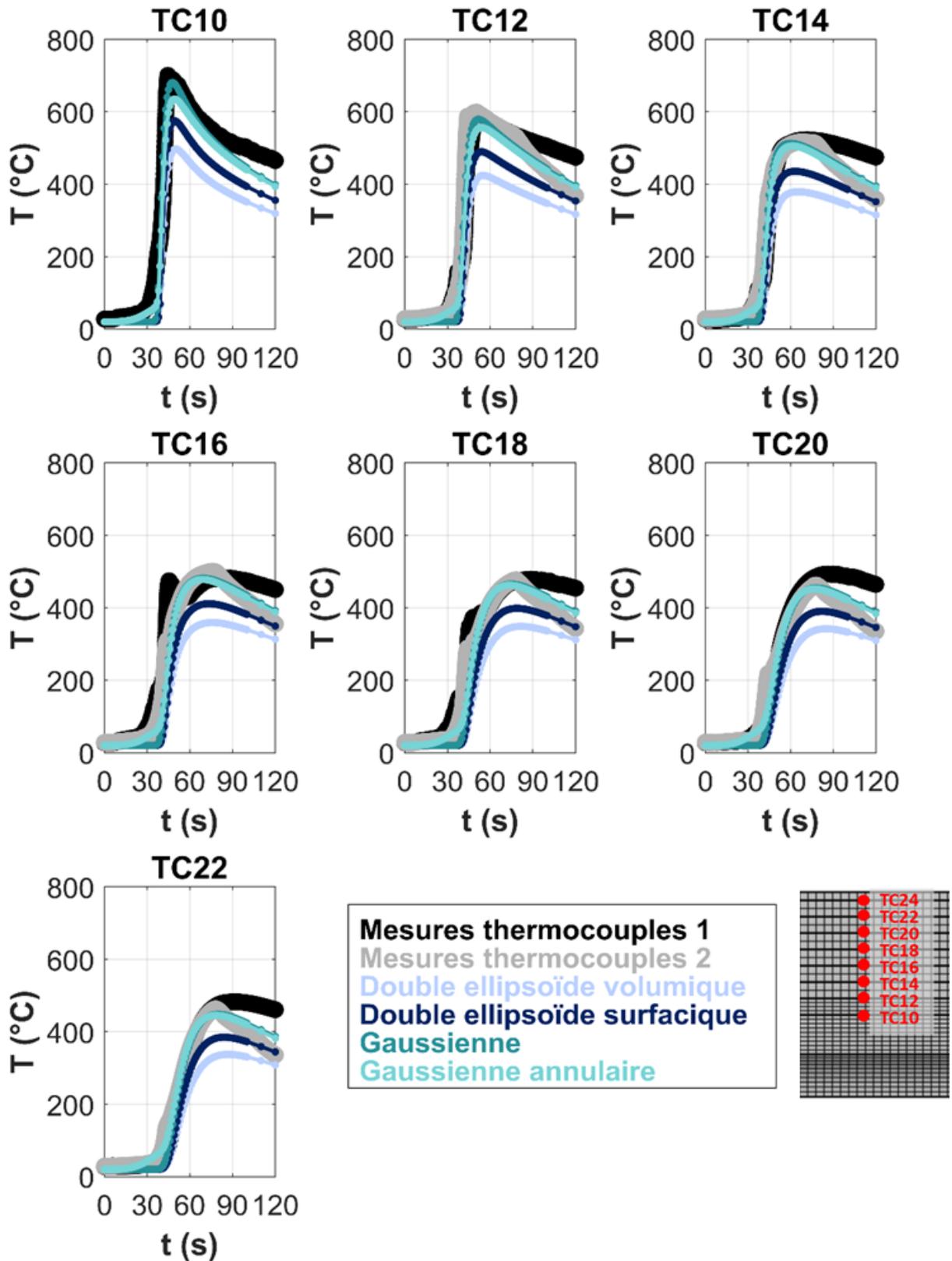


Figure VI-19 : Evolution de la température en fonction du temps, expérimentalement mesurée et calculée par simulation avec les quatre sources équivalentes étudiées dans le cas d'un seul dépôt.

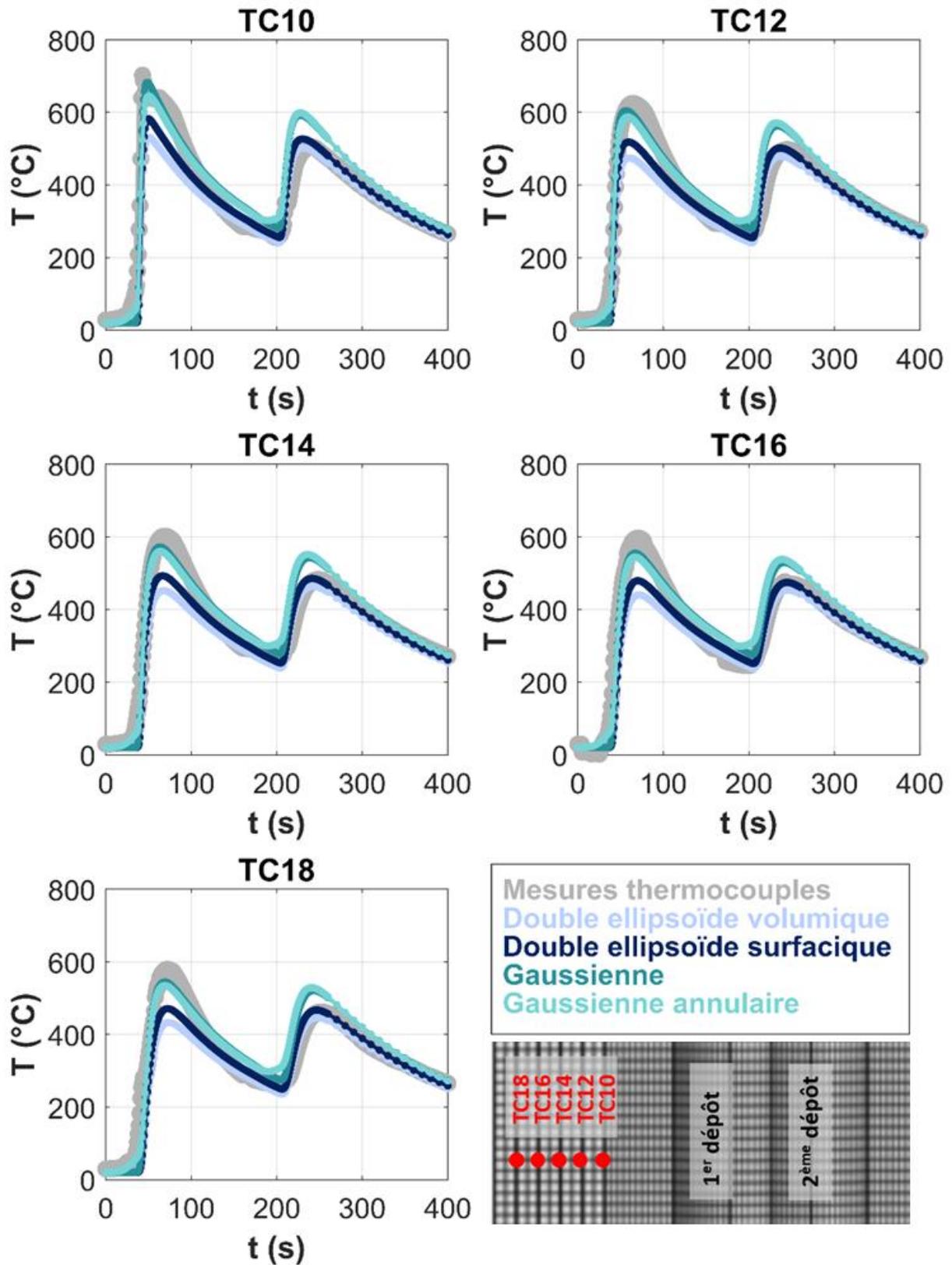


Figure VI-20 : Evolution de la température en fonction du temps, expérimentalement mesurée et calculée par simulation avec les quatre sources équivalentes étudiées dans le cas de deux dépôts en configuration aller – aller avec un temps de pause de 94 secondes

Dans le cas des calculs à un dépôt (Figure VI-19), il apparaît que la source à double ellipsoïde volumique présente la plus grande différence, avec près de 200°C d'écart, par rapport aux mesures expérimentales. Quant à la source surfacique à double ellipsoïde, les températures sont sous-estimées de plus de 100°C. La source annulaire sous-estime les températures à proximité du centre de la source, mais à partir de 14 mm du centre de la source (TC14 et plus), les températures sont similaires aux mesures expérimentales. De plus, il est constaté que cette dernière permet de mieux reproduire la montée progressive en température lors de la phase de chauffage, contrairement aux trois autres sources qui montrent une croissance plus abrupte. Enfin, bien que la source gaussienne ait présenté la plus haute valeur de la fonction objectif parmi les quatre étudiées, elle permet d'atteindre des températures maximales plus proches de celles mesurées par les thermocouples.

Les mêmes observations sont constatées dans le cas des calculs à deux dépôts (Figure VI-20), mais uniquement pour le premier dépôt. Lors du second dépôt, ce sont les sources à double ellipsoïde qui reproduisent le mieux les températures maximales atteintes. Sur le second cordon, les écarts entre la source gaussienne ou la source gaussienne annulaire et les données expérimentales vont de 60°C à 100°C. Des écarts du même ordre de grandeur ont été obtenus dans les travaux de Hanna, permettant tout de même de reproduire correctement les cinétiques de transformations de phase ainsi que le comportement mécanique par rapport aux résultats expérimentaux (HANNA, 2016). Les paramètres des sources ont été optimisés à partir des observations expérimentales avec un seul dépôt. Lors du deuxième dépôt les conditions sont un peu différentes et cela peut expliquer la moins bonne adéquation entre les températures mesurées et simulées lors du deuxième dépôt pour les sources gaussiennes. Les autres sources sous-évaluant les températures lors du premier dépôt se trouvent dès lors plus justes lors du second.

La méthode de la température imposée aurait pu permettre d'obtenir un meilleur compromis entre la forme du bain et le champs de température par rapport à une source de chaleur mobile, comme cela a été le cas dans les travaux de Guilmois lors de mono-dépôt (GUILMOIS, 2021). Cependant, cette méthode n'a pas été testée ici puisqu'elle est moins facile à mettre en œuvre et surtout qu'elle n'a pas montré de meilleurs résultats dans le cas où sont déposés plusieurs cordons. De plus, comme il sera vu par la suite, une source de chaleur équivalente permet de reproduire correctement les déformations et contraintes résiduelles établies.

Pour les calculs thermo-mécaniques, la source surfacique gaussienne a alors été utilisée, puisqu'elle permet de mieux reproduire les températures obtenues expérimentalement pour la plupart des dépôts.

## 2 Simulations thermo-mécaniques de dépôt(s) 304L

Cette seconde partie présente les simulations thermo-mécaniques temporelles, pour un ou deux dépôts de fil 304L sur une tôle en 304L réalisés avec le procédé TIG, dans le but de prédire les déformations et les contraintes résiduelles établies. La source gaussienne optimisée dans la partie 1 de ce chapitre a été utilisée pour la modélisation thermique. Lors des deux premiers calculs thermo-mécaniques, aucune différence sur les déformations et les contraintes n'a été constatée, que l'activation progressive des éléments soit présente ou non. Par conséquent, celle-ci n'a pas été mise en œuvre ici. Pour les calculs thermo-mécaniques, le pas de temps pendant le dépôt est au plus de 0,5 s et au plus de 1 s pendant le refroidissement.

### 2.1 Loi de comportement et propriétés mécaniques du 304L

Le couplage entre la thermique et la mécanique, permettant de prendre en compte la dilatation thermique, a été ajouté. Une loi de comportement à élasticité et plasticité linéaires a été choisie, avec un écrouissage isotrope non cinématique, similaire à celle utilisée dans l'étude de Deng (DENG *et al.*, 2014). Une plasticité linéaire implique que la limite d'élasticité du matériau ( $\sigma_{ys}$ ) évolue de manière linéaire avec la déformation ( $\epsilon_{pe}$ ) une fois que la limite d'élasticité initiale ( $\sigma_{ys0}$ ) est dépassée. Elle est décrite par l'équation VI-7 avec  $E_{Tiso}$  représentant le module tangent isotrope et  $E$  le module d'Young.

$$\left\{ \begin{array}{l} \sigma_{ys} = \sigma_{ys0} + E_{iso} \epsilon_{pe} \\ \frac{1}{E_{iso}} = \frac{1}{E_{Tiso}} - \frac{1}{E} \end{array} \right. \quad (VI - 7)$$

La dépendance en température du coefficient de dilatation thermique CTE, du module d'Young  $E$ , du coefficient de Poisson  $\nu$ , de la limite d'élasticité  $\sigma_{ys0}$  et du coefficient tangent isotrope  $E_{Tiso}$  est présentée dans la Figure VI-21.

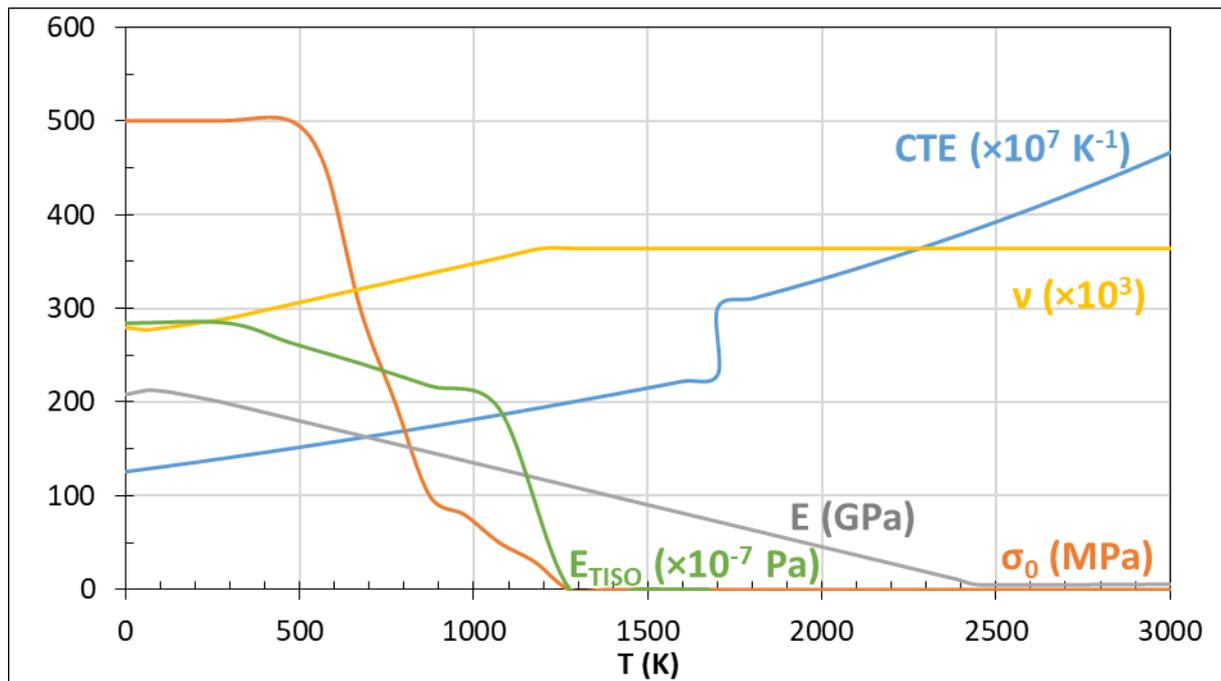


Figure VI-21 : Module d'Young, coefficient de Poisson, limite d'élasticité, module tangent isotrope et coefficient de dilatation thermique du 304L en fonction de la température.

Le module d'Young et le coefficient de Poisson sont issus de la bibliothèque de matériaux de COMSOL « 304L [solid, polished] » (COMSOL, 2021a). Le coefficient tangent isotrope est issu de l'étude de Brickstad portant sur la nuance 316L, proche du 304L (BRICKSTAD *et al.*, 1998). Concernant la limite d'élasticité, pour réaliser les simulations thermo-mécaniques d'opérations de soudage ou de fabrication additive sur des aciers inoxydables austénitiques, les auteurs utilisent une limite d'élasticité d'environ 250 MPa à température ambiante, qui diminue avec la température (BRICKSTAD *et al.*, 1998; GUILMOIS, 2021; CAMBON, 2021). Cependant, le certificat matière de notre alliage indique une limite d'élasticité de 510 MPa à température ambiante. Étant donné que les contraintes résiduelles établies sont de même ordre de grandeur que la limite d'élasticité, il est nécessaire d'être aussi précis que possible. La limite d'élasticité a ainsi été modifiée afin de respecter les données du certificat de matériau et de reproduire au mieux les contraintes résiduelles. Dans l'étude de Brickstad, il est indiqué une limite d'élasticité à température ambiante de plus de 400 MPa pour la soudure (BRICKSTAD *et al.*, 1998). Ainsi, la limite d'élasticité définie ici a été utilisée pour l'ensemble de la pièce, que ce soit pour le substrat ou le cordon déposé.

### 2.2 Géométrie et conditions aux limites de la modélisation mécanique

La géométrie et le maillage utilisés sont les mêmes que dans les modélisations thermiques précédentes (partie 1.2). Lors des expériences, les tôles sont posées sur la table de soudage et ne sont pas bridées. La condition limite « libre » est alors appliquée sur toutes les frontières vertes de la Figure VI-2. De même, une condition de symétrie est appliquée sur la face bleue de la Figure VI-2-a dans le cas des pièces avec un seul dépôt. Une durée de calcul de 30 h et de 140 h a été nécessaire pour la configuration à un seul dépôt et à deux dépôts, respectivement.

### 2.3 Confrontations expérimentales

Les simulations ont été confrontées à deux cas expérimentaux. Le premier consiste en un dépôt au centre de la pièce, et le second concerne deux dépôts successifs dans la configuration « aller – aller » avec un temps d'attente de 94 s entre les deux dépôts. Les déformations et les contraintes résiduelles calculées après refroidissement sont présentées dans la Figure VI-22 et la Figure VI-23 respectivement, et sont comparées aux mesures expérimentales.

Il est constaté des déformations expérimentales relativement dispersées et des déformations simulées se trouvant dans la moyenne de celles obtenues expérimentalement, mettant en avant une bonne prédiction des déformations par les modèles. Les contraintes simulées présentent des contraintes de traction au centre de la tôle et de compression près des bords, tout comme dans les résultats expérimentaux. Les résultats sont du même ordre de grandeur. Cependant, les contraintes sont surestimées sous les dépôts, en raison de la non-prise en compte de la restauration d'écrouissage à haute température, qui fait l'objet du point suivant.

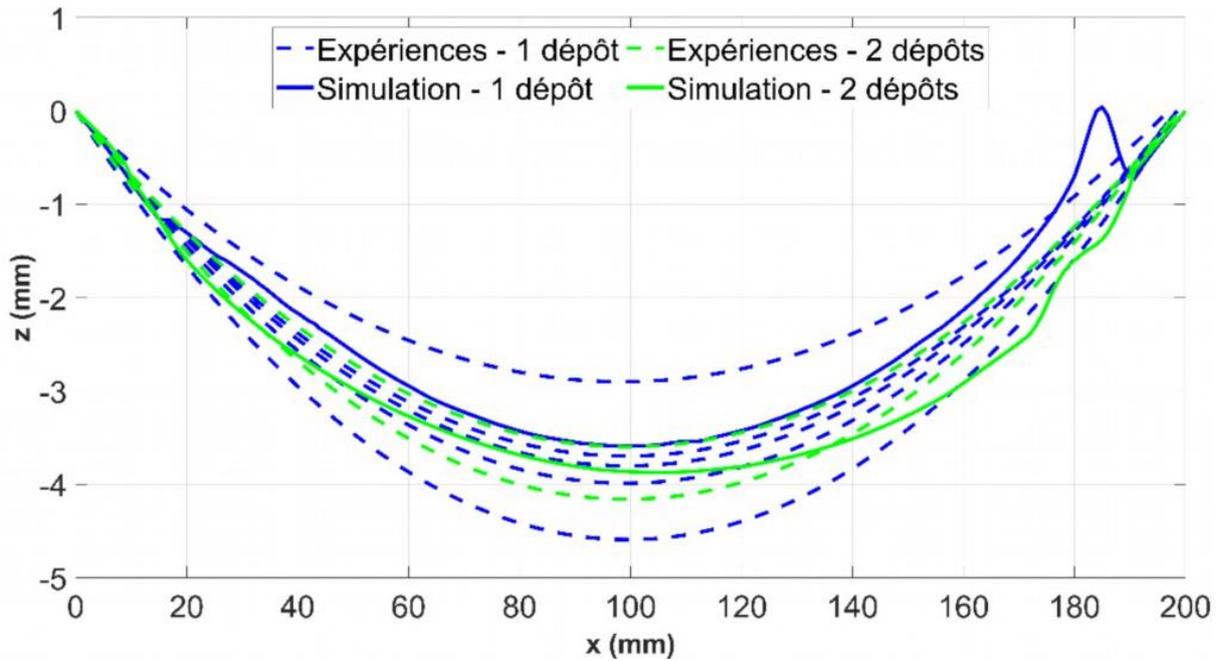


Figure VI-22 : Comparaison des déformations obtenues par simulation avec celles obtenues expérimentalement après un ou deux dépôts 304L.

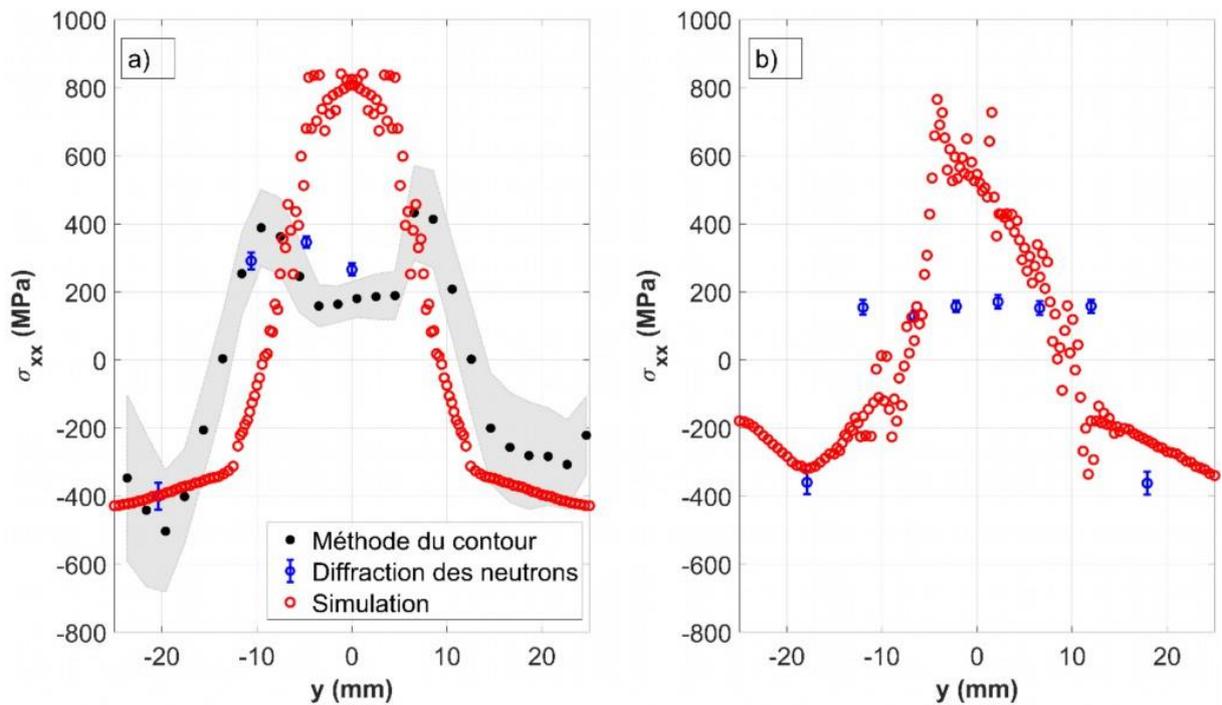


Figure VI-23 : Comparaison des contraintes longitudinales expérimentale et simulée en fonction de  $y$ , obtenues au milieu de la tôle après a) un dépôt de 304L et b) après deux dépôts 304L avec un temps d'attente de 94 s.

## 2.4 Prise en compte du phénomène de restauration d'écroissage

Lorsqu'un alliage est maintenu à haute température, des phénomènes de restauration et de recristallisation de la microstructure ont lieu, induisant l'effondrement des contraintes thermiques (MICHEL, 2018). Sur COMSOL, cela peut être pris en compte dans la physique "Mécanique du solide", par l'ajout de la fonctionnalité "Réglages des variables" dans "Plasticité". Une expression booléenne doit être indiquée pour initialiser la déformation plastique équivalente  $\varepsilon_{pe}$ .

Plusieurs températures de restauration d'écroissage ont ainsi été étudiées pour la pièce à un dépôt, qui sont 800 °C, 1000 °C et 1400 °C, au-dessus desquelles la déformation plastique équivalente  $\varepsilon_{pe}$  est initialisée à zéro. De 39 à 55h de calcul ont été nécessaires. Les contraintes et les déformations obtenues après refroidissement sont présentées respectivement dans la Figure VI-24 et la Figure VI-25.

Avec une température de restauration à 1400 °C, il s'avère que les contraintes et les déformations sont similaires au calcul qui ne prend pas en compte la restauration d'écroissage. En effet, au-delà de cette température, l'alliage étant à l'état liquide, il n'y a pas de plastification puisque les propriétés mécaniques sont nulles. Les contraintes de traction se développant lors du refroidissement sont alors similaires à celles observées lorsque la restauration d'écroissage n'est pas considérée.

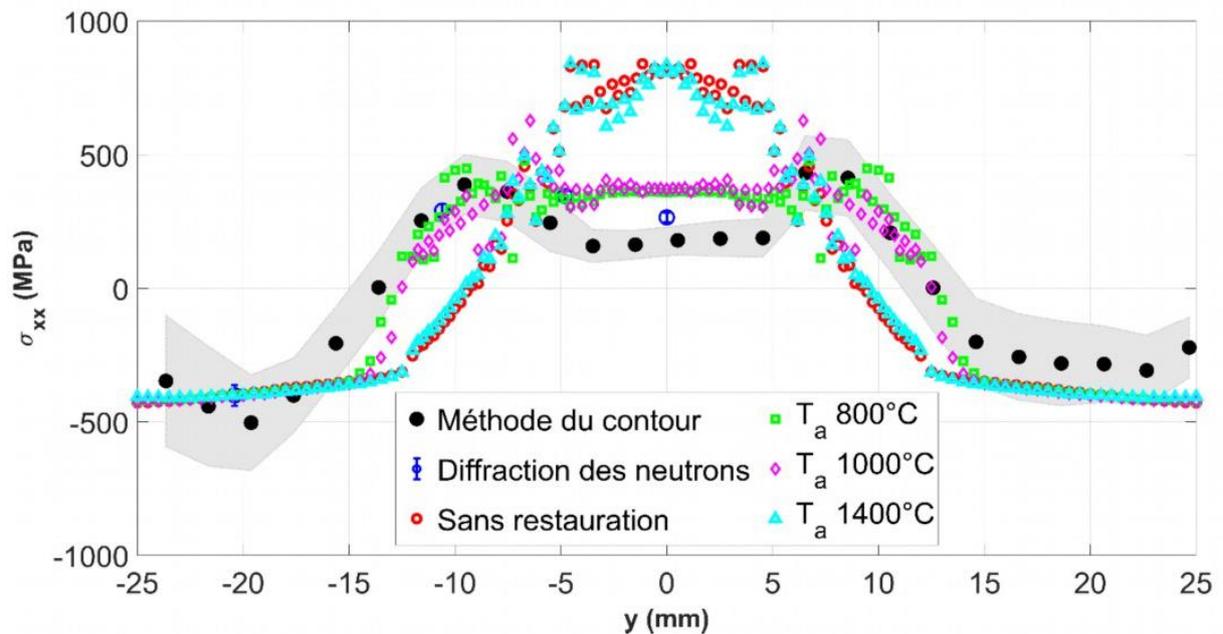


Figure VI-24 : Comparaison des contraintes longitudinales expérimentales et simulées en fonction de  $y$ , obtenues au milieu de la tôle après refroidissement avec ou non prise en compte de la restauration d'écroissage.

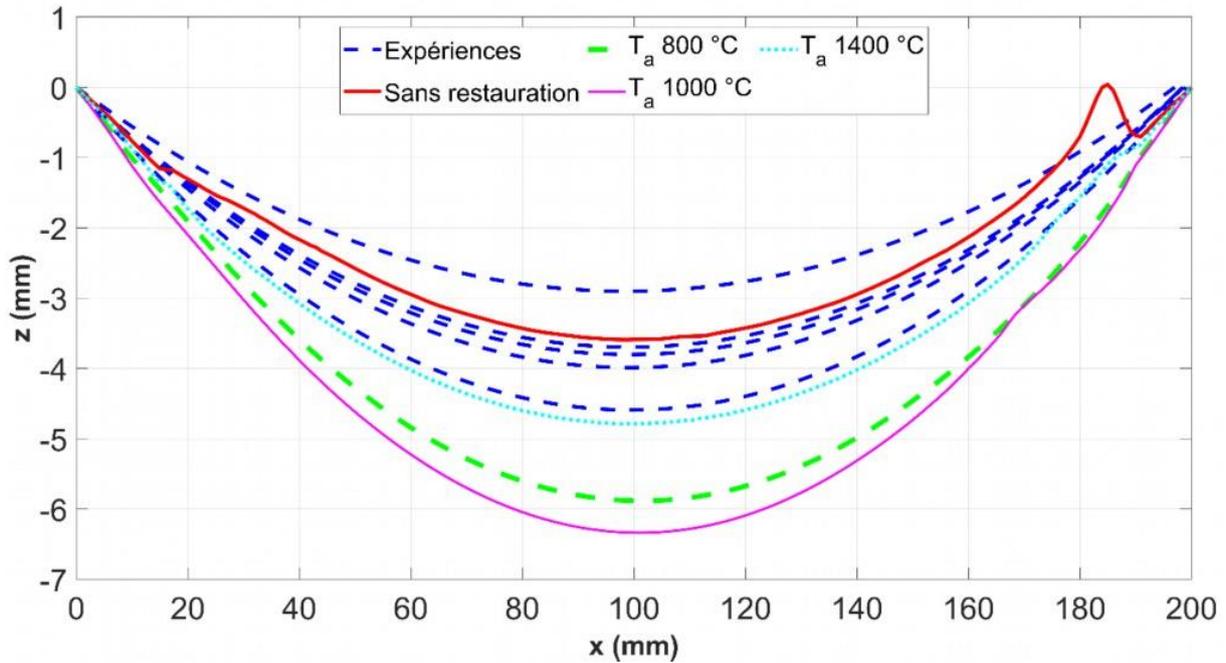


Figure VI-25 : Comparaison des déformations expérimentales et simulées, obtenues au milieu de la tôle après refroidissement avec ou non prise en compte de la restauration d'écroissage.

Lorsque la restauration d'écroissage a lieu à des températures supérieures à 1000 °C et 800 °C, une réduction des contraintes longitudinales sous le dépôt est constatée, avec des résultats similaires dans les deux cas, s'approchant des résultats expérimentaux. Ces observations concordent avec l'étude de Deng et ses coauteurs, qui préconise pour la nuance 304L d'utiliser une température de 1000 °C (DENG *et al.*, 2014). Li et ses coauteurs préconisent également une température d'environ 1000 °C pour l'alliage 316L (LI *et al.*, 2021). Cependant, à l'issue de nos calculs, avec une température de restauration d'écroissage à 1000 °C ou 800 °C, les déformations sont surestimées. Les études de Deng et Li et leurs coauteurs respectifs portent en effet sur les contraintes résiduelles, montrant une bonne concordance entre les simulations et les expériences, cependant, sans mention des déformations résiduelles.

D'autres auteurs ont proposé un modèle de restauration dynamique, comme par exemple Mouelle *et al.*, qui ont identifié une diminution progressive de la déformation plastique équivalente à partir de 400 °C sur le 316L, suite à des essais expérimentaux de compression et de traitements thermiques (MOUELLE *et al.*, 2020). Cambon a également utilisé un modèle de restauration dynamique linéaire entre 400 °C et 1000 °C pour la simulation de la fabrication additive de la nuance 316L, montrant une bonne correspondance avec un cas expérimental, tant pour les déformations que pour les contraintes résiduelles (CAMBON, 2021).

Un autre calcul a donc été réalisé en appliquant une restauration dynamique linéaire entre 400 °C et 1000 °C. Les contraintes et les déformations obtenues après refroidissement sont présentées respectivement dans la Figure VI-26 et dans la Figure VI-27.

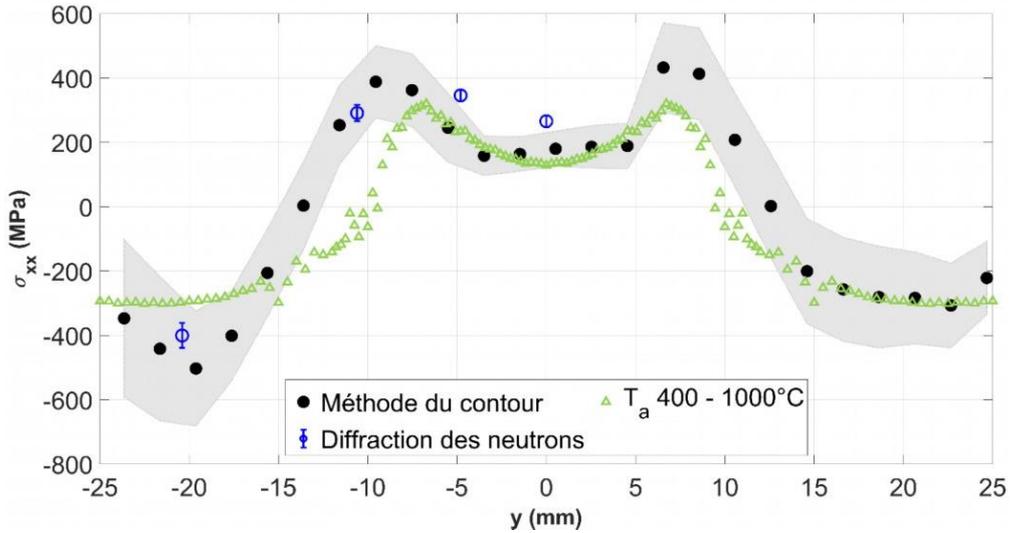


Figure VI-26 : Comparaison des contraintes longitudinales expérimentales et simulées en fonction de  $y$ , obtenues au milieu de la tôle après refroidissement avec prise en compte de la restauration d'écroissage dynamique linéaire entre 400 °C et 1000 °C.

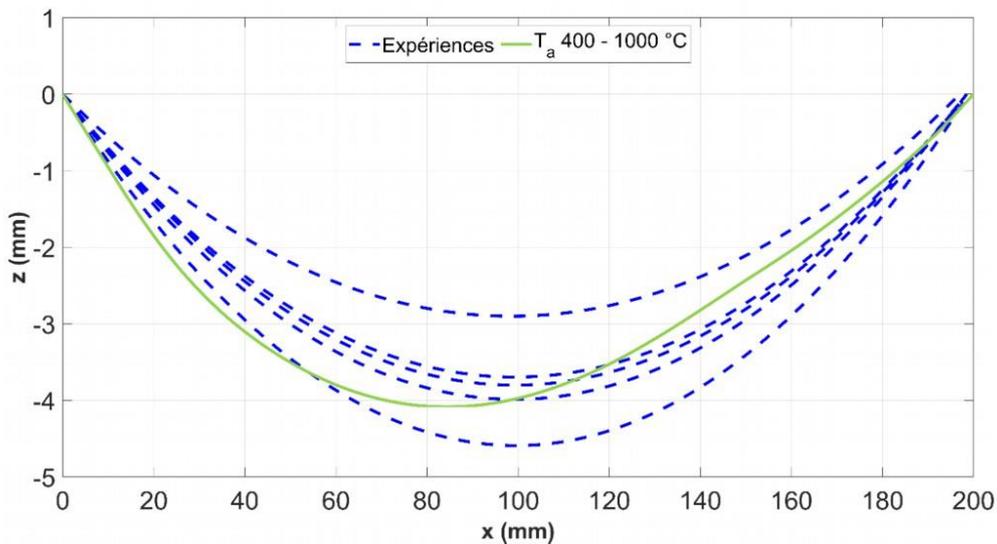


Figure VI-27 : Comparaison des déformations expérimentales et simulées, obtenues au milieu de la tôle après refroidissement avec prise en compte de la restauration d'écroissage dynamique linéaire entre 400 °C et 1000 °C.

Une meilleure reproduction des contraintes à la fois dans la partie en compression que dans la partie en traction est constatée. La contrainte maximale simulée est sous-estimée de moins de 100 MPa par rapport à celle déterminée expérimentalement. Dans le dépôt, une contrainte longitudinale moyenne de 283 +/- 9 MPa est obtenue, conforme à celle déterminée par diffraction des neutrons de 265 +/- 17 MPa. Il est cependant constaté une asymétrie des déformations par simulation qui n'a pas été constatée expérimentalement. La valeur de la flèche obtenue en simulation reste cependant similaire à celle mesurée expérimentalement.

Une prise en compte de la restauration dynamique linéaire entre 400 °C et 1000 °C permet alors de mieux prédire à la fois les déformations et les contraintes, que cela soit dans le dépôt mais aussi dans la tôle, avec une erreur de moins de 100 MPa.

### 3 Simulations thermo-mécano-métallurgiques

---

Cette dernière partie présente les simulations thermo-mécano-métallurgiques temporelles d'un dépôt de fil 415 sur une tôle de 304L réalisé avec le procédé TIG, dans le but de prédire les déformations et les contraintes résiduelles établies, en prenant en compte la présence d'une transformation de phases à l'état solide pendant le refroidissement. La géométrie et le maillage utilisés sont les mêmes que dans les modélisations thermiques et thermomécaniques présentées précédemment.

Le module « Metal Processing » de COMSOL permet de prendre en compte les transformations de phase telles que l'austénitisation et la transformation martensitique. Une loi des mélanges est appliquée sur les propriétés thermiques et mécaniques pour déterminer les propriétés d'un matériau constitué de plusieurs phases. Il est ainsi possible de prendre en compte les différents couplages entre la métallurgie, la mécanique et la thermique, les plus importants étant la déformation et la plasticité liée à la transformation.

Cependant, à ce jour, dans le cas d'une étude avec une source équivalente mobile, ce module ne permet pas de résoudre des calculs temporels avec un couplage thermo-mécano-métallurgique. Il est possible de l'utiliser pour prédire les phases en présence en fonction du champ de température, mais avec une source de chaleur mobile, le calcul devient très lent, et des problèmes de convergence apparaissent au bout de quelques secondes de calcul.

Deux méthodes sont alors proposées ici, sans utiliser le module « Metal Processing », permettant de prendre en compte la déformation liée aux transformations de phase à l'état solide.

#### 3.1 Définition des cinétiques de transformations de phase

Sans le module « Metal Processing », il est nécessaire de définir des fonctions analytiques représentant les cinétiques de transformations de phase.

Généralement, la proportion de la phase transformée lors de la transformation martensitique se définit avec la loi de Koistinen et Marburger présentée par l'équation I-33 dans le premier chapitre (KOISTINEN *et al.*, 1959).  $M_s$  et  $\beta$  ont été fixés à 210 °C et 0,04 suite à l'essai de dilatométrie libre réalisé sur un échantillon d'un dépôt 100 % 415, présenté dans la partie 3.1.4 du chapitre quatre.

Concernant l'austénitisation, la proportion d'austénite a été définie comme étant égale à 0 en dessous de 700 °C et égale à 1 au-dessus de 850 °C. La proportion varie linéairement entre les deux.

En première approximation, les propriétés matériaux utilisées sont celles de la nuance 304L précédemment présentées, hormis pour le coefficient de dilatation thermique qui a été fixé à  $20 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$  pour l'austénite et à  $11 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$  pour la martensite.

### 3.2 Présentation de la méthode de la température de référence

Afin de reproduire la dilatation lors de la transformation martensitique, la première méthode est celle proposée dans la documentation de COMSOL et consiste à définir deux "températures de référence pour le volume" pour l'austénite et la martensite (COMSOL, 2021b). Cette température de référence correspond à la température pour laquelle la dilatation thermique est nulle. À cette température, la pièce possède donc les dimensions définies initialement lors de la construction de la géométrie. Une loi des mélanges dépendante des proportions de phases est alors appliquée sur la température de référence globale, ainsi que sur les propriétés matériaux, ici le coefficient de dilatation thermique uniquement. La déformation thermique est alors calculée par l'équation VI-8 :

$$\varepsilon_{th} = (p_{\gamma} \times CTE_{\gamma} + p_{\alpha'} \times CTE_{\alpha'}) \times \left( T - (p_{\gamma} \times T_{ref_{\gamma}} + p_{\alpha'} \times T_{ref_{\alpha'}}) \right) \quad (VI - 8)$$

Cette méthode est illustrée par la Figure VI-28, correspondant à un essai de dilatométrie libre, avec une température de référence pour le volume égale à la température ambiante pour l'austénite et égale à -750 °C pour la martensite. Celle-ci a été déterminée suite à l'essai de dilatométrie libre réalisé expérimentalement sur un dépôt 100 % 415 sur 304L. Lors du refroidissement, il est constaté que la dilatation lors de la transformation martensitique est correctement reproduite. Cependant, lors du chauffage, il s'avère que la contraction lors de l'austénitisation n'est pas reproduite, et au contraire, une dilatation se produit.

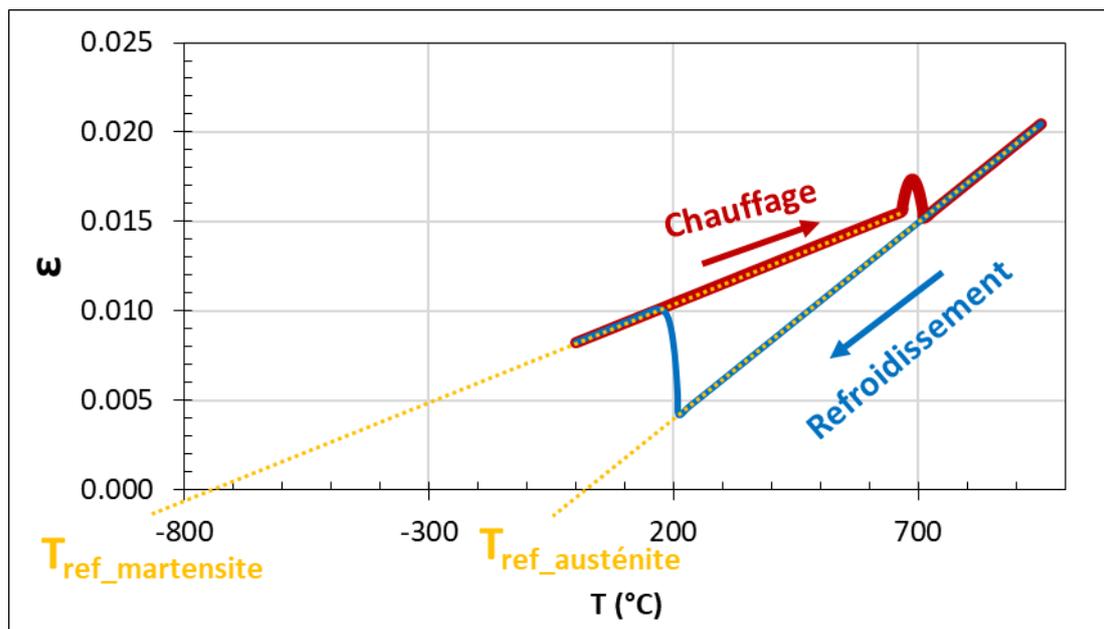


Figure VI-28 : Illustration de la méthode de la température de référence lors d'un essai de dilatométrie libre. La courbe rouge correspond au chauffage et la bleue au refroidissement. Les droites jaunes sont le prolongement des portions linéaires du chauffage et du refroidissement où leurs intersections avec l'axe des abscisses correspondent aux températures de référence pour le volume pour la martensite et l'austénite respectivement.

Ainsi, dans le cas où plusieurs passes seraient déposées avec un temps d'attente permettant de descendre en dessous de  $M_s$  entre chaque passe, cette méthode ne permettrait pas de reproduire correctement la déformation et les contraintes. Une autre méthode est ainsi proposée ci-dessous, consistant à redéfinir la déformation thermique.

### 3.3 Présentation de la méthode de la définition de la déformation thermique

Afin de pouvoir reproduire la contraction lors de l'austénitisation et la dilatation lors de la transformation martensitique, il est nécessaire de redéfinir la déformation thermique en ajoutant un terme dépendant de la proportion de phases, comme cela a été effectué dans les travaux de Ramard, telle que définie par l'équation VI-9 (RAMARD, 2018) :

$$\varepsilon_{th} = (p_{\gamma} \times CTE_{\gamma} + p_{\alpha'} \times CTE_{\alpha'}) \times (T - T_{ref}) + \Delta\varepsilon \times p_{\alpha'} \quad (VI - 9)$$

Le terme  $\Delta\varepsilon$  doit être ajusté en fonction des expériences de dilatométrie libre, et a été fixé à 0,009 ici. Cette fois-ci, la température de référence ne dépend pas des proportions de phases et est fixée à 20 °C.

La Figure VI-29 illustre cette méthode, qui, cette fois-ci, reproduit bien à la fois la contraction lors de l'austénitisation au chauffage et la dilatation lors de la transformation martensitique au refroidissement. Cette méthode pourrait ainsi être appliquée lors de simulations impliquant plusieurs dépôts avec une température interphase descendant en dessous de  $M_S$ .

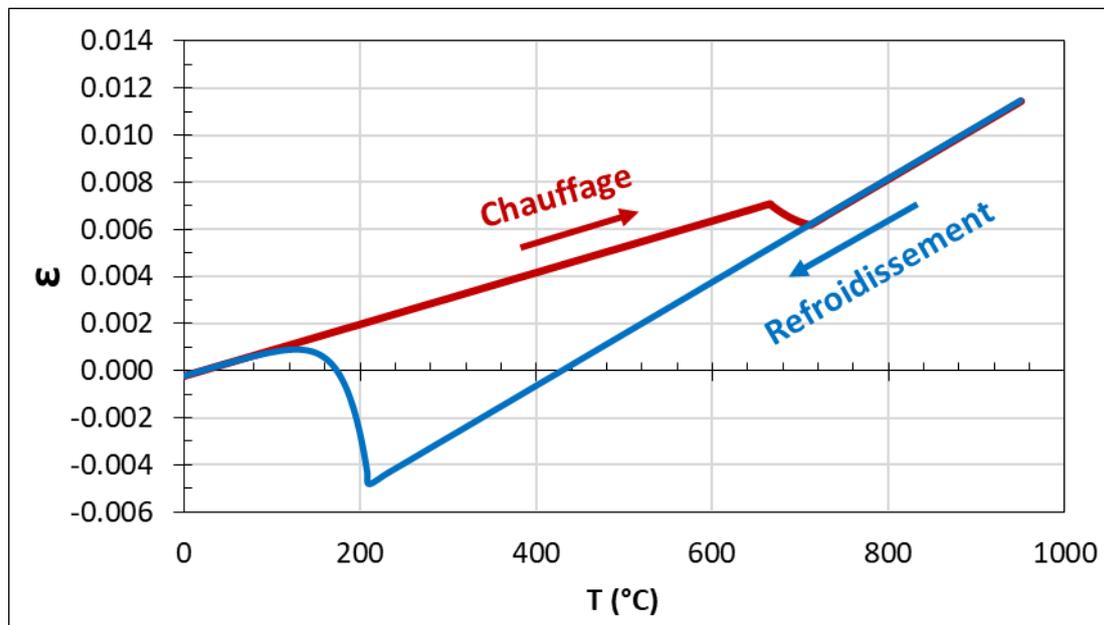


Figure VI-29 : Illustration de la méthode de la définition de la déformation thermique lors d'un essai de dilatométrie libre. La courbe rouge correspond au chauffage et la bleue au refroidissement.

### 3.4 Confrontations expérimentales

Dans le cas d'un dépôt de la nuance 415 sur un substrat en 304L, la transformation martensitique n'a lieu qu'une seule fois lors du refroidissement, sans austénitisation. De ce fait, les deux méthodes ont été appliquées et comparées.

Pour les deux solutions proposées, il est constaté que les tôles présentent une déformation de type concave juste après le dépôt, et de type convexe après la transformation martensitique. Ceci est illustré dans la Figure VI-30. Les deux méthodes reproduisent bien le phénomène observé expérimentalement lors du dépôt du fil 415 sur une tôle en 304L. La déformation finale est comparée aux mesures expérimentales dans la Figure VI-31.

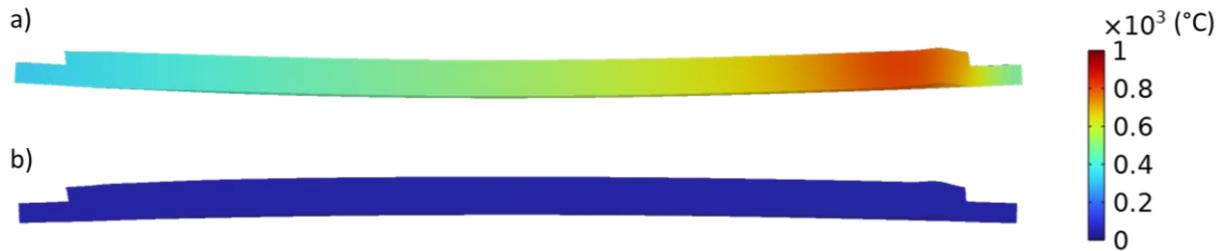


Figure VI-30 : Déformation de la tôle obtenue après simulation thermo-mécano-métallurgique a) juste après le dépôt et b) après transformation martensitique.

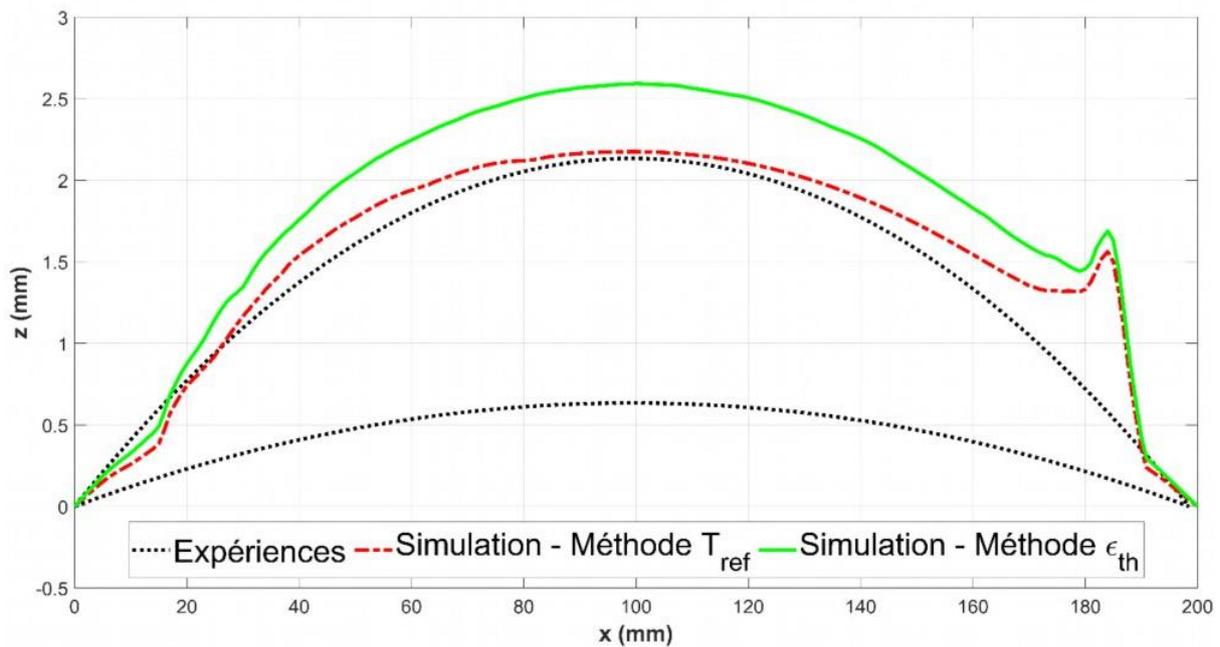


Figure VI-31 : Comparaison des déformations obtenues par simulations avec celles obtenues expérimentalement après un dépôt 415 sur substrat 304L.

La flèche obtenue montre une différence inférieure à 0,5 mm entre les deux méthodes, toute deux proches d'un des résultats expérimentaux.

De même, la contrainte longitudinale obtenue après le refroidissement au milieu de la pièce pour les deux méthodes est similaire et est illustrée dans la Figure VI-32.

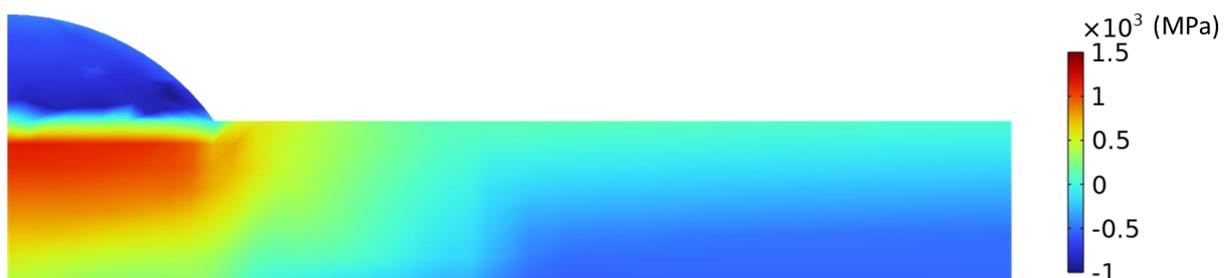


Figure VI-32 : Vue transverse de la contrainte longitudinale au milieu de la tôle.

Comme attendu, des contraintes de compression sont obtenues près des bords et dans le dépôt, tandis que des contraintes de traction sont obtenues près du dépôt. Elles sont cependant largement supérieures à celles obtenues expérimentalement. En effet, le point le plus en traction présente une contrainte longitudinale de 500 MPa par diffraction des neutrons, contre près de 1500 MPa par simulation.

Cet écart peut s'expliquer par le fait que le phénomène de plasticité de transformation n'est pas pris en compte, ce qui permettrait d'obtenir des contraintes moins élevées. De plus, la restauration d'écrouissage n'a pas été considérée ici, ce qui, comme nous l'avons vu précédemment, permettrait d'abaisser davantage la contrainte sous le dépôt. Enfin, les propriétés matériaux utilisées sont celles du 304L. Il serait alors nécessaire de caractériser le dépôt de 415 afin de déterminer ses propriétés et leur dépendance avec la température pour prédire les déformations et les contraintes le plus précisément possible.

Néanmoins, il a été constaté que, tant qu'il n'y a qu'une seule transformation martensitique lors du refroidissement, il semble que les deux méthodes permettent d'obtenir des résultats similaires, avec un temps de calcul de 53 h pour la méthode de la température de référence, contre 59 h pour la méthode de la déformation thermique. Un gain de temps de 10 % est constaté avec la méthode de la température de référence, qui pourra être privilégiée dans des calculs où l'austénitisation n'intervient pas.

## Conclusion du chapitre

---

Les simulations numériques reproduisant des dépôts TIG permettent de prédire les déformations et les contraintes résiduelles en plus du champ de température dans toute la pièce, lors des dépôts mais aussi pendant le refroidissement, résultat difficilement accessible lors des expériences. Ces données peuvent permettre de mieux comprendre les résultats expérimentaux, en interprétant les cycles de température comme par exemple les vitesses de refroidissement et les températures maximales atteintes au regard du comportement mécanique et des propriétés du matériau.

Lors de ce chapitre, plusieurs sources équivalentes ont été optimisées, à savoir la source volumique à double ellipsoïde, la source surfacique à double ellipsoïde, la source surfacique gaussienne, et la source surfacique gaussienne annulaire. Il a été constaté que la source surfacique gaussienne à double ellipsoïde reproduit le mieux la forme du bain de fusion, tandis que la source gaussienne surfacique permet de mieux reproduire les champs de température de la pièce lors du dépôt. C'est donc cette dernière qui a été sélectionnée pour réaliser les calculs thermo-mécaniques temporels.

Une loi de comportement à plasticité linéaire isotrope, avec prise en compte de la restauration d'écrouissage linéaire entre 400 °C et 1000 °C permet de prédire les déformations et les contraintes résiduelles avec une erreur de moins de 100 MPa.

Enfin, deux méthodes ont été étudiées pour prendre en compte les déformations liées aux transformations de phase. La méthode de la température de référence permet de reproduire correctement la dilatation lors de la transformation martensitique, mais pas la contraction lors de l'austénitisation, contrairement à la méthode de la définition de la déformation thermique qui reproduit correctement les deux phénomènes. Cette dernière nécessite cependant un temps de calcul de 10 % plus long. La première méthode pourrait alors être privilégiée dans le cas où il n'y a pas d'austénitisation lors du calcul. Pour reproduire correctement les déformations et les contraintes, les phénomènes de restauration d'écrouissage et de plasticité de transformation restent à être considérés.

# Conclusion générale et perspectives

## Conclusion générale

Ces travaux de thèse portent sur la réduction des déformations et des contraintes résiduelles dans des pièces en acier inoxydable réalisées ou soudées avec le procédé TIG par l'introduction d'une variabilité de la composition du métal d'apport. Il a été proposé dans ce but d'utiliser deux fils d'apport de compositions chimiques différentes présentant des différences de propriétés thermo-physiques, mécaniques et/ou métallurgiques. Quatre couples d'aciers inoxydables ont ainsi été sélectionnés :

- austénitique 304L + ferritique 430,
- austénitique 304L + martensitique 415,
- martensitique 415 + austénitique 304L,
- martensitique 415 + ferritique 430.

Pour chaque couple, le premier alliage cité a été utilisé en tant que métal de base et premier fil d'apport, alors que le second alliage a servi de deuxième fil d'apport uniquement.

L'ajout du second alliage s'est fait soit par l'alternance de dépôts de deux fils (l'un de même nature que le métal de base et l'autre correspondant au second alliage) pour amener à une architecturation de la pièce ou de la soudure, soit par le mélange *in situ* des deux fils. Dans le cas des soudures, le mélange *in situ* s'est effectué en faisant varier graduellement la proportion de l'un par rapport à l'autre selon l'épaisseur du joint soudé, pour amener à une soudure à gradient de composition.

Tout d'abord, une première étude a permis de vérifier la répétabilité, la régularité et la reproductibilité des dépôts TIG, mais aussi l'évolution de la géométrie des dépôts en fonction de l'intensité de soudage, de la vitesse de soudage et de la vitesse de dévidement du fil, montrant des résultats conformes à la littérature. La méthode du disque, consistant à assimiler le profil du dépôt à une portion de disque et à relier ses caractéristiques géométriques aux paramètres procédé et aux propriétés matériau, a été adaptée dans le cas de dépôts TIG de 304L sur substrat 304L. Cette étude a alors permis de prédire la géométrie de mono-dépôt de 304L ne présentant pas de défaut et a mis en avant que l'ajout d'un terme constant dans la relation analytique de la largeur permet d'améliorer la prédiction du modèle. Il est à noter toutefois qu'un travail théorique reste à faire afin de justifier physiquement la nécessité du terme constant dans la relation de la largeur. L'étude a été étendue avec succès non seulement au cas où deux fils sont mélangés mais aussi au cas de la construction d'un mur de 304L. Dans ce dernier cas, il a été constaté qu'il était nécessaire de prendre en compte la portion refondue de la passe précédente pour décrire fidèlement la portion des disques lorsqu'ils sont empilés. Les relations développées dans le troisième chapitre ont ainsi été utilisées dans les simulations numériques du sixième chapitre, permettant une meilleure adaptabilité des modèles en réalisant une construction automatique de la géométrie, évitant ainsi de déterminer expérimentalement la taille de chaque cordon déposé ou encore de lourds calculs de mécanique des fluides dans le bain en fusion. Cette étude représente alors un premier pas vers la prédiction des géométries de pièces complexes réalisées par fabrication additive, que cela soit pour la simulation des phénomènes thermo-mécaniques mais aussi pour l'automatisation de la construction de pièces 3D.

## Conclusion générale et perspectives

Sur la base des résultats obtenus avec le modèle du disque, il a alors été possible de choisir les paramètres optimaux afin de déposer des cordons présentant la géométrie souhaitée, avec une bonne santé matière, et ce, avec les trois fils étudiés pour réaliser l'étude du quatrième chapitre. Cette dernière porte sur la microstructure, les déformations et les contraintes résiduelles obtenues avec un ou deux fils d'apport. L'établissement des contraintes et des déformations résiduelles a été étudié dans le cas des deux premiers couples (304L – 430 et 304L – 415) lors de dépôts sur tôles fines. Les résultats ont montré que lorsque le second fil possède un coefficient de dilatation thermique significativement plus faible que le premier et qu'il est capable de provoquer une transformation martensitique à basse température, une réduction des déformations est observée, que ce soit en le mélangeant au premier ou en le déposant après le premier. Il a également été constaté que, plus il y a de martensite dans le mélange, moins les tôles sont déformées de façon concave. Les contraintes ont été diminuées à proximité du cordon lorsque des mélanges sont réalisés. Cependant, loin du cordon, elles sont au moins égales au cas de référence (304L sur 304L). La pièce avec un dépôt contenant 50 % de 430 et 50 % de 304L est intéressante, car elle permet d'obtenir un bon compromis entre la réduction des déformations et la limitation des contraintes. En effet, il a été constaté que déposer un cordon triphasé, avec un peu de martensite, de ferrite et d'austénite, permettait d'obtenir un compromis entre les déformations et les contraintes. Les études des deux derniers couples en configuration de dépôts simples (415 – 430 et 415 – 304L) ont cependant montré une augmentation des déformations lorsque le second fil est moins susceptible de créer de la martensite dans le dépôt ou dans la soudure, lorsqu'il a une limite d'élasticité plus faible et/ou un coefficient de dilatation thermique plus élevé que le premier.

L'étude du chapitre quatre aura permis de comprendre la contribution de chacune des phases sur les contraintes et les déformations, et a ainsi aidé à mieux appréhender le soudage multipasse de tôles épaisses (20 mm) à double-fils qui a fait l'objet de l'étude du chapitre cinq. En effet, l'établissement des contraintes et des déformations résiduelles a été étudié dans le cas des deux premiers couples (304L – 430 et 304L – 415) lors du soudage de tôles épaisses chanfreinées en V. Les résultats ont mis en avant la possibilité de réduire les déformations en utilisant différentes stratégies de dépôt de fils, par rapport à une pièce réalisée uniquement avec le fil 304L, et cela sans modifier considérablement les contraintes établies dans le métal de base. Les joints soudés contenant le plus de martensite présentent une déformation de l'assemblage la plus faible. La stratégie alternée utilisant les fils 304L et 415 est particulièrement intéressante puisqu'elle a permis de réduire les déformations de 18 % tout en présentant des contraintes similaires à celles de la pièce 100 % 304L, et même inférieures au sein du joint soudé. De plus, les essais de traction sur des éprouvettes prélevées transversalement au joint soudé ont mis en avant que cette configuration de soudage a permis de mieux s'approcher des caractéristiques mécaniques minimales fixées par la norme ISO 10088-3 par rapport à une pièce soudée uniquement avec le fil 415.

Ces études expérimentales nous auront également permis de mettre en avant la complexité d'indexer l'austénite par EBSD dans le cas d'un acier inoxydable biphasé, voire triphasé, avec une microstructure certainement trop fine ou trop écrouie pour les méthodes mises en œuvre. Les analyses EBSD couplées aux mesures EDX, aux macrographies et aux essais de dureté auront tout de même permis d'estimer les phases majoritairement présentes dans les différentes portions des soudures. De plus, la méthode des intensités intégrées en DRX, en considérant plusieurs paires de pics identifiables, est un bon moyen d'évaluer la proportion d'austénite, malgré la non prise en compte de la texture. Quant à la martensite, sa présence a pu être établie grâce à des essais de dilatométrie libre. Cependant, cette technique ne permet pas de quantifier la proportion de martensite, car les cinétiques de transformation de phase dans certaines nuances dépendent de la vitesse de chauffage (et de refroidissement) et du temps de maintien à haute température. Il serait donc difficile d'obtenir les mêmes proportions de phase à la fin du cycle thermique qu'au début. Par la même occasion, ces études expérimentales auront permis d'observer la cohérence des résultats obtenus par diffraction des neutrons et par la méthode du contour sur la détermination des contraintes résiduelles, avec des différences inférieures à 100 MPa et des profils similaires.

Pour finir, le chapitre six présente les simulations par éléments finis réalisées à l'échelle de la pièce, prédisant les champs de température, les déformations et les contraintes lors de dépôts TIG. Plusieurs modèles ont été réalisés avec une complexité croissante en partant de simulations thermiques stationnaires puis temporelles, puis thermo-mécaniques pour terminer avec des simulations thermo-mécano-métallurgiques. Plusieurs sources équivalentes ont été optimisées, à savoir la source volumique à double ellipsoïde, la source surfacique à double ellipsoïde, la source surfacique gaussienne, et la source surfacique gaussienne annulaire. Il a été constaté que la source surfacique gaussienne à double ellipsoïde reproduit le mieux la forme du bain de fusion, tandis que la source gaussienne surfacique permet de mieux reproduire les champs de température de la pièce lors du dépôt. C'est donc cette dernière qui a été sélectionnée pour réaliser les calculs thermo-mécaniques temporels. Une loi de comportement à plasticité linéaire isotrope, avec prise en compte de la restauration d'écrouissage dynamique linéaire de 400 à 1000 °C, a permis de prédire à la fois la flèche finale, qui est conforme aux résultats expérimentaux, et les contraintes résiduelles avec une erreur de moins de 100 MPa par rapport aux mesures expérimentales. Enfin, deux méthodes ont été étudiées pour prendre en compte les déformations liées aux transformations de phase. La méthode de la température de référence a permis de reproduire correctement la dilatation lors de la transformation martensitique, mais pas la contraction lors de l'austénitisation, contrairement à la méthode de la définition de la déformation thermique qui a reproduit correctement les deux phénomènes. Cette dernière nécessite toutefois un temps de calcul 10 % plus long. La première méthode pourrait alors être privilégiée dans le cas où il n'y a pas d'austénitisation lors du calcul.

### Perspectives

Il a été mis en avant la possibilité de prédire la géométrie des dépôts réalisés par fabrication additive dans le cas de dépôts réalisés avec un ou deux fils d'apport ou encore dans le cas de la construction d'un mur. Il semblerait qu'il existe une dépendance linéaire entre les coefficients optimisés dans la relation analytique de la largeur et les proportions de fils déposés. Davantage d'essais seraient nécessaires pour valider cette hypothèse, qui, si confirmée, réduirait considérablement le nombre d'essais expérimentaux à réaliser pour prédire les géométries des dépôts selon les proportions de fil déposés.

Il a été mis en avant que l'utilisation de deux fils d'apport présentant des différences de propriétés thermiques, mécaniques et/ou métallurgique présentait un intérêt pour la réduction des contraintes et des déformations résiduelles, tant dans le contexte de la fabrication additive que dans celui du soudage. Il semblerait que la survenue de la transformation martensitique soit alors un paramètre prédominant dans la réduction des déformations dans le cas des aciers inoxydables. Il serait intéressant d'utiliser comme second fil une nuance complètement ferritique et présentant un coefficient de dilatation thermique plus faible que la nuance 304L afin d'étudier l'effet seul de cette propriété. De plus, il serait intéressant de déterminer les contraintes résiduelles dans le cas des deux derniers couples dans la configuration de dépôt (415 – 430L et 415 – 430), permettant de contrôler la possible réduction de celles-ci. Dans le cas du soudage de tôles épaisses, réaliser les dernières passes avec le fil 304L à la place du fil 415 pourrait permettre d'atteindre l'allongement à la rupture spécifiée par la norme. Cela pourrait être au détriment d'une déformation plus importante, bien qu'à la vue de l'évolution des déformations pendant le soudage il semblerait que la plupart des déformations s'établissent lors des premières passes. Ainsi, une stratégie graduée mais inversée pourrait permettre de réduire les déformations, d'obtenir une soudure en partie en compression, permettant d'améliorer la durée de vie en fatigue de la pièce, tout en conservant des caractéristiques mécaniques conformes. Utiliser deux fils d'apport représente alors une solution prometteuse et facilement industrialisable permettant une meilleure maîtrise des déformations et des contraintes. Cette solution a été appliquée au cas des aciers inoxydables, mais pourrait être appliquée à plusieurs autres couples d'alliages comme énoncé dans le chapitre deux.

Enfin, les simulations thermo-mécaniques de dépôt(s) de 304L ont permis de prédire fidèlement les champs de température, les déformations et les contraintes dans toute la pièce, lors des dépôts mais aussi pendant le refroidissement. L'accès à ces résultats représente un réel enjeu du fait de la difficulté d'accès à certaines mesures expérimentales comme les champs de températures et les contraintes résiduelles. Ces données permettent alors de mieux comprendre les résultats expérimentaux, en interprétant les cycles de température comme par exemple les vitesses de refroidissement et les températures maximales atteintes au regard du comportement mécanique et des propriétés du matériau, sans avoir à les mesurer. Dans les calculs réalisés, un ou deux dépôts ont été simulés. Dans le cas où plusieurs autres passes seraient réalisées, comme dans le cas du soudage multipasses ou de la construction d'un mur, une loi de comportement cinématique pourrait être nécessaire pour reproduire plus fidèlement les contraintes, permettant notamment la prise en compte de l'effet Bauschinger. Dans le cas des simulations thermo-mécano-métallurgiques de dépôt de l'acier 415, il serait nécessaire de caractériser les propriétés de cette nuance ainsi que leur dépendance avec la température puisqu'elles restent encore mal connues. De plus, la plasticité de transformation qui n'a pas été prise en compte ici, est à considérer en plus de la déformation de transformation, ce qui permettrait de mieux prédire l'état de contrainte et les déformations simulées.

# Bibliographie

- ABRASSART F., 1972, Influence des transformations martensitiques sur les propriétés mécaniques des alliages du système Fe-Ni-Cr-C. Thèse de doctorat, Université de Nancy I.
- ADAMS J., 1958, Cooling rates and peak temperatures in fusion welding. *Welding J.* (N.Y.). Vol. Vol: 37.
- ADHITHAN B. & PANDEY C., 2021, Study on effect of grain refinement of P92 steel base plate on mechanical and microstructural features of the welded joint. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*. Vol. 192, pages 104426. DOI : 10.1016/j.ijpvp.2021.104426.
- AFNOR, 2000, NF EN 10020 : Définition et classification des nuances d'acier.
- 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, 2014c, NF EN 10088-3 : Aciers inoxydables — Partie 3 : Conditions techniques de livraison pour les demi-produits, barres, fils tréfilés, profils et produits transformés à froid en acier résistant à la corrosion pour usage général.
- AFNOR, 2017, ISO 15614-1:2017 : Descriptif et qualification d'un mode opératoire de soudage pour les matériaux métalliques — Épreuve de qualification d'un mode opératoire de soudage — Partie 1 : Soudage à l'arc et aux gaz des aciers et soudage à l'arc du nickel et des alliages de nickel.
- AFNOR, 2018, NF EN ISO 6507-1 : Matériaux métalliques - Essai de dureté Vickers - Partie 1 : Méthode d'essai.
- AFNOR, 2020, NF EN ISO/ASTM 52910 : Fabrication additive - Conception - Exigences, lignes directrices et recommandations.
- AFNOR, 2022, NF EN ISO 4136 : Essais destructifs des soudures sur matériaux métalliques — Essai de traction transversale.
- ALIPOORAMIRABAD H., PARADOWSKA A., GHOMASHCHI R., KOTOUSOV A. & REID M., 2015, Quantification of residual stresses in multi-pass welds using neutron diffraction. *Journal of Materials Processing Technology*. Vol. 226, pages 40-49. DOI : 10.1016/j.jmatprotec.2015.07.002.
- ALTENKIRCH J., STEUWER A., PEEL M. J., WITHERS P. J., WILLIAMS S. W. & POAD M., 2008, Mechanical Tensioning of High-Strength Aluminum Alloy Friction Stir Welds. *Metallurgical and Materials Transactions A*. Vol. 39, issue 13, pages 3246-3259. DOI : 10.1007/s11661-008-9668-1.

## Bibliographie

- ALTENKIRCH J., STEUWER A., WITHERS P. J., WILLIAMS S. W., POAD M. & WEN S. W., 2009, Residual stress engineering in friction stir welds by roller tensioning. *Science and Technology of Welding and Joining*. Vol. 14, issue 2, pages 185-192. DOI : 10.1179/136217108X388624.
- ANDREWS K. W., 1965, Empirical formulae for the calculation of some transformation temperatures. *Journal of the Iron and Steel Institute*. Vol. 203, pages 721-727.
- AOKI S., NISHIMURA T. & HIROI T., 2005, Reduction method for residual stress of welded joint using random vibration. *Nuclear Engineering and Design*. Vol. 235, issue 14, pages 1441-1445. DOI : 10.1016/j.nucengdes.2005.02.005.
- ARNAUD D., BARBERY J., BIAIS R., FARGETTE B. & NAUDOT P., 1985, Propriétés du cuivre et de ses alliages. *Techniques de l'Ingénieur. Matériaux-Etude et propriétés des métaux*. Ref M4640 V1.
- ARNOLD O., BILHEUX J. C., BORREGUERO J. M., BUTS A., CAMPBELL S. I., CHAPON L., DOUCET M., DRAPER N., FERRAZ LEAL R., GIGG M. A., LYNCH V. E., MARKVARDSEN A., MIKKELSON D. J., MIKKELSON R. L., MILLER R., PALMEN K., PARKER P., PASSOS G., PERRING T. G., PETERSON P. F., REN S., REUTER M. A., SAVICI A. T., TAYLOR J. W., TAYLOR R. J., TOLCHENOV R., ZHOU W. & ZIKOVSKY J., 2014, Mantid—Data analysis and visualization package for neutron scattering and  $\mu$  SR experiments. *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section A: Accelerators, Spectrometers, Detectors and Associated Equipment*. Vol. 764, pages 156-166. DOI : 10.1016/j.nima.2014.07.029.
- ASADI P., ALIMOHAMMADI S., KOHANTORABI O., FAZLI A. & AKBARI M., 2020, Effects of material type, preheating and weld pass number on residual stress of welded steel pipes by multi-pass TIG welding (C-Mn, SUS304, SUS316). *Thermal Science and Engineering Progress*. Vol. 16, pages 100462. DOI : 10.1016/j.tsep.2019.100462.
- ASM HANDBOOK COMMITTEE, 1990a, Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials. Vol. 2. DOI : 10.31399/asm.hb.v02.9781627081627.
- ASM HANDBOOK COMMITTEE, 1990b, Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys. Vol. 1. DOI : 10.31399/asm.hb.v01.9781627081610.
- BALMFORTH M. C. & LIPPOLD J. C., 2000, A new ferritic-martensitic stainless steel constitution diagram. *Welding Journal*. Vol. 79, issue 12, pages 339s-345s.
- BARRALIS JEAN, 1983a, Chapitre 2 : Les alliages ferreux diagrammes de constitution à l'équilibre microstructures des aciers et des fontes non alliées. Dans *Métallurgie*. [Tome 2, Alliages ferreux]. Editions Communications actives, Paris.
- BARRALIS JEAN, 1983b, Chapitre 4 : Traitements thermiques des alliages ferreux. Dans *Métallurgie*. [Tome 2, Alliages ferreux]. Editions Communications actives, Paris.
- BARRALIS JEAN, 1983c, Chapitre 6 : Aciers inoxydables - aciers à outils. Dans *Métallurgie*. [Tome 2, Alliages ferreux]. Editions Communications actives, Paris.

## Bibliographie

- BERGHEAU J.-M., 2004, Modélisation numérique des procédés de soudage. Modélisation numérique des procédés de soudage. Vol. BT4, issue BM7758, pages BM7758.1-BM7758.15.
- BIELIK M., 2020, Thermo mechanical analysis of plasma based additive manufacturing of Ti 6Al 4V components using Simufact Welding. Thèse de doctorat, Vienna University of Technology, Vienna.
- 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. Vol. 75, issue 1, pages 11-25. DOI : 10.1016/S0308-0161(97)00117-8.
- CADIOU S., 2019, Modélisation magnéto-thermohydraulique de procédés de fabrication additive arc-fil (WAAM). Thèse de doctorat, Lorient.
- CAI X., DONG B., YIN X., LIN S., FAN C. & YANG C., 2020, Wire arc additive manufacturing of titanium aluminide alloys using two-wire TOP-TIG welding: Processing, microstructures, and mechanical properties. Additive Manufacturing. Vol. 35, pages 101344. DOI : 10.1016/j.addma.2020.101344.
- CAMBON C., 2021, Étude thermomécanique du procédé de fabrication métallique arc-fil : approche numérique et expérimentale. Thèse de doctorat, Université Montpellier.
- CAMBON C., BENDAOU D., ROUQUETTE S. & SOULIÉ F., 2018, Influence of the first weld bead on strain and stress states in wire+arc additive manufacturing. , In: *The 12th International Seminar "Numerical Analysis of Weldability"*, Institute for Materials Science, Joining and Forming (IMAT), Seggau, Austria, p. ,
- CAMBON C., ROUQUETTE S., BENDAOU D., BORDREUIL C., WIMPORY R. & SOULIE F., 2020, Thermo-mechanical simulation of overlaid layers made with wire + arc additive manufacturing and GMAW-cold metal transfer. Welding in the World. Vol. 64, issue 8, pages 1427-1435. DOI : 10.1007/s40194-020-00951-x.
- CAPRICCIOLI A. & FROSI P., 2009, Multipurpose ANSYS FE procedure for welding processes simulation. Fusion Engineering and Design. Vol. 84, issue 2, pages 546-553. DOI : 10.1016/j.fusengdes.2009.01.039.
- CAZES R., 1995, Soudage à l'arc. Techniques de l'Ingénieur. Mécanique | Travail des matériaux-Assemblage. Ref B7730 V1.
- CETIM & INSTITUT DE SOUDURE, 1983, Mécanosoudage, fabrication.
- CHEN S., 2019, Investigation of FEM numerical simulation for the process of metal additive manufacturing in macro scale. Thèse de doctorat, Université de Lyon.
- CHENG X., FISHER J. W., PRASK H. J., GNÄUPEL-HEROLD T., YEN B. T. & ROY S., 2003, Residual stress modification by post-weld treatment and its beneficial effect on fatigue strength of welded structures. International Journal of Fatigue. Vol. 25, issue 9, pages 1259-1269. DOI : 10.1016/j.ijfatigue.2003.08.020.

## 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*. Vol. 199, issue 37, pages 2343-2359. DOI : 10.1016/j.cma.2010.02.018.
- COMSOL, 2021a, Librairie Matériaux de COMSOL version 6.0.
- COMSOL, 2021b, Metal Processing Module - User's Guide (Version COMSOL 6.0).
- COULES H. E., 2013, Contemporary approaches to reducing weld induced residual stress. *Materials Science and Technology*. Vol. 29, issue 1, pages 4-18. DOI : 10.1179/1743284712Y.0000000106.
- CULLITY B. D., 1978, Elements of X-ray Diffraction. DOI : 10.1119/1.1934486.
- DAVIS J. R., 1998, Metals Handbook Desk Edition. DOI : 10.31399/asm.hb.mhde2.9781627081993.
- DAVIS A. E., BREHENY C. I., FELLOWES J., NWANKPA U., MARTINA F., DING J., MACHRY T. & PRANGNELL P. B., 2019, Mechanical performance and microstructural characterisation of titanium alloy-alloy composites built by wire-arc additive manufacture. *Materials Science and Engineering: A*. Vol. 765, pages 138289. DOI : 10.1016/j.msea.2019.138289.
- DELONG W., 1974, Ferrite in austenitic stainless steel weld metal. *Welding Journal*. Vol. 53, issue 7, pages 273-286.
- DENG D. & KIYOSHIMA S., 2014, Influence of annealing temperature on calculation accuracy of welding residual stress in a SUS304 stainless steel joint. *Acta Metall Sin*. Vol. 50, issue 5, pages 626-632. DOI : 10.3724/SP.J.1037.2013.00565.
- DEPRADEUX L. & COQUARD R., 2018, Influence of viscoplasticity, hardening, and annealing effects during the welding of a three-pass slot weld (NET-TG4 round robin). *International Journal of Pressure Vessels and Piping*. Vol. 164, pages 39-54. DOI : 10.1016/j.ijpvp.2017.04.005.
- DESALOS Y., 1981, Comportement dilatométrique et mécanique de l'austénite métastable d'un acier A533. Vol. 95349401, issue 112.
- DING J., 2012, Thermo-mechanical analysis of wire and arc additive manufacturing process. Thèse de doctorat, Cranfield University.
- DING W., LIU Y., XIE J., SUN L. & LIU T., 2019, Influence of Stress on Kinetics and Transformation Plasticity of Ferrite Transformation Based on Hysteresis Effects. *Metals*. Vol. 9, issue 1, pages 73. DOI : 10.3390/met9010073.
- DINH-TRONG T., RYCKELYNCK D., HENDILI S. & ABBAS M., 2017, Modèle hyper-réduit directionnel pour la prévision simplifiée des contraintes résiduelles de soudage.
- 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*. Vol. 26, pages 138-146. DOI : 10.1016/j.addma.2018.12.013.

## Bibliographie

- DURAND-CHARRE M., 2012, Les matériaux ferreux : aciers et fontes. Dans La microstructure des aciers et des fontes genèse et interprétation.
- EL CHEIKH H., 2012, Fabrication directe par laser. Contrôle géométrique et thermique de dépôts d'acier 316L. Thèse de doctorat, Université de Nantes.
- EL CHEIKH H., COURANT B., BRANCHU S., HASCOËT J.-Y. & GUILLÉN R., 2012, Analysis and prediction of single laser tracks geometrical characteristics in coaxial laser cladding process. *Optics and Lasers in Engineering*. Vol. 50, issue 3, pages 413-422. DOI : 10.1016/j.optlaseng.2011.10.014.
- ESPY R. H., 1982, Weldability of nitrogen - strengthened stainless steels. *Welding Journal*. Vol. 61, pages 149-156.
- EVERAERTS J., SONG X., NAGARAJAN B. & KORSUNSKY A., 2018, Evaluation of macro- and microscopic residual stresses in laser shock-peened titanium alloy by FIB-DIC ring-core milling with different core diameters. *Surface and Coatings Technology*. Vol. 349. DOI : 10.1016/j.surfcoat.2018.06.043.
- FACHINOTTI V. D., ANCA A. A. & CARDONA A., 2011, Analytical solutions of the thermal field induced by moving double-ellipsoidal and double-elliptical heat sources in a semi-infinite body. *International Journal for Numerical Methods in Biomedical Engineering*. Vol. 27, issue 4, pages 595-607. DOI : 10.1002/cnm.1324.
- FARIAS R. M., TEIXEIRA P. R. F. & VILARINHO L. O., 2021, An efficient computational approach for heat source optimization in numerical simulations of arc welding processes. *Journal of Constructional Steel Research*. Vol. 176, pages 106382. DOI : 10.1016/j.jcsr.2020.106382.
- FENG Y., CHEN J., QIANG W. & WANG K., 2016, Microstructure and mechanical properties of aluminium alloy 7A52 thick plates welded by robotic double-sided coaxial GTAW process. *Materials Science and Engineering: A*. Vol. 673, pages 8-15. DOI : 10.1016/j.msea.2016.07.011.
- FENG Y., ZHAN B., HE J. & WANG K., 2018, The double-wire feed and plasma arc additive manufacturing process for deposition in Cr-Ni stainless steel. *Journal of Materials Processing Technology*. Vol. 259, pages 206-215. DOI : 10.1016/j.jmatprotec.2018.04.040.
- FITZPATRICK M. E. & LODINI A. (Éd.), 2003, *Analysis of Residual Stress by Diffraction using Neutron and Synchrotron Radiation*. DOI : 10.1201/9780203608999.
- FOURCADE T., 2023, Les essais des aciers. *Techniques de l'Ingénieur. Construction et travaux publics | Techniques du bâtiment : l'enveloppe du bâtiment*. Ref TBA1046.
- FOURNIER DIT CHABERT F., 2007, Rechargement laser d'un superalliage à base de nickel : étude expérimentale et modélisation de l'endommagement. Thèse de doctorat, Nantes.
- FRANCIS J. D., 2001, *Welding Simulations of Aluminum Alloy Joints by Finite Element Analysis*. Thèse de doctorat, Virginia Tech.

## Bibliographie

- FRANÇOIS D., 2001, Essais mécaniques et lois de comportement.
- FRAZIER W. E., 2014, Metal Additive Manufacturing: A Review. *Journal of Materials Engineering and Performance*. Vol. 23, issue 6, pages 1917-1928. DOI : 10.1007/s11665-014-0958-z.
- GAILLOT A.-C., DRITS V. A. & LANSON B., 2020, Polymorph and polytype identification from individual mica particles using selected area electron diffraction. *Clays and Clay Minerals*. Vol. 68, issue 4, pages 334-346. DOI : 10.1007/s42860-020-00075-9.
- GANESH K. C., BALASUBRAMANIAN K. R., VASUDEVAN M., VASANTHARAJA P. & CHANDRASEKHAR N., 2016, Effect of Multipass TIG and Activated TIG Welding Process on the Thermo-Mechanical Behavior of 316LN Stainless Steel Weld Joints. *Metallurgical and Materials Transactions B*. Vol. 47, issue 2, pages 1347-1362. DOI : 10.1007/s11663-016-0600-6.
- GERBEAUX H., PIETTE M., RENAULT J.-P. & BERTHET P., 1988a, Chapitre 1. Rappel de quelques caractéristiques physiques des métaux. Dans *Institut de soudure : Déformations et contraintes de soudage*.
- GERBEAUX H., PIETTE M., RENAULT J.-P. & BERTHET P., 1988b, Chapitre 2. Déformations et contraintes de soudage. Dans *Institut de soudure : Déformations et contraintes de soudage*.
- GHASEMI R., BEIDOKHTI B. & FAZEL-NAJAFABADI M., 2018, Effect of Delta Ferrite on the Mechanical Properties of Dissimilar Ferritic-Austenitic Stainless Steel Welds. *Archives of Metallurgy and Materials*. Vol. 63, iss. 1. DOI : 10.24425/118958.
- GOLDAK J. A. & AKHLAGHI M., 2005, Chapter I: Introduction. Dans *Computational Welding Mechanics*. Editions Springer.
- GOLDAK J., CHAKRAVARTI A. & BIBBY M., 1984, A new finite element model for welding heat sources. *Metallurgical Transactions B*. Vol. 15, issue 2, pages 299-305. DOI : 10.1007/BF02667333.
- GRAY T., CAMILLERI D. & MCPHERSON N., 2014, 4. Understanding welding distortion: thermal fields and thermo-mechanical effects. Dans *Control of welding distortion in thin-plate fabrication - Design support exploiting computational simulation*.
- GREENWOOD G. W., JOHNSON R. H. & ROTHERHAM L., 1965, The deformation of metals under small stresses during phase transformations. *Proceedings of the Royal Society of London. Series A. Mathematical and Physical Sciences*. Vol. 283, issue 1394, pages 403-422. DOI : 10.1098/rspa.1965.0029.
- GRISCH F., GICQUEL P. & HERVE P., 2009, Mesures de températures dans les gaz et les flammes - Mesures intrusives et mesures optiques intégrées. *Techniques de l'Ingénieur. Mesures-Analyses*. Ref R2752 v1.
- GUILMOIS L., 2021, Modélisation thermo-mécanique et approche expérimentale d'une opération de fabrication additive arc-fil. Thèse de doctorat, Université de Nantes, Nantes.

## Bibliographie

- HAIGH R. D., HUTCHINGS M. T., FITZPATRICK M. E., JAMES J. A., OKIDO S., MIZUNO R., OGAWA K. & HUGHES D. J., 2016, Residual stress characterization of single and triple-pass autogenously welded stainless steel pipes. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*. Vol. 144, pages 1-10. DOI : 10.1016/j.ijpvp.2016.05.003.
- HAMIDE M., 2008, Modélisation numérique du soudage à l'arc des aciers. Thèse de doctorat, Paris, ENMP.
- HAMMAR O. & SVENSSON U, 1979, Influence of steel composition on segregation and microstructure during solidification of austenitic stainless steels. London: *Solidification and Casting of Metals*, the Metals Society. , pages 401-10.
- HANNA F., 2016, A thermo-metallurgical-mechanical model for the numerical simulation of multipass GTA welding of martensitic X10CrMoVNb9-1 steel. Thèse de doctorat, Paris 6.
- HARRIS J. W. & STOCKER H., 2011, 3 Geometry and trigonometry in the plane. Dans *Handbook of Mathematics and Computational Science*. Editions Springer-Verlag New York Inc.
- HAUK V., 1997a, 2. X-ray diffraction. Dans *Structural and Residual Stress Analysis by Nondestructive Methods: Evaluation - Application - Assessment*. Editions Elsevier. DOI : 10.1016/B978-0-444-82476-9.X5000-2.
- HAUK V., 1997b, 1. Introduction. Dans *Structural and Residual Stress Analysis by Nondestructive Methods: Evaluation - Application - Assessment*. Editions Elsevier. DOI : 10.1016/B978-0-444-82476-9.X5000-2.
- HAUK V., 1997c, 3. Neutron diffraction methods. Dans *Structural and Residual Stress Analysis by Nondestructive Methods: Evaluation - Application - Assessment*. Editions Elsevier. DOI : 10.1016/B978-0-444-82476-9.X5000-2.
- HAUTESSERRE M., 2022, Etude, compréhension et amélioration des microstructures des cordons déposés par procédé Arc fil. Thèse de doctorat, Nantes Université.
- HAYNES A. G. & STEVEN W., 1956, The temperature of formation of martensite and bainite in low-alloy steels. *Journal of the Iron and Steel Institute*. Vol. 183, issue 8, pages 349-359.
- HENDILI S., 2017, Notice d'utilisation pour la simulation numérique du soudage.
- HOUNKPATI V., 2015, Analyse multiéchelle du comportement mécanique de matériaux métalliques biphasés. Thèse de doctorat DOI : 10.13140/RG.2.1.4588.4567.
- HUTCHINGS M. T., WITHERS P. J., HOLDEN T. M. & LORENTZEN T., 2005, 5. Interpretation and Analysis of Lattice Strain Data. Dans *Introduction to the Characterization of Residual Stress by Neutron Diffraction*. Editions CRC Press, Boca Raton. DOI : 10.1201/9780203402818.
- IRVINE K. J., 1960, The Physical Metallurgy of 12% Chromium Steels. *Journal of the Iron and Steel Institute*. Vol. 195, issue 8, pages 386-405.

## Bibliographie

- JACOB A., OLIVEIRA J., MEHMANPARAST A., HOSSEINZADEH F., KELLEHER J. & BERTO F., 2018, Residual stress measurements in offshore wind monopile weldments using neutron diffraction technique and contour method. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*. Vol. 96, pages 418-427. DOI : 10.1016/j.tafmec.2018.06.001.
- Ji V., 2003, Contribution à l'analyse par diffraction des rayons X de l'état microstructural et mécanique des matériaux hétérogènes. Thèse de doctorat, Université Lille1 - Sciences et Technologies.
- JOSEPH A., PALANICHAMY P., RAI S. K., JAYAKUMAR T. & RAJ B., 1998, Non-destructive measurement of residual stresses in carbon steel weld joints. *Science and Technology of Welding and Joining*. DOI : 10.1179/stw.1998.3.6.267.
- KAPLAN D. & MURRY G., 2001, Chapitre 3. Les phénomènes thermiques, métallurgiques et mécaniques dans la zone affectée par la chaleur en soudage. Dans *Métallurgie et mécanique du soudage, traité Mécanique Ingénierie des Matériaux*. Editions Lavoisier, Paris.
- KARMUHILAN M. & SOOD A. kumar, 2018, Intelligent process model for bead geometry prediction in WAAM. *Materials Today: Proceedings*. Vol. 5, issue 11, Part 3, pages 24005-24013. DOI : 10.1016/j.matpr.2018.10.193.
- KARPAGARAJ A., SIVA SHANMUGAM N. & SANKARANARAYANASAMY K., 2015, Some studies on mechanical properties and microstructural characterization of automated TIG welding of thin commercially pure titanium sheets. *Materials Science and Engineering: A*. Vol. 640, pages 180-189. DOI : 10.1016/j.msea.2015.05.056.
- KATEMI R. J., EPP J., HOFFMANN F. & STEINBACHER M., 2014, Investigations of Residual Stress Distributions in Retained Austenite and Martensite after Carbonitriding of a Low Alloy Steel. *Advanced Materials Research*. Vol. 996, pages 550-555. DOI : 10.4028/www.scientific.net/AMR.996.550.
- KERROUAULT N., 2000, Fissuration à chaud en soudage d'un acier inoxydable austénitique. Thèse de doctorat, Châtenay-Malabry, Ecole centrale de Paris.
- KHOSHROYAN A. & DARVAZI A. R., 2020, Effects of welding parameters and welding sequence on residual stress and distortion in Al6061-T6 aluminum alloy for T-shaped welded joint. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. Vol. 30, issue 1, pages 76-89. DOI : 10.1016/S1003-6326(19)65181-2.
- KIM C. S., 1975, Thermophysical properties of stainless steels. . Editions Argonne National Lab., Ill. (USA). DOI : 10.2172/4152287.
- KIM S.-H., KIM J.-B. & LEE W.-J., 2009, Numerical prediction and neutron diffraction measurement of the residual stresses for a modified 9Cr–1Mo steel weld. *Journal of Materials Processing Technology*. Vol. 209, issue 8, pages 3905-3913. DOI : 10.1016/j.jmatprotec.2008.09.012.

## Bibliographie

- KOISTINEN D. P. & MARBURGER R. E., 1959, A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels. *Acta Metallurgica*. Vol. 7, issue 1, pages 59-60. DOI : 10.1016/0001-6160(59)90170-1.
- KONDAPALLI S. P., RAO Ch. S. & RAO D., 2014, A Review on Welding of AISI 304L Austenitic Stainless Steel. *Journal for Manufacturing Science and Production*. Vol. 14, pages 1-11. DOI : 10.1515/jmsp-2012-0007.
- KOTECKI D. J. & SIEWERT T. A., 1992, WRC-1992 constitution diagram for stainless steel weld metals: a modification of the WRC-1988 diagram. *Welding Journal*. Vol. 71, issue 5, pages 171-178.
- Kou S., 2002a, 4. Fluid Flow and Metal Evaporation in Welding. Dans *Welding Metallurgy*. Editions John Wiley & Sons, Ltd. DOI : 10.1002/0471434027.ch5.
- Kou S., 2002b, 5. Residual Stresses, Distortion, and Fatigue. Dans *Welding Metallurgy*. Editions John Wiley & Sons, Ltd. DOI : 10.1002/0471434027.ch5.
- Kou S., 2002c, 1. Fusion Welding Processes. Dans *Welding Metallurgy*. Editions John Wiley & Sons, Ltd. DOI : 10.1002/0471434027.ch5.
- Kou S., 2002d, 2. Heat Flow in Welding. Dans *Welding Metallurgy*. Editions John Wiley & Sons, Ltd. DOI : 10.1002/0471434027.ch5.
- KUNG C. Y. & RAYMENT J. J., 1982, An examination of the validity of existing empirical formulae for the calculation of ms temperature. *Metallurgical Transactions A*. Vol. 13A, issue 2, pages 328-331.
- LACOMBE P., BAROUX B. & BERANGER G., 1990a, Chapitre 16 : Aciers inoxydables austénitiques. Dans *Les aciers inoxydables*. Editions EDP Sciences.
- LACOMBE P., BAROUX B. & BERANGER G., 1990b, Chapitre 22 : Soudabilité et métallurgie des soudures. Dans *Les aciers inoxydables*. Editions EDP Sciences.
- LACOMBE P., BAROUX B. & BERANGER G., 1990c, Chapitre 13 : Les aciers inoxydables martensitiques. Dans *Les aciers inoxydables*. Editions EDP Sciences.
- LACOMBE P., BAROUX B. & BERANGER G., 1990d, Chapitre 14 : Les aciers inoxydables ferritiques à 17% Cr. Dans *Les aciers inoxydables*. Editions EDP Sciences.
- LE FALHER C., 2023, Modélisation numérique d'une opération de fabrication additive WAAM en vue de visualiser les paramètres prépondérants afin de minimiser les déformations et contraintes engendrées. Thèse de doctorat, Nantes Université.
- LEBLOND J. B. & DEVAUX J., 1984, A new kinetic model for anisothermal metallurgical transformations in steels including effect of austenite grain size. *Acta Metallurgica*. Vol. 32, issue 1, pages 137-146. DOI : 10.1016/0001-6160(84)90211-6.

## Bibliographie

- LEBLOND J. B., DEVAUX J. & DEVAUX J. C., 1989, Mathematical modelling of transformation plasticity in steels I: Case of ideal-plastic phases. *International Journal of Plasticity*. Vol. 5, issue 6, pages 551-572. DOI : 10.1016/0749-6419(89)90001-6.
- LI S., CHEN W., HU L. & DENG D., 2021, Influence of Strain Hardening and Annealing Effect on the Prediction of Welding Residual Stresses in a Thick-Wall 316 Stainless Steel Butt-Welded Pipe Joint. *Acta Metall Sin.* Vol. 57, issue 12, pages 1653-1666. DOI : 10.11900/0412.1961.2020.00534.
- LI J., GUAN Q., SHI Y. W. & GUO D. L., 2004, Stress and distortion mitigation technique for welding titanium alloy thin sheet. *Science and Technology of Welding and Joining*. Vol. 9, issue 5, pages 451-458. DOI : 10.1179/136217104225021643.
- LIEURADE H.-P. & BLONDEAU R., 2008, Chapter 6. Fatigue Strength of Welded Joints. Dans *Metallurgy and Mechanics of Welding*. Editions John Wiley & Sons, Ltd. DOI : 10.1002/9780470611272.fmatter.
- LIN Y. C. & LEE K. H., 1997, Effect of preheating on the residual stress in type 304 stainless steel weldment. *Journal of Materials Processing Technology*. Vol. 63, issue 1, pages 797-801. DOI : 10.1016/S0924-0136(96)02727-6.
- LINDGREN L.-E., 2001, Finite Element Modeling and Simulation of Welding Part 1: Increased Complexity. *Journal of Thermal Stresses*. Vol. 24, issue 2, pages 141-192. DOI : 10.1080/01495730150500442.
- LINDGREN L. E., 2007, *Computational Welding Mechanics: Thermomechanical and Microstructural Simulations*.
- LIPPOLD J. C. & KOTECKI D. J., 2005a, 4 Martensitic stainless steels. Dans *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels*. Editions Wiley-Interscience, Hoboken, NJ. DOI : 10.4236/msa.2011.210195.
- LIPPOLD J. C. & KOTECKI D. J., 2005b, 6 Austenitic stainless steels. Dans *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels*. Editions Wiley-Interscience, Hoboken, NJ. DOI : 10.4236/msa.2011.210195.
- LIPPOLD J. C. & KOTECKI D. J., 2005c, 5 Ferritic stainless steels. Dans *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels*. Editions Wiley-Interscience, Hoboken, NJ. DOI : 10.4236/msa.2011.210195.
- LU J., 1996a, Chapter 8: Magnetic methods. Dans *Handbook of Measurement of Residual Stresses*. Editions Fairmont Press.
- LU J., 1996b, Chapter 5: X-ray Diffraction Method. Dans *Handbook of Measurement of Residual Stresses*. Editions Fairmont Press.
- LU J., 1996c, Chapter 9: Comparative study of different techniques. Dans *Handbook of Measurement of Residual Stresses*. Editions Fairmont Press.

## Bibliographie

- LU J., 1996d, Chapter 6: The Application of Neutron Diffraction To the Measurement of Residual Stress and Strain. Dans Handbook of Measurement of Residual Stresses. Editions Fairmont Press.
- LU J., 1996e, Chapter 2: Hole-drilling and Ring Core Methods. Dans Handbook of Measurement of Residual Stresses. Editions Fairmont Press.
- LU J., 1996f, Chapter 3: Layer Removal Method. Dans Handbook of Measurement of Residual Stresses. Editions Fairmont Press.
- LU Y., CHEN S., SHI Y., LI X., CHEN J., KVIDAHL L. & ZHANG Y. M., 2014, Double-electrode arc welding process: Principle, variants, control and developments. Journal of Manufacturing Processes. Vol. 16, issue 1, pages 93-108. DOI : 10.1016/j.jmapro.2013.08.003.
- LU H.-H., LI W.-Q., DU L.-Y., GUO H.-K., LIANG W., ZHANG W.-G. & LIU Z.-G., 2019, The effects of martensitic transformation and (Fe, Cr)<sub>23</sub>C<sub>6</sub> precipitation on the properties of transformable ferritic stainless steel. Materials Science and Engineering: A. Vol. 754, pages 502-511. DOI : 10.1016/j.msea.2019.03.110.
- LUNDBÄCK A., ALBERG H. & HENRIKSON P., 2005, Simulation and validation of TIG-welding and post weld heat treatment of an Inconel 718 plate. , In: Techn. Univ. TYG, p. 683-696.,
- MA Y., CUIURI D., HOYE N., LI H. & PAN Z., 2015, The effect of location on the microstructure and mechanical properties of titanium aluminides produced by additive layer manufacturing using in-situ alloying and gas tungsten arc welding. Materials Science and Engineering: A. Vol. 631, pages 230-240. DOI : 10.1016/j.msea.2015.02.051.
- MAGEE C. L. & PAXTON H. W., 1966, Transformation kinetics, microplasticity and aging martensite in Fe-31 Ni. .
- MAHMOUDI A. H. & SAEI A., 2015, Influence of asymmetrical cuts in measuring residual stresses using contour method. International Journal of Pressure Vessels and Piping. Vol. 134, pages 1-10. DOI : 10.1016/j.ijpvp.2015.08.004.
- MAREAU C., 2007, Modélisation micromécanique de l'échauffement et de la microplasticité des aciers sous sollicitations cycliques. Thèse de doctorat, Arts et Métiers ParisTech.
- MARTIN J.-L. & GEORGE A., 1999, Chapitre 5 : Méthodes de caractérisation structurale par diffusion et diffraction des rayons X. Dans Traité des matériaux - Volume 3 - Caractérisation expérimentale... - Librairie Eyrolles.
- MICHEL A., 2018, Pièces mécaniques soudées - Contraintes résiduelles induites et traitements applicables. Techniques de l'Ingénieur. Fonctions et composants mécaniques. Ref BM5190 v3.
- MONDELIN A., CORET M., FEULVARCH É. & RECH J., 2011, Étude de l'austénisation de l'acier martensitique 15-5PH lors de cinétiques thermiques rapides caractéristiques de l'usinage. CFM 2011 - 20ème Congrès Français de Mécanique.

## Bibliographie

- 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*. Vol. 18, pages 145-155. DOI : 10.1016/j.addma.2017.10.010.
- MOORE M. G. & EVANS W. P., 1958, Mathematical Correction for Stress in Removed Layers in X-Ray Diffraction Residual Stress Analysis. *SAE Transactions*. Vol. 66, pages 340-345.
- 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, Lorient.
- MOUELLE L., PRAUD F., CHATZIGEORGIOU G., MERAGHNI F., SERRI J. & FLEURY E., 2020, Thermally-activated hardening recovery of thermo-elasto-plastic metals during annealing: Constitutive modeling for the simulation of welding process. *Mechanics of Materials*. Vol. 140, pages 103218. DOI : 10.1016/j.mechmat.2019.103218.
- MRÓZ M., ORŁOWICZ A. W., LENIK M., TRYTEK A. & TUPAJ M., 2022, Calorimetric Method for the Testing of Thermal Coefficients of the TIG Process. *Materials*. Vol. 15, issue 20, pages 7389. DOI : 10.3390/ma15207389.
- NAHED C., 2021, Magneto-thermo-hydrodynamic modelling of TIG welding : a 3D unified coupling of the arc-plasma and the weld pool. Thèse de doctorat, Aix-Marseille.
- NANDAGOPAL K. & KAILASANATHAN C., 2016, Analysis of mechanical properties and optimization of gas tungsten Arc welding (GTAW) parameters on dissimilar metal titanium (6Al4V) and aluminium 7075 by Taguchi and ANOVA techniques. *Journal of Alloys and Compounds*. Vol. 682, pages 503-516. DOI : 10.1016/j.jallcom.2016.05.006.
- NICKELL R. E. & HIBBITT H. D., 1975, Thermal and mechanical analysis of welded structures. *Nuclear Engineering and Design*. Vol. 32, issue 1, pages 110-120. DOI : 10.1016/0029-5493(75)90093-X.
- ODNOBOKOVA M., BELYAKOV A., ENIKEEV N., MOLODOV D. A. & KAIBYSHEV R., 2017, Annealing behavior of a 304L stainless steel processed by large strain cold and warm rolling. *Materials Science and Engineering: A*. Vol. 689, pages 370-383. DOI : 10.1016/j.msea.2017.02.073.
- OLIVEIRA J. P., SANTOS T. G. & MIRANDA R. M., 2020, Revisiting fundamental welding concepts to improve additive manufacturing: From theory to practice. *Progress in Materials Science*. Vol. 107, pages 100590. DOI : 10.1016/j.pmatsci.2019.100590.
- LOUDIN H., 2009, Introduction à la plasticité. Engineering school. Vol. Ecole Centrale de Nantes, issue cel-00483603, pages 49.
- OWEN S. J., 1998, A survey of unstructured mesh generation technology. *IMR*. Vol. 239, issue 267, pages 15.
- OYETUNJI A., KUTELU B. J. & AKINOLA A., 2013, Effects of Welding Speeds and Power Inputs on the Hardness Property of Type 304L Austenitic Stainless Steel Heat-Affected Zone (HAZ). undefined.

## Bibliographie

- PAILLARD P., 2014, Procédés de soudage - Introduction. Techniques de l'Ingénieur. Travail des matériaux-Assemblage. Ref BM7700 v1.
- PAILLARD P., 2017, TIG : soudage à l'arc sous protection gazeuse avec électrode non fusible. Techniques de l'Ingénieur. Travail des matériaux-Assemblage. Ref BM7733 v1.
- PAJANI D., 2013, Thermographie. Techniques de l'Ingénieur. Mesures-Analyses. Ref R2740 v2.
- PALEY Z. & HIBBERT P., 1975, Computation of temperatures in actual weld designs. Welding Journal Research Supplement. Vol. 54.
- PAQUET C., LEVESQUE L., ALTHOUSE, TURNQUIST & BOWDITCH, 2008a, Chapitre 3 : Equipements et accessoires de soudage à l'arc sous gaz avec électrode de tungstène. Dans Procédés de soudage à l'arc - Librairie Eyrolles. Editions Eyrolles.
- PAQUET C., LEVESQUE L., ALTHOUSE, TURNQUIST & BOWDITCH, 2008b, Chapitre 4 : Soudage à l'arc sous gaz avec électrode de tungstène. Dans Procédés de soudage à l'arc - Librairie Eyrolles. Editions Eyrolles.
- PARADOWSKA A., PRICE J. W. H., IBRAHIM R. & FINLAYSON T., 2005, A neutron diffraction study of residual stress due to welding. Journal of Materials Processing Technology. Vol. 164-165, pages 1099-1105. DOI : 10.1016/j.jmatprotec.2005.02.092.
- PATHAK D., SINGH R. P., GAUR S. & BALU V., 2020a, Influence of input process parameters on weld bead width of shielded metal arc welded joints for AISI 1010 plates. Materials Today: Proceedings. DOI : 10.1016/j.matpr.2020.05.516.
- PATHAK D., SINGH R. P., GAUR S. & BALU V., 2020b, To study the influence of process parameters on weld bead geometry in shielded metal arc welding. Materials Today: Proceedings. DOI : 10.1016/j.matpr.2020.06.164.
- PAVAN A. R., ARIVAZHAGAN B., VASUDEVAN M., PRASANTHI T. N. & SUDHA C., 2023, Study on the microstructure and mechanical properties of hybrid laser + MIG welded joints of 316LN stainless steel. Optics & Laser Technology. Vol. 163, pages 109410. DOI : 10.1016/j.optlastec.2023.109410.
- PAVELIC V., 1969, Experimental and computed temperature histories in gas tungsten arc welding of thin plates. Welding Journal Research Supplement. Vol. 48, pages 296-305.
- PAYARES-ASPRINO C., 2008, Effect of Martensite Start and Finish Temperature on Residual Stress Development in Structural Steel Welds. Welding Journal. Vol. 87, pages 279-289.
- PICHOT F., 2012, Développement d'une méthode numérique pour la prédiction des dimensions d'un cordon de soudure tig : application aux superalliages bases cobalt et nickel. Thèse de doctorat, Bordeaux 1.
- PIRLING T., BRUNO G. & WITHERS P. J., 2006, SALSA—A new instrument for strain imaging in engineering materials and components. Materials Science and Engineering: A. Vol. 437, issue 1, pages 139-144. DOI : 10.1016/j.msea.2006.04.083.

## Bibliographie

- POUCHOU J.-L., 2004, Introduction à l'analyse EBSD : principes généraux et mise en oeuvre dans un MEB. Dans L'analyse EBSD. Principes et applications. Editions EDP SCIENCES.
- PRESTON R. V., SHERCLIFF H. R., WITHERS P. J. & SMITH S. D., 2013, Finite element modelling of tungsten inert gas welding of aluminium alloy 2024. *Science and Technology of Welding and Joining*. DOI : 10.1179/136217103225008937.
- PRIME M. B. & DEWALD A. T., 2013, The Contour Method (chapter 5). Dans *Practical Residual Stress Measurement Methods*. Editions Wiley–Blackwell.
- QI Z., CONG B., QI B., SUN H., ZHAO G. & DING J., 2018, Microstructure and mechanical properties of double-wire + arc additively manufactured Al-Cu-Mg alloys. *Journal of Materials Processing Technology*. Vol. 255, pages 347-353. DOI : 10.1016/j.jmatprotec.2017.12.019.
- RAMARD C., 2018, Étude expérimentale et numérique du soudage multipasse : application à un acier de construction navale. Thèse de doctorat, Lorient.
- RAUCH E. F. & VÉRON M., 2014, Automated crystal orientation and phase mapping in TEM. *Materials Characterization*. Vol. 98, pages 1-9. DOI : 10.1016/j.matchar.2014.08.010.
- RICHARD D., FERRAND M. & KEARLEY G. J., 1996, Analysis and visualisation of neutron-scattering data. *Journal of Neutron Research*. Vol. 4, issue 1, pages 33-39. DOI : 10.1080/10238169608200065.
- ROBERT W. & MESSLER J., 1999, II. The physics of welding. Dans *Principles of Welding: Processes, Physics, Chemistry, and Metallurgy*. DOI : 10.1002/9783527617487.
- RODRIGUES T. A., CIPRIANO FARIAS F. W., ZHANG K., SHAMSOLHODAEI A., SHEN J., ZHOU N., SCHELL N., CAPEK J., POLATIDIS E., SANTOS T. G. & OLIVEIRA J. P., 2022, Wire and arc additive manufacturing of 316L stainless steel/Inconel 625 functionally graded material: development and characterization. *Journal of Materials Research and Technology*. Vol. 21, pages 237-251. DOI : 10.1016/j.jmrt.2022.08.169.
- ROOT J. H., COLEMAN C. E., BOWDEN J. W. & HAYASHI M., 1997, Residual Stresses in Steel and Zirconium Weldments. *Journal of Pressure Vessel Technology*. Vol. 119, issue 2, pages 137-141. DOI : 10.1115/1.2842274.
- ROSENTHAL D., 1941, Mathematical Theory of Heat Distribution During Welding and Cutting. *Welding Journal*. Vol. 20, issue 5, pages 220s-234s.
- RYCKELYNCK D., 2009, Hyper-reduction of mechanical models involving internal variables. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*. Vol. 77, issue 1, pages 75-89. DOI : 10.1002/nme.2406.
- SCHAEFFLER A., 1949, Constitution Diagram for Stainless Steel Weld Metal. *Metal Progress*. Vol. 56, issue 11, pages 680.

## Bibliographie

- SCHENK O., GÄRTNER K., FICHTNER W. & STRICKER A., 2001, PARDISO: a high-performance serial and parallel sparse linear solver in semiconductor device simulation. *Future Generation Computer Systems*. Vol. 18, issue 1, pages 69-78. DOI : 10.1016/S0167-739X(00)00076-5.
- SHEN C., PAN Z., CUIURI D., ROBERTS J. & LI H., 2016, Fabrication of Fe-FeAl Functionally Graded Material Using the Wire-Arc Additive Manufacturing Process. *Metallurgical and Materials Transactions B*. Vol. 47, issue 1, pages 763-772. DOI : 10.1007/s11663-015-0509-5.
- SHEN C., PAN Z., MA Y., CUIURI D. & LI H., 2015, Fabrication of iron-rich Fe–Al intermetallics using the wire-arc additive manufacturing process. *Additive Manufacturing*. Vol. 7, pages 20-26. DOI : 10.1016/j.addma.2015.06.001.
- SIMON A., 1997, Introduction au thème « contraintes résiduelles ». *Revue de Métallurgie*. Vol. 94, issue 2, pages 151-156. DOI : 10.1051/metal/199794020151.
- SINGER S. & NELDER J., 2009, Nelder-Mead algorithm. *Scholarpedia*. Vol. 4, issue 7, pages 2928. DOI : 10.4249/scholarpedia.2928.
- SONSINO C. M., MÜLLER F., BACK J. de & GRESNIGT A. M., 1996, Influence of Stress Relieving by Vibration on the Fatigue Behaviour of Welded Joints in Comparison to Post-Weld Heat Treatment. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*. Vol. 19, issue 6, pages 703-708. DOI : 10.1111/j.1460-2695.1996.tb01315.x.
- SOUL F. A. & ZHANG Y.-H., 2006, Numerical study on stress induced cambering distortion and its mitigation in welded titanium alloy sheet. *Science and Technology of Welding and Joining*. Vol. 11, issue 6, pages 688-693. DOI : 10.1179/174329306X147715.
- SOULIGNAC P., BONNEFOIS B. & SOUTIF E., 2007, Chaudronnerie en aciers inoxydables. Ref : TIP151WEB - « Machines hydrauliques, aérodynamiques et thermiques ».
- SOULOUMIAC B., BOITOUT F. & BERGHEAU J.-M., 2002, A new local-global approach for the modelling of welded steel component distortions. Vol. 6, pages 573-590.
- STUHR U., GROSSE M. & WAGNER W., 2006, The TOF-strain scanner POLDI with multiple frame overlap—concept and performance. *Materials Science and Engineering: A*. Vol. 437, issue 1, pages 134-138. DOI : 10.1016/j.msea.2006.04.069.
- SUNDARARAMAN M., MUKHOPADHYAY P. & BANERJEE S., 1988, Precipitation of the  $\delta$ -Ni<sub>3</sub>Nb phase in two nickel base superalloys. *Metallurgical Transactions A*. Vol. 19, issue 3, pages 453-465. DOI : 10.1007/BF02649259.
- TALEB L., CAVALLO N. & WAECKEL F., 2001, Experimental analysis of transformation plasticity. *International Journal of Plasticity*. Vol. 17, issue 1, pages 1-20. DOI : 10.1016/S0749-6419(99)00090-X.

## Bibliographie

- TAMIL PRABAKARAN S., SAKTHIVEL P., SHANMUGAM M., SATISH S., MUNIYAPPAN M. & SHAISUNDARAM V. S., 2021, Modelling and experimental validation of TIG welding of INCONEL 718. *Materials Today: Proceedings*. Vol. 37, pages 1917-1931. DOI : 10.1016/j.matpr.2020.07.482.
- TECHNIQUES DE L'INGENIEUR, 2004, La soudabilité des aciers. *Techniques de l'Ingénieur. Construction et travaux publics | Techniques du bâtiment : l'enveloppe du bâtiment*. Ref TBA1056.
- THIBAUT D., BOCHER P. & THOMAS M., 2009, Residual stress and microstructure in welds of 13%Cr–4%Ni martensitic stainless steel. *Journal of Materials Processing Technology*. Vol. 209, issue 4, pages 2195-2202. DOI : 10.1016/j.jmatprotec.2008.05.005.
- TOTTEN G. E., 2002, *Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel*.
- USGS, 2023, *Minerals Yearbook - Metals and Minerals | U.S. Geological Survey*.
- VANDER VOORT G. F., 1986, *Applied Metallography*.
- VARGEL C., 2010, *Métallurgie de l'aluminium. Techniques de l'Ingénieur. Matériaux-Etude et propriétés des métaux*. Ref M4663 V1.
- VAYRE B., VIGNAT F. & VILLENEUVE F., 2012, Metallic additive manufacturing: state-of-the-art review and prospects. *Mechanics & Industry*. Vol. 13, issue 2, pages 89-96. DOI : 10.1051/meca/2012003.
- WALKER C., 2011, A theoretical review of the operation of vibratory stress relief with particular reference to the stabilization of large-scale fabrications. *Journal of Materials: Design and Applications*. Vol. 225, issue 3, pages 195-204. DOI : <https://doi.org/10.1177/0954420711402877>.
- WANG Y., KONOVALOV S., CHEN X., SINGH R. A. & JAYALAKSHMI S., 2022, Research on plasma arc additive manufacturing of Inconel 625 Ni–Cu functionally graded materials. *Materials Science and Engineering: A*. Vol. 853, pages 143796. DOI : 10.1016/j.msea.2022.143796.
- WANG J., PAN Z., CUIURI D. & LI H., 2019, Phase constituent control and correlated properties of titanium aluminide intermetallic alloys through dual-wire arc additive manufacturing. *Materials Letters*. Vol. 242, pages 111-114. DOI : 10.1016/j.matlet.2019.01.112.
- WANG J., PAN Z., WANG L., SU L., CARPENTER K., WANG J., WANG R. & LI H., 2020a, In-situ dual wire arc additive manufacturing of NiTi-coating on Ti6Al4V alloys: Microstructure characterization and mechanical properties. *Surface and Coatings Technology*. Vol. 386, pages 125439. DOI : 10.1016/j.surfcoat.2020.125439.
- WANG J., PAN Z., WANG Y., WANG L., SU L., CUIURI D., ZHAO Y. & LI H., 2020b, Evolution of crystallographic orientation, precipitation, phase transformation and mechanical properties realized by enhancing deposition current for dual-wire arc additive manufactured Ni-rich NiTi alloy. *Additive Manufacturing*. Vol. 34, pages 101240. DOI : 10.1016/j.addma.2020.101240.

## Bibliographie

- WANG Q., ZHAO Y., ZHAO T., YAN D., WANG G. & WU A., 2021, Influence of restraint conditions on residual stress and distortion of 2219-T8 aluminum alloy TIG welded joints based on contour method. *Journal of Manufacturing Processes*. Vol. 68, pages 796-806. DOI : 10.1016/j.jmapro.2021.05.065.
- WEMAN K., 2016a, Chapitre 1 : Le soudage - Introduction. Dans *Procédés de soudage*. Editions Dunod.
- WEMAN K., 2016b, Chapitre 4 : Soudage à l'arc. Dans *Procédés de soudage*. Editions Dunod.
- WEMAN K., 2016c, Chapitre 5 : Alimentation du soudage à l'arc. Dans *Procédés de soudage*. Editions Dunod.
- WEMAN K., 2016d, Chapitre 15 : Mécanisation et robotisation du soudage. Dans *Procédés de soudage*. Editions Dunod.
- WITHERS P. J., PREUSS M., STEUWER A. & PANG J. W. L., 2007, Methods for obtaining the strain-free lattice parameter when using diffraction to determine residual stress. *Journal of Applied Crystallography*. Vol. 40, issue 5, pages 891-904. DOI : 10.1107/S0021889807030269.
- 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*. Vol. 35, pages 127-139. DOI : 10.1016/j.jmapro.2018.08.001.
- YADIAH N. & BAG S., 2014, Development of egg-configuration heat source model in numerical simulation of autogenous fusion welding process. *International Journal of Thermal Sciences*. Vol. 86, pages 125-138. DOI : 10.1016/j.ijthermalsci.2014.06.032.
- YANG Y. P. & DONG P., 2012, Buckling Distortions and Mitigation Techniques for Thin-Section Structures. *Journal of Materials Engineering and Performance*. Vol. 21, issue 2, pages 153-160. DOI : 10.1007/s11665-011-9928-x.
- YU P.-J., HUANG C.-Y., LIN Y.-T., SU Y.-C., YEN H.-W., HSU C.-A., WANG S.-H., YEH J.-W., HOU W.-H., LIN T.-R. & HSU T.-W., 2022, Crystalline characteristics of a dual-phase precipitation hardening stainless steel in quenched solid solution and aging treatments. *Materials Chemistry and Physics*. Vol. 280, pages 125804. DOI : 10.1016/j.matchemphys.2022.125804.
- ZHANG L. & MICHALERIS P., 2004, Investigation of Lagrangian and Eulerian finite element methods for modeling the laser forming process. *Finite Elements in Analysis and Design*. Vol. 40, issue 4, pages 383-405. DOI : 10.1016/S0168-874X(03)00069-6.
- ZHANG K., XIONG J. & KE Y., 2021, Effect of latter feeding wire on double-wire GTA-AM stainless steel: *Materials and Manufacturing Processes*: Vol 36, No 5.

## Bibliographie

ZHOU C., ZHANG X., PENG Y., HUANG Y., WANG K., WANG J. & ZHOU M., 2022, Simulation of the Influence of the as-Deposited Wall Thickness on Arc Shape and Stability during Wire Arc Additive Manufacturing. *Metals*. Vol. 12, issue 10, pages 1563. DOI : 10.3390/met12101563.

# Annexes

## Annexe 1 : Exemples de diagrammes prédictifs de la microstructure des aciers inoxydables après soudage

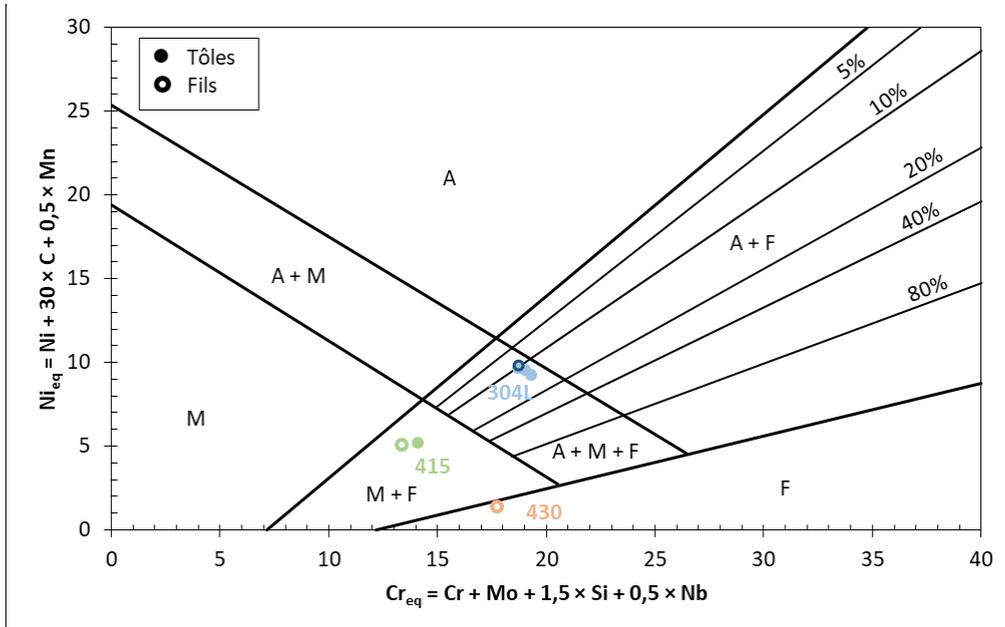


Diagramme de Schaeffler et positionnement des alliages utilisés selon la composition chimique fournie par les certificats matière (SCHAEFFLER, 1949).

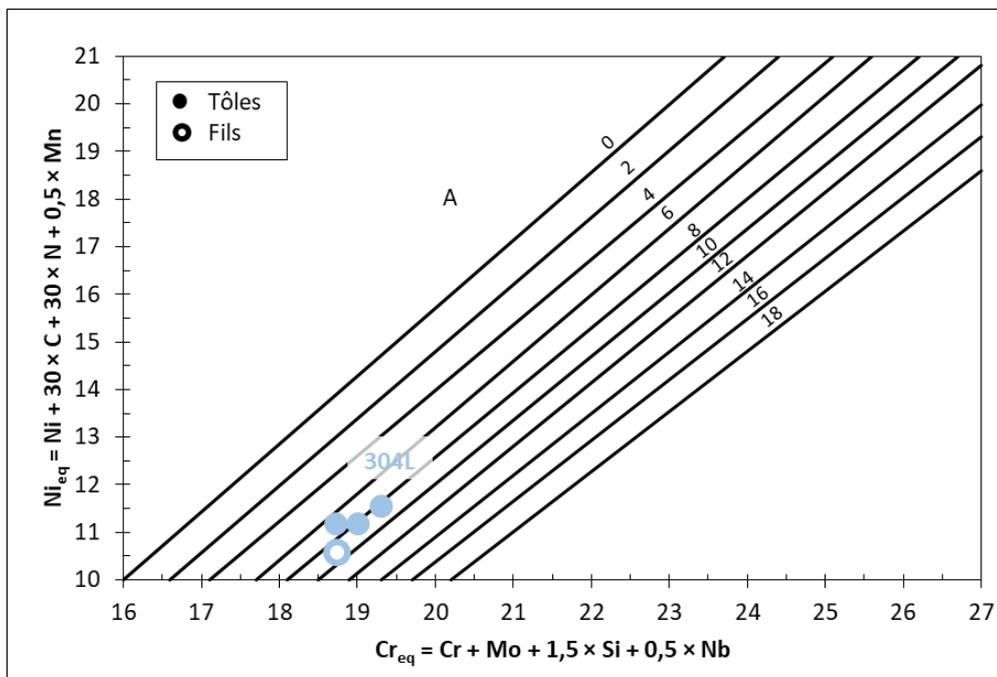


Diagramme de DeLong et positionnement des nuances 304L selon la composition chimique fournie par les certificats matière (DELONG, 1974).

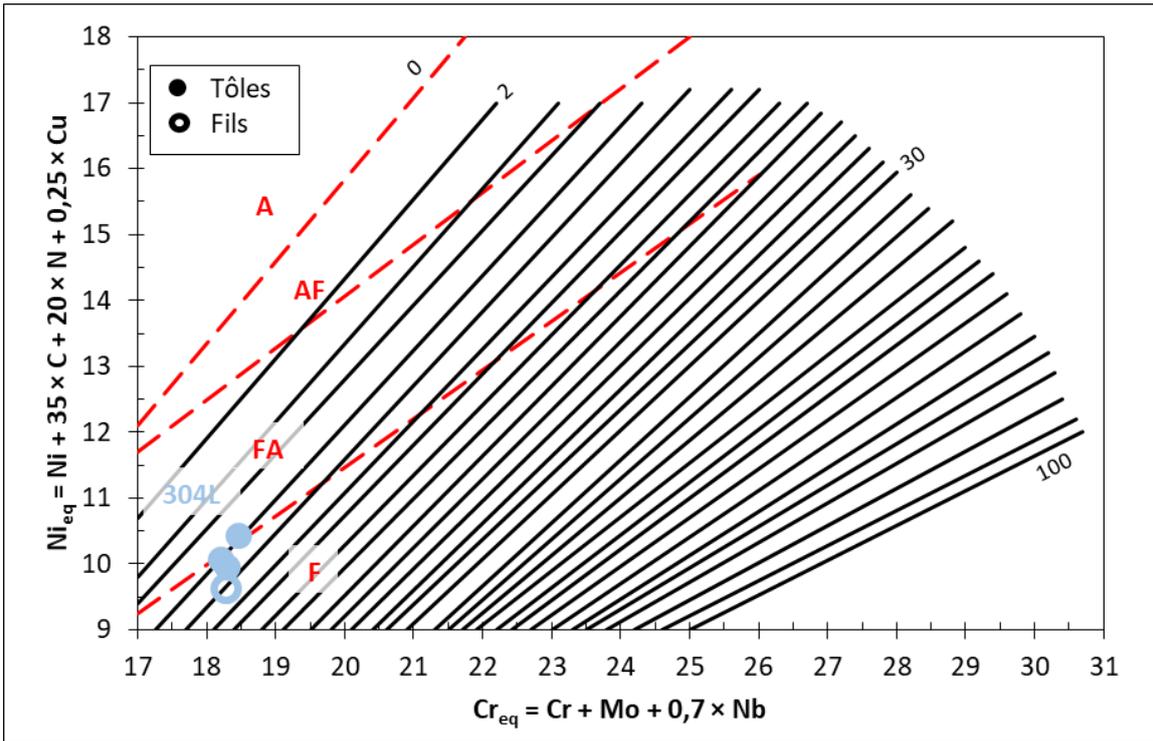


Diagramme WRC-1992 prédisant la proportion de ferrite dans les soudures austénitiques ainsi que le mode de solidification. Chaque ligne indique le pourcentage de ferrite de 2 % en 2 % jusqu'à 30 %, puis de 5 % en 5 % jusqu'à 100 % (KOTECKI *et al.*, 1992).

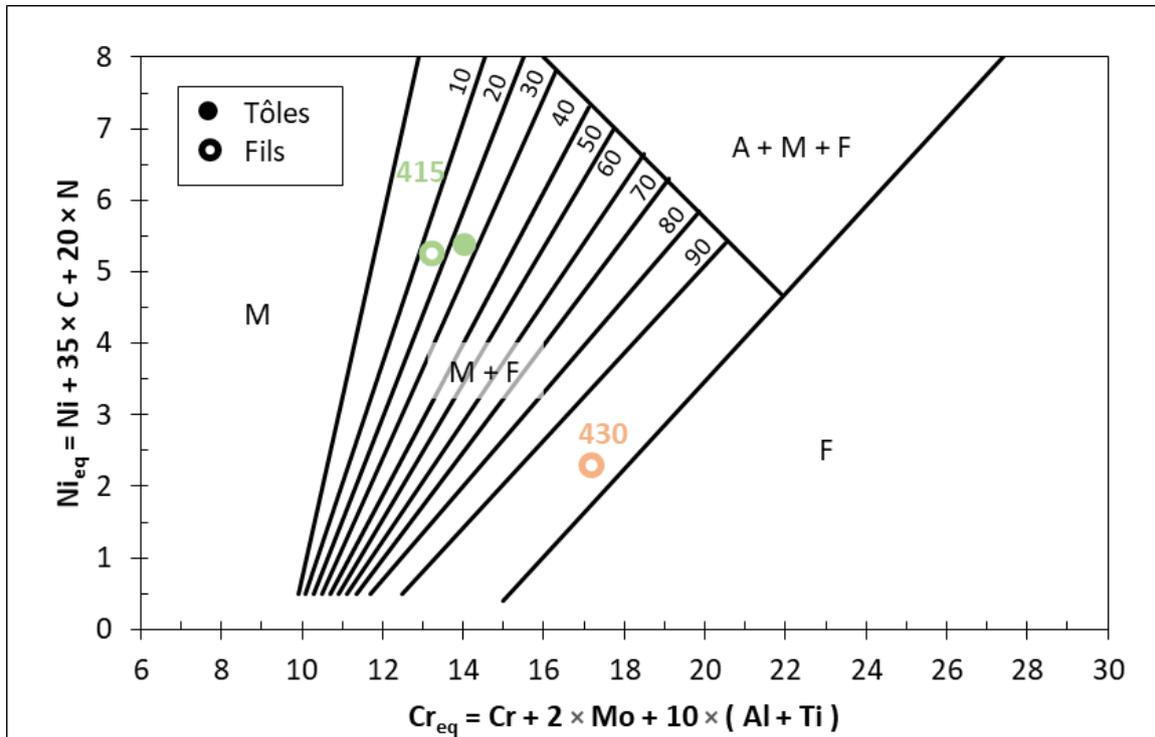
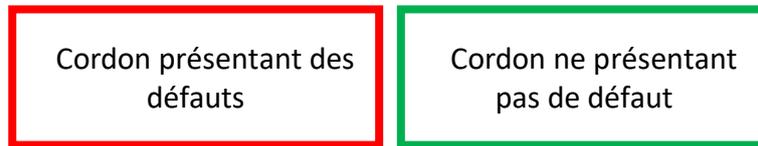


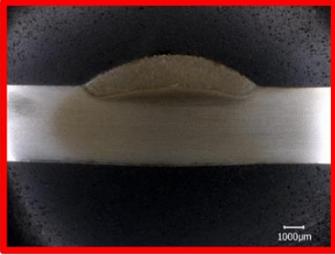
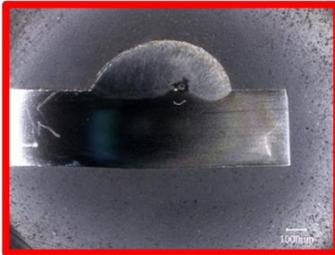
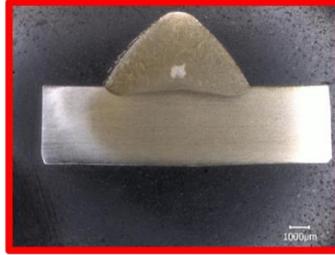
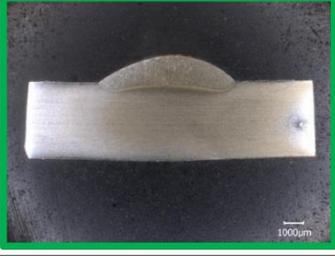
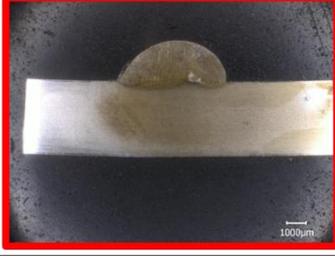
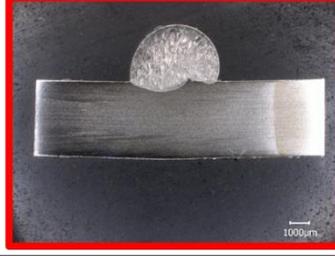
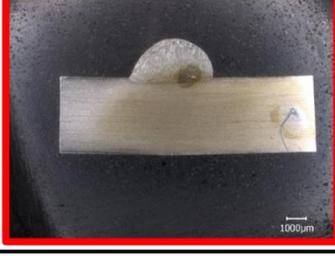
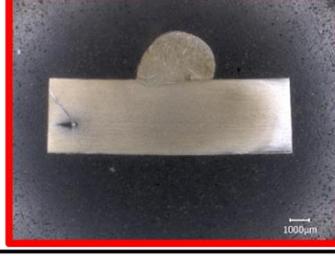
Diagramme de Balmforth et Lippold prédisant la proportion de ferrite dans les soudures ferrito-martensitiques (BALMFORTH *et al.*, 2000).

## Annexe 2 : Coupes transverses des dépôts 304L sur des tôles 304L faisant varier le courant, la vitesse d'avance et la vitesse de dévidement du fil

Légende :

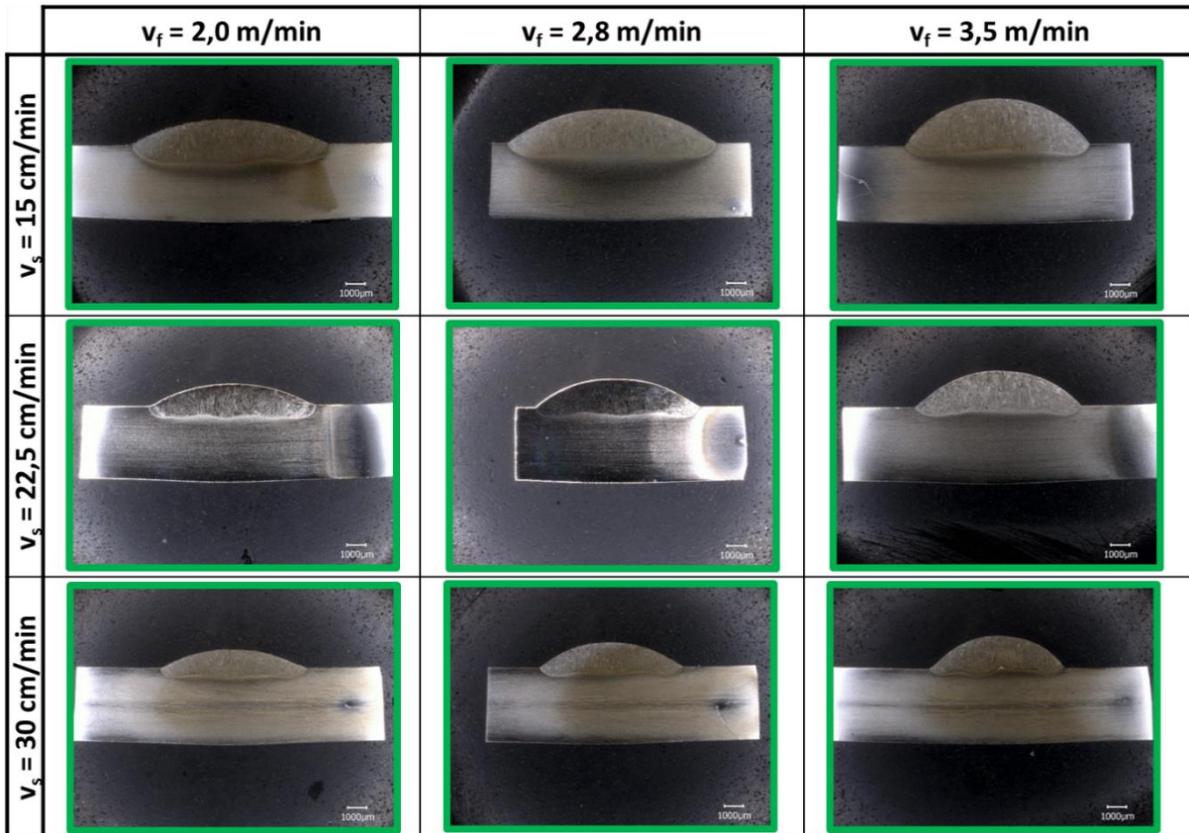


Pour une intensité de soudage de 150 A :

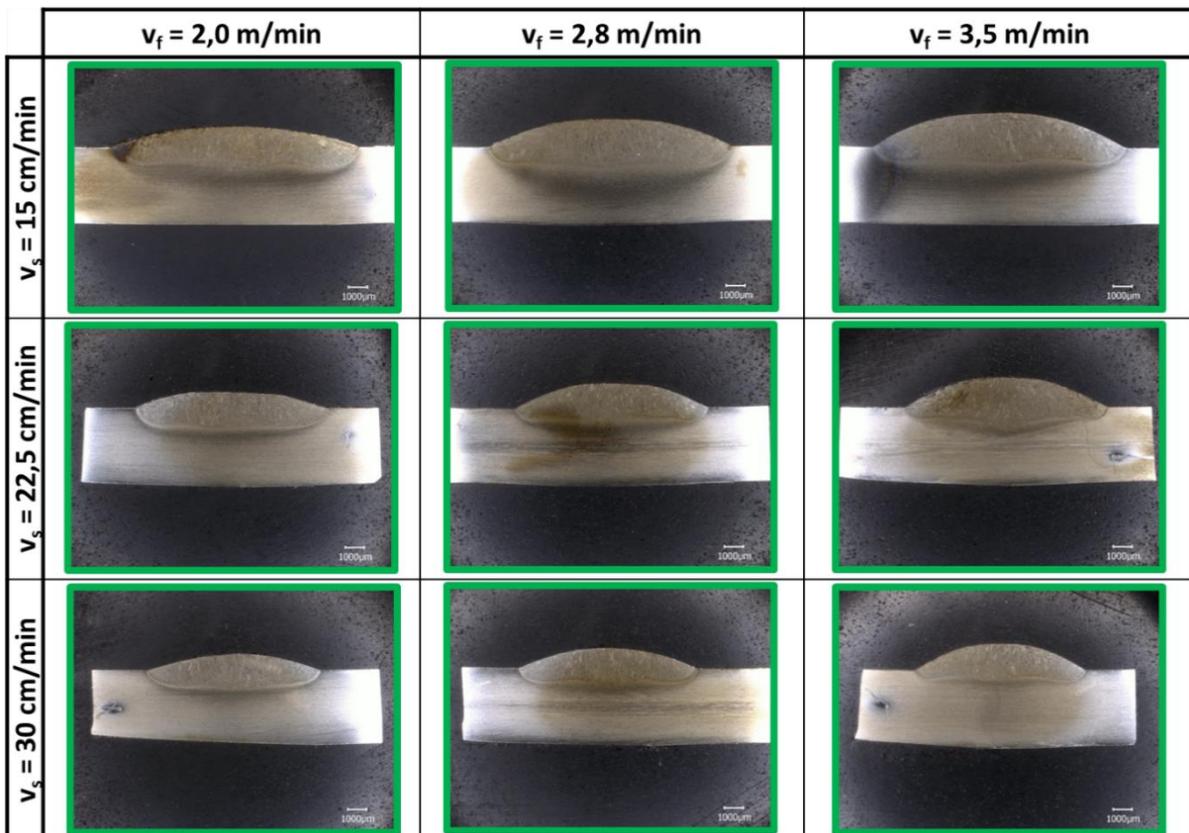
	$v_f = 2,0$ m/min	$v_f = 2,8$ m/min	$v_f = 3,5$ m/min
$v_s = 15$ cm/min			
$v_s = 22,5$ cm/min			
$v_s = 30$ cm/min			

## Annexes

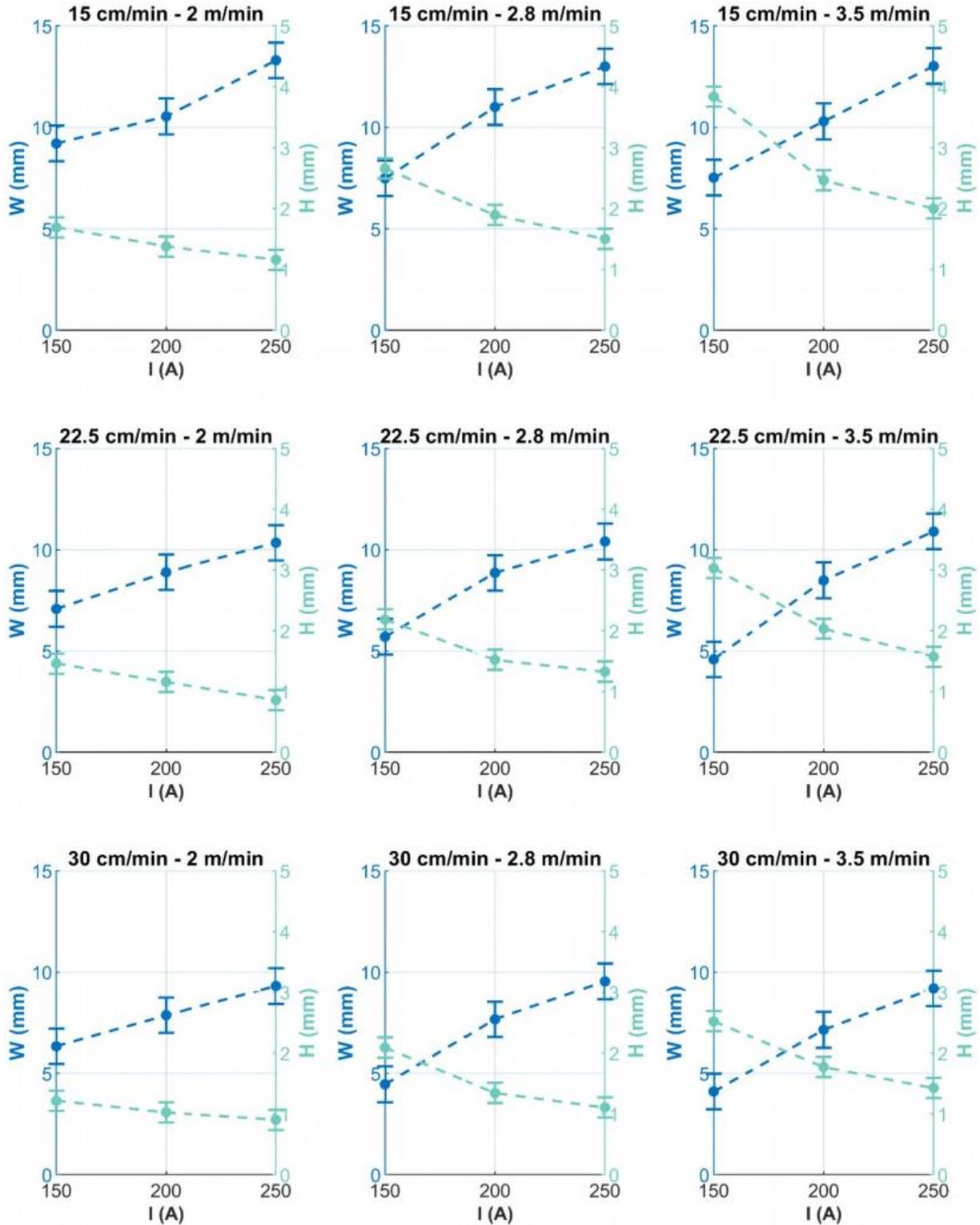
Pour une intensité de soudage de 200 A :



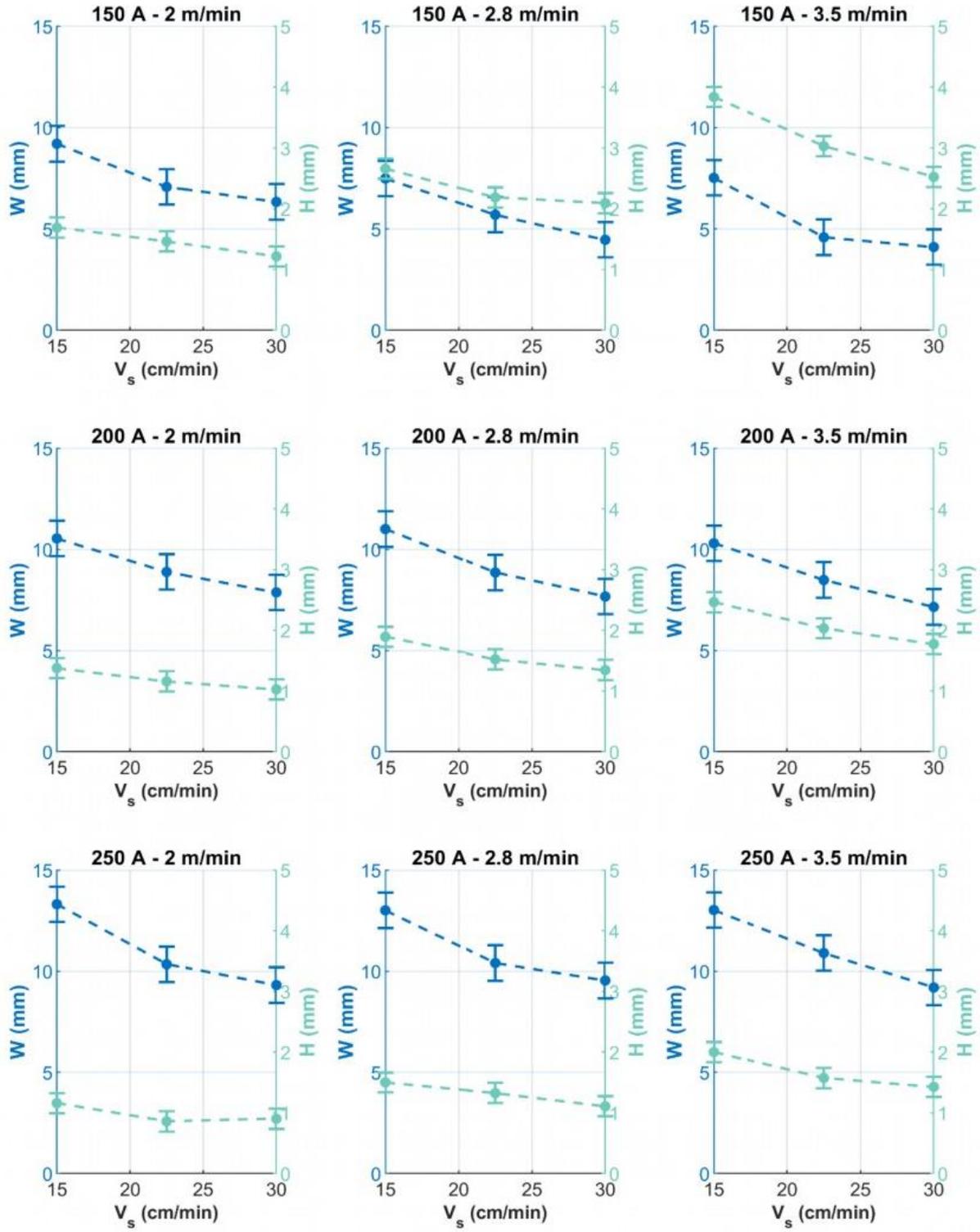
Pour une intensité de soudage de 250 A :



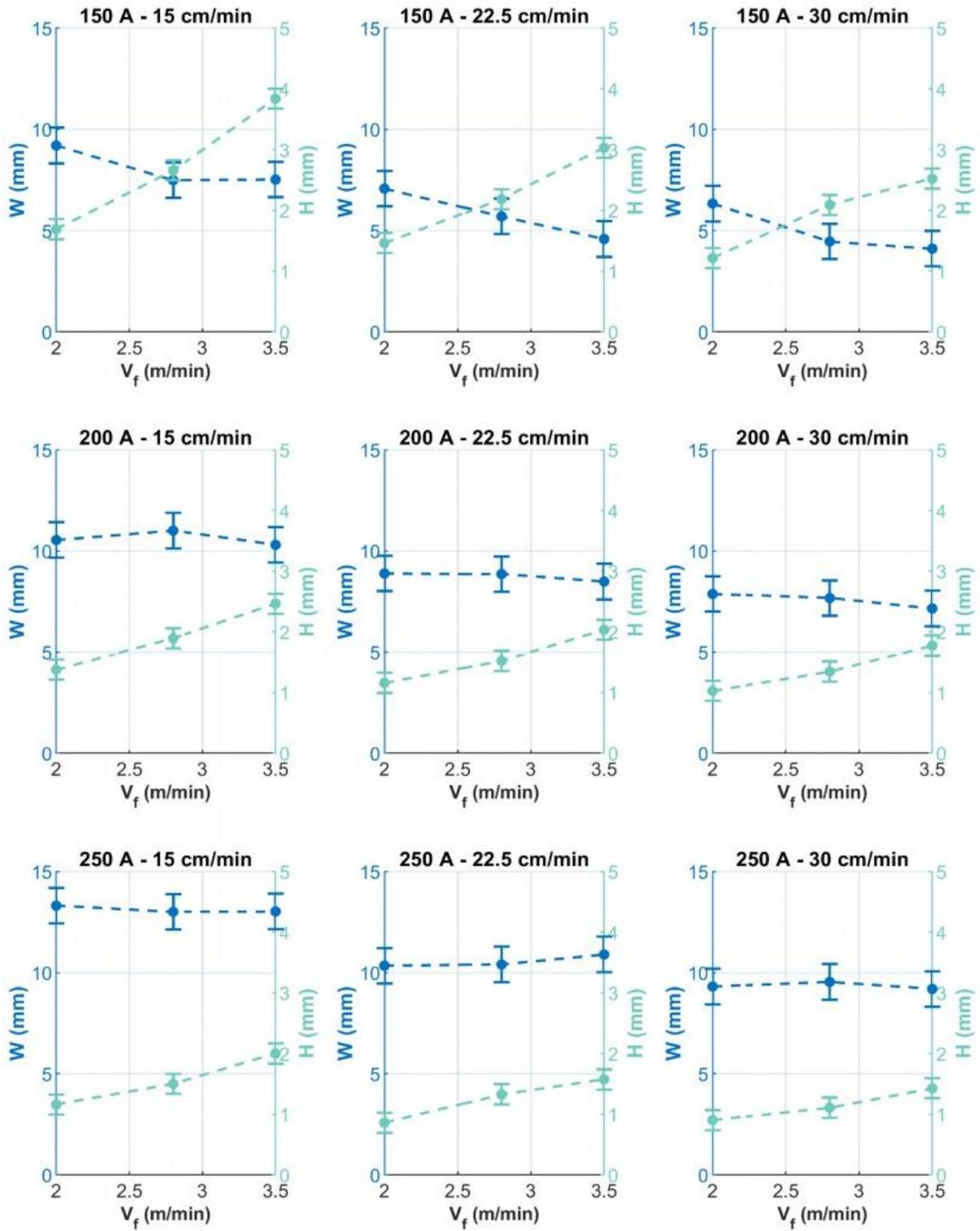
### Annexe 3 : Influence du courant, de la vitesse de dévidement du fil et de la vitesse d'avance sur la hauteur et la largeur des dépôts



Annexes

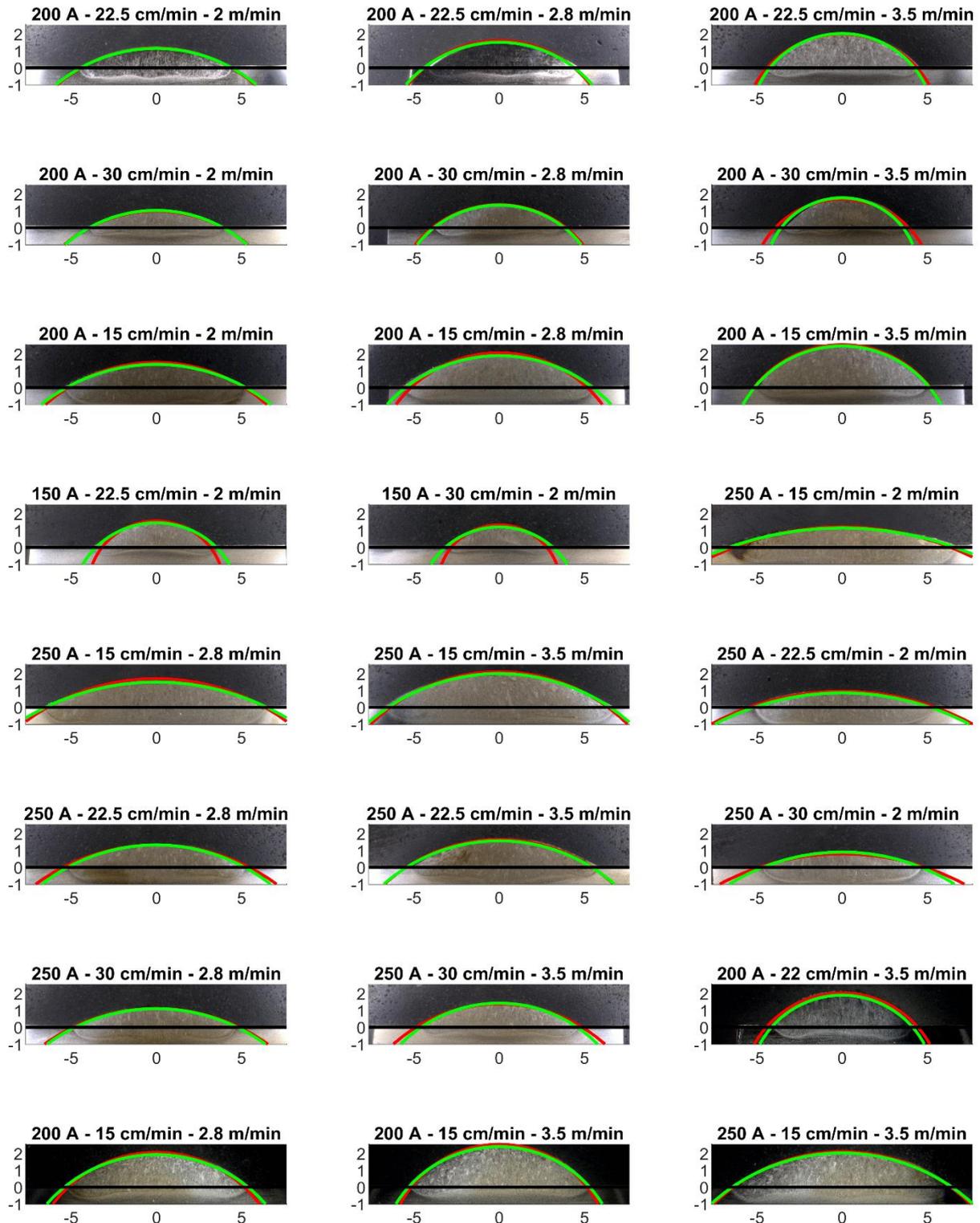


Annexes



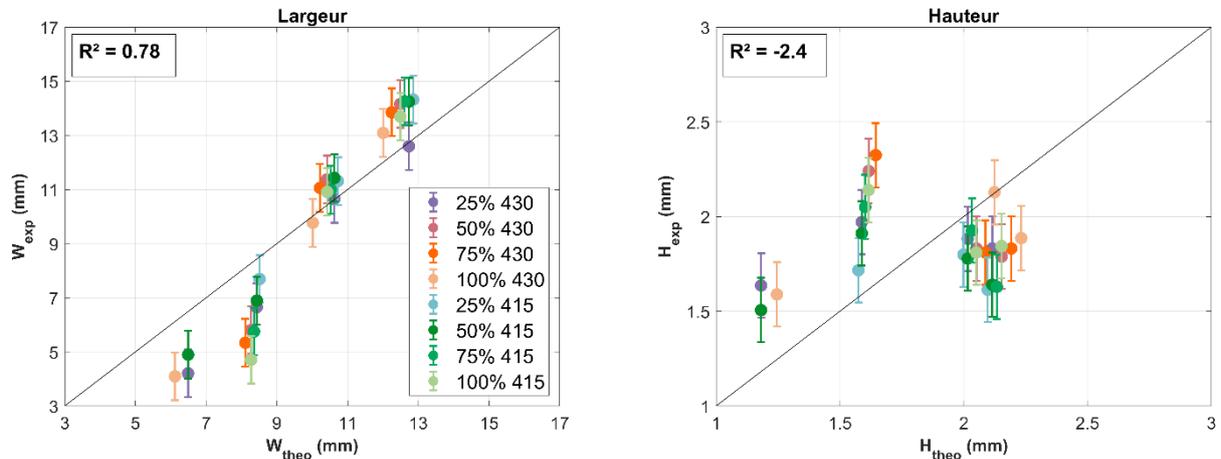
## Annexe 4 : Application du modèle disque sur les dépôts 304L avec ajout d'un coefficient constant cst dans la relation de $W_{théo}$

La **courbe verte** représente la construction de la portion de disque avec les **mesures expérimentales**, et **la rouge** avec les **calculs théoriques**. La droite noire représente la surface du substrat. Les axes sont gradués en mm, et le titre de chaque figure indique l'intensité de soudage, la vitesse de dépôt et la vitesse de dévidement du fil utilisée pour le dépôt. Les 4 dernières macrographies correspondent aux essais reproduits sur le robot cartésien.

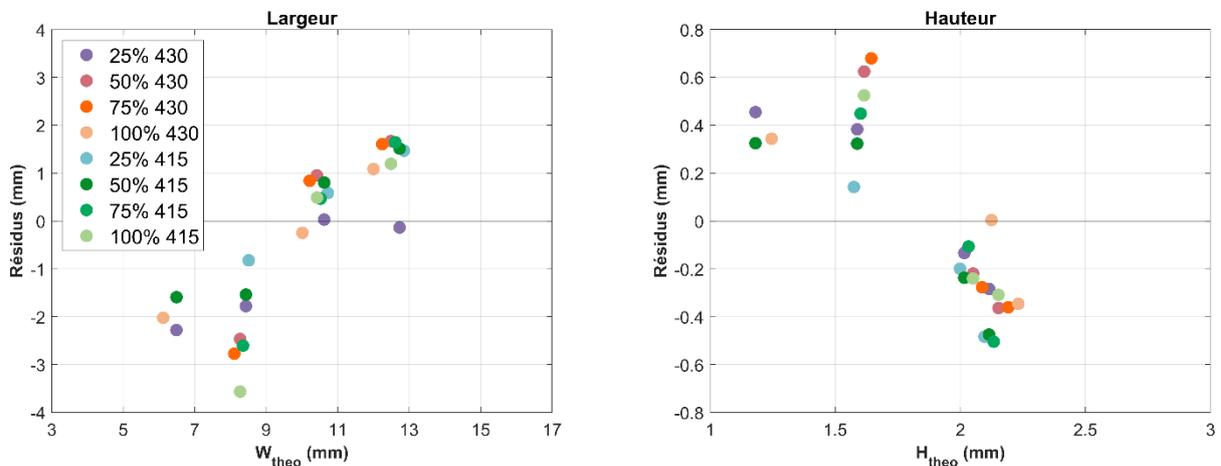


## Annexe 5 : Application du modèle disque lorsque deux fils sont mélangés en optimisant un $A_{Global}$ pour chaque nuance de fil

L'optimisation conduit à des coefficients  $A_{Global}$  de  $0,397 \pm 0,049$ ,  $0,354 \pm 0,045$  et  $0,375 \pm 0,044$  respectivement pour les fils de 304L, 430 et 415.

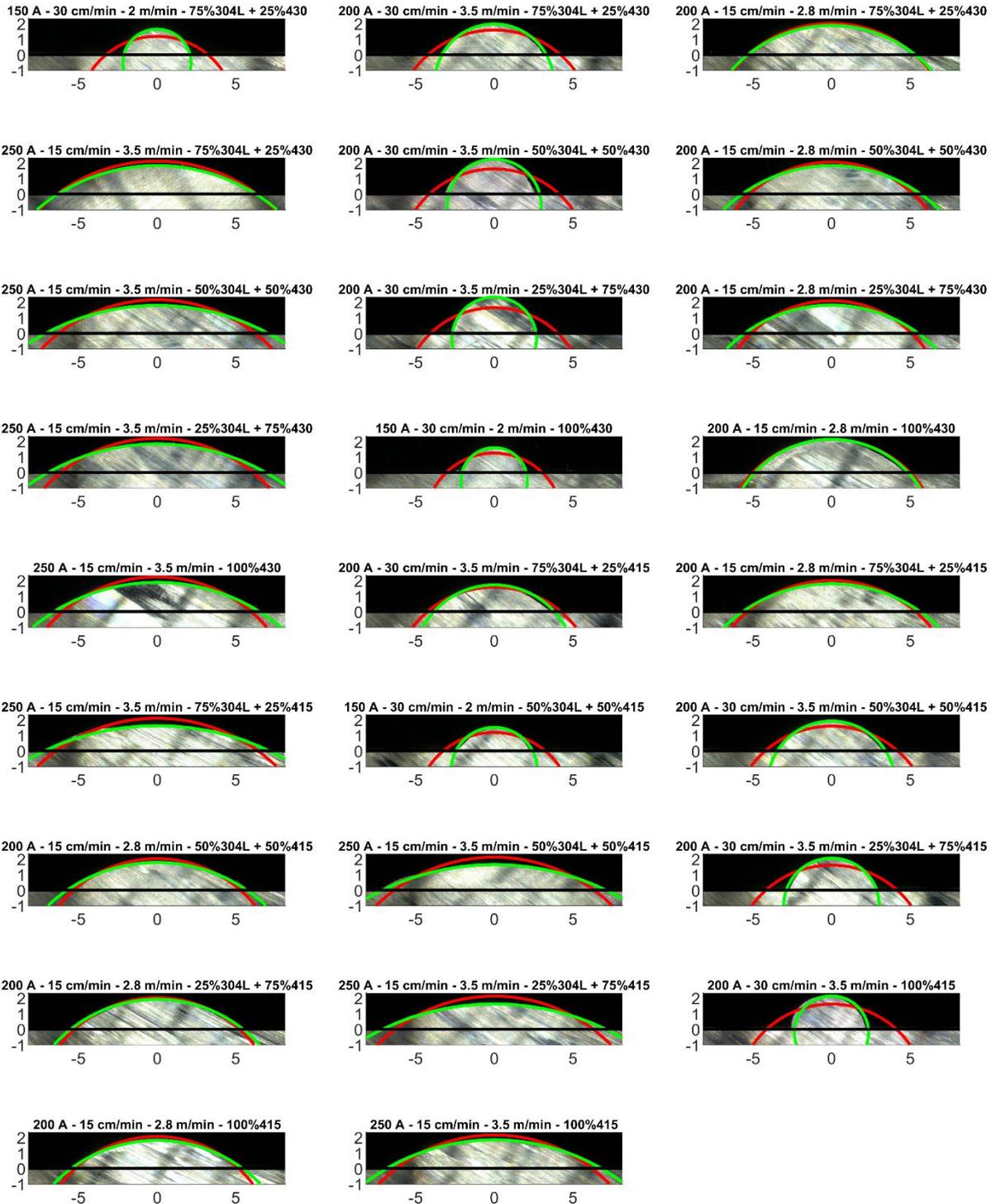


Graphiques présentant la largeur et la hauteur mesurées expérimentalement en fonction de la valeur théorique calculée à partir des paramètres procédé après optimisation des coefficients  $A_{Global}$  pour chaque nuance de fil, dans le cas de dépôts de fil 430 ou 415, ou du dépôt d'un mélange de fils 304L – 430 ou 304L – 415 sur des tôles 304L.



Graphiques présentant les résidus de la largeur, la hauteur et la section, obtenus en calculant la différence entre les valeurs expérimentales et théoriques, en fonction de la valeur théorique, après optimisation des coefficients  $A_{Global}$  pour chaque nuance de fil, dans le cas de dépôts de fil 430 ou 415, ou du dépôt d'un mélange de fils 304L – 430 ou 304L – 415 sur des tôles 304L.

## Annexes

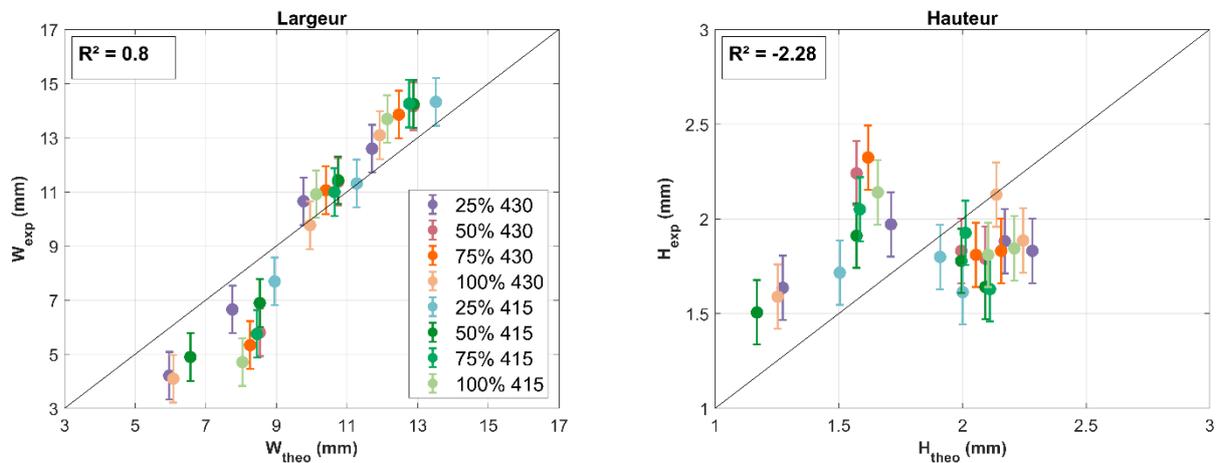


Représentation de la construction des portions de disque. La **courbe verte** représente la construction de la portion de disque avec les **mesures expérimentales**, et la **rouge** avec les **calculs théoriques**. La droite noire représente la surface du substrat. Les axes sont gradués en mm, et le titre de chaque figure indique l'intensité de soudage, la vitesse de dépôt, la vitesse de dévidement du (des) fil(s) et les proportions de fils déposés.

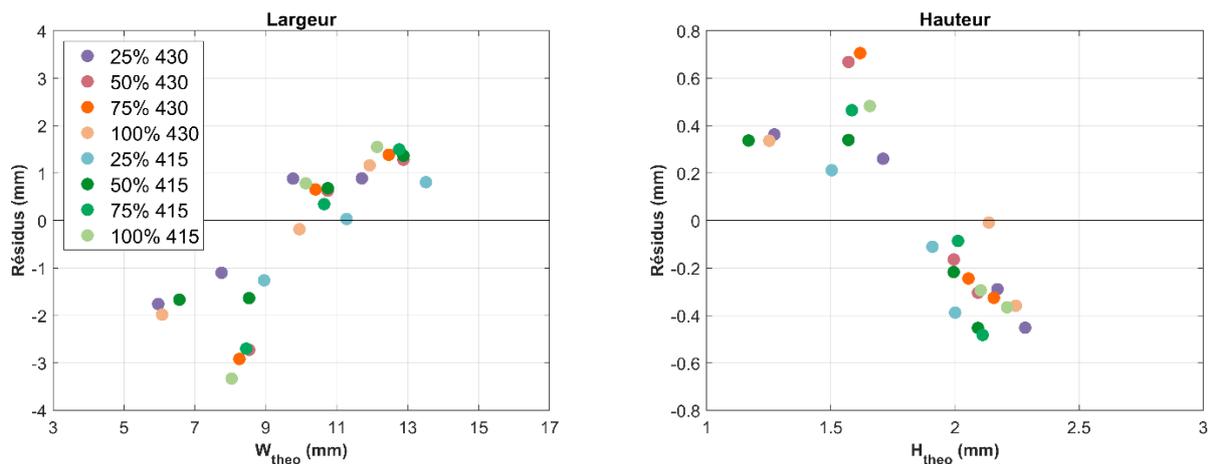
## Annexe 6 : Application du modèle disque lorsque deux fils sont mélangés en optimisant un $A_{Global}$ pour chaque configuration de dépôt de fil(s)

	25 % 430	50 % 430	75 % 430	100 % 430	25 % 415	50 % 415	75 % 415	100 % 415
$A_{Global}$	0,341	0,39	0,37	0,35	0,423	0,393	0,39	0,36
	$\pm 0,064$	$\pm 0,15$	$\pm 0,16$	$\pm 0,11$	$\pm 0,074$	$\pm 0,077$	$\pm 0,15$	$\pm 0,17$

Valeurs des coefficients  $A_{Global}$  optimisés pour chaque configuration de dépôt de fil(s).

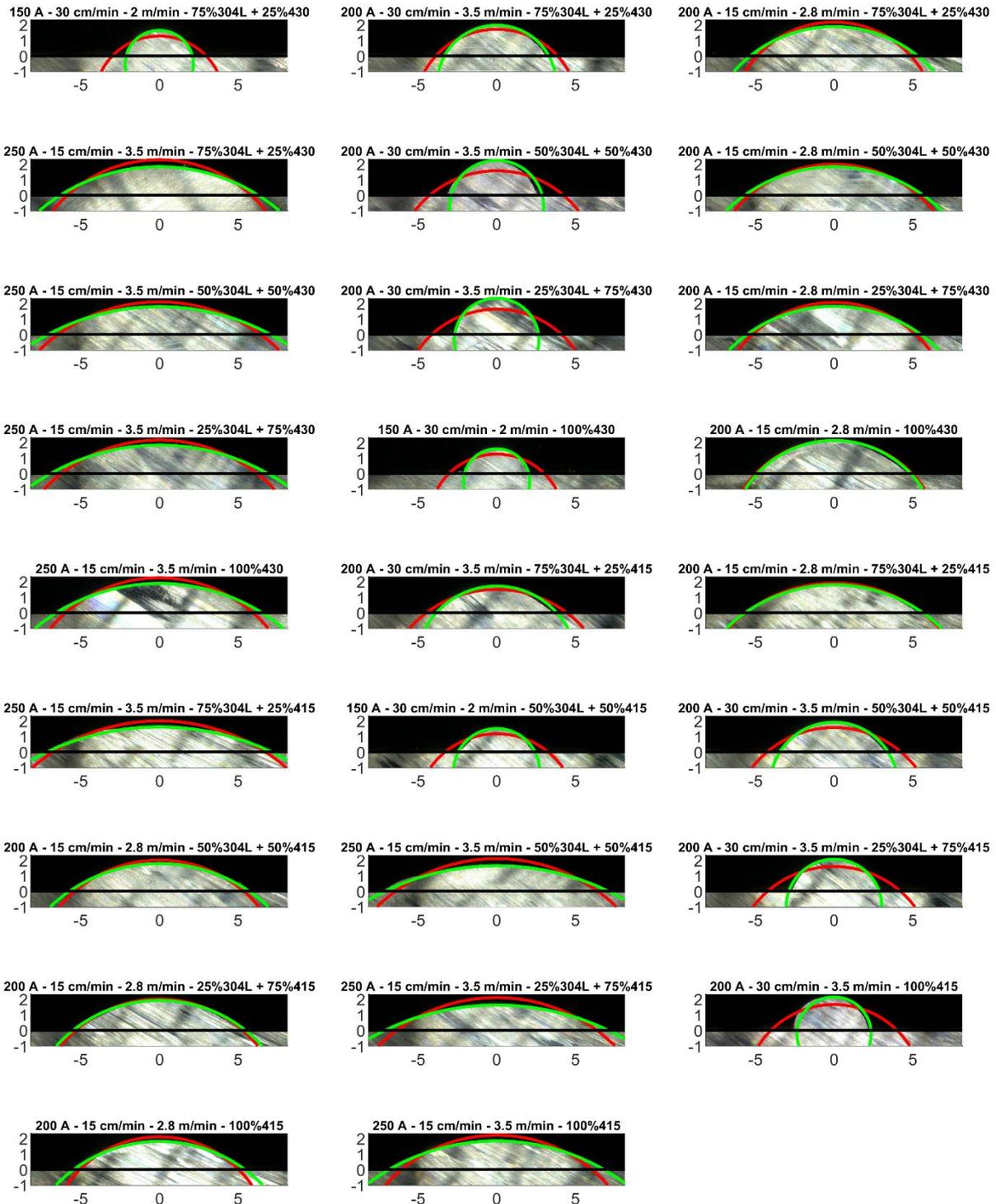


Graphiques présentant la largeur et la hauteur mesurées expérimentalement en fonction de la valeur théorique calculée à partir des paramètres procédé après optimisation des coefficients  $A_{Global}$  pour chaque configuration de dépôt de fil(s) (fil 430 ou 415, ou mélange de fils 304L – 430 ou 304L – 415 sur des tôles 304L).



Graphiques présentant les résidus de la largeur, la hauteur et la section, obtenus en calculant la différence entre les valeurs expérimentales et théoriques, en fonction de la valeur théorique, après optimisation des coefficients  $A_{Global}$  pour chaque configuration de dépôt de fil(s) (fil 430 ou 415, ou mélange de fils 304L – 430 ou 304L – 415 sur des tôles 304L).

## Annexes

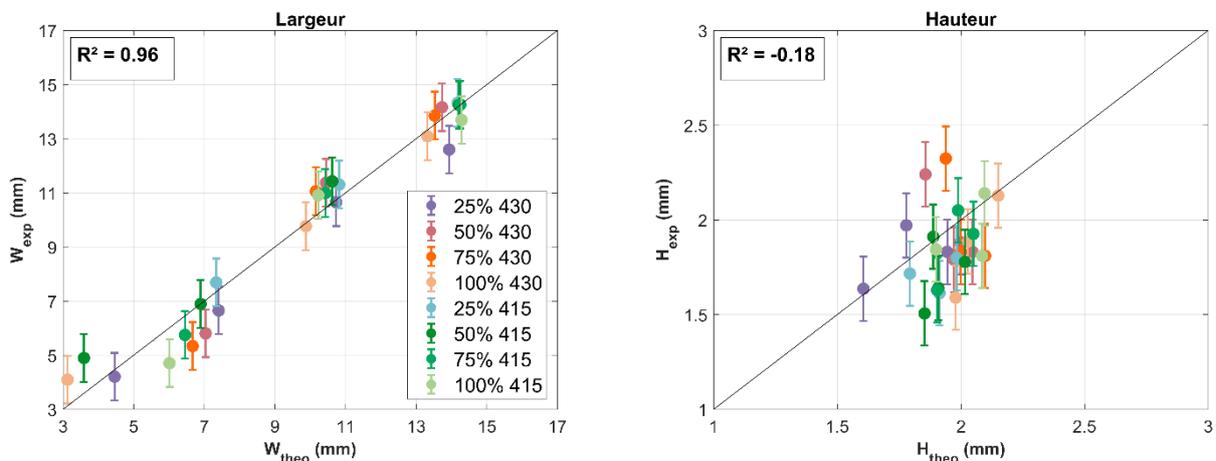


Représentation de la construction des portions de disque. La **courbe verte** représente la construction de la portion de disque avec les **mesures expérimentales**, et la **rouge** avec les **calculs théoriques**. Les axes sont gradués en mm, et le titre de chaque figure indique l'intensité de soudage, la vitesse de dépôt, la vitesse de dévidement du (des) fil(s) et les proportions de fils déposés.

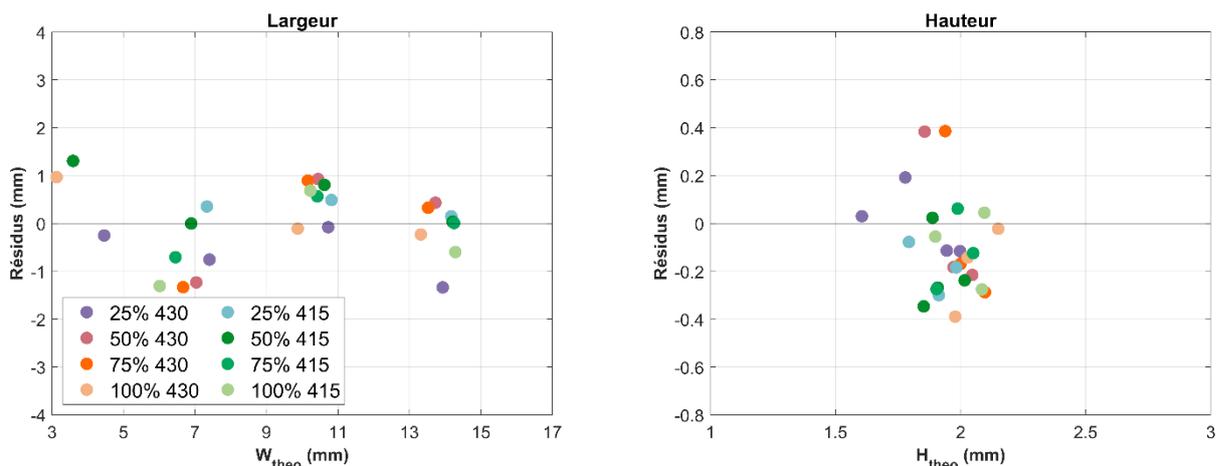
## Annexe 7 : Application du modèle disque lorsque deux fils sont mélangés en considérant les propriétés matériaux du 304L et en optimisant un $A_{Global}$ et le coefficient $cst$ pour chaque nuance de fil

	304L	430	415
$A_{Global}$	$0,69 \pm 0,14$	$0,81 \pm 0,13$	$1,03 \pm 0,17$
$cst$ (mm)	$-4,7 \pm 2,0$	$-7,5 \pm 1,9$	$-10,2 \pm 2,3$

Valeurs des coefficients  $A_{Global}$  et  $cst$  optimisées pour chaque nuance de fil.

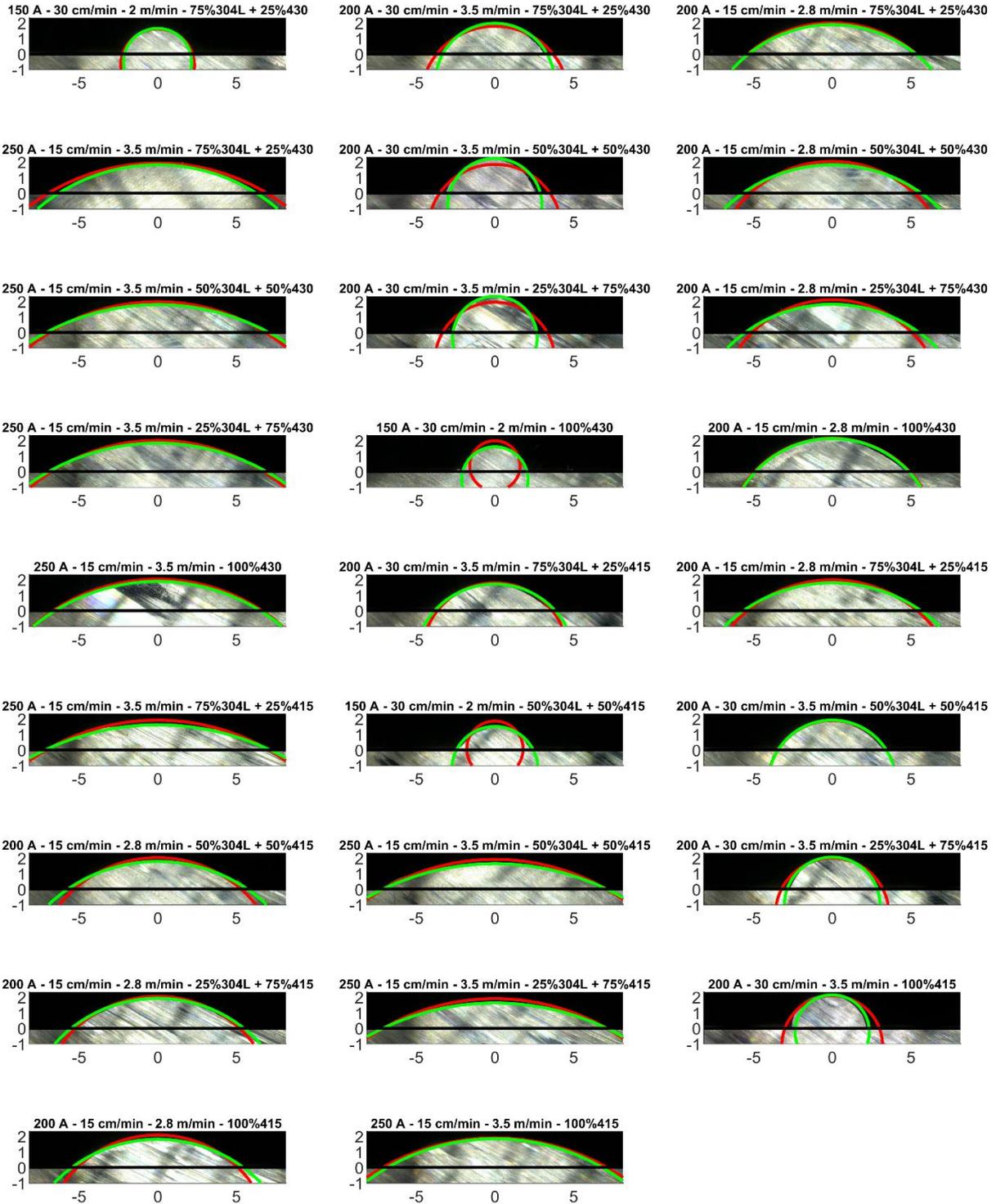


Graphiques présentant la largeur et la hauteur mesurées expérimentalement en fonction de la valeur théorique calculée à partir des paramètres procédé après optimisation des coefficients  $A_{Global}$  et  $cst$  pour chaque nuance de fil, dans le cas de dépôts de fil 430 ou 415, ou du dépôt d'un mélange de fils 304L – 430 ou 304L – 415 sur des tôles 304L.



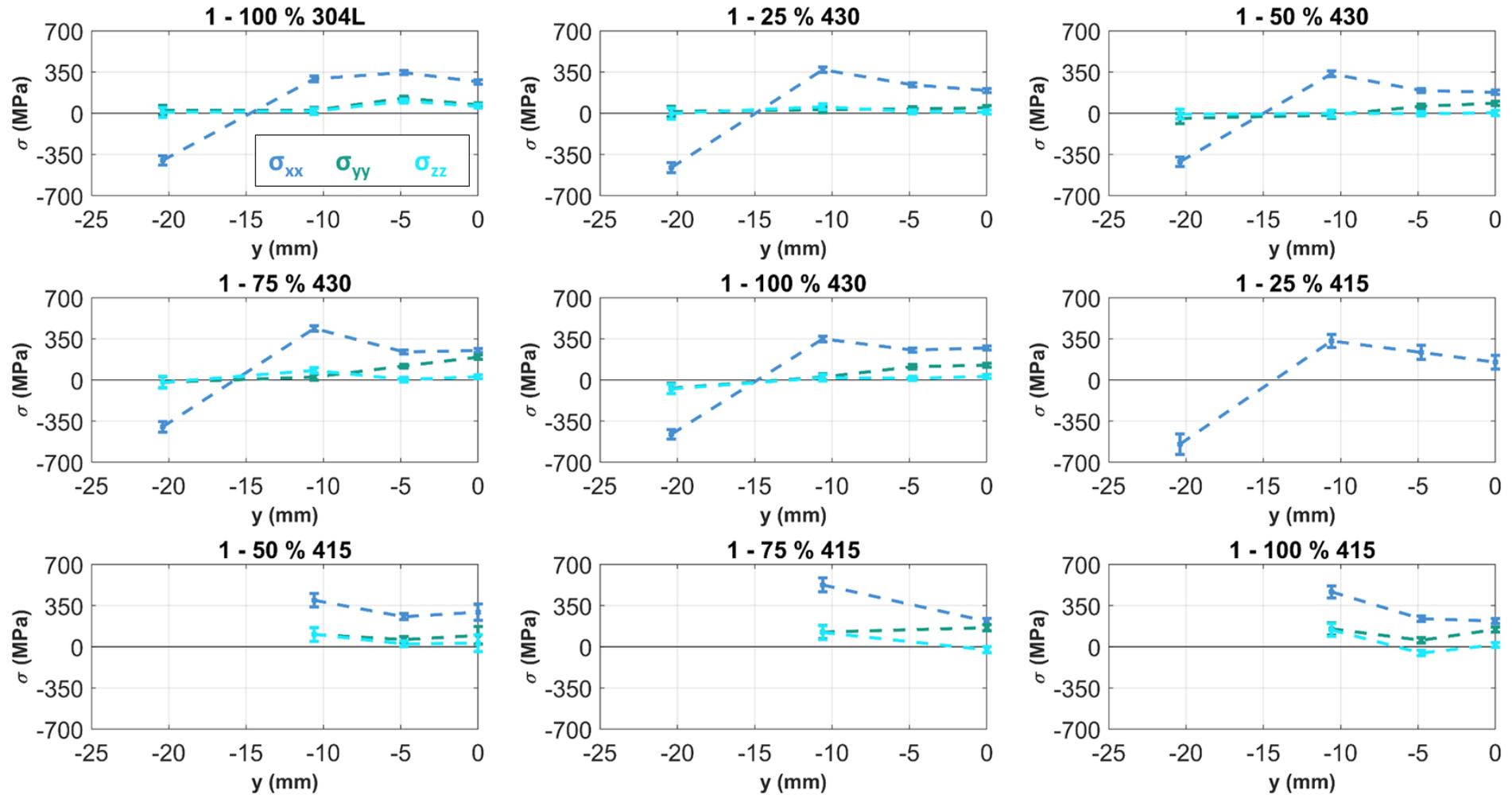
Graphiques présentant les résidus de la largeur, la hauteur et la section, obtenus en calculant la différence entre les valeurs expérimentales et théoriques, en fonction de la valeur théorique, après optimisation des coefficients  $A_{Global}$  et  $cst$  pour chaque nuance de fil, dans le cas de dépôts de fil 430 ou 415, ou du dépôt d'un mélange de fils 304L – 430 ou 304L – 415 sur des tôles 304L.

## Annexes



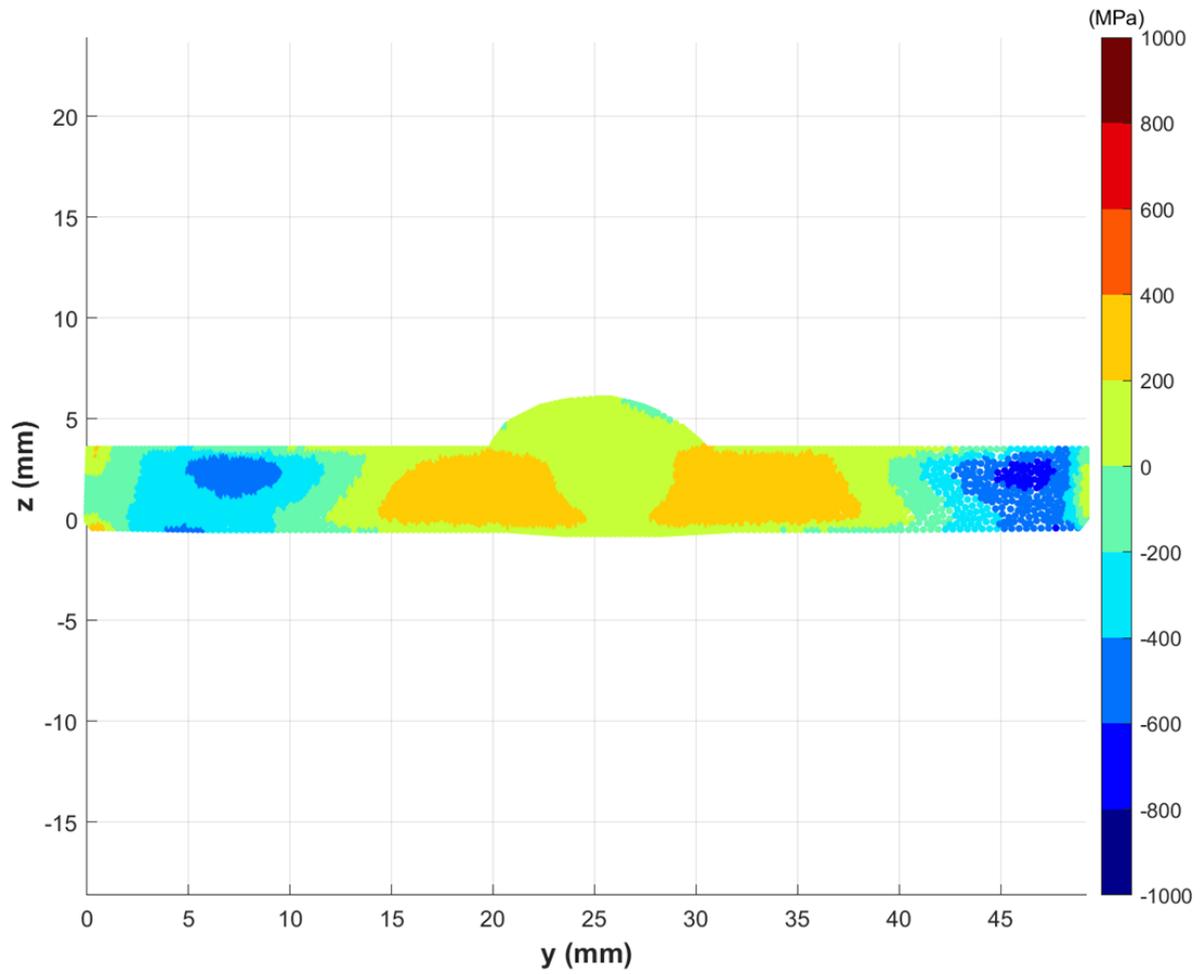
Représentation de la construction des portions de disque. La **courbe verte** représente la construction de la portion de disque avec les **mesures expérimentales**, et la **rouge** avec les **calculs théoriques**. Les axes sont gradués en mm, et le titre de chaque figure indique l'intensité de soudage, la vitesse de dépôt, la vitesse de dévidement du (des) fil(s) et les proportions de fils déposés.

## Annexe 8 : Contraintes longitudinales, transversales et normales déterminées par diffraction des neutrons ou la méthode du contour dans le substrat de chaque pièce



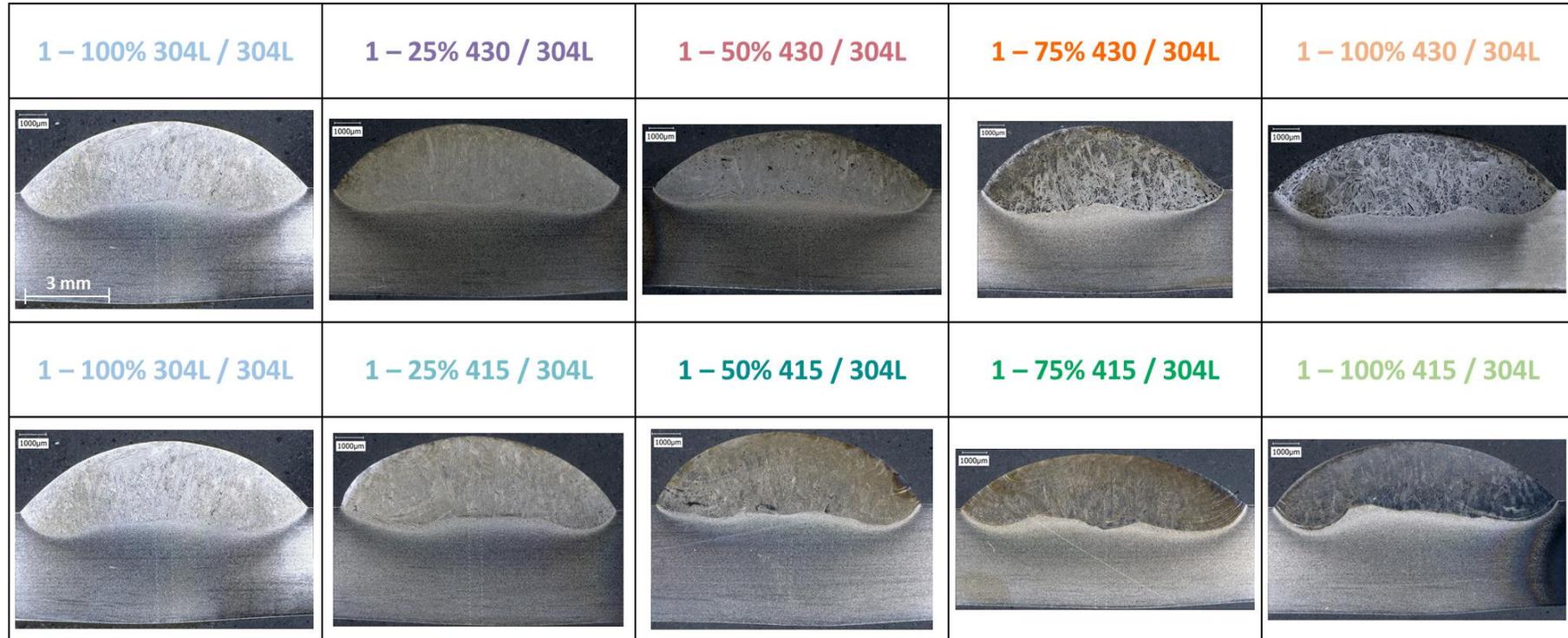
## Annexe 9 : Cartographie des contraintes longitudinales dans la pièce 1 – 25 % 415 / 304L obtenue par la méthode du contour

---

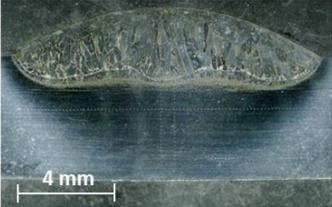
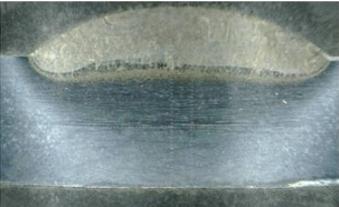
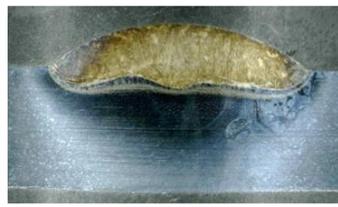
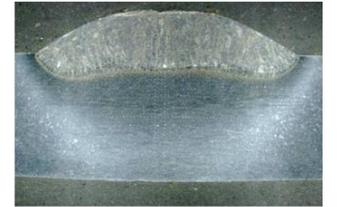
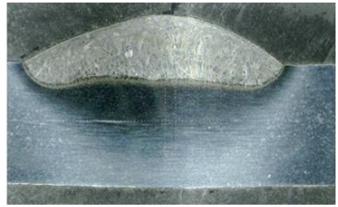
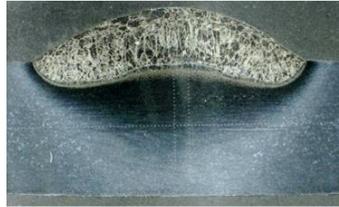


## Annexe 10 : Macrographies de chaque dépôt des quatre couples

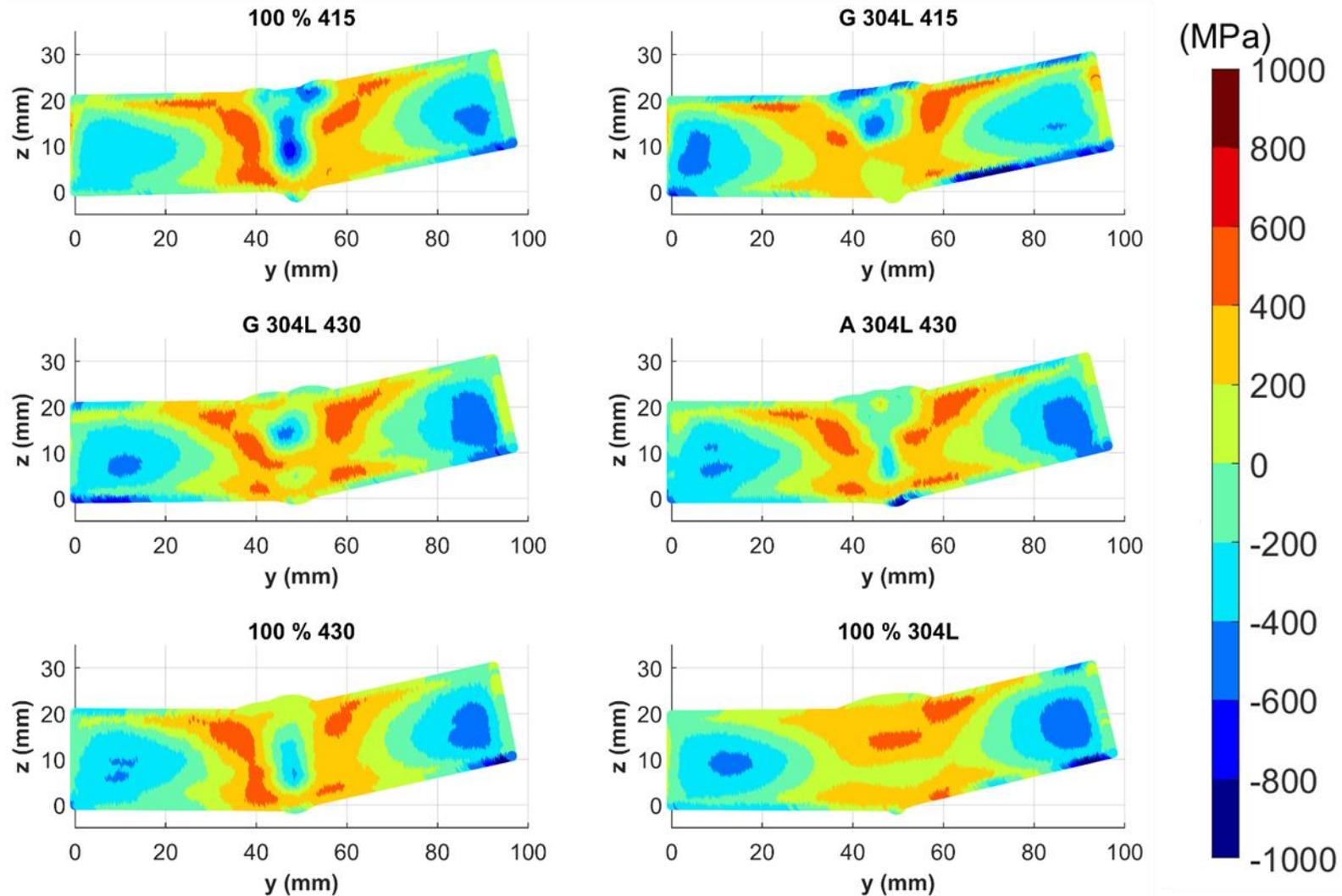
Les échantillons ont été préparés par découpe, polissage et attaque électrolytique à l'acide nitrique fumant tel que présenté dans la partie 2.5.2 du chapitre deux.



Annexes

1 – 100% 415 / 415	1 – 25% 304L / 415	1 – 50% 304L / 415	1 – 75% 304L / 415	1 – 100% 304L / 415
				
1 – 100% 415 / 415	1 – 25% 430 / 415	1 – 50% 430 / 415	1 – 75% 430 / 415	1 – 100% 430 / 415
				

## Annexe 11 : Cartographies des contraintes longitudinales obtenues par la méthode du contour dans les pièces soudées



## Annexe 12 : Limites d'élasticité à 0,2 % de déformation, résistance à la traction et allongement à la rupture de chacun des éprouvettes testées

---

Nom	Position éprouvette	R <sub>p0,2</sub> (MPa)	R <sub>m</sub> (MPa)	A% (%)
<b>100 % 304L</b>	Haut	376	649	42
	Milieu	469	682	34
	Bas	524	683	23
<b>100% 430</b>	Haut	438	576	4
	Milieu	201	262	1
	Bas	587	755	33
<b>G 304L 430</b>	Haut	379	480	6
	Milieu	543	741	24
	Bas	488	742	34
<b>A 304L 430</b>	Haut	530	722	15
	Milieu	539	743	34
	Bas	591	733	26
<b>100 % 415</b>	Haut	561	694	6
	Milieu	536	693	22
	Bas	566	704	23
<b>G 304L 415</b>	Haut	532	736	17
	Milieu	521	747	27
	Bas	471	723	28
<b>A 304L 415</b>	Haut	500	722	19
	Milieu	522	723	33
	Bas	551	728	29

## Accommodation des contraintes et déformations résiduelles dans les soudures multipasses sur fortes épaisseurs par introduction d'une variabilité de la composition du métal d'apport

**Mots clés :** Soudage, Aciers inoxydables, Contraintes, Déformations, Microstructures, Simulations

**Résumé :** L'assemblage de tôles de forte épaisseur nécessite de chanfreiner les pièces et de réaliser l'opération de soudage en multipliant les passes. Des phénomènes physiques complexes sont alors mis en jeu (thermiques, mécaniques et métallurgiques) donnant lieu à l'établissement de contraintes et déformations. Les contraintes résiduelles ainsi créées sont problématiques, puisqu'ajoutées aux contraintes extérieures imposées aux pièces en service, celles-ci peuvent diminuer la tenue mécanique des pièces et augmenter les risques de défaillance. Quant aux déformations, celles-ci sont à exclure, ou pour le moins à minimiser, notamment pour éviter les défauts d'alignement lors d'une séquence de soudage. Généralement, en soudage, un seul fil d'apport est utilisé et ce dernier est similaire à au moins un des métaux de base. Il est proposé ici d'utiliser le procédé TIG pour diminuer les déformations et les contraintes, dans le cas de dépôt et de soudures réalisées en acier inoxydable, en ajoutant un second fil d'apport

ayant des propriétés significativement différentes du premier. L'ajout d'un second alliage peut se faire soit par alternance de dépôts des deux fils, pour amener à une architecturation de la pièce ou de la soudure, soit par mélange *in situ* des deux fils. Dans le cas des soudures, le mélange *in situ* permet de faire varier graduellement la proportion d'un fil par rapport à l'autre selon l'épaisseur du joint soudé.

Une modélisation de la géométrie des dépôts TIG est proposée en utilisant la méthode disque permettant de prédire la forme des dépôts. Les phases en présence, les déformations et les contraintes résiduelles des pièces sont déterminées et sont comparées à celles des pièces réalisées avec un seul fil d'apport. Enfin, des simulations numériques par éléments finis de dépôt(s) TIG sont effectuées sur le logiciel COMSOL Multiphysics conjointement aux expérimentations permettant la simulation des champs de température, des contraintes et des déformations résiduelles.

## Accommodation of residual stresses and strains in thick multi-pass welds by introducing variability in filler metal composition

**Keywords:** Welding, Stainless steels, Stresses, Strains, Microstructures, Simulations

**Abstract:** In the field of welding, assembling of thick plates requires the chamfering of the base metal and the use of a multipass welding sequence. The process generates thermal, mechanical, and metallurgical phenomena resulting in the formation of residual strains and stresses. Residual stresses are especially problematic in structural assemblies, as they add to the external applied stresses during service, often reducing the in-service lifetime and increasing the risk of failure. Strains must be avoided or at the very least limited, as they can cause misalignments during welding sequence and lead to geometrical defects. Generally, during welding operations, the filler metal composition used is close or identical to at least one of that of the base metals of the parts to be joined. In addition, a single chemical composition of filler metal is used. The objective of this study is to use the TIG process to reduce

strains and stresses in the case of stainless steel deposits and welds, by adding a second filler wire with significantly different properties to the first wire. The second alloy can be added to the weld either by using alternatively the two-filler metals, cord after cord, or by mixing them *in situ*. In the case of welds, *in situ* mixing allows the proportion of one wire to the other to be varied gradually according to the thickness of the welded joint. A model of the geometry of TIG deposits is proposed using the disc method to predict the shape of the deposits. The microstructures, strains and stresses of the parts are evaluated and compared with those of parts made with a single filler wire. Finally, finite-element numerical simulations of TIG deposits were carried out using COMSOL Multiphysics software, simulating stresses, strains and temperature fields in order to compare them with the experimental results.