



HAL
open science

Développement de la fabrication additive par procédé arc-fil pour les aciers : caractérisation microstructurale et mécanique des dépôts en nuances ER100 et 316L pour la validation des propriétés d'emploi de pièces industrielles

Clément Bourlet

► To cite this version:

Clément Bourlet. Développement de la fabrication additive par procédé arc-fil pour les aciers : caractérisation microstructurale et mécanique des dépôts en nuances ER100 et 316L pour la validation des propriétés d'emploi de pièces industrielles. Autre [cond-mat.other]. Ecole nationale supérieure d'arts et métiers - ENSAM, 2019. Français. NNT : 2019ENAM0058 . tel-02860062

HAL Id: tel-02860062

<https://pastel.hal.science/tel-02860062>

Submitted on 8 Jun 2020

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.

École doctorale n° 432 : Sciences des Métiers de l'Ingénieur

Doctorat ParisTech

THÈSE

pour obtenir le grade de docteur délivré par

l'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers

Spécialité " Mécanique & Matériaux "

présentée et soutenue publiquement par

Clément BOURLET

le 13 décembre 2019

Développement de la fabrication additive par procédé arc-fil pour les aciers : caractérisation microstructurale et mécanique des dépôts en nuances ER100 et 316L pour la validation des propriétés d'emploi de pièces industrielles.

Directeur de thèse : **Régis BIGOT**

Co-encadrement de la thèse : **Sandra CHEVRET et Raphaël PESCI**

Co-encadrement industriel : **Aurélien ROBINEAU et Fabrice SCANDELLA**

Jury

Mme. Marie-Noëlle AVETTAND-FÉNOËL, Maître de conférences, UMET, Université Lille 1
Mme. Anne-Marie HABRAKEN, Directrice de recherches FNRS, ARGENCO, Université de Liège
M. Alain BERNARD, Professeur, LS2N, École Centrale de Nantes
Mme. Sandra CHEVRET, Maître de conférences, LCFC, ENSAM
M. Raphaël PESCI, Maître de conférences, LEM3, ENSAM
M. Régis BIGOT, Professeur, LCFC, ENSAM
M. Fabrice SCANDELLA, Fellow Matériaux / Procédés, Institut de Soudure
M. Aurélien ROBINEAU, Expert Métallurgie, Institut de Soudure

Rapportrice
Rapportrice
Examineur
Examineur
Examineur
Examineur
Invité
Invité

T
H
È
S
E

REMERCIEMENTS

Je tiens tout d'abord à remercier M. Alain BERNARD pour sa présidence rigoureuse et éclairée et Mmes Marie-Noëlle AVETTAND-FÉNOËL et Anne-Marie HABRAKEN pour leurs rapports détaillés sur mon manuscrit.

Je remercie ensuite M. Abdelkrim CHEHAIBOU, Directeur Général de l'Institut de Soudure Association (IS), pour m'avoir permis de réaliser ma thèse au sein de l'entreprise et le partenariat avec les laboratoires LCFC et LEM3 de l'ENSAM de Metz.

De même, je remercie Aurélien ROBINEAU et FABRICE SCANDELLA pour leur contribution à initier le projet et leur expertise et conseil durant la thèse.

Je remercie Sandra CHEVRET, Raphaël PESCI, et Régis BIGOT pour leur expertise en procédé, mécanique et matériaux, leur encadrement et soutien durant ces trois années.

Je tiens également à remercier Jean-Christophe HELL pour la transmission de ses connaissances concernant l'austénite résiduelle.

Je remercie également Manuel ROUSSEL de Manoir Industries pour les échanges et la réalisation des simulations ThermoCalc.

Je remercie les différentes personnes de l'IS pour m'avoir aidé et entouré durant la thèse : Alexis, Alex, Fred, Riadh, Gaele, Eric, Eric, Maxime, Maxime, Ivan, Marc, Jean-Benoît pour les résultats de son stage, Bruno pour le choix du costume et tout particulièrement Cécile pour m'avoir fait ouvrir les yeux. Ainsi que d'anciens collègues et amis : Alexandre, Romain, Alexis et Camille.

Je remercie les différentes personnes de l'ENSAM et d'AMVALOR pour leur aide et soutien : Alexandre pour le collage des jauges qui ont brûlé, Josselin pour son programme

d'acquisition de données tiptop, Silvio pour les macros (pas si simples), Daniel pour les scans et son aide sur GOM et afin Sandra et Stéphanie les travailleuses de l'ombre toujours prêtes à assister ! Je n'oublie pas les autres doctorants : Jeff, Corentin, Arthur, Fadik, Yanfeng, Gabriel avec qui j'ai passé de très bons moments, souvent autour d'une bière ou d'un café mais pas que, et appris sur la relativité.

Je remercie l'équipe de grimpeurs : Lisa, Jasmine, Michel et Guillaume pour leur joie, bonne humeur, encouragement et moments de détente passés ensemble.

Je remercie mes "Boquets" qui bien qu'éloignés ont su m'apporter du courage et de la motivation. Vive les Mi-ChØ-Ko !

Enfin, je remercie ma famille pour m'avoir entouré et soutenu malgré la distance.

Je remercie également tous ceux que j'aurais oubliés !

TABLE DES MATIÈRES

Remerciements	iii
Liste des abréviations	ix
Acronymes	xi
Nomenclature	xiii
Introduction générale	1
1 État de l'art de la fabrication additive métallique	5
1.1 La fabrication additive	7
1.1.1 Principe général	8
1.1.2 Procédés existants	9
1.1.3 Procédés utilisant du fil	12
1.1.4 Procédé arc-fil MIG-MAG	15
1.1.5 Cas d'applications industrielles	19
1.2 Définition des trajectoires de fabrication	23
1.2.1 Effet des paramètres du procédé	23
1.2.2 Stratégie de fabrication	24
1.3 Caractérisation des matériaux déposés	28
1.3.1 Méthodes de caractérisation	28
1.3.2 Cycle thermique en FA arc-fil	29
1.3.3 Propriétés des dépôts FA arc-fil	32
1.3.4 Contrôles non destructifs des pièces issues de FA arc-fil	44
1.4 Conclusions du chapitre	45
2 Techniques expérimentales et méthodologie de fabrication	47
2.1 Matériaux et dispositifs expérimentaux	49
2.1.1 Produits d'apport et substrats	49

2.1.2	Robot et générateur	50
2.1.3	Mesure géométrique des dépôts	51
2.1.4	Mesure de l'énergie linéaire de dépôt	52
2.1.5	Préparation métallographique et attaques chimiques utilisées	53
2.2	Domaine opératoire de fabrication	54
2.2.1	Réalisation des mono-cordons	55
2.2.2	Réalisation des petits murs multi-cordons	61
2.2.3	Domaines opératoires de fabrication	67
2.3	Fabrication des murs avec instrumentation	72
2.3.1	Procédure de fabrication	72
2.3.2	Mesure de la température	74
2.3.3	Mesure des efforts de bridage	75
2.3.4	Système d'acquisition	75
2.3.5	Mesure de la géométrie finale	76
2.3.6	Contrôle de la présence de défauts internes	77
2.3.7	Éprouvettes de caractérisation	81
2.3.8	Caractérisations complémentaires	84
2.4	Conclusions du chapitre	86
3	Caractérisation de la fabrication	87
3.1	Évolution de la température de la pièce durant sa fabrication	89
3.1.1	Évolution de la température du substrat	89
3.1.2	Évolution de la température des dépôts	92
3.1.3	Influence d'une interruption de fabrication sur la température des dépôts	95
3.1.4	Influence de la stratégie de dépôt sur la température	95
3.1.5	Étude des vitesses de refroidissement	97
3.2	Garantie de la géométrie des pièces	99
3.2.1	État de surface latérale des pièces	99
3.2.2	Dimensions théoriques programmées de la pièce	103
3.2.3	Écart entre géométrie théorique et réelle	106
3.2.4	Déformation de la pièce	112
3.3	Conclusions du chapitre	115
4	Caractérisation des dépôts	117
4.1	Microstructure et propriétés mécaniques des pièces en ER100	119
4.1.1	Microstructure des pièces en ER100	119
4.1.2	Propriétés mécaniques de l'ER100	130
4.2	Microstructure et propriétés mécaniques des pièces en 316LSi	140
4.2.1	Microstructure des pièces en 316LSi	140
4.2.2	Propriétés mécaniques des pièces en 316LSi	144

4.3	Contrôlabilité et défauts des pièces	148
4.3.1	Typologies de défaut rencontrées	148
4.3.2	Importance de l'état de surface	149
4.3.3	Défauts visibles en contrôle radiographique	151
4.3.4	Défauts visibles en contrôle ultrasonore	152
4.3.5	Origine des défauts	155
4.4	Conclusions du chapitre	157
	Conclusion générale et perspectives	159
	Bibliographie	163

LISTE DES ABRÉVIATIONS

CAO	Conception Assistée par Ordinateur
CFAO	Conception et Fabrication Assistées par Ordinateur
CMT	Cold Metal Transfer
CND	Contrôle non destructif
FA	Fabrication additive
F-A	Mode de solidification ferrite-austénite
FE	Faisceau d'électrons
H	Orientation horizontale
HLE	Haute Limite d'Elasticité
IQI	Indicateur Qualité d'Image
IR	Infrarouge
MIG/MAG	Metal Inert/Activ Gas
NAB	Nickel Aluminium Bronze
OL	Ondes Longitudinales
OT	Ondes Transversales
PHL	Programmation Hors Ligne
RT	Radiographie
TCG	Time Corrected Gain
TIG	Tungsten Inert Gas
TTH	Traitement thermique
US	Ultrasons
V	Orientation verticale

ACRONYMES

Acronyme	Définition	Unité
V _{fil}	vitesse de fil	m/min
V _d	vitesse de dépôt	cm/min
d _{TC-P}	distance entre le tube-contact et la pièce	mm
D _{fil}	diamètre du fil	mm
U	tension	V
I	courant	A
P	puissance	kW
P _{moyenne}	puissance moyenne	kW
E _d	énergie linéaire de dépôt	kJ/cm
k	ratio V _{fil} / V _d	-
l _{mc}	largeur d'un mono-cordon	mm
h _{mc}	hauteur d'un mono-cordon	mm
S _{mc}	section d'un mono-cordon	mm ²
C _{écartement}	coefficient d'écartement entre deux cordons	-
d	distance d'écartement entre deux cordons	mm
Longueur _{trajectoire}	longueur de la trajectoire programmée	mm
hc	hauteur de couche	mm
Lc	longueur théorique de la couche	mm
lc	largeur théorique de la couche	mm
C _{géo}	critère géométrique	mm ²
Largeur _{mur usiné}	largeur maximale du mur pouvant être usinée	mm
Longueur _{mur usiné}	longueur maximale du mur pouvant être usinée	mm
Rp0,2	limite d'élasticité à 0,2% de déformation	MPa
Rm	résistance maximale à la traction	MPa
A%	allongement à la rupture	-

NOMENCLATURE

Désignation des pièces fabriquées : **XX-YY-TTH**

avec :

XX : correspond à la valeur de Vfil utilisée

YY : correspond à la valeur de Vd utilisée

TTH : indique si la pièce a subi un TTH

INTRODUCTION GÉNÉRALE

LA fabrication additive métallique est une technologie nouvelle en plein développement ces dernières années avec l'émergence de nouveaux procédés. Elle permet de fabriquer des pièces en trois dimensions, généralement par le dépôt successif de couches, et offre ainsi de nouvelles libertés de conception et de fabrication en comparaison avec les méthodes plus traditionnelles comme la forge, la fonderie et l'usinage. De plus, la fabrication additive permet un allègement des pièces, des économies de matières premières et la suppression d'opérations d'assemblage.

Dans la plupart des cas, les pièces visées sont de formes complexes, de petite taille et pour des applications très spécifiques. L'enjeu majeur est d'en réduire les coûts et les délais de réalisation : les procédés utilisant du fil permettent d'y parvenir pour la réalisation d'ébauches de grandes dimensions.

L'Institut de Soudure étudie depuis 2015 les procédés utilisant du fil pour réaliser des pièces, en particulier le procédé arc-fil. Ce procédé revendique une fabrication de pièces avec une bonne productivité et un coût d'équipement réduit en comparaison avec les équipements requis pour les autres procédés de fabrication additive. Il est à ce jour principalement étudié pour les alliages de titane et d'aluminium, pour des pièces à forte valeur ajoutée, destinées à l'aéronautique ou l'aérospatial. Néanmoins, suite aux premiers démonstrateurs réalisés, d'autres secteurs industriels voient un intérêt dans ce procédé pour la réduction des délais d'approvisionnement ou pour de la fabrication hybride (combinaison de plusieurs méthodes de fabrication). De nouveaux matériaux commencent à faire l'objet d'études, en particulier les aciers.

Les principaux freins identifiés lors des premiers démonstrateurs sont la réalisation de pièces de forte épaisseur, la maîtrise des microstructures et des propriétés mécaniques qui en résultent, ainsi que le contrôle des produits fabriqués. Les essais actuels sont

majoritairement effectués sur des murs fins (constitués d'un seul cordon d'épaisseur allant de 3 à 10 mm) et les développements sont axés sur des aspects particuliers de la fabrication (optimisation de trajectoires, influence de la thermique, caractérisation des microstructures et des dépôts...). Très peu de travaux sont référencés sur toutes les étapes de fabrication, sur des murs plus conséquents et sur la compréhension de l'apparition des défauts [1].

Les enjeux de la thèse résident dans le développement de la fabrication additive arc-fil et la caractérisation complète de dépôts pour la production de pièces industrielles. Deux matériaux très utilisés dans l'industrie sont considérés : un acier C-Mn à haute limite d'élasticité (l'ER100) et un acier inoxydable austénitique (316LSi). Les travaux se concentrent sur des murs de grandes dimensions (épaisseur et hauteur) pour se rapprocher de la partie rectiligne d'une pièce industrielle et qualifier tous les effets de la juxtaposition et de l'empilement des cordons. Les aspects de la fabrication et les interactions produit – procédé seront abordés à travers :

- le choix des paramètres du procédé permettant d'obtenir une qualité optimale pour la pièce,
- le choix des stratégies de dépôts permettant l'obtention de la géométrie souhaitée,
- l'effet des réglages du procédé sur l'histoire thermique subie par la pièce,
- la caractérisation de la microstructure et des propriétés mécaniques des dépôts,
- les méthodes de contrôle utilisables pour garantir la conformité de la pièce.

L'ensemble des travaux se formalise par le manuscrit de thèse décomposé en cinq chapitres permettant d'aborder l'état de l'art, les travaux expérimentaux et une projection sur des applications industrielles.

Le chapitre 1 situe le procédé arc-fil parmi les technologies de fabrication additive, notamment au niveau industriel. L'étude bibliographique se concentre sur les activités de recherche dédiées à ce procédé à fort taux de dépôt. Y sont abordés en particulier : les effets du paramétrage du procédé, les cycles thermiques, la caractérisation des matériaux étudiés et les méthodes de contrôle non destructif.

Le chapitre 2 présente les matériaux et les différents équipements utilisés, la méthodologie de mise au point des paramètres pour la fabrication, la procédure de fabrication des murs de grandes dimensions, l'ensemble des dispositifs expérimentaux et des méthodes mis en œuvre pour les acquisitions de mesure, la caractérisation des microstructures et des propriétés mécaniques ainsi que le contrôle des produits.

Le chapitre 3 traite des effets de la fabrication sur la température et la géométrie de la pièce. Tout d'abord sur le plan thermique, avec la présentation des résultats de l'évolution de la température dans les substrats et les dépôts au cours de la fabrication, puis l'analyse des variations de température relatives à la trajectoire de dépôt et les vitesses de refroidissement mesurées. Ces analyses aideront à la caractérisation

ultérieure des microstructures et propriétés mécaniques. Dans un second temps, les aspects géométriques sont abordés, avec les états de surface et dimensions obtenus pour chaque matériau en fonction du choix des paramètres du procédé, des trajectoires, du bridage du substrat et de l'environnement du robot.

Le chapitre 4 est dédié à la caractérisation des microstructures et des propriétés mécaniques obtenues au sein des murs fabriqués ainsi qu'à leur contrôle. L'accent est mis sur les moyens de contrôle, l'influence de l'histoire thermique des pièces et des principaux paramètres du procédé de fabrication.

CHAPITRE

1

ÉTAT DE L'ART DE LA FABRICATION ADDITIVE MÉTALLIQUE

1.1 La fabrication additive	7
1.1.1 Principe général	8
1.1.2 Procédés existants	9
1.1.3 Procédés utilisant du fil	12
1.1.3.1 Laser-fil	12
1.1.3.2 Faisceau d'électrons-Fil	13
1.1.3.3 Arc-Fil	14
1.1.3.4 Comparaison des procédés	14
1.1.4 Procédé arc-fil MIG-MAG	15
1.1.5 Cas d'applications industrielles	19
1.1.5.1 Université de Cranfield	19
1.1.5.2 MX3D	21
1.1.5.3 RAMLAB	22
1.2 Définition des trajectoires de fabrication	23
1.2.1 Effet des paramètres du procédé	23
1.2.2 Stratégie de fabrication	24
1.2.2.1 Modélisation mono-cordon	24
1.2.2.2 Modélisation multi-cordons	25
1.3 Caractérisation des matériaux déposés	28
1.3.1 Méthodes de caractérisation	28
1.3.2 Cycle thermique en FA arc-fil	29
1.3.3 Propriétés des dépôts FA arc-fil	32

1.3.3.1	Alliage de titane	32
1.3.3.2	Alliage d'aluminium	35
1.3.3.3	Alliage NAB	38
1.3.3.4	Aciers	40
1.3.4	Contrôles non destructifs des pièces issues de FA arc-fil	44
1.4	Conclusions du chapitre	45

LA fabrication additive (FA) est une nouvelle méthode de fabrication qui s'applique à de nombreux matériaux, essentiellement des polymères et des métaux. Il existe différentes technologies et procédés associés à ce type de fabrication : seuls ceux liés aux pièces métalliques seront introduits. Ce chapitre s'articulera donc de la manière suivante :

- La première partie introduira la fabrication additive métallique en partant des principes de base jusqu'au procédé arc-fil et abordera les projets industriels et développements relatifs.
- La deuxième partie présentera les différentes étapes de réglage, de définition des trajectoires et de fabrication des pièces issues de FA arc-fil.
- Enfin, la dernière partie abordera les méthodes utilisées pour caractériser les matériaux et les propriétés mécaniques obtenus avec ce procédé, ainsi que le contrôle des pièces finies.

1.1 La fabrication additive

A son commencement, la FA est utilisée pour faire du prototypage rapide ce qui permet d'accélérer la validation des étapes de conception et de développement d'un produit (concept, forme, aspect, ergonomie...). A partir des années 90, elle s'oriente vers la "fabrication rapide" qui correspond à la fabrication d'outillage ou directement de pièces finies [2].

Aujourd'hui, la FA est en pleine expansion. Selon le Wohlers Report de 2013, la croissance annuelle du chiffre d'affaires mondial de la FA dans sa globalité était de 25% sur les 25 dernières années. Wohler Associates [3] anticipe que le marché de la FA pourrait atteindre 10,8 milliards de dollars d'ici 2020 (figure 1). Il est majoritairement orienté sur les polymères qui représentaient, en 2012, 75% des ventes de machines contre moins de 6% pour le métallique [3] : néanmoins, ce dernier tend de plus en plus à se développer avec l'apparition de nouveaux procédés et de constructeurs de machines.

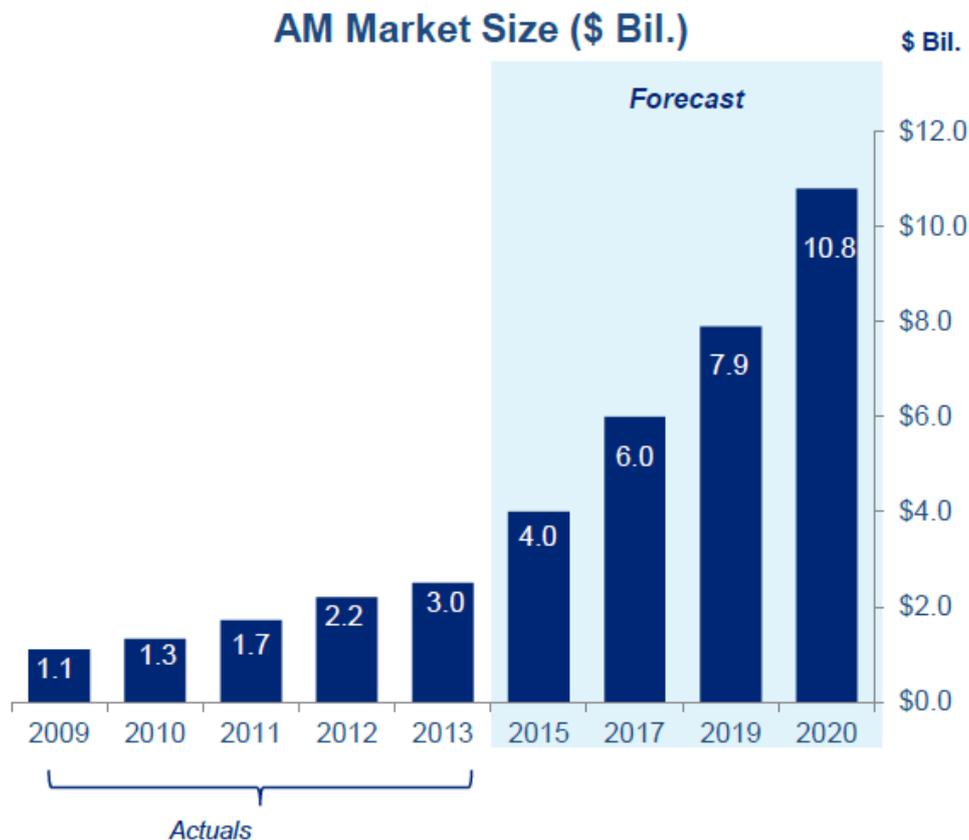


FIGURE 1 – Evolution du marché de la FA [3, 4].

La FA métallique permet de fabriquer des pièces de formes complexes difficilement réalisables par les méthodes de fabrication conventionnelles (usinage, forge, fonderie...). La liberté de conception étant plus grande, de nouvelles approches telles que l'optimisation topologique sont apparues. Cette optimisation permet de placer la matière là où elle est nécessaire pour répondre aux critères de chargement, de fonctionnalité et d'encombrement de la pièce. La FA permet également de simplifier les assemblages en réduisant le nombre de pièces nécessaires. Ceci se traduit par une économie de matière et un allègement de la pièce qui sont très importants dans les secteurs de l'aéronautique et l'aérospatiale. De par sa flexibilité, la FA est adaptée à la fabrication de pièces unitaires ou sur mesure et de petites séries (souvent à forte valeur ajoutée). La FA métallique s'est ainsi rapidement implantée dans le secteur médical pour la réalisation de prothèses ou d'implants sur mesure qui s'adaptent parfaitement aux patients [2].

1.1.1 Principe général

La fabrication additive est définie par la norme NF EN ISO/ASTM 52900 comme étant un *"procédé consistant à assembler des matériaux pour fabriquer des pièces à partir de données de modèles en 3D, en général couche après couche, à l'inverse des méthodes de fabrication soustractive et de fabrication mise en forme"*. Dans cette définition, les méthodes de *"fabrication soustractive"* correspondent aux méthodes par enlèvement de matière telles que l'usinage tandis que les méthodes de *"fabrication mise en forme"* correspondent à la forge ou à la fonderie.

La réalisation d'une pièce par fabrication additive passe par plusieurs étapes illustrées à la figure 2. La première étape est la réalisation d'un modèle CAO pouvant être optimisé et adapté au procédé de fabrication. La pièce CAO est ensuite découpée en couches (tranchage ou slicing en anglais) pour lesquelles des trajectoires de fabrication sont définies. Un programme de fabrication, basé sur les trajectoires, est transmis à la machine pour la fabrication. Une fois la pièce fabriquée, une étape de parachèvement ou de traitement thermique est souvent nécessaire pour l'obtention de la pièce finale.

De par son principe, la fabrication additive peut s'appliquer à de nombreux matériaux. Son domaine d'application est très large avec beaucoup de procédés disponibles. Toutefois dans cet état de l'art, seuls les procédés utilisant des matériaux métalliques seront abordés.



FIGURE 2 – Illustration des étapes de la fabrication additive [5].

1.1.2 Procédés existants

Les normes NF EN ISO 52900 et NF EN ISO 17296-2 définissent sept catégories de procédés dont quatre permettant la fabrication de pièces métalliques (figure 3) :

- les procédés à projection de liant,
- les procédés à fusion sur lit de poudre,
- les procédés de stratification de couches,
- les procédés de dépôt de matière sous énergie concentrée.

La matière première mise en œuvre peut être sous forme de poudres, de fils ou de plaques. Le principe de base consistant à ajouter des couches les unes sur les autres pour fabriquer la pièce est commun à tous les procédés. Ces derniers se différencient par la méthode de fabrication de la couche.

Les procédés à projection de liant (figure 3a) fabriquent les couches par la succession de dépôts de poudre (fine couche) et de dépôts sélectifs de liant (colle déposée suivant la géométrie de la pièce) permettant de fabriquer des pièces dites "vertes" de faible résistance

qui nécessitent une étape supplémentaire d'infiltration ou de frittage pour leur donner leurs propriétés finales. Les méthodes d'infiltration de bronze permettent notamment d'obtenir une pièce finale avec une densité de 95% [6]. Ce type de procédé permet la fabrication en petites séries de petites pièces complexes (quelques cm au dm) avec des vitesses de fabrication importantes (jusqu'à $4800 \text{ cm}^3 \text{ h}^{-1}$). Il permet de fabriquer plusieurs pièces dans l'intégralité du volume de travail puisque les pièces ne nécessitent pas de support. Les pièces issues de ce procédé possèdent un bon état de surface, une bonne précision de fabrication¹.

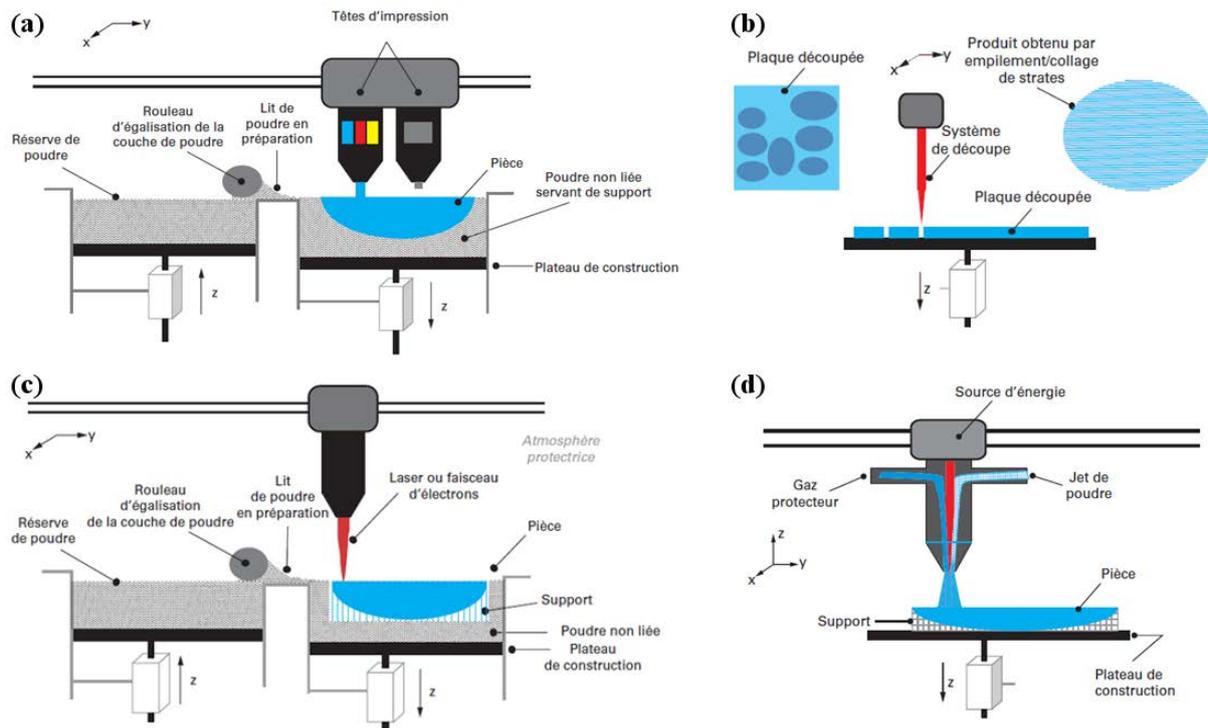


FIGURE 3 – Schéma de principe des procédés : (a) projection de liant, (b) stratification de couches, (c) fusion sur lit de poudre et (d) dépôt de matière sous énergie concentrée [2].

Les procédés à fusion sur lit de poudre (figure 3c) fabriquent les couches par la succession de dépôts de poudre qui est fusionnée sélectivement à l'aide d'un faisceau laser ou d'électrons [2]. La fabrication sur lit de poudre est un peu plus contraignante, car elle nécessite une atmosphère inerte pour éviter l'oxydation des pièces et l'inflammation des plus fines particules ou de la poudre. Les contraintes résiduelles et les retraits lors de la fabrication sont très importants, ce qui impose l'utilisation de supports qui jouent deux rôles : ils empêchent la déformation de la pièce au cours de la fabrication et ils supportent la construction de la pièce dans les zones de fortes inclinaisons ou détachées du corps principal [7]. La dimension des pièces fabriquées est limitée par le volume de fabrication des machines qui est d'environ 500 mm de côté ; les vitesses de fabrication sont relativement

1. <https://digitalmetal.tech/home-digital-metal/benchmark-tests/>

lentes (inférieures à $80 \text{ cm}^3 \text{ h}^{-1}$)¹ mais permettent de réaliser des pièces complexes avec un bon état de surface. Ce sont à l'heure actuelle les procédés les plus avancés pour la fabrication de pièces métalliques.

Le procédé de stratification de couches (figure 3b) consiste à découper dans un premier temps les différentes couches de manière indépendante. Les méthodes de découpe sont nombreuses : laser, jet d'eau, usinage, etc. Les strates sont ensuite empilées et liées entre elles par différentes méthodes d'assemblage comme le collage, le soudage par ultrasons, l'utilisation d'inserts, le soudage-diffusion, le brasage ou le brasage-diffusion pour obtenir la pièce finale [2]. En fonction de l'épaisseur des couches, la pièce fabriquée présente une surface en escalier plus ou moins importante. Un usinage final est souvent nécessaire pour l'obtention des surfaces fonctionnelles.

Les procédés de dépôt de matière sous énergie concentrée (figure 3d) fabriquent les couches en réalisant conjointement l'apport et la fusion du métal déposé. Le produit d'apport peut être sous forme de poudre ou de fil métallique. Il sera fusionné à l'aide d'une source de chaleur (laser, faisceau d'électrons, arc électrique...) suivant une trajectoire déterminée afin de réaliser une couche [6]. Ce type de procédé permet la fabrication de pièces de grandes dimensions avec des vitesses de fabrication élevées (jusqu'à $2500 \text{ cm}^3/\text{h}$ soit environ 20 kg/h pour de l'acier en fonction du procédé). Les géométries réalisées sont des ébauches présentant un état de surface ondulé qui nécessite un usinage de finition. Un avantage de ce type de procédé est qu'il peut réaliser des pièces sur des substrats de formes quelconques en comparaison des autres procédés qui utilisent une plaque (plateau de fabrication). Cela permet de réaliser des opérations de réparation [6] ou un rajout de fonctionnalités sur des pièces existantes [8].

Seuls les procédés de dépôt de matière sous énergie concentrée permettent la fabrication de pièces de grandes dimensions. Les procédés utilisant du fil sont notamment intéressants avec la présence d'un grand choix de matériaux issus du soudage ; ils évitent les problématiques d'hygiène et sécurité liées à l'utilisation des poudres.

1. http://www.ifam.fraunhofer.de/content/dam/ifam/en/documents/dd/Infoblätter/additive_manufacturing-electron_beam_melting_fraunhofer_ifam_dresden.pdf

1.1.3 Procédés utilisant du fil

Les procédés de fabrication additive permettant l'utilisation de fil comme matière première peuvent se classer en trois catégories en fonction de la source de chaleur [9] :

- laser-fil,
- faisceau d'électrons-fil,
- arc-fil.

Les paragraphes suivants vont succinctement présenter les trois catégories en évoquant leurs principes, avantages et limites.

1.1.3.1 Laser-fil

En anglais, le sigle WLAM (Wire and Laser Additive Manufacturing) est utilisé. Une installation de fabrication additive laser-fil est constituée d'un robot ou d'un portique à commande numérique, d'une source laser, d'une tête de soudage, d'un système d'amenée de fil, et d'accessoires annexes comme un dispositif pour la protection gazeuse ou le préchauffage de la pièce. Le coût global d'une installation est estimé entre 1 et 1,5 M€. Lors de la fabrication, l'énergie photonique crée un bain de fusion sur le substrat (ou sur la couche déposée précédemment) et fait fondre le produit d'apport pour réaliser un dépôt. Ceci implique un réglage précis de la tache focale et de la position du fil pour obtenir une forme et un aspect de cordon corrects.

Les matériaux pouvant être mis en œuvre avec la technologie laser-fil sont nombreux : aciers C-Mn, aciers inoxydables, alliages base nickel, alliages d'aluminium, alliages de titane... du moins pour les nuances présentant une soudabilité métallurgique satisfaisante. Les principales applications concernent le secteur aérospatial avec l'alliage Ti-6Al-4V. Chaque alliage a un comportement différent lors du dépôt de matière du fait de son coefficient d'absorption du faisceau laser. Les réglages sont donc propres à chaque alliage et difficilement transposables. Les taux de dépôt que l'on peut atteindre avec une installation standard de 3,5 kW sont d'environ $250 \text{ cm}^3 \text{ h}^{-1}$, soit environ 2 kg/h dans le cas du dépôt d'acier [10]. Ce procédé permet également l'utilisation de fils de très petit diamètre pour la réalisation de parois fines [11].

Les paramètres principaux sont notamment la puissance du laser, la distance et le diamètre de la tache focale, la vitesse de dépôt et les paramètres d'amenée du fil (diamètre, vitesse, point d'impact, orientation par rapport à la direction de dépôt, angle entre le substrat et le fil) [12]. Afin de limiter les problématiques liées aux trajectoires et à la

direction de l'amenée du fil, des têtes dites coaxiales sont développées par le Fraunhofer IWS et Precitec. Elles permettent de diviser le faisceau laser pour laisser passer le fil de manière coaxiale et ensuite refocaliser le faisceau au niveau du bain de fusion.

1.1.3.2 Faisceau d'électrons-Fil

En anglais, les sigles EBFFF ou EBF³ (Electron Beam Free Form Fabrication) ou encore EBAM (Electron Beam Additive Manufacturing) sont utilisés par la NASA et Sciaky, respectivement. Le procédé de fabrication additive utilisant un faisceau d'électrons (FE) et du fil a été breveté par la NASA en 2007 [13]. Une installation de ce type est composée d'une enceinte sous vide, d'un canon à électrons, d'un système de dévidage du fil et d'axes à commandes numériques pour le déplacement du canon et/ou de la pièce. Des dispositifs de suivi et de contrôle du bain de fusion sont utilisés pour améliorer la géométrie et l'aspect final de la pièce. Outre la technique développée par la NASA, Sciaky¹ s'est intéressé à ce procédé, fort de son expertise dans le soudage FE, en étudiant la possibilité de fabriquer des pièces par FE-fil depuis 1995 et commercialise des machines prêtes à l'emploi depuis 2014. Le coût d'une installation est estimé entre 1 et 3 M€ en fonction de la taille de l'enceinte de fabrication.

L'énergie apportée par le FE permet de créer un bain de fusion dans lequel le fil est amené. Cette énergie doit être modérée pour ne pas vaporiser la matière [14]. La fusion du fil est réalisée dans un vide d'environ 6.10^{-5} mbar avec un préchauffage réalisé par le FE. Le rendement énergétique du faisceau est d'environ 95%, et le rendement de la fusion du fil (quantité de fil déposée / quantité de fil apportée) est proche de 100% à la différence des technologies basées sur la fusion de poudre [15]. Le taux de dépôt est compris entre 330 et 2500 $\text{cm}^3 \text{h}^{-1}$ (entre 2,5 et 20 kg/h en acier) : un fort taux de dépôt implique une largeur de dépôt plus importante qu'en laser et arc-fil, ce qui rend plus difficile la réalisation de parois fines [16]. Les diamètres de fil² généralement utilisés sont compris entre 1,2 et 4 mm. Les principaux paramètres de fabrication sont la puissance du faisceau (donnée par le produit de la tension et du courant), la vitesse de dévidage de fil et la vitesse de dépôt. [15, 17]

Ce procédé étant au départ dédié au domaine aérospatial, les matériaux initialement mis en œuvre sont les alliages de titane (notamment le Ti6Al4V) et les alliages d'aluminium (série 2xxx). Néanmoins, d'autres matériaux comme des alliages base nickel (Inconel 718) et des aciers inoxydables ont également été étudiés.[14, 15, 17–20]

1. <http://www.sciaky.com>

2. Présentation de Salo, Robert et Lachenberg, Kenn. 2015. Electron Beam Additive Manufacturing Fabrication - Advantages & Processing Methods. International Conference on Electron Beam Welding Chicago, IL USA.

1.1.3.3 Arc-Fil

En anglais, l'acronyme WAAM (Wire Arc Additive Manufacturing) est souvent utilisé. Une installation de FA arc-fil est généralement composée d'un robot 6 axes, d'un générateur de soudage avec ses équipements associés (torche, dévidoir de fil, système d'amenée de gaz de protection...), et des accessoires supplémentaires comme des dispositifs d'inertage (chambre, trainard) [1]. Le coût d'une installation est estimé à environ 300 k€, ce qui est très inférieur à des installations laser ou faisceau d'électrons.

Toute technologie de soudage à l'arc avec apport de matière peut potentiellement être utilisée en fabrication additive. Les procédés les plus couramment mis en œuvre sont le MIG-MAG (Metal Inert/Active Gas), le TIG (Tungsten Inert Gas) et le plasma. La figure 4 illustre le principe de chaque procédé. Le TIG et le plasma utilisent une électrode réfractaire non fusible pour créer l'arc électrique et l'apport de métal se fait par le côté au niveau du bain de fusion. Le MIG-MAG utilise le fil comme électrode consommable pour créer l'arc électrique et faire l'apport de métal. Les principaux paramètres de dépôt sont communs avec le soudage et sont : le diamètre et la vitesse de fil, la vitesse de dépôt, la tension, l'intensité, le gaz de protection... La FA arc-fil permet d'atteindre des taux de dépôt allant de 1 à 3 kg/h en moyenne, mais peuvent être plus importants dans certains cas [1]. Les diamètres de fil utilisés en fabrication additive sont compris entre 0,6 et 1,2 mm. Les principaux paramètres de fabrication sont : la vitesse de fil, la vitesse de dépôt, la tension, l'intensité et le gaz de protection.

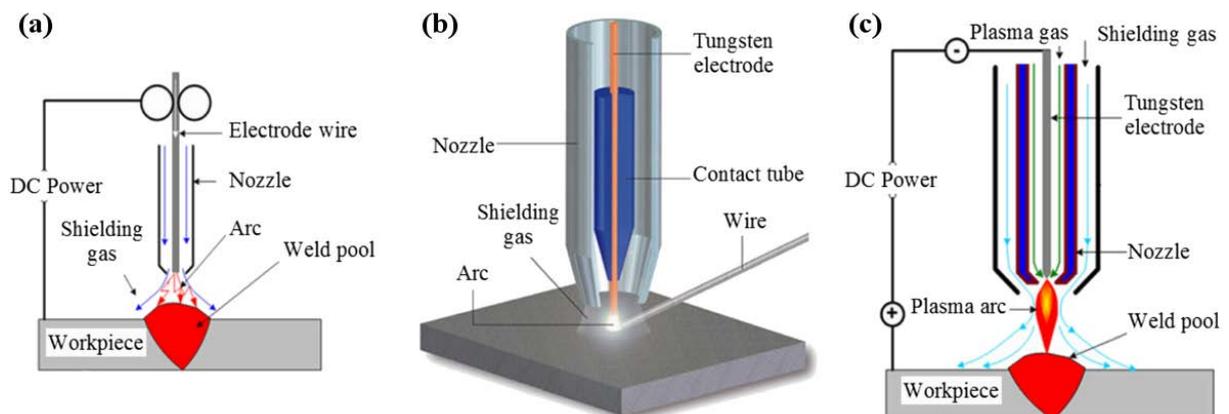


FIGURE 4 – Illustration des procédés (a) MIG-MAG, (b) TIG, (c) plasma (adapté de [9]).

1.1.3.4 Comparaison des procédés

Les technologies de dépôt sous énergie concentrée utilisant du fil permettent toutes la réalisation de pièces de grandes dimensions (supérieures à 1 m). Les taux de dépôt sont plus

	Laser-fil	FE-fil	Arc-fil
Taux de dépôt (kg/h)	< 2,5	2,5 à 20	1 à 3 (voire 10)
Coût de l'installation (M€)	1,5	1 à 3	0,3
Dimensions pièces	> 1 m	> 1 m	> 1 m
Matériaux		Particulièrement adapté aux matériaux sensibles à l'oxydation	
État de surface	propre	grossier	moyen

TABLEAU 1 – Comparaison des procédés fil.

importants que ceux des technologies à fusion sur lit de poudre, mais ne permettent pas la même finesse de réalisation. De manière générale, un taux de dépôt important impliquera des dépôts plus gros et une tolérance de fabrication plus grande. Le tableau 1 présente un comparatif des procédés fil par rapport à différents critères généraux. Le procédé laser-fil s'oriente sur des dépôts avec une précision accrue mais un taux de dépôt moindre, en comparaison de l'arc-fil ou le FE-fil. Le FE-fil a l'avantage d'avoir un très fort taux de dépôt sous vide, ce qui le rend intéressant dans le cas de pièces épaisses en matériaux sensibles à l'oxydation comme le titane. L'arc-fil permet de son côté un taux de dépôt intermédiaire avec une installation à moindre coût : c'est la solution retenue pour la fabrication de pièces de grandes dimensions en acier. Il sera plus amplement décrit dans le paragraphe suivant.

1.1.4 Procédé arc-fil MIG-MAG

L'idée de superposer des cordons de métal fondu avec un arc électrique pour fabriquer des pièces n'est pas nouvelle : Ralph Baker déposa un brevet en 1920 dans lequel il décrit une méthode pour fabriquer des objets décoratifs par la superposition de couches de métal fondu avec un arc électrique (figure 5) [21]. Il a fallu attendre le début des années 90 pour avoir les premières applications, par exemple la fabrication d'aubes de roues Pelton présentées à la figure 6. L'évolution de l'électronique et de l'informatique permet désormais un pilotage plus simple des robots ou d'axes numériques au travers de logiciel CFAO (conception et fabrication assistée par ordinateur) et PHL (programmation hors ligne). Néanmoins, il n'existe actuellement aucun logiciel CFAO dédié à la FA arc-fil. L'université de Cranfield en Angleterre, qui est un acteur majeur dans le domaine de la FA arc-fil, prévoit de sortir une première version de logiciel courant 2019. D'autres solutions de programmation s'adaptant à la FA permettent de faciliter les étapes de programmation comme par exemple le logiciel NX de Siemens.

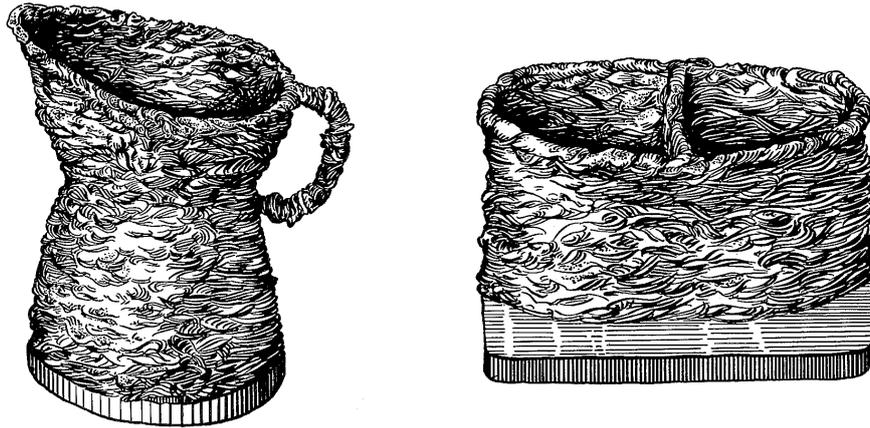


FIGURE 5 – Illustrations d’objets décoratifs fabriqués par la superposition de cordons, brevet de 1920 [21].

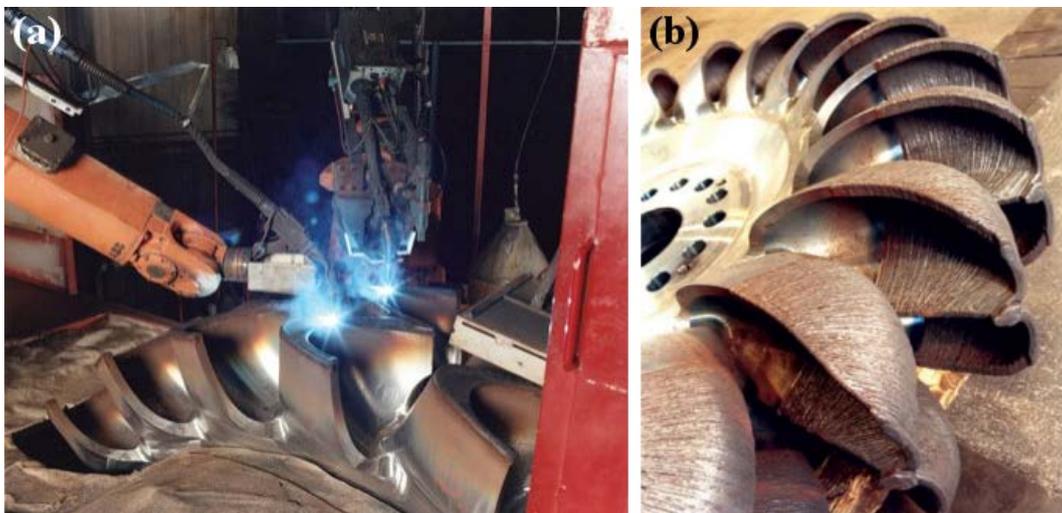


FIGURE 6 – Exemple d’application arc-fil dans les années 1990 pour (a) la fabrication avec deux robots de la partie supérieure d’augets de roues Pelton (supérieure au mètre) et (b) la pièce finie [22].

Comme déjà évoqué, l’arc-fil peut utiliser trois procédés de soudage pour réaliser les dépôts : le MIG-MAG, le TIG et le plasma. Chaque procédé possède ses avantages et ses inconvénients qu’il est important de connaître afin de faire un choix judicieux. Le MIG-MAG utilise un fil qui arrive de manière coaxiale à la torche : ceci permet de simplifier les trajectoires de fabrication [1]. Il est toutefois problématique sur les alliages de titane, car l’arc électrique est instable et forme des cordons irréguliers [23]. Cependant, le générateur de soudage CMT (cold metal transfer) développé par Fronius est un procédé MIG-MAG avec un mode de transfert par court-circuit contrôlé combiné à une rétractation mécanique du fil¹. Il permet d’améliorer la qualité des cordons déposés en titane [24]. Le TIG et le plasma sont plus adaptés pour le dépôt de titane. L’apport de fil étant latéral, il est

1. <https://www.fronius.com/fr-fr/france/techniques-de-soudage/competences/process-de-soudage/cmt>

nécessaire d'adapter les paramètres de dépôt en fonction de l'orientation du fil par rapport à la direction d'avance, ou d'orienter le fil toujours de la même manière. Dans les deux cas, la programmation des trajectoires devient plus complexe [1, 9].

La vitesse de fabrication, généralement exprimée en kg/h, correspond à la masse de matière déposée ramenée au temps de fabrication de la pièce. Cette vitesse tient compte des temps d'arrêt pour le refroidissement ou le changement de consommables. Il ne faut pas la confondre avec le taux de dépôt qui correspond à un débit de matière instantané également exprimé en kg/h. Dans le cas où l'on ne considère aucune perte lors de la fusion du fil, le taux de dépôt s'exprime de la manière suivante :

$$T_d = \rho \times \frac{\pi \times D_{fil}^2}{4} \times V_{fil} \times 60.10^{-6} \quad (1)$$

avec :

- T_d : le taux de dépôt en kg/h,
- ρ : la masse volumique en kg/m³,
- D_{fil} : le diamètre du fil en mm,
- V_{fil} : la vitesse du fil en m/min.

De manière classique, le taux de dépôt en FA arc-fil est d'environ 1 kg/h pour des alliages de titane et d'aluminium et de 3 kg/h pour les aciers [1]. Il est néanmoins possible d'atteindre 10 kg/h en utilisant deux fils [25].

La technologie CMT, de par sa méthode de régulation de l'arc électrique, présente un grand intérêt pour la stabilité de l'arc, un apport énergétique faible et la régularité des dépôts ainsi que pour réduire les projections [26]. La régulation de l'arc électrique lors du dépôt est réalisée via un contrôle de la forme des signaux électriques (tension et courant) ainsi qu'une action mécanique sur l'avance/recul du fil : celle-ci est possible par le pilotage d'un moteur situé en amont de la torche avec des fréquences de 70 à 120 Hz.

La régulation de l'arc électrique est décrite par Chen *et al.* [27] à l'aide d'une caméra rapide et de systèmes de mesure du courant et de la tension. La figure 7 montre le cycle réalisé par le CMT avec une phase arc allumé et une phase court-circuit (arc éteint). Les mesures de tension, de courant et de vitesse du fil sont présentées au centre. Les images situées en haut montrent l'évolution du transfert de métal durant la phase d'arc allumé et les images du bas montrent l'évolution durant la phase de court-circuit. Le cycle de transfert de métal est découpé en quatre temps :

Boost stage : l'arc électrique s'établit grâce à la remontée du fil (vitesse négative) et l'augmentation du courant et de la tension.

Wait stage : l'arc fait fondre le bout du fil durant une phase d'attente. La vitesse de fil est alors positive ; la tension et le courant diminuent progressivement. De ce fait, la

distance entre le bout du fil et le bain de fusion diminue jusqu'à ce qu'ils rentrent en contact.

Necking stage : la phase de court-circuit débute et l'arc est éteint. La vitesse de fil diminue et le courant augmente afin de déposer la goutte en douceur dans le bain de fusion grâce aux forces de gravité et de tension de surface.

Detachment stage : dès que la goutte est déposée, le fil remonte pour la détacher et amorcer un nouvel arc.

Le générateur CMT surveille de manière continue les signaux électriques pour contrôler les dépôts et le détachement des gouttes. En fonction des matériaux et des lois de synergie, la forme des signaux électriques peut varier.

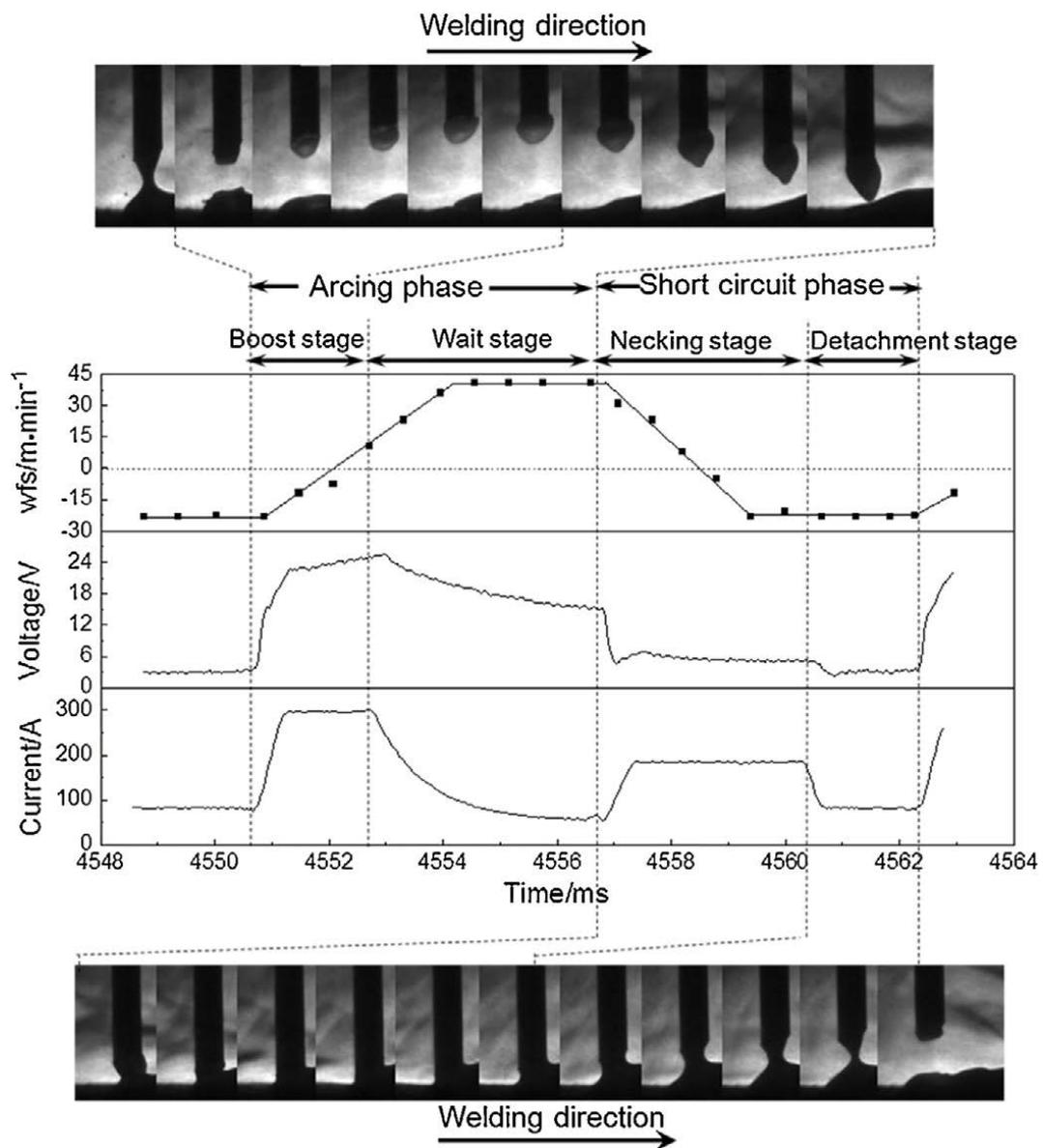


FIGURE 7 – Description des phases d'un cycle CMT avec relation entre tension, courant, vitesse de fil et transfert du métal [27].

La technologie CMT est fiable pour la régulation et la stabilité de l'arc électrique et pour la maîtrise de l'apport d'énergie avec peu de projection, ce qui la rend particulièrement adaptée à la FA arc-fil.

1.1.5 Cas d'applications industrielles

L'intérêt suscité pour la FA arc-fil a notamment donné lieu à la réalisation de démonstrateurs industriels par différentes équipes de recherche en Europe. Différents secteurs industriels sont concernés et les gains peuvent être importants.

1.1.5.1 Université de Cranfield

L'université de Cranfield est l'un des principaux acteurs dans le développement de l'arc-fil de par son antériorité. Les démonstrateurs réalisés sont majoritairement destinés au domaine aéronautique et aérospatial [1]. Les figures 8 et 9 présentent plusieurs exemples de pièces en alliage de titane (Ti6Al4V), alliage d'aluminium et en acier. Leurs dimensions sont souvent supérieures au mètre avec des géométries simples à moyennement complexes (les pièces ne possèdent pas de détails fins et précis).

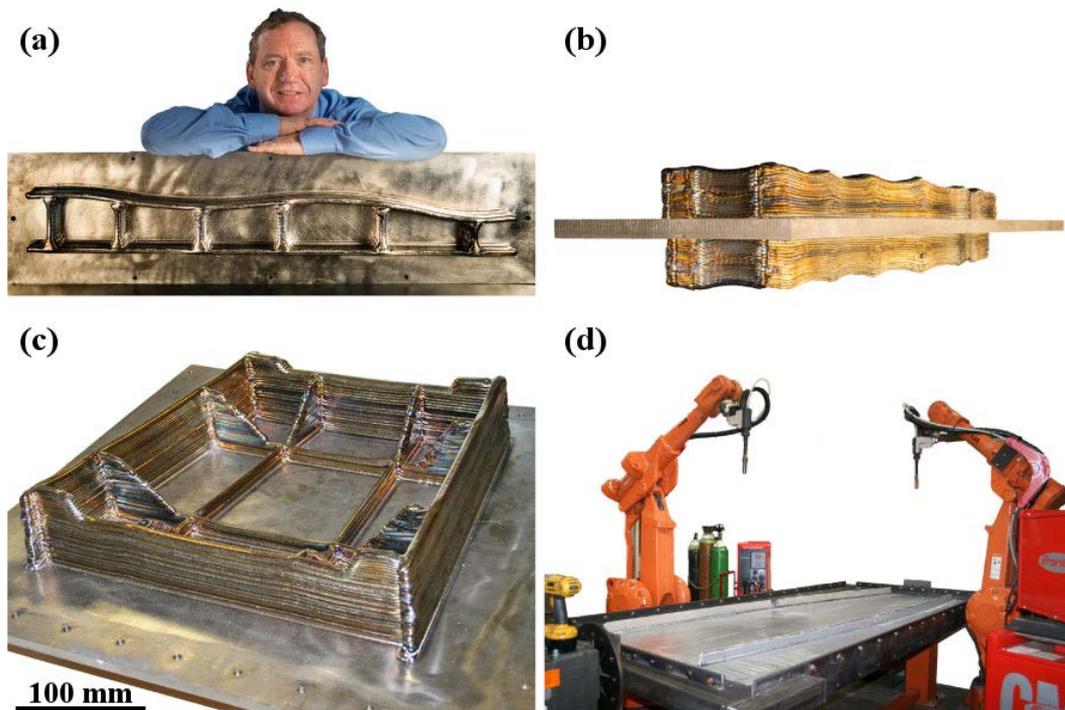


FIGURE 8 – Divers démonstrateurs de l'université de Cranfield : (a) et (b) un longeron d'aile de 1,2 m en alliage de titane (Ti6Al4V), (c) pièce d'un système externe d'atterrissage en Ti6Al4V, (d) un longeron d'aile de 2,5 m en alliage d'aluminium [1].

Le plus grand démonstrateur en alliage d'aluminium réalisé par l'université de Cranfield est présenté à la figure 10. Ce démonstrateur mesure 6 mètres de long et pèse 300 kg. L'avantage de la FA arc-fil pour les pièces possédant beaucoup de raidisseurs est de limiter l'opération d'usinage en comparaison à un usinage dans la masse. Les gains économiques escomptés peuvent atteindre 70%, accompagnés d'une réduction de temps de fabrication passant de plus d'un an à quelques mois. Cette considération est d'autant plus vraie pour les pièces en alliage de titane qui sont plus chères et plus difficilement usinables.

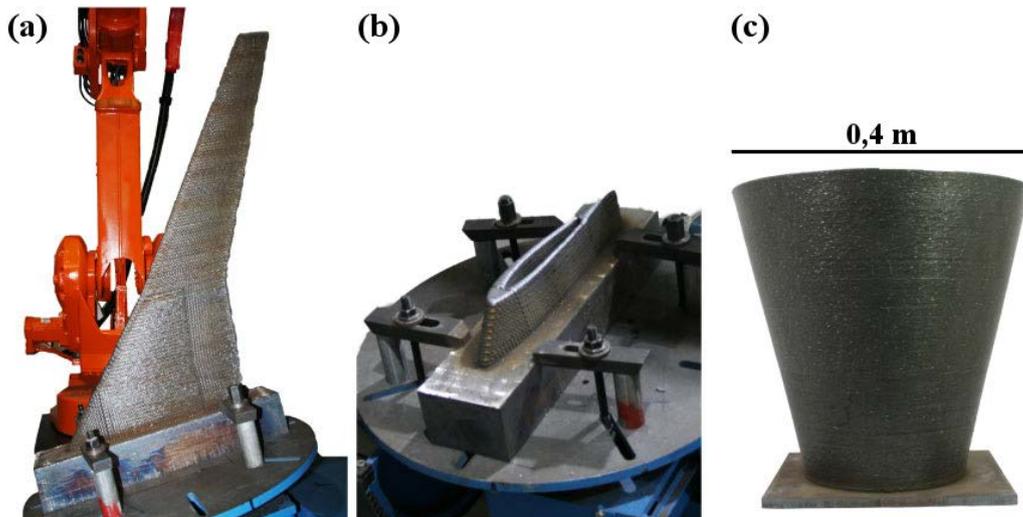


FIGURE 9 – Divers démonstrateurs de l'université de Cranfield en acier : (a) et (b) un démonstrateur d'aile creuse et (c) un cône d'épaisseur environ 2,5 mm [1].

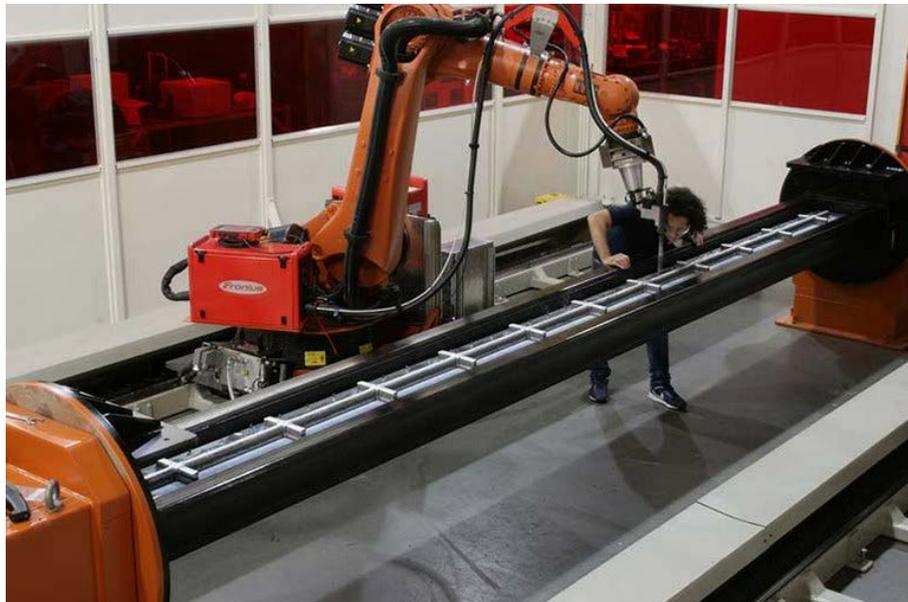


FIGURE 10 – Démonstrateur en alliage d'aluminium de 300 kg de 6 mètres de long¹.

1. <https://waammat.com/>

1.1.5.2 MX3D

Le projet initié par MX3D en 2015 était de réaliser une passerelle piétonne permettant de relier deux rives d'un canal d'Amsterdam¹. L'évolution du projet présentée à la figure 11 est la suivante :

- l'idée initiale est de pouvoir fabriquer la passerelle directement depuis les rives en faisant avancer les robots au fur et à mesure de la fabrication (figure 11a).
- les premiers développements réalisés sont des structures en treillis filaires fabriquées point par point (figure 11b). Cette méthode a permis également de fabriquer le cadre d'un vélo et différentes structures décoratives.
- une structure de passerelle piétonne doit pouvoir supporter un chargement lié au passage des piétons. Les stratégies de dépôt sont modifiées passant de point par point à des cordons permettant la création de structures pleines (figure 11c).
- grâce au développement de ces stratégies, la passerelle finale a été présentée au public en 2019 (figure 11d).

La réalisation de cette passerelle longue de 12,5 m, large de 6,3 m a nécessité 4,5 tonnes de fil d'acier inoxydable, 4 robots et 6 mois de fabrication. Le résultat final de la passerelle montre la capacité du procédé à réaliser des structures de grandes dimensions avec une conception difficilement réalisable par des méthodes conventionnelles. Il ouvre également les portes de la réalisation de structures architecturales métalliques.



FIGURE 11 – Evolution des développements de MX3D : (a) idée initiale, (b) stratégie de fabrication en treillis point par point, (c) stratégie de fabrication par cordons et (d) la passerelle piétonne terminée¹.

1. <https://mx3d.com/>

1.1.5.3 RAMLAB

Une autre application est la fabrication de pièces unitaires pouvant nécessiter des délais importants avec les méthodes actuelles. La fabrication de l'hélice de navire est un bon exemple et c'est l'axe développé par le RAMLAB situé dans le port de Rotterdam (figure 12).

Les principales problématiques de ces pièces réalisées en alliage NAB (Nickel Aluminum Bronze, qui par ailleurs est un abus de langage : les bronzes étant des alliages Cu-Sn) par fonderie sont les faibles vitesses de refroidissement (10^{-2} à $10^{-3} \text{ °C s}^{-1}$) ainsi que le taux de porosités affectant les microstructures et les propriétés mécaniques [28, 29]. Le recours à la FA arc-fil vise à améliorer la qualité des pièces et leurs propriétés mécaniques, tout en permettant l'obtention de la géométrie de pièce souhaitée avec des délais réduits par rapport à la fonderie.

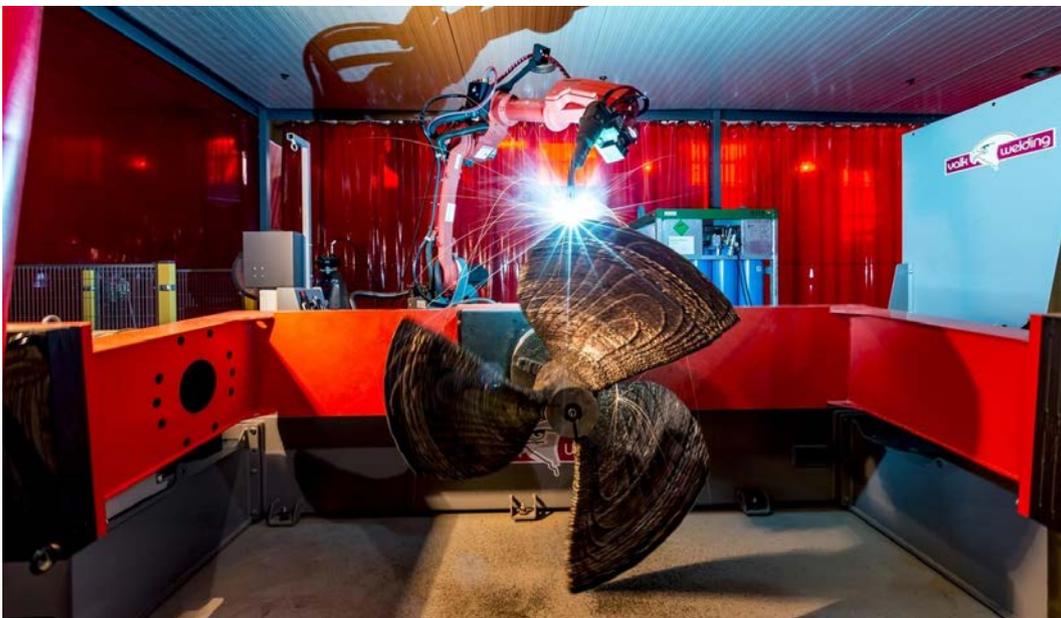


FIGURE 12 – Hélice de navire de diamètre 1,35 mètre pesant 400 kg nommée "WAAMPeller" fabriquée par le RAMLAB¹.

Au regard des différents démonstrateurs présentés, la FA arc-fil permet la fabrication de pièces industrielles de grandes dimensions. Toutefois, pour arriver à ce résultat, il est nécessaire de définir les réglages et les stratégies nécessaires à la fabrication, mais également de connaître la microstructure et les propriétés mécaniques des dépôts.

1. <https://ramlab.com/>

1.2 Définition des trajectoires de fabrication

La phase de fabrication débute par des mises au point visant à valider les paramètres de dépôt utilisés et les trajectoires programmées. Les différentes méthodes présentes dans la littérature pour aider la réalisation de cette phase vont être abordées.

1.2.1 Effet des paramètres du procédé

Les paramètres du procédé en FA arc-fil sont nombreux et dépendent du procédé de dépôt. En FA arc-fil MIG-MAG, les principaux paramètres de dépôt sont la tension, le courant, la vitesse de fil (V_{fil}), la vitesse de dépôt (V_d), la distance entre le tube contact et la pièce (d_{TC-P}), le gaz de protection, le diamètre et la nuance du produit d'apport (fil). Les nouvelles générations de générateurs proposent des lois de synergie permettant un réglage plus aisé des paramètres de dépôt en adaptant les paramètres électriques en fonction des autres paramètres.

Une première approche pour comprendre l'effet des paramètres sur les dépôts est de regarder la section de matière déposée. Cette section est définie par le diamètre du fil, la V_{fil} et la V_d par l'équation suivante [30–32] :

$$S_{mc} = \frac{100 \times \pi \times D_{fil}^2 \times V_{fil}}{4 \times V_d} \quad (2)$$

avec : S_{mc} : la section du cordon en mm^2 ,
 D_{fil} : le diamètre du fil en mm ,
 V_{fil} : la vitesse du fil en m/min ,
 V_d : la vitesse de dépôt en cm/min .

Ainsi, pour un diamètre de fil constant, l'augmentation de V_{fil} et la diminution de V_d augmentera la section déposée et donc la largeur et la hauteur du cordon.

Xiong *et al.* [33] utilisent une méthode de réseau de neurones pour prédire les paramètres V_{fil} , V_d et tension à utiliser en MIG-MAG pour obtenir la largeur et la hauteur de cordon souhaitées. Deux règles sont déterminées. La première est de diminuer la V_{fil} et augmenter V_d pour diminuer largeur et hauteur de dépôt, ce qui est en accord avec l'équation 2. La seconde règle est de diminuer la tension pour réduire la largeur et augmenter la hauteur de dépôt. Le modèle de prédiction ainsi créé possède une très bonne précision avec une erreur inférieure à 2%.

Une étude plus récente de Xiong *et al.* [34] montre l'effet de V_{fil} , V_d et de la température entre couches sur la régularité latérale d'un mur fin en MIG-MAG. Les résultats mettent en évidence que l'état de surface peut être amélioré en diminuant la température entre couches. L'augmentation de V_{fil} dégrade l'état de surface qui peut être amélioré en augmentant V_d jusqu'à 42 cm/min. L'augmentation de V_d au-delà de cette valeur dégrade l'état de surface à cause des instabilités de l'arc électrique. Conserver un ratio V_{fil}/V_d constant avec des valeurs faibles de V_{fil} et V_d donne la meilleure qualité de surface.

1.2.2 Stratégie de fabrication

La fabrication d'une pièce est réalisée couche par couche et chaque couche peut être constituée de plusieurs cordons. La programmation des trajectoires doit tenir compte de la géométrie de la pièce et des stratégies choisies pour remplir chaque couche. Dans le cas de pièces épaisses, il est nécessaire de définir les distances entre cordons ainsi que les distances entre couches. Différents modèles sont ainsi présents dans la littérature.

1.2.2.1 Modélisation mono-cordon

Le paragraphe 1.2.1 montre que la forme des cordons varie en fonction des paramètres de dépôt comme V_{fil} et V_d (paramètres majeurs). Il est également possible d'ajuster la tension, le courant, le mode de transfert, etc. pour obtenir un arc électrique stable. Chaque réglage générera une largeur et une hauteur de dépôt différente. Plusieurs méthodes pour modéliser la géométrie extérieure d'un seul dépôt, appelé mono-cordon, sont proposées dans la littérature.

Les études ont principalement été menées avec un procédé MIG-MAG [30–32, 35]. Les trois modèles utilisés sont basés sur une fonction d'arc de cercle, une fonction parabolique et une fonction sinusoïdale. Le modèle parabolique semble toutefois être le plus adapté pour la modélisation d'un mono-cordon [30, 32].

Le modèle parabolique utilisé est de la forme $y = ax^2 + c$. Le repère est aligné sur le bord supérieur du substrat et l'axe de symétrie vertical du mono-cordon comme à la figure 13. Les coefficients a et c sont donc définis de la manière suivante [30–32] :

$$a = -\frac{4 \times h_{mc}}{l_{mc}^2} \quad \text{et} \quad c = h_{mc} \quad (3)$$

avec : h_{mc} : la hauteur du mono-cordon en mm,
 l_{mc} : la largeur du mono-cordon en mm.

Finalement la fonction parabolique de la géométrie du mono-cordon est :

$$y = -\frac{4 \times h_{mc}}{l_{mc}^2}x^2 + h_{mc} \quad (4)$$

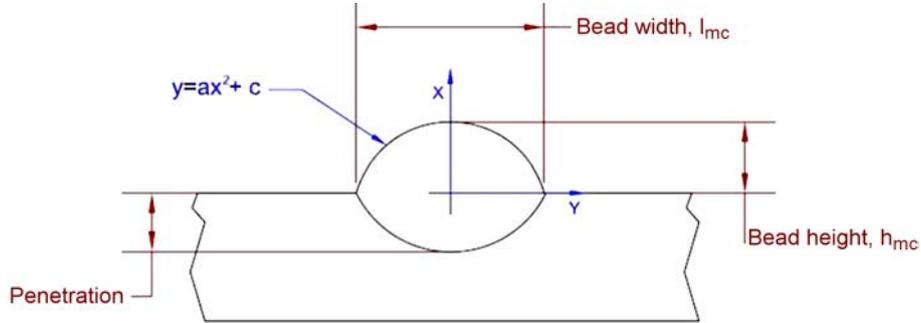


FIGURE 13 – Illustration du modèle d'un mono-cordon parabolique [30].

1.2.2.2 Modélisation multi-cordons

Une fois le modèle d'un mono-cordon réalisé, il est possible d'étudier la juxtaposition des cordons. Le but est d'avoir une couche plane afin d'éviter les variations de hauteur lors de l'empilement. Pour une géométrie de cordon donnée, l'écartement entre cordon d doit donc être ajusté. Une première méthode est de déterminer d en considérant l'aire de superposition des deux courbes égale à l'aire manquante pour avoir une couche plane comme illustré à la figure 14. Cette méthode est appelée « Flat-top Overlapping Model » (FOM) [30–32, 35]. Ainsi la valeur optimale d_{FOM}^* est :

$$d_{FOM}^* = \frac{2}{3} \times l_{mc} \text{ avec modèle de mono-cordon parabolique} \quad (5)$$

$$d_{FOM}^* = 0,637 \times l_{mc} \text{ pour un modèle de mono-cordon sinusoïdale [35]} \quad (6)$$

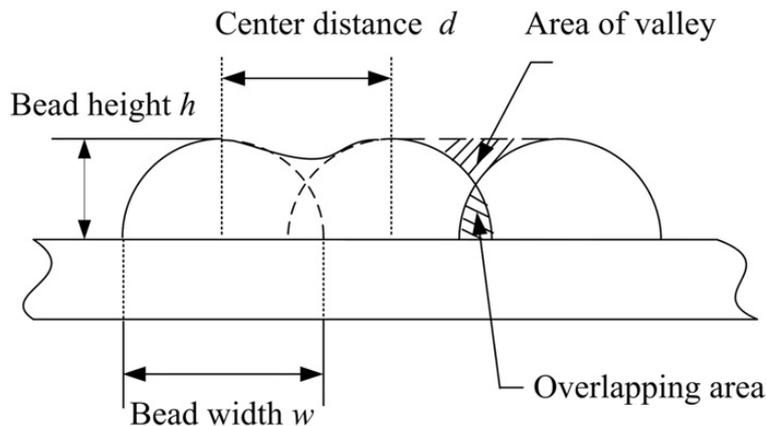


FIGURE 14 – Illustration de la juxtaposition de cordons pour le modèle FOM [31].

Xiong *et al.* [31] ont adapté le choix du modèle de mono-cordon à utiliser en fonction du ratio V_{fil} / V_d . La figure 15 présente l'effet de la valeur de d sur la forme de la couche. Si d est supérieur à d^* , il y aura un creux entre les cordons et si d est inférieur à d^* alors la hauteur de la couche augmentera avec une forme irrégulière.

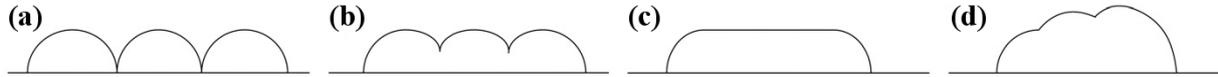


FIGURE 15 – Illustration de la juxtaposition de cordons : (a) $d = l_{mc}$, (b) $d^* < d < l_{mc}$, (c) $d = d^*$, (d) $d < d^*$ [31].

Cette première approche est simple, néanmoins Ding *et al.* indiquent au regard des expériences de [30] et [36] qu'il est impossible d'avoir une surface parfaitement plane. Ding *et al.* [32] proposent une seconde méthode appelée « Tangent Overlapping Model » (TOM) basée sur la tangente du second cordon déposé. Le modèle détermine, comme pour le modèle FOM, la distance entre cordons par l'égalité des aires superposées et manquantes. Seulement la forme de l'aire manquante n'est plus définie par la droite reliant les deux sommets des cordons, mais par une droite tangente au second cordon. La figure 16a illustre la construction géométrique du modèle. La droite BC, tangente en C, définit donc la limite de l'aire manquante. Comme pour le modèle FOM, $d > d^*$ entraîne un creux plus prononcé, mais pas de variation de hauteur des sommets de cordons, tandis que $d < d^*$ engendre une augmentation de la hauteur de couche. Enfin, la valeur optimale d_{TOM}^* est :

$$d_{TOM}^* \approx 0,738 \times l_{mc} \quad (7)$$

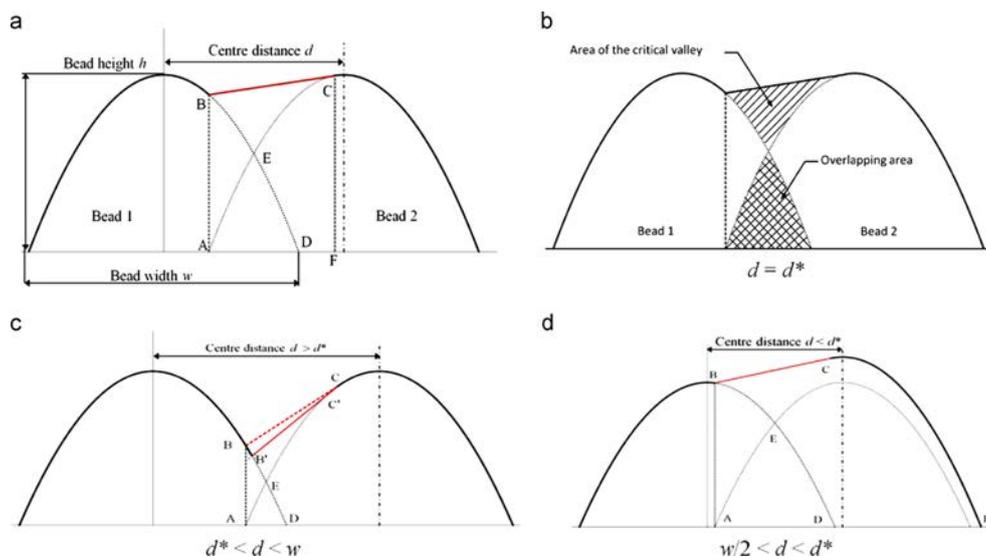


FIGURE 16 – (a) Illustration de la construction du modèle TOM, (b) égalité des aires, (c) $d > d^*$: creux plus prononcé mais pas de variation de hauteur, (d) $d < d^*$ augmentation de la hauteur de couche [32].

D'après le modèle TOM, pour $d = 2/3 \times l_{mc}$, les hauteurs des cordons juxtaposés devraient augmenter légèrement car la différence de d n'est pas très importante. En prenant l'essai réalisé par Xiong et *al.* [31] avec $d = 2/3 \times l_{mc}$ (figure 17), une légère augmentation de hauteur d'environ 0,3 mm est constatée. De plus, Ding et *al.* [32] ont approfondi leurs expériences en superposant 5 couches. Les résultats présentés à la figure 18 montrent une hauteur plus constante pour $d = 0,738 \times l_{mc}$, mais avec une ondulation légèrement supérieure en comparaison avec $d = 2/3 \times l_{mc}$. Au final, il semble préférable d'utiliser un décalage de $d = 0,738 \times l_{mc}$ dans le cas de cordons avec une géométrie proche d'une parabole.

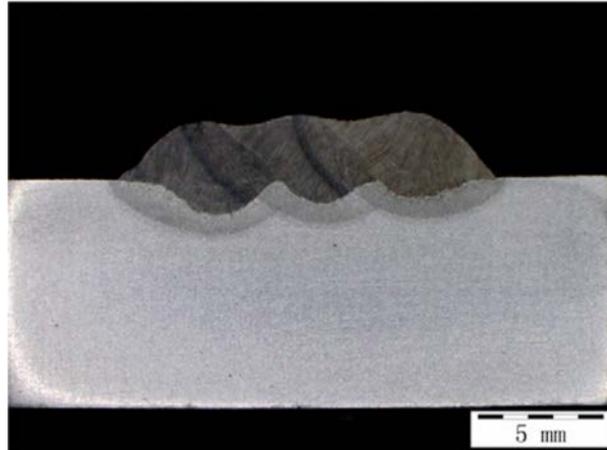


FIGURE 17 – Macrographie de la juxtaposition de trois cordons avec $d = 2/3 \times l_{mc}$ [31].

Plus récemment, Li et *al.* ont optimisé le modèle TOM pour améliorer la régularité des dépôts à l'aide de deux méthodes. La première est de modifier V_d sur les cordons situés sur les bords [37] et la seconde est de corriger le décalage entre la position théorique du fil et la position réelle du cordon déposé [38].

Toutefois, ces modèles sont évalués sur des murs d'au maximum dix couches avec des conditions thermiques fixées, ce qui n'est pas forcément représentatif de conditions de fabrication de pièces pouvant être composées de centaines de couches avec des variations de température. Les modèles permettent de connaître les dimensions théoriques des pièces brutes mais ne tiennent pas compte des surépaisseurs nécessaires à l'usinage final.

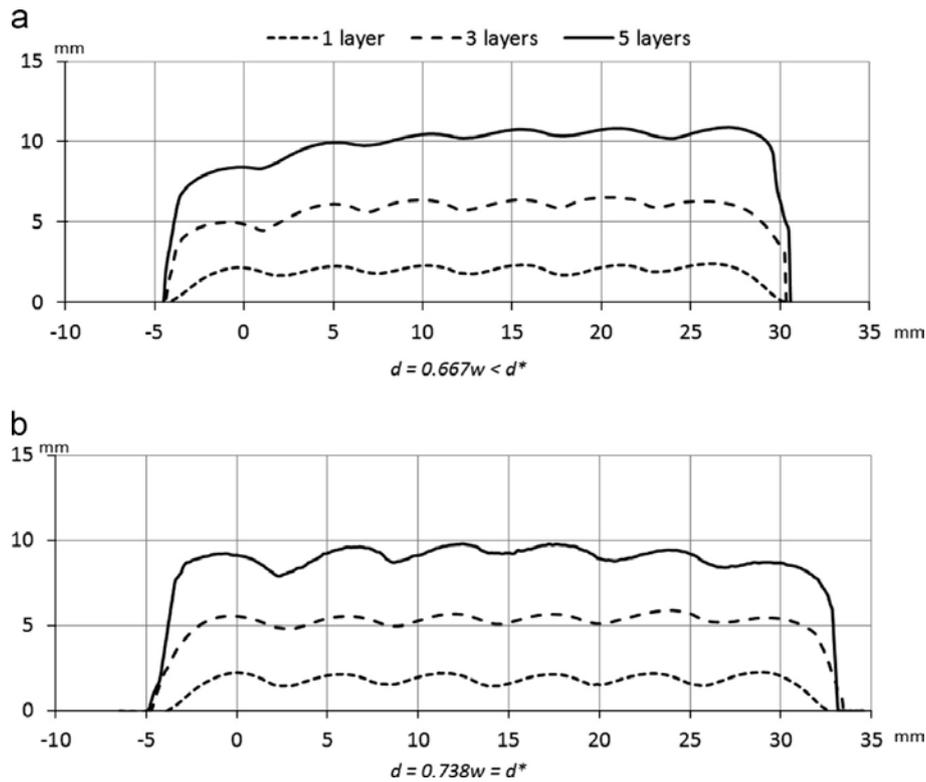


FIGURE 18 – Mesure des profils après 1, 3 et 5 couches déposées : (a) $d = 2/3 \times l_{mc}$, (b) $d = 0,738 \times l_{mc}$ [32].

1.3 Caractérisation des matériaux déposés

Le développement du procédé arc-fil est relativement récent. En fonction du secteur industriel et des applications, les matériaux utilisés ne sont pas les mêmes. Ainsi de nombreux auteurs caractérisent les matériaux déposés d'un point de vue microstructure et propriétés mécaniques afin de valider leur utilisation pour la fabrication de pièces.

1.3.1 Méthodes de caractérisation

La caractérisation des dépôts est majoritairement réalisée sur des murs fins constitués, en largeur, d'un seul cordon [39–44]. Dans ces murs sont généralement prélevées des éprouvettes d'essai de traction comme présenté à la figure 19. Les deux principales directions de prélèvement sont la direction verticale correspondant à la direction de fabrication (axe Z) et la direction horizontale correspondant à celle des dépôts (axe X). Le prélèvement suivant ces deux directions permet d'étudier la présence d'une éventuelle anisotropie du matériau déposé. La caractérisation mécanique suivant la dernière direction (axe Y) s'avère plus

compliquée car elle nécessite la fabrication de pièce suffisamment épaisse pour prélever des éprouvettes.

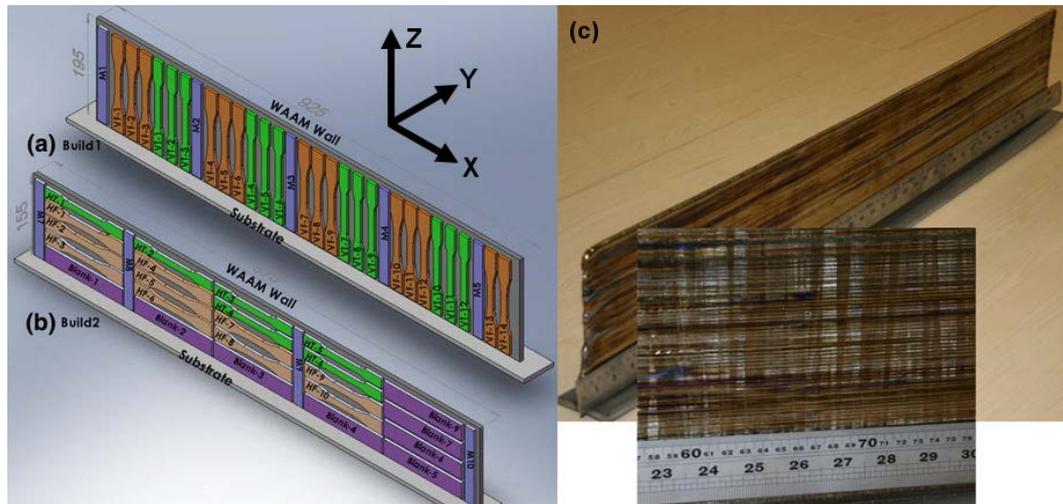


FIGURE 19 – Illustration des positions de prélèvement des éprouvettes de traction (a) dans la direction verticale et (b) dans la direction horizontale. La photo (c) montre le mur fin dans lequel les éprouvettes sont prélevées (adaptée de [40]).

Les analyses macrographiques et micrographiques des dépôts présentes dans la littérature sont principalement réalisées suivant la direction transverse (plan Y-Z) [41, 45–51], également suivant la direction longitudinale (plan X-Z)[46, 48, 49, 51] et plus rarement suivant le plan X-Y [49, 50]. Les zones et microstructures observées sont corrélées avec les cycles thermiques et la position du dépôt dans le mur afin de pouvoir identifier les différences de structure observées [40, 47, 49].

Basés sur ces méthodes de caractérisation, les principaux résultats des travaux menés en FA arc-fil sur les cycles thermiques, les microstructures et les propriétés mécaniques obtenues pour les principaux matériaux vont être abordés.

1.3.2 Cycle thermique en FA arc-fil

Les cycles thermiques en FA sont complexes car la géométrie de la pièce est évolutive. Cunningham et *al.* [52] expliquent la différence de flux thermique entre les différentes géométries rencontrées en FA arc-fil :

Dépôts proches du substrat : la chaleur est majoritairement dissipée par conduction dans le substrat (figure 20a).

Dépôts sur un mur fin : la chaleur est principalement dissipée par radiation et convection à travers les parois du mur, et moins par conduction dans le substrat (figure 20b).

Dépôts sur un mur épais : la chaleur est toujours dissipée par radiation et convection, mais en plus de la conduction dans le substrat, la chaleur est dissipée dans les cordons adjacents (figure 20c).

Les cycles thermiques ne sont donc pas les mêmes entre les premières couches déposées et les suivantes. Dans le cas de couches composées de plusieurs cordons juxtaposés, le cycle thermique devient complexe à cause des réchauffements engendrés par les cordons déposés sur le côté et au-dessus de la zone considérée [52].

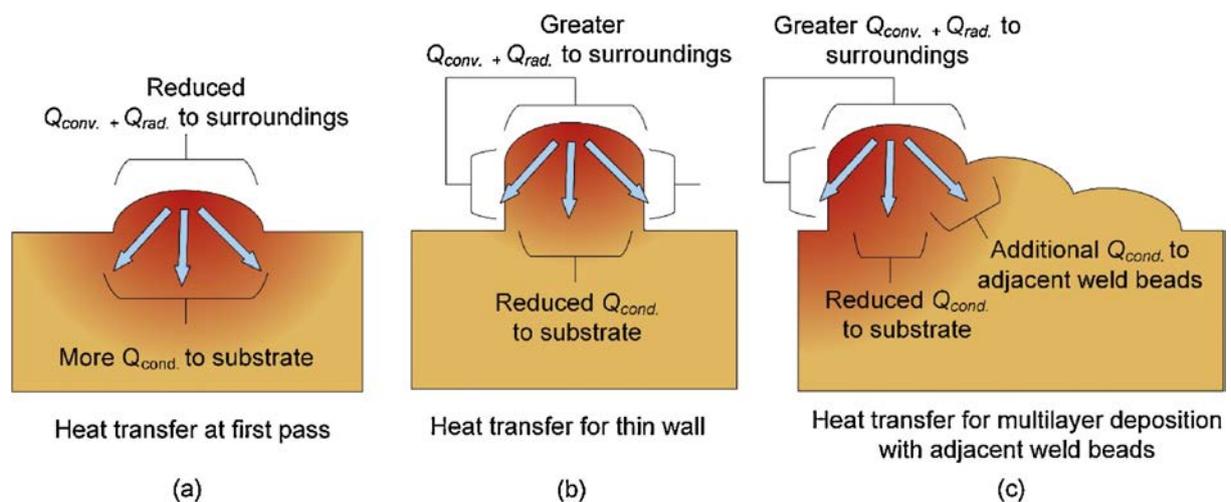


FIGURE 20 – Illustration des flux thermiques pour (a) les dépôts proches du substrat, (b) pour un mur fin et (c) pour un mur épais [52].

Dans le cas de la fabrication de murs fins, les cycles thermiques obtenus correspondent à une succession de montées en température et de refroidissements liés au dépôt de chaque couche. Ding et *al.* [53] montrent l'allure des cycles thermiques à l'aide de simulations et de mesures expérimentales. Dans leurs travaux, chaque couche, constituée d'un cordon, est déposée après un temps d'attente de 400 s permettant à la pièce de refroidir en dessous de 50 °C : les variations de température mesurées en un point lors du dépôt de chaque couche sont ainsi très similaires, avec une température maximale atteinte qui décroît à mesure de la fabrication.

Toujours pour de la fabrication de parois fines, Lei et *al.* [54] utilisent des thermocouples installés sur le substrat pour mesurer les cycles thermiques et ainsi ajuster leurs simulations numériques. Grâce à leurs simulations, ils évaluent l'effet d'un temps d'arrêt entre couches lors de la fabrication d'un cylindre. La figure 21 montre les résultats simulés de l'évolution de la température de la première couche sans interruption et avec des arrêts de

2 et 5 min entre couches. Lors de la fabrication en continu, la montée en température est rapide et très importante, tandis qu'un intervalle long entre couches permet de maintenir une pièce plus froide. Ainsi, la vitesse de refroidissement des couches déposées est plus élevée si le temps d'attente entre couches est important [54].

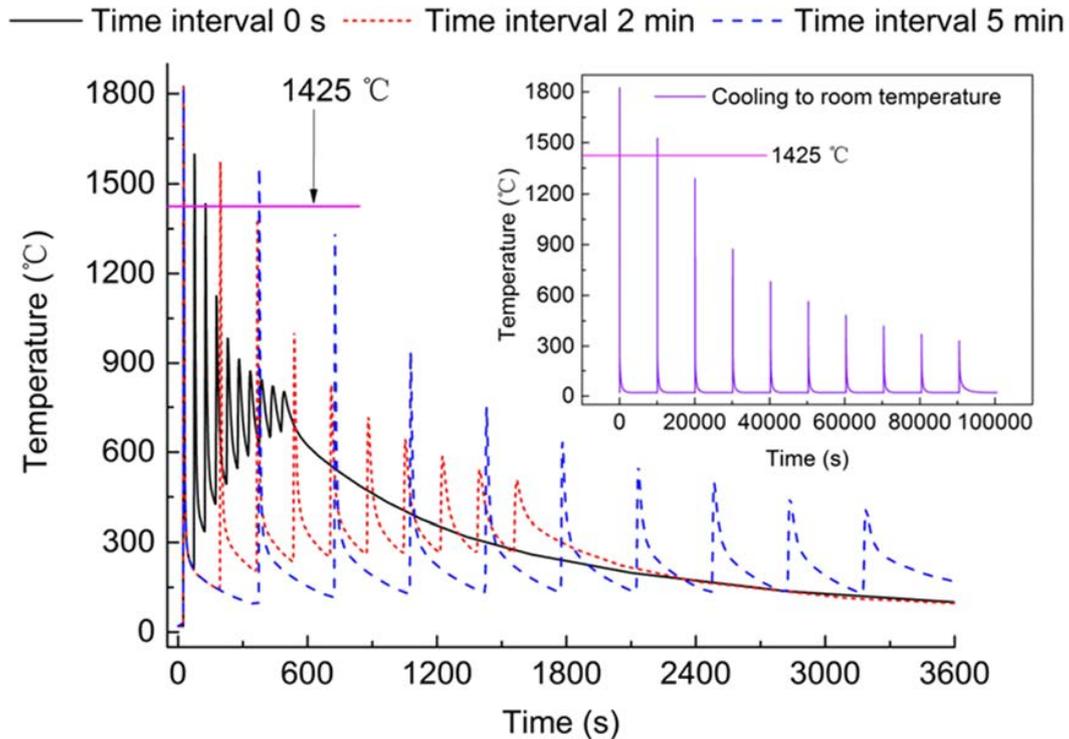


FIGURE 21 – Évolution de la température de la première couche simulée pour la fabrication d'un cylindre sans ou avec des temps d'arrêt entre couches de 2 et 5 min [54].

Wu et *al.* [55] concluent qu'un contrôle rigoureux de la température entre couches est nécessaire pour améliorer la géométrie des dépôts et le transfert de métal en arc-fil TIG avec du Ti6Al4V. L'utilisation d'un pyromètre sur la torche permet un meilleur contrôle de la température entre couches en comparaison avec la mesure réalisée par thermocouple sur le substrat.

Les cycles de température sont mesurés sur les substrats et généralement simulés pour des murs fins. Il subsiste un manque de données concernant les températures réelles des dépôts durant la fabrication et la relation entre les cycles thermiques d'une couche et les conditions et stratégies de fabrication pour des pièces épaisses (couches constituées de plusieurs cordons juxtaposés).

1.3.3 Propriétés des dépôts FA arc-fil

La FA arc-fil présente un réel intérêt dans les différentes applications industrielles précédemment citées, les matériaux principalement étudiés sont ainsi : l'alliage de titane Ti6Al4V et les alliages d'aluminium 2219 et 2319 pour les applications aéronautiques, les alliages NAB pour les applications navales et les aciers inoxydables pour des applications industrielles plus variées. Même si le sujet porte sur les aciers C-Mn et les aciers inoxydables, il est intéressant de regarder le comportement d'autres matériaux déposés par FA arc-fil. Les paragraphes suivants présentent les microstructures et les propriétés obtenues pour les différents matériaux.

1.3.3.1 Alliage de titane

La microstructure des dépôts de titane se caractérise par une croissance épitaxiale (hérédité structurale entre chaque couche) de grains de solidification colonnaires (anciens grains β) visible à la figure 22a. Des bandes sont constatées au niveau de chaque dépôt réalisé, mais ces dernières n'apparaissent qu'après plusieurs passes.

Wang *et al.* [40] expliquent que les variations de température, liées à chaque couche déposée, sont au-dessus du transus β et, suivies d'un refroidissement rapide, elles transforment la phase β en fine structure α/α' (figure 22b). Dès que les variations de température sont en dessous du transus β , typiquement après 4 ou 5 couches, elles forment une structure plus grossière (figure 22c). La zone dont la température est juste en dessous de celle du transus β montre une structure de phase α encore plus grossière que le reste correspondant à la ligne blanche (figure 22d). Cette constatation est en accord avec les travaux de Kelly et Kampe [56] qui observent la formation de bandes après le dépôt de trois couches supplémentaires avec un procédé de FA laser dépôt de poudre. Lin *et al.* [45] constatent également l'apparition de bandes après le dépôt de quatre couches supplémentaires en FA arc-fil / plasma.

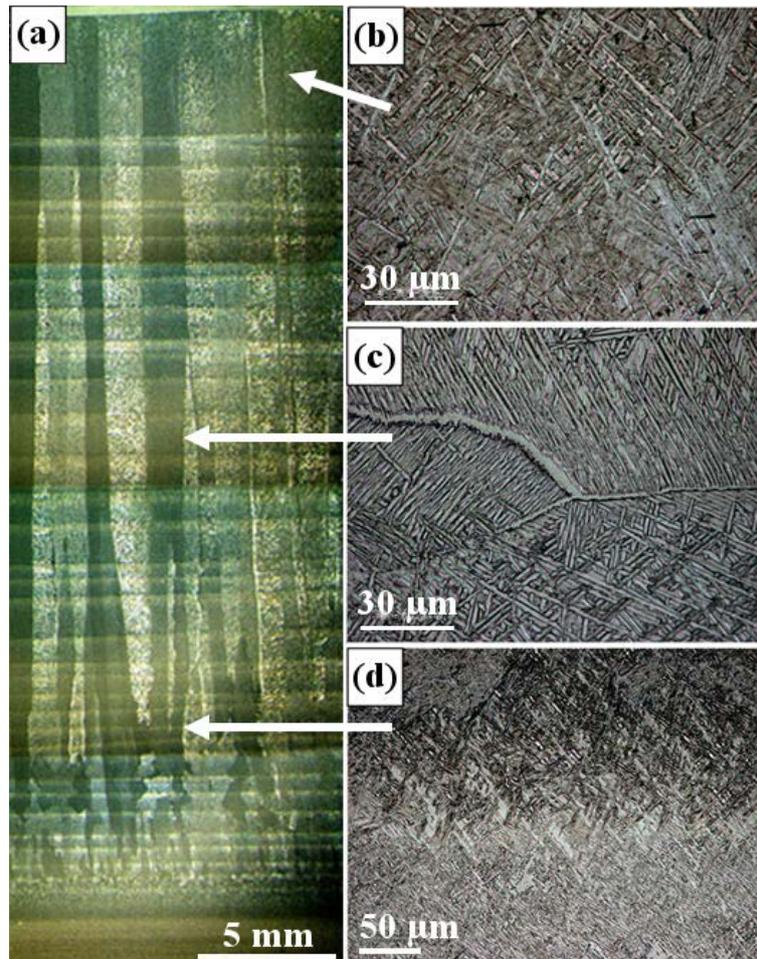


FIGURE 22 – Structure du Ti6Al4V déposé en TIG brut de dépôt : (a) macrographie montrant les anciens grains β colonnaires et des bandes horizontales, (b) microstructure en haut du mur avec de la phase α' fine, (c) microstructure majoritairement présente dans le mur entre deux bandes avec une structure de Widmanstätten plus grossière, (d) zone des bandes montrant la transition entre structure fine et plus grossière [40].

Le tableau 2 répertorie des résultats d'essais de traction issus de la littérature de l'alliage Ti6Al4V déposé en arc-fil. De manière globale, les propriétés en traction obtenues en arc-fil montrent une limite d'élasticité à 0,2% de déformation ($R_{p0,2}$) comprise entre 800 et 950 MPa, une résistance mécanique (R_m) comprise entre 900 et 1050 MPa et un allongement à rupture ($A\%$) entre 5 et 20% pour un état brut de dépôt.

L'université de Cranfield utilise l'effet de ces cycles thermiques répétés pour affiner la structure de l'alliage Ti6Al4V en réalisant un écrouissage des dépôts entre couches. L'idée est d'utiliser un galet exerçant un effort pour rouler et déformer plastiquement la surface du dépôt précédemment réalisé et ainsi écrouir sa structure. Le cycle thermique imposé par la couche suivante sur la structure écrouie provoque un phénomène de recristallisation permettant l'affinement de la taille de grains et l'obtention d'une structure isotrope [41].

Procédé	Conditions de fabrication	Orientation éprouvette	Rp0,2 (MPa)	Rm (MPa)	A%	Source
Fondu	-	-	825	895	6	ASTM B367-13
Fondu	-	-	758	860	8	ASTM F1108
Forgé	-	-	828	895	10	ASTM B381-13
Forgé	-	-	820-860	895-930	8-10	AMS 4928
Plasma	Brut	H	909 ± 14	988 ± 19	7	[45]
Plasma	Brut	H	877 ± 19	968 ± 13	12	[57]
TIG	Brut et TTH*	H - V	791-874	900-1000	5-20	[39]
TIG	Brut	H	881-931	963-1008	11-18	[58]
TIG	Brut	H	950	1033	12	[40]
TIG	Brut	V	803	918	14	[40]
TIG	Brut	H	844-892	958-1049	10	[50]
Traitement thermique (TTH) testés : 600 °C / 4 h (sans effet) et 843 °C / 2 h (améliore A%)						

TABLEAU 2 – Propriétés de traction du Ti6Al4V d'après des spécifications (fondu et forgé) et obtenu en FA arc-fil.

La figure 23 présente des cartographies EBSD de la phase α et de la reconstruction des anciens grains β pour trois conditions de dépôt : brut, effort du galet de 50 et 75 kN. Les résultats montrent que la structure brute de dépôt présente d'anciens grains β colonnaires qui sont affinés par l'étape d'écrouissage et le cycle thermique de la passe suivante. Différentes études montrent que l'utilisation de cette méthode permet l'affinage de la structure et d'améliorer l'isotropie du matériau en augmentant l'effort d'écrouissage [41, 48, 59] et est utilisable sur diverses géométries de pièces [59].

L'effet de l'écrouissage entre couches permet d'améliorer grandement la résistance du matériau avec des valeurs d'allongement à la rupture moyenne supérieure à 12% ¹. La limite d'élasticité est améliorée d'environ 10% par un écrouissage à 50 kN (915 MPa) et de 20% par un écrouissage à 75 kN (1010 MPa) en comparaison avec un état brut de dépôt. La résistance mécanique augmente également d'environ 10 et 16% pour les mêmes efforts respectifs permettant d'atteindre des valeurs de 1020 et 1080 MPa.

Plus récemment Li et al. [60] ont montré que l'utilisation d'une énergie de dépôt réduite en arc-fil TIG avec fil chaud (fil préchauffé par effet joule) permet d'obtenir une microstructure équiaxe et des propriétés mécaniques isotropes avec des valeurs de Rp0,2 = 835 MPa et Rm = 930 MPa.

1. Présentation de Stewart Williams durant 69th IIW Annual Assembly and International Conference - Materials Session. Disponible sur <https://waammat.com/documents/>.

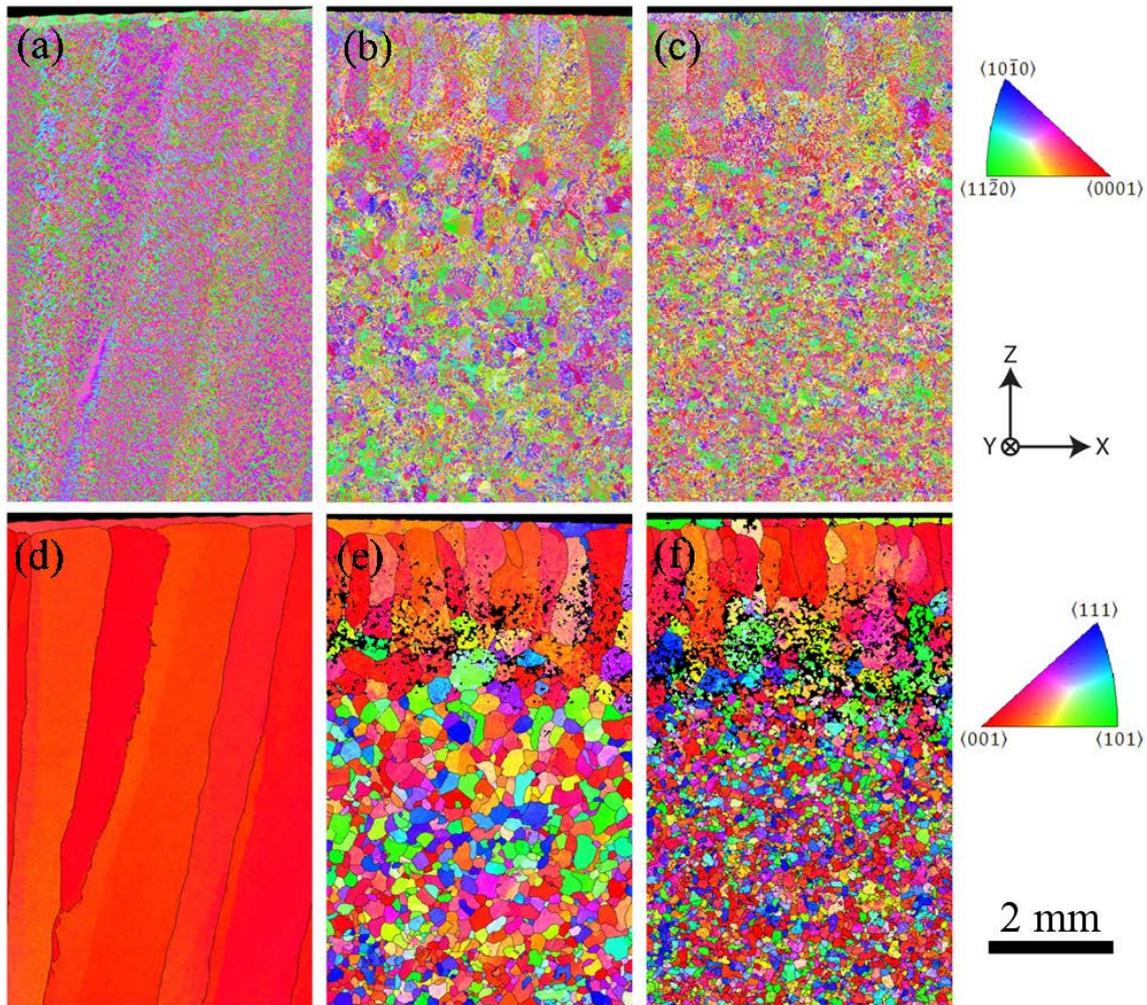


FIGURE 23 – Cartographie EBSD réalisée en coupe longitudinale (a-c) de la phase α et (d-f) la reconstruction des anciens grains β pour des conditions brutes de dépôt (a et d), avec un effort de galet de 50 kN (b et e) et 75 kN (c et f) [48].

1.3.3.2 Alliage d'aluminium

L'utilisation des alliages d'aluminium, notamment de la nuance 2219, est fréquente dans le domaine aérospatial [61]. Le remplacement de l'opération d'usinage dans la masse par des dépôts en arc-fil permet des gains importants, ce qui explique l'intérêt de cette nuance d'aluminium. Le produit d'apport (fil) homogène est l'AW 2319 avec un pourcentage massique de cuivre de 6,3%.

Bai et *al.* [47] ont réalisé des dépôts de 2319 en arc-fil (TIG) et montrent que les microstructures présentes diffèrent en fonction de la zone observée. La figure 24a montre la différence entre le dernier dépôt réalisé et les zones réaffectées. La structure de la partie supérieure est dendritique (figure 24b) tandis les zones inférieures présentent une

microstructure plus équiaxe (figure 24c-e). La succession de dépôts et des cycles thermiques impliquent donc une transformation de la structure.

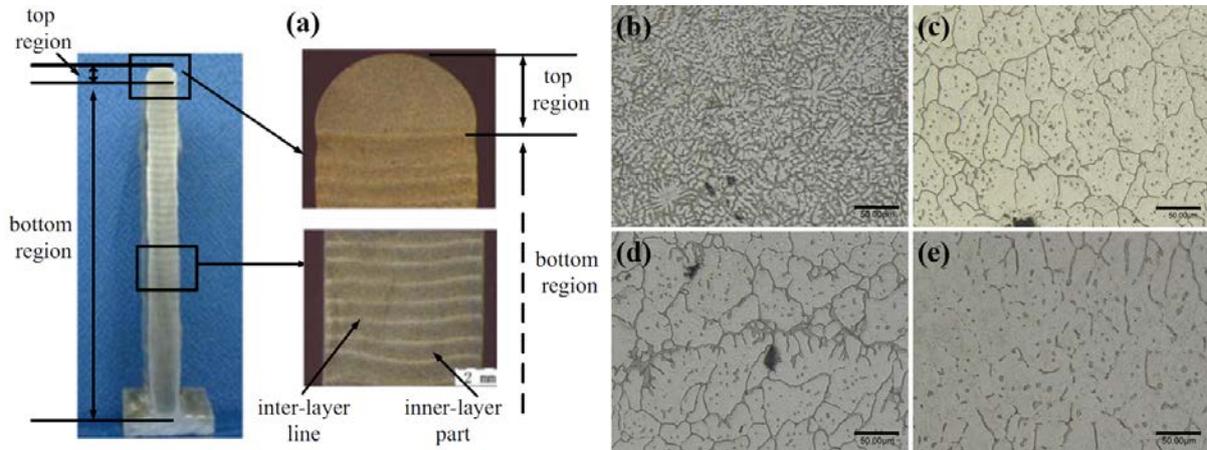


FIGURE 24 – (a) Localisation des analyses dans le mur et microstructure (b) de la partie supérieure, (c) de la partie centrale d'une couche, (d) de la ligne visible (inter layer-line) et (e) de la zone de transition entre la ligne et le centre d'une couche (inner layer-line) [47].

Bai et *al.* [47] expliquent les transformations en identifiant trois zones subissant différents cycles thermiques :

- la zone fondue correspondant à la matière fondue dans le bain de fusion lors du dépôt (fil + substrat ou dépôt précédent). Lors de la solidification, le cuivre ségrège dans les zones interdendritiques formant des composés eutectiques $\theta - Al_2Cu$ aux joints de grains (figure 25a).
- la zone partiellement fondue correspond à la zone en dessous du bain de fusion dont l'élévation de température provoque la fusion du composé $\theta - Al_2Cu$ et une partie des dendrites de la phase α (les pointes des dendrites sont fondues ou cassées, figure 25b). La diffusion des éléments Al et Cu opère selon la loi de Fick impliquant la transformation des structures dendritiques en structures équiaxes avec l'apparition de microstructures correspondant à l'eutectique au niveau des joints de grains. Dans ces zones, les dendrites cassées sont sources de porosités qui restent prisonnières du fait des vitesses de refroidissement élevées.
- la zone réaffectée thermiquement correspond à la zone subissant les cycles thermiques des dépôts suivants. Deux domaines sont définis : au-dessus de la température eutectique (548 °C), dans ce cas le composé $\theta - Al_2Cu$ est entièrement fondu et la phase liquide mouille facilement aux joints de grains, ce qui entraîne une redistribution des solutés et une transformation de la structure dendritique en grains planaires, colonnaires et équiaxes. En-dessous de l'eutectique : aucune transformation microstructurale n'est relevée.

Les mécanismes d'obtention d'une structure équiaxe dans l'alliage d'aluminium 2219 sont complexes : elle semble être issue des affectations thermiques successives entraînant différentes modifications microstructurales.

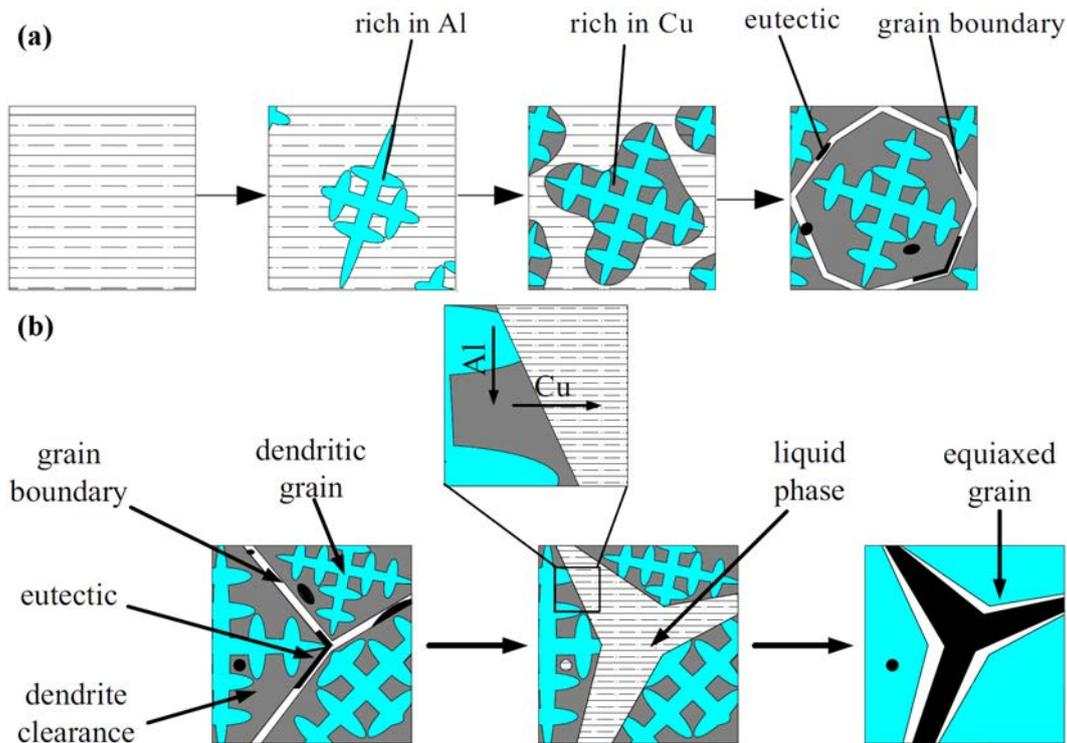


FIGURE 25 – Illustration des transformations de la structure du 2219 : (a) durant la solidification et (b) la phase de réchauffage [47].

La présence de porosités est fréquente dans le dépôt d'alliages d'aluminium, que ce soit en TIG [61] ou en MIG [62]. Néanmoins, des procédés MIG à ondes contrôlées avec inversion de polarité comme le CMT Advanced peuvent être bénéfiques. Gu et *al.* [62] dans leur étude montrent que l'utilisation du CMT Pulsé Advanced évite les porosités : la diminution des porosités est alors expliquée par la réduction de l'énergie spécifique du CMT Advanced et l'inversion de polarité qui enlève les oxydes présents sur le bout du fil [63].

Les propriétés mécaniques de l'alliage 2219 obtenues par arc-fil sont répertoriées dans le tableau 3. Les valeurs de résistance des dépôts bruts sont supérieures à celles d'un état O¹ d'un produit laminé. Après un TTH T6², les résistances Rp0,2 et Rm obtenues sont respectivement comprises entre 300 et 325 MPa et entre 450 et 460 MPa. L'allongement à la rupture est supérieur à 13%. Les propriétés obtenues en FA sont ainsi supérieures à celles obtenues pour une plaque laminée à l'état T6.

1. O : état recuit de l'alliage d'aluminium.

2. T6 : traitement thermique de l'alliage d'aluminium composé d'une mise en solution suivie d'une trempe et d'un vieillissement artificiel (revenu).

Procédé	Conditions de fabrication	Orientation éprouvette	Rp0,2 (MPa)	Rm (MPa)	A%	Source
Laminé	État O	-	76	172	18	[64]
Laminé	État T6	-	290	414	10	[64]
TIG	Brut	H-V	110	240	11	[61]
CMT (MIG)	Brut	-	130	260	16	[64]
CMT (MIG)	Brut	H-V	110	260	17	[62]
CMT (MIG)	Brut	H	130	260	18	[65]
CMT (MIG)	Brut	V	130	260	16	[65]
CMT (MIG)	État T6	-	309	455	14	[64]
CMT (MIG)	État T6	H	325	460	14	[65]
CMT (MIG)	État T6	V	300	450	14	[65]

TABLEAU 3 – Propriétés de traction du 2319 laminé et obtenu en FA arc-fil.

L'université de Cranfield a également utilisé la méthode d'écroissage entre couches afin d'améliorer les propriétés mécaniques des dépôts. Les résultats montrent que l'augmentation de l'effort appliqué permet d'augmenter la résistance mécanique des dépôts, au détriment de l'allongement à la rupture [64]. Néanmoins, l'amélioration obtenue par écroissage est négligeable devant l'effet d'un TTH T6. L'état écroui entre couche en plus d'un TTH T6 permet d'augmenter légèrement l'allongement à la rupture en comparaison avec le TTH T6 seul : ceci s'explique par une taille de grains plus fine avec l'écroissage [65].

1.3.3.3 Alliage NAB

L'alliage NAB (Nickel Aluminium Bronze) possède de bonnes propriétés mécaniques et de résistance à la corrosion, ce qui le rend particulièrement intéressant dans la fabrication de pièces du domaine maritime [28]. La structure du matériau est très complexe avec six phases pouvant se former durant le refroidissement : β (haute température), α , $\kappa_{I-II-IV}$ de structure Fe_3Al et κ_{III} de structure NiAl [66].

Les structures obtenues en FA arc-fil sont ainsi très complexes, comme le montre la figure 26. Ding *et al.* [29] montrent que les dépôts sont majoritairement constitués de structures de Widmanstätten α et de martensite fine (en sombre sur la figure 26b). Les bandes mesurant 200 μm présentes à intervalles réguliers correspondent aux zones affectées thermiquement

(ZAT) par les dépôts suivants, pour lesquelles la température remonte juste en dessous du point de fusion. L'effet d'un TTH post-fabrication permet d'affiner la microstructure (figure 26c, f, d, g) et d'améliorer la résistance mécanique.

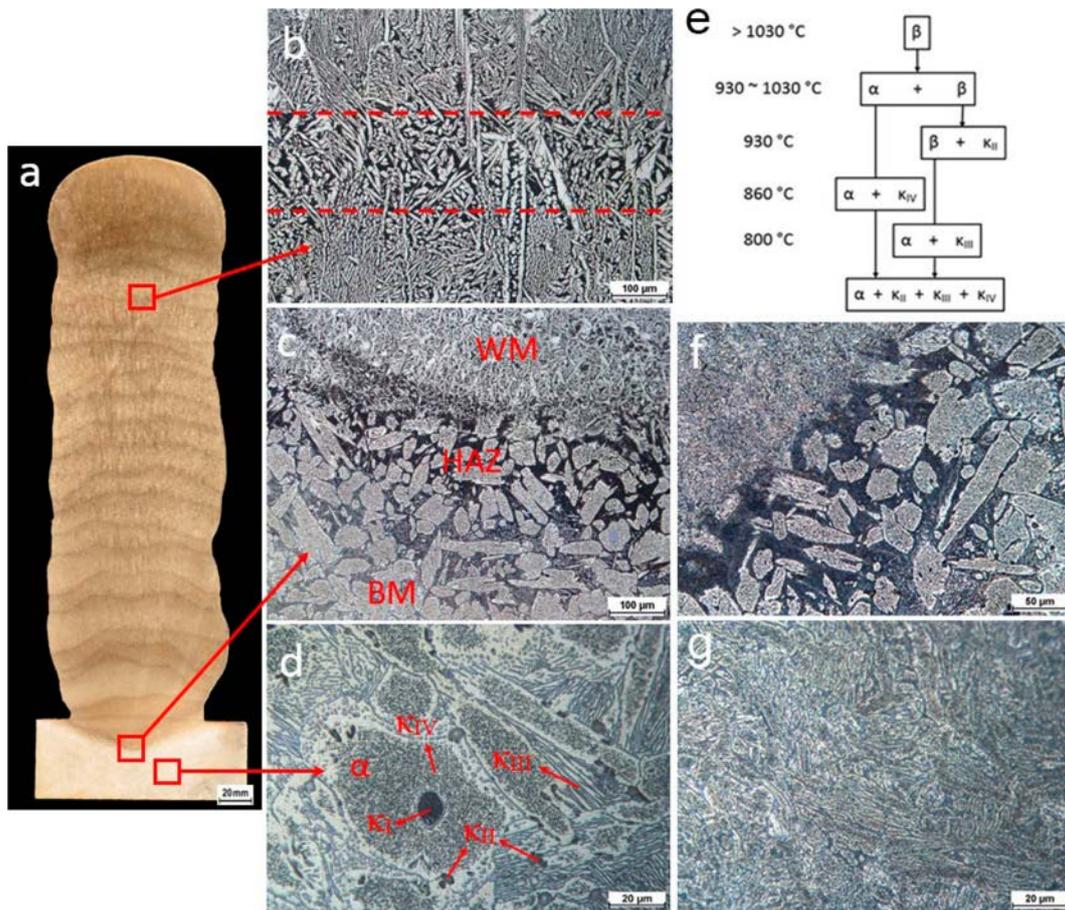


FIGURE 26 – Microstructure des dépôts en NAB avec (a) une vue macrographique, (b) la microstructure type des dépôts, (c) la zone de liaison entre le substrat et le dépôt, (d) la microstructure type du substrat, (e) schéma de transformation des phases de l'alliage en fonction de la température, (f) la zone de liaison après TTH, (g) substrat après TTH [29].

Les propriétés mécaniques obtenues en arc-fil avec l'alliage NAB sont répertoriées dans le tableau 4. Les travaux de Shen et *al.* [67] montrent qu'une anisotropie est présente entre les trois directions de fabrication. L'effet d'un TTH adapté, dans son cas une trempe suivie d'un revenu de 6 h à 650 °C, permet de réduire l'anisotropie et d'améliorer la $R_{p0,2}$ en comparaison avec les dépôts bruts de fabrication et les pièces forgées ou de fonderies. Shen et *al.* indiquent que les principaux mécanismes de durcissement de l'alliage sont l'affinage de la taille de grains et la formation de précipités. Ils indiquent également qu'un TTH à une température trop élevée dégrade les propriétés mécaniques du matériau.

Procédé	Conditions de fabrication	Orientation éprouvette	Rp0,2 (MPa)	Rm (MPa)	A%	Source
Fondu	Brut	-	325	690	25	[29]
MIG	Brut	H	350 ± 17	667 ± 15	29 ± 3	[29]
MIG	Brut	H	324 ± 21	642 ± 55	27 ± 3	[29]
MIG	Brut	H	338 ± 12	644 ± 14	28 ± 6	[29]
MIG (CMT)	Brut	H	379	727	40	[67]
MIG (CMT)	Brut	V	341	689	40	[67]
MIG (CMT)	T+R 450 °C / 6 h	H	318	667	43	[67]
MIG (CMT)	T+R 450 °C / 6 h	V	291	641	43	[67]
MIG (CMT)	T+R 550 °C / 6 h	H	346	693	43	[67]
MIG (CMT)	T+R 550 °C / 6 h	V	320	669	43	[67]
MIG (CMT)	T+R 650 °C / 6 h	H	381	709	40	[67]
MIG (CMT)	T+R 650 °C / 6 h	V	360	688	40	[67]
MIG (CMT)	T+R 750 °C / 6 h	H	282	651	52	[67]
MIG (CMT)	T+R 750 °C / 6 h	V	261	632	52	[67]
T+R = Trempe + Revenu suivi des températures et temps de revenu						

TABLEAU 4 – Propriétés de traction du NAB mis en œuvre par fonderie et par FA arc-fil.

1.3.3.4 Aciers

Les principales nuances d'aciers étudiées en FA arc-fil sont les aciers inoxydables austénitiques et inoxydables à durcissement structural. Les domaines d'application sont multiples, comme l'industrie agro-alimentaire, pharmaceutique, nucléaire [68] ou navale [69] pour les aciers inoxydables austénitiques.

Les structures d'acier inoxydable austénitique déposées en FA arc-fil sont colonnaires dendritiques [49, 51, 68, 70] majoritairement constituées d'austénite γ et de ferrite δ résiduelle. La figure 27 montre les différences de microstructures d'un 316L entre les derniers dépôts et ceux réaffectés par les couches supérieures. Chen et *al.* [49] montrent ainsi que les derniers dépôts sont constitués uniquement de phases γ et δ et que les dépôts inférieurs ayant subi plus de cycles thermiques présentent de la phase σ . N'ayant pas de mesure de la température de la pièce lors de la fabrication, ils estiment de manière

schématique l'apparition de la phase σ après plusieurs réchauffements de la couche dans la gamme de température propice à sa formation (600-900 °C [49, 71]).

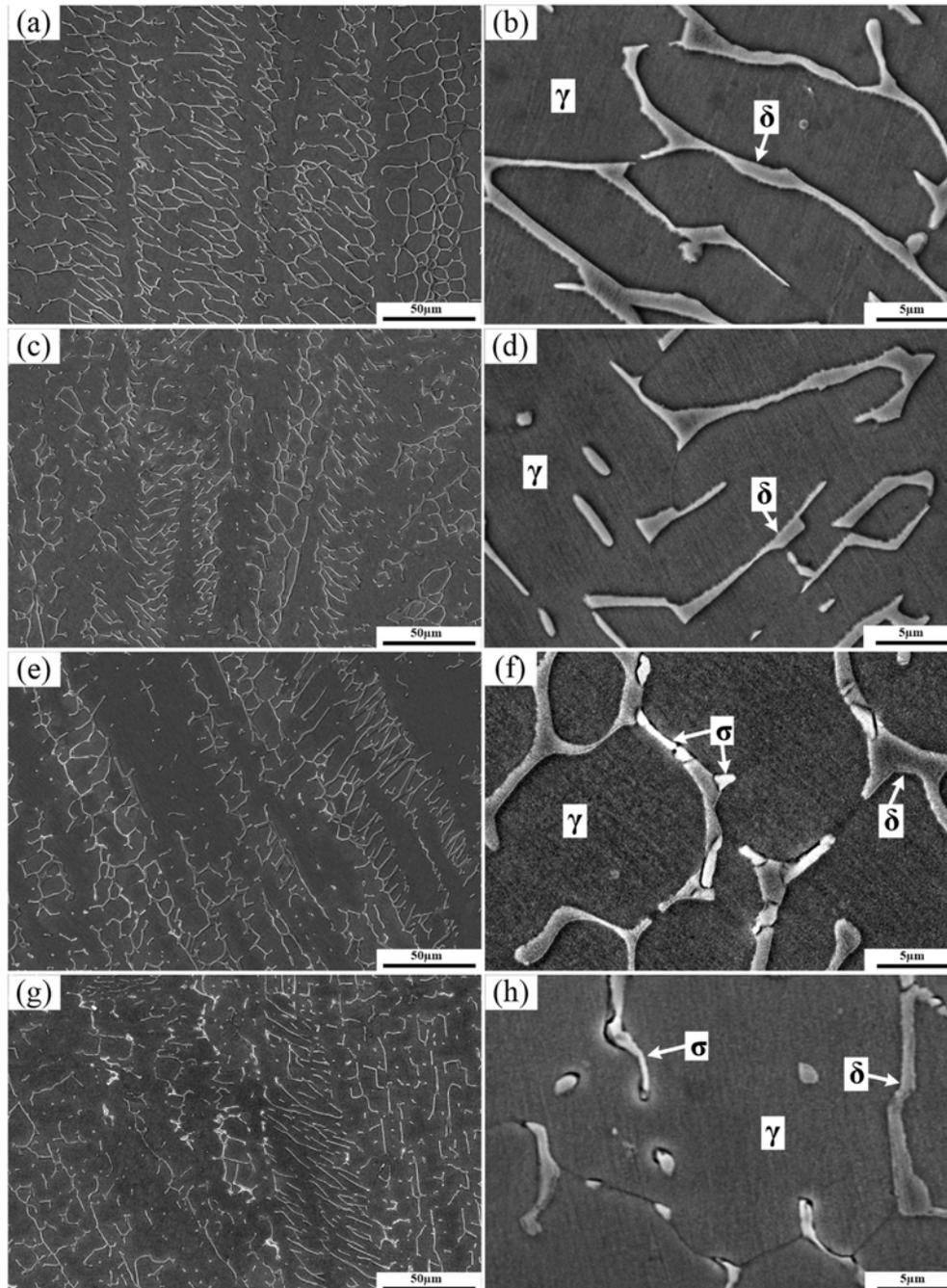


FIGURE 27 – Observation au MEB de la microstructure des cinq dernières couches déposées : (a) et (b) de la dernière couche N à faible et fort grossissement, (c) et (d) des couches N-1 et N-2, (e) et (f) de la couche N-3 et (g) et (h) de la couche N-4 [49].

Chen et *al.* [72] ont également investigué l'effet de différents TTH (maintiens 1 h à 1000, 1100 et 1200 °C et 4 h à 1200 °C suivis d'une trempe à l'eau) sur la modification de la microstructure et des propriétés mécaniques d'un 316L. Voici les résultats obtenus :

1000 °C / 1 h : diminution de la fraction volumique de ferrite δ et augmentation de la phase σ , ce qui implique une augmentation de la résistance mécanique et une diminution de A% (tableau 5).

1100 et 1200 °C / 1 h : diminution de la fraction volumique de ferrite δ et dissolution complète de la phase σ . La résistance mécanique diminue au profit de A%. Avec un TTH avec une température inférieure à 1200 °C pendant 1 h, aucune modification de la structure colonnaire n'est constatée (figure 28 de a à d).

1200 °C / 4 h : le maintien plus long permet de dissoudre complètement la ferrite δ et la phase σ . La résistance mécanique est également plus basse au profit de l'allongement à la rupture. La structure colonnaire initialement présente a également été modifiée pour devenir plus équiaxe comme montré sur la figure 28e.

L'utilisation d'un TTH adapté permet ainsi de dissoudre la phase σ connue pour réduire la ductilité, la résilience et la résistance à la corrosion du matériau [71]. La dissolution complète de la phase σ et de la ferrite δ obtenue avec le TTH 1200 °C / 4 h donne la meilleure résistance à la corrosion en comparaison avec les autres TTH [72].

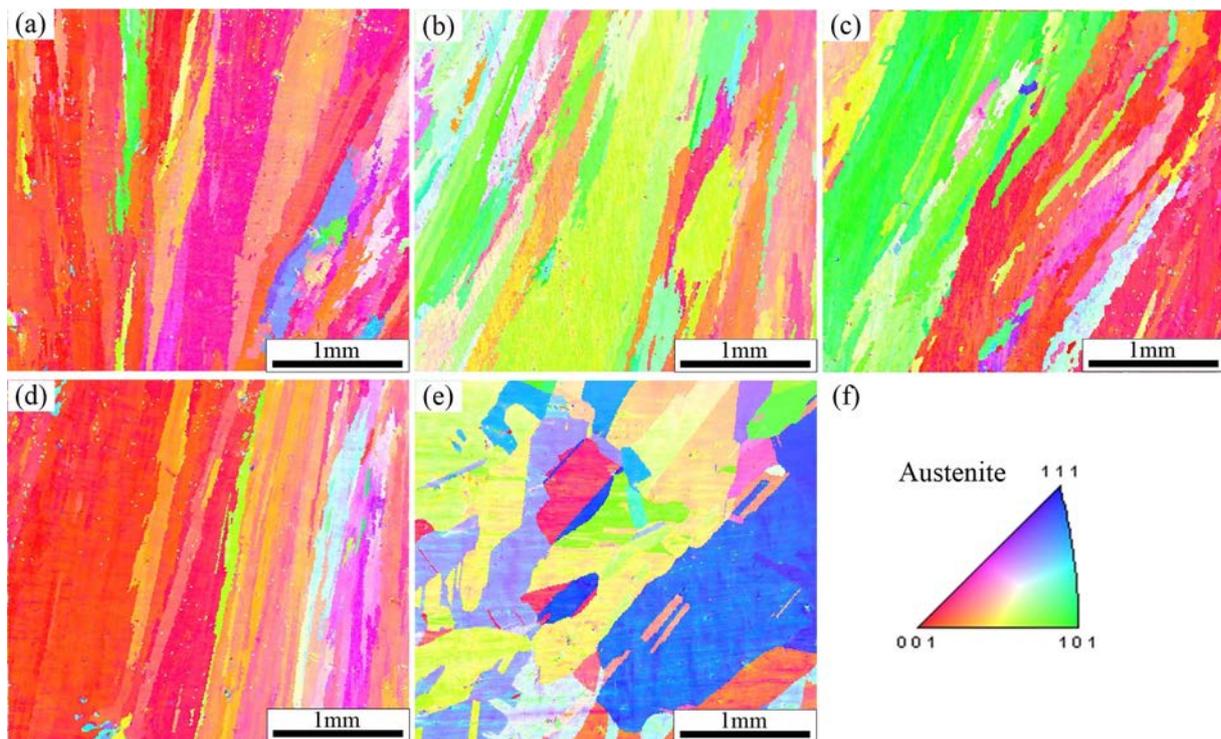


FIGURE 28 – Cartographie d'orientation EBSD des dépôts en 316L : (a) brut de dépôt, (b) 1000 °C / 1 h + T*, (c) 1100 °C / 1 h + T*, (d) 1200 °C / 1 h + T*, (e) 1200 °C / 4 h + T*, (f) le triangle d'orientation - *T : trempe à l'eau [72].

En ce qui concerne les aciers inoxydables à durcissement structural, Caballero et *al.* [73] étudient l'alliage 17-4 PH. Leurs résultats montrent que la structure brute de dépôt est dendritique composée d'une matrice de martensite avec de la ferrite δ et très peu d'austénite résiduelle. Ils montrent également que l'utilisation d'un TTH de mise en solution suivi d'un vieillissement (480 °C / 1 h) est le meilleur compromis pour améliorer les propriétés des dépôts en comparaison avec un état brut, brut + mise en solution ou brut + vieillissement.

Les propriétés mécaniques des aciers 316L et 17-4 PH obtenues en arc-fil sont présentées dans les tableaux 5 et 6. Pour le 316L, les valeurs de Rp0,2, Rm et A% sont respectivement comprises entre 200 et 250 MPa, 470 et 550 MPa et supérieures à 40%. Pour le 17-4 Ph, l'utilisation d'un traitement thermique adapté permet d'obtenir des propriétés mécaniques isotropes équivalentes ou supérieures à celles d'un produit laminé.

Les effets des paramètres de fabrication et des cycles thermiques n'ont pas les mêmes influences en fonction des matériaux donnant des microstructures et propriétés mécaniques plus ou moins isotropes. En dehors des méthodes spécifiques comme l'écrouissage entre couches, les facteurs potentiellement influents sur la structure et les propriétés mécaniques sont : l'énergie de dépôt, les cycles thermiques, le TTH post-fabrication. Les propriétés et les paramètres influant sur les dépôts en aciers obtenus en FA arc-fil sont actuellement très peu documentés.

Procédé	Conditions de fabrication	Orientation éprouvette	Rp0,2 (MPa)	Rm (MPa)	A%	Source
Laminé	Recuit	-	205	515	40	[74]
MIG	Brut	V	235 ± 6	533 ± 23	48 ± 2	[49]
MIG	Brut	H - V	339	583	-	[51]
MIG	1000 °C / 1 h + T*	V	255 ± 25	549 ± 18	41	[72]
	1100 °C / 1 h + T*		232 ± 2	498 ± 5	56 ± 4	
	1200 °C / 1 h + T*		215 ± 12	474 ± 4	57 ± 8	
	1200 °C / 4 h + T*		204 ± 10	494 ± 6	70 ± 5	
*Trempe à l'eau						

TABLEAU 5 – Propriétés de traction des aciers inoxydables 316L laminés et obtenus en FA arc-fil.

Procédé	Conditions de fabrication	Orientation éprouvette	Rp0,2 (MPa)	Rm (MPa)	A%	Source
Laminé	482 °C / 1 h	-	1170	1310	5-10	[74]
Laminé	593 °C / 4 h	-	790	965	5-14	
MIG (CMT)	Brut	V	738 ± 30	979 ± 13	12	[73]
	Brut	H	842 ± 65	1009 ± 55	12	
	Brut + MeS*	V	827 ± 4	1006 ± 6	12	
	Brut + MeS*	H	815 ± 24	1000 ± 5	13	
	Brut + V**	V	1059 ± 9	1124 ± 5	7	
	Brut + V**	H	1140 ± 57	1293 ± 32	8	
	MeS* + V**	V	1234 ± 33	1351 ± 11	14	
	MeS* + V**	H	1225 ± 36	1353 ± 6	14	
*MeS (Mise en solution) : 1040 °C / 30 min **V (Vieillessement) 480 °C / 1 h						

TABLEAU 6 – Propriétés de traction des aciers inoxydables 17-4 PH laminés et obtenus en FA arc-fil.

1.3.4 Contrôles non destructifs des pièces issues de FA arc-fil

Enfin, un dernier point important pour garantir la tenue d'une pièce en service, est de s'assurer de son intégrité, c'est-à-dire de vérifier l'absence de défauts rédhibitoires au sein de la pièce. Les méthodes de contrôles non destructifs (CND) utilisées en soudage dépendent principalement du type de défaut recherché, de sa localisation (en surface ou interne), du matériau, de la géométrie et des épaisseurs de l'assemblage. Le ressuage et la magnétoscopie font partie des méthodes de détection de défauts débouchants les plus couramment utilisées. Pour la détection de défauts internes, les méthodes ultrasonores (US) ou la radiographie (RT) sont les plus répandues.

Très peu d'études sont présentes dans la littérature concernant l'utilisation de CND sur des pièces issues de FA arc-fil. Lopez *et al.* [75] ont notamment utilisé des méthodes de ressuage (figure 29a et b), radiographie X (figure 29c et d) et US sur des pièces volontairement fabriquées avec des défauts de type manques de fusion, inclusions et porosités. Les résultats montrent qu'il est possible d'utiliser ces méthodes de contrôle en arc-fil sous réserve d'avoir un état de surface final adéquat (surface relativement lisse). Il est important de considérer la géométrie, la complexité et l'état de surface des pièces pour adapter les méthodes de contrôle.

Une autre méthode de contrôle pouvant être utilisée sur de petites pièces est la tomographie à rayons X. Derekar et *al.* [76] ont utilisé cette méthode sur des murs en aluminium pour quantifier le niveau de porosités présent. La tomographie reste limitée par l'épaisseur de matière pouvant être traversée, la puissance de la source et la taille de voxel (pixel 3D de l'image) qui en résulte. Son application aux pièces de grandes dimensions reste délicate.

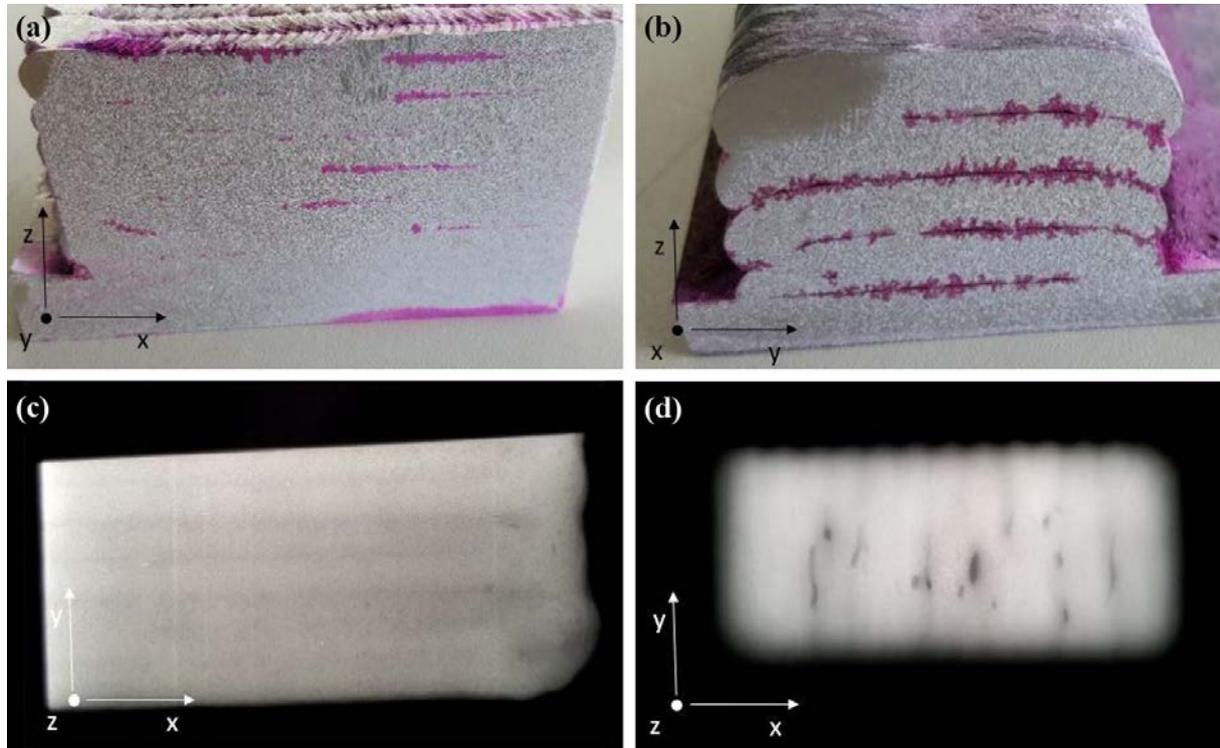


FIGURE 29 – Mise en évidence de défauts avec un ressuage coloré sur (a et b) une pièce en aluminium et en acier C-Mn et (c et d) par radiographie X sur les mêmes pièces respectivement [75].

1.4 Conclusions du chapitre

En conclusion, la FA arc-fil permet la réalisation de pièces d'ébauche unitaires ou de petites séries. Elle se démarque des autres procédés par sa capacité à fabriquer des pièces de grandes dimensions avec un taux de dépôt important et un coût d'équipement faible. Le procédé permet également le rajout de fonctionnalités sur des pièces existantes offrant ainsi la possibilité de combiner la FA arc-fil avec d'autres procédés de fabrication. L'offre du marché pour les produits d'apport sous forme de fil est extrêmement étendue (les différentes nuances et diamètres de fil des fabricants représentent des milliers de références), de nombreux matériaux sont donc déjà disponibles pour la FA arc-fil.

La définition des trajectoires de dépôt est basée sur la géométrie d'un mono-cordon. Les modèles de la littérature sont testés pour l'empilement de seulement quelques couches et nécessitent d'être éprouvés sur des pièces de plus grandes dimensions avec des considérations de fabrication plus proches de celles de l'industrie. Il est également important de connaître les dimensions des pièces une fois usinées.

La caractérisation des dépôts est majoritairement réalisée sur des murs fins qui ne sont pas forcément représentatifs des pièces industrielles. L'histoire thermique et les multiples réchauffements ont des effets importants sur le matériau déposé et ne sont actuellement pas mesurés avec précision, ni connus dans le cas de pièces épaisses avec plusieurs cordons juxtaposés.

Les applications principalement visées sont dans un premier temps celles à forte valeur ajoutée comme dans le secteur aérospatial et aéronautique. Ceci explique notamment les études portant sur les alliages de titane et d'aluminium, puis d'autres matériaux comme les alliages NAB et les aciers inoxydables. Les aciers C-Mn sont quant à eux principalement utilisés pour le développement de modèles de superpositions de cordons et des trajectoires. Très peu de données sont présentes dans la littérature concernant les paramètres de fabrication à maîtriser et propriétés obtenues pour ces aciers en FA arc-fil.

Enfin, le contrôle des pièces issues de FA arc-fil reste un challenge du point de vue de la définition des défauts types rencontrés, leurs dimensions et les moyens et les procédures de contrôle à utiliser.

Les travaux de thèse vont donc chercher à fabriquer et caractériser des pièces épaisses de grandes dimensions, représentatives de pièces industrielles, avec le procédé de FA arc-fil MAG. Deux matériaux, un acier C-Mn à haute limite d'élasticité et un acier inoxydable sont étudiés, visant à identifier les paramètres influant sur la géométrie, les structures et les propriétés mécaniques des dépôts. La démarche expérimentale employée pour ces travaux est décrite dans le chapitre 2.

CHAPITRE

2

TECHNIQUES EXPÉRIMENTALES ET MÉTHODOLOGIE DE FABRICATION

2.1 Matériaux et dispositifs expérimentaux	49
2.1.1 Produits d'apport et substrats	49
2.1.2 Robot et générateur	50
2.1.3 Mesure géométrique des dépôts	51
2.1.4 Mesure de l'énergie linéaire de dépôt	52
2.1.5 Préparation métallographique et attaques chimiques utilisées	53
2.2 Domaine opératoire de fabrication	54
2.2.1 Réalisation des mono-cordons	55
2.2.1.1 ER100	56
2.2.1.2 316LSi	57
2.2.1.3 Relation entre énergie linéaire de dépôt et section déposée	58
2.2.1.4 Relation entre géométrie des mono-cordons et paramètres de procédé	60
2.2.2 Réalisation des petits murs multi-cordons	61
2.2.2.1 Définition de la stratégie de dépôt	61
2.2.2.2 Réalisation des petits murs	63
2.2.2.3 Critère géométrique et contrôle	65
2.2.2.4 Étude de la présence de défauts internes sur des coupes macrographiques	66
2.2.3 Domaines opératoires de fabrication	67
2.2.3.1 ER100	67
2.2.3.2 316LSi	70
2.3 Fabrication des murs avec instrumentation	72
2.3.1 Procédure de fabrication	72

2.3.2	Mesure de la température	74
2.3.3	Mesure des efforts de bridage	75
2.3.4	Système d'acquisition	75
2.3.5	Mesure de la géométrie finale	76
2.3.6	Contrôle de la présence de défauts internes	77
2.3.6.1	Contrôle par radiographie X	77
2.3.6.2	Contrôle par ultrasons en immersion	79
2.3.7	Éprouvettes de caractérisation	81
2.3.7.1	Mesure de dureté	82
2.3.7.2	Essais de traction	82
2.3.7.3	Essais de résilience	83
2.3.8	Caractérisations complémentaires	84
2.3.8.1	Essais de dilatométrie	84
2.3.8.2	Diffraction des rayons X	85
2.4	Conclusions du chapitre	86

L'état de l'art montre la pertinence du procédé arc-fil pour la fabrication de pièces de grandes dimensions, même si tout n'est pas encore parfaitement compris et maîtrisé, notamment au niveau des stratégies de dépôt et des cycles thermiques mis en jeu lors de la fabrication. L'objectif des travaux réalisés est de fabriquer des pièces en acier C-Mn et acier austénitique 316L se rapprochant au plus près de pièces industrielles : des murs épais représentatifs de la partie rectiligne d'une pièce industrielle seront étudiés et caractérisés.

Ce chapitre présente les techniques expérimentales et la méthodologie mise en place pour déterminer les paramètres opératoires de fabrication, la caractérisation et le contrôle des murs en FA arc-fil. Il s'articulera de la manière suivante :

- La première partie précise les matériaux et les moyens expérimentaux utilisés pour la caractérisation des dépôts durant la phase de mise au point et l'analyse des microstructures associées.
- La deuxième partie présente la méthodologie utilisée pour définir les paramètres de fabrication des pièces de grandes dimensions.
- Enfin, la dernière partie est dédiée aux dispositifs expérimentaux utilisés lors de la fabrication, du contrôle et de la caractérisation des murs.

2.1 Matériaux et dispositifs expérimentaux

Cette partie présente les matériaux sélectionnés et le matériel utilisé pour l'étude. Les différents moyens et procédures de mesure de l'énergie de dépôt et de la géométrie des mono-cordons sont expliqués. Enfin, les étapes de préparation des échantillons pour l'analyse macro et micrographique ainsi que les réactifs d'attaque employés sont présentés. Cette préparation est commune à tous les travaux.

2.1.1 Produits d'apport et substrats

Les travaux portant sur les aciers à haute limite d'élasticité (HLE) et inoxydables, les produits d'apport sélectionnés sont de nuances similaires et offrent des propriétés mécaniques équivalentes. Une nuance ER100 ou G69 6 M21 Mn4Ni1.5CrMo (selon la norme ISO 16834) ainsi qu'une nuance ER316LSi ou G 19 12 3 L Si (selon la norme ISO 14343-A) sont choisies : leurs compositions chimiques sont données dans les tableaux 7 et 8. Les produits d'apport utilisés, largement disponibles dans le commerce, sont conditionnés en bobines de 15 kg avec un diamètre de fil de 1,2 mm.

ER100														
C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	P	S	V	Ti	Zr	Al	Cu	Fe	autre
0,08	0,54	1,66	0,25	1,58	0,47	0,007	0,01	0,002	0,05	0,001	0,002	0,14	Bal.	<0,5

TABLEAU 7 – Composition chimique (% massique) du produit d'apport ER100.

316LSi													
C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	P	S	N	Nb	Co	Fe	
0,012	0,81	1,59	18,28	12,07	2,54	0,09	0,018	0,011	0,04	0,01	0,03	Bal.	

TABLEAU 8 – Composition chimique (% massique) du produit d'apport 316LSi.

Les substrats utilisés pour les essais et la fabrication des murs sont des tôles d'épaisseur 20 mm, ce qui correspond à la largeur des pièces visées. Il est important de noter que le substrat a différentes fonctions, thermiques et géométriques. Il est avant tout la base sur laquelle sont réalisés les dépôts et peut faire partie intégrante ou non de la pièce finale. Il permet également l'évacuation de la chaleur engendrée par la succession des dépôts. Et enfin, de par son épaisseur et sa géométrie couplées à un bridage mécanique, il implique une certaine rigidité limitant les déformations. Les nuances choisies sont un acier S355

pour les dépôts en ER100 et un acier inoxydable 316L pour les dépôts en 316LSi : leurs compositions chimiques sont données dans les tableaux 9 et 10. Avant chaque dépôt, les substrats sont meulés afin de retirer la couche d'oxyde présente en surface, puis nettoyés avec de l'acétone pour retirer toute trace de graisse.

S355														
C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	P	S	V	Ti	Al	Cu	Nb	N	Fe
0,162	0,016	1,507	0,026	0,012	0,002	0,02	0,006	0,002	0,001	0,041	0,023	0,024	0,003	Bal.

TABLEAU 9 – Composition chimique (% massique) du substrat en S355.

316L											
C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	P	S	N	Co	Fe
0,015	0,335	1,231	16,575	10,065	2,05	0,352	0,027	0,001	0,037	0,117	Bal.

TABLEAU 10 – Composition chimique (% massique) du substrat en 316L.

2.1.2 Robot et générateur

La cellule de soudage robotisé utilisée est présentée à la figure 30. Le robot polyarticulé 6 axes est un KR 30 de marque KUKA avec une commande KR C4 et le générateur de soudage MIG-MAG est un TPS4000 (CMT) de marque Fronius.



FIGURE 30 – Cellule robot et générateur TPS4000 utilisés pour la fabrication.

Les paramètres de réglage du CMT et du robot sont nombreux mais les plus importants sont :

- la loi de synergie, elle-même dépendante du matériau, du diamètre de fil et du gaz de protection
- la distance entre le tube-contact et la pièce (d_{TC-P}),
- la vitesse de dépôt (V_d),
- la vitesse de fil (V_{fil}),
- la correction hauteur d’arc (influence la tension d’arc),
- la correction dynamique (influence le courant),
- l’utilisation d’un balayage et son motif.

Les paramètres opératoires étudiés sont ceux ayant un effet majeur sur la géométrie du dépôt. Dans notre cas, il s’agit de V_{fil} et de V_d . La tension d’arc et la d_{TC-P} ont également un effet sur la géométrie mais moins important, ils ne seront donc pas étudiés et maintenus constants. La loi de synergie et le gaz de protection sont adaptés en fonction du produit d’apport afin d’obtenir un arc stable et donc un dépôt régulier. Les paramètres opératoires maintenus constants pour chaque matériau sont donnés dans le tableau 11.

Paramètre	ER100	316LSi
Régime d’arc	CMT	CMT - Pulsé
Loi de synergie	C1640	C1654+P
Base de donnée	DB979 v 1.1.115	
d_{TC-P}	15 mm	15 mm
Gaz de protection	Ar + 18%CO ₂	Ar + 2%CO ₂
Correction hauteur d’arc	0%	0%
Correction dynamique	0	0
Balayage	Sans	Avec

TABLEAU 11 – Paramètres de dépôt maintenus constants durant la fabrication.

2.1.3 Mesure géométrique des dépôts

Une ligne laser scanCONTROL de marque Micro-Epsilon (figure 31a) est utilisée pour mesurer géométriquement les dépôts réalisés (mono-cordons et petits murs). Ce dispositif permet de mesurer des pièces jusqu’à 50 mm de hauteur avec une précision de l’ordre du centième de millimètre et une résolution de 40 μ m. Le matériel est étalonné et donc prêt pour emploi en l’état.

Dans le cas des mono-cordons, les profils de mesure sont traités numériquement pour obtenir la largeur, la hauteur et la section de chaque dépôt (figure 31b). Les débuts et fins de cordons ne sont pas considérés car ils présentent respectivement une bosse et un creux : seule la zone courante est utilisée (figure 31c). Si les mesures sont perturbées par des phénomènes de réflexion, un révélateur de ressuage est utilisé comme matifiant. Les valeurs de hauteur, de largeur et de section considérées sont moyennées sur la mesure de plusieurs dizaines de profils sélectionnés dans la partie constante du mono-cordon.

Dans le cas des petits murs, le laser est directement installé sur le robot afin de pouvoir mesurer le profil de la dernière couche déposée.

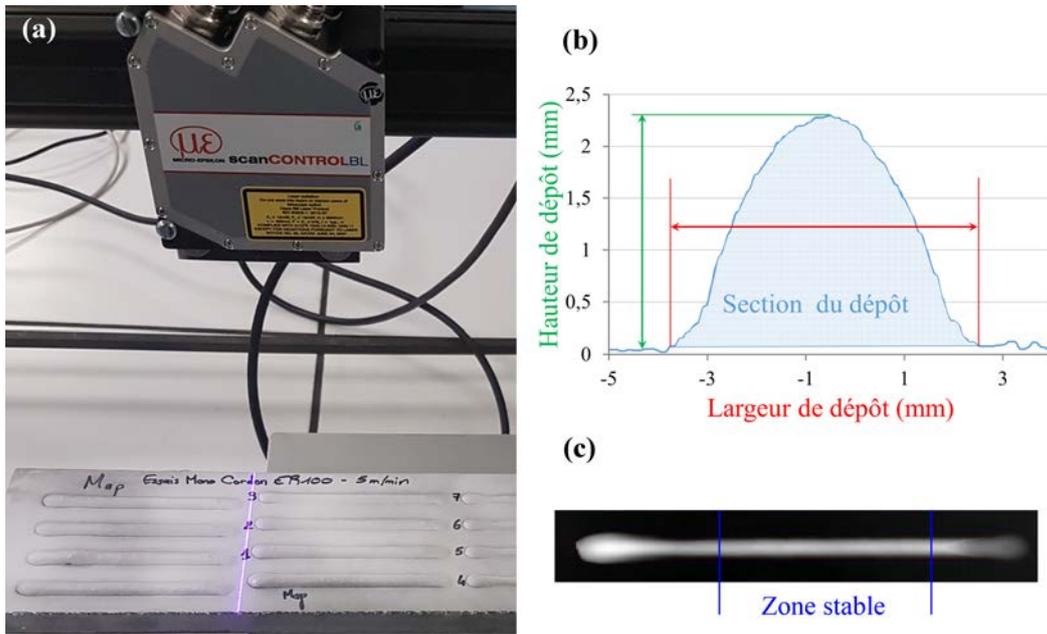


FIGURE 31 – Principe de mesure des mono-cordons : (a) Scan, (b) Extraction des profils et mesure de la largeur, la hauteur et la section, (c) Représentation de la hauteur d’un cordon par niveau de gris.

2.1.4 Mesure de l’énergie linéaire de dépôt

Les mesures de la tension (U) et du courant (I) lors des dépôts sont réalisées à la sortie du générateur grâce à un équipement développé par l’Institut de Soudure nommé énerGIS. Cet équipement permet une acquisition avec des fréquences jusqu’à 16kHz sur 3 voies. Une fréquence d’acquisition de 8 kHz est utilisée pour les mesures de U et I : elle est suffisante pour visualiser proprement les signaux électriques du CMT.

Les signaux mesurés sont présentés à la figure 32. Dans le cas de la loi de synergie C1640 à $V_{fil} = 10$ m/min utilisée pour l’ER100, les signaux sont exclusivement constitués

de cycles CMT (figure 32a) à la différence de la loi de synergie C1654+P pour le 316LSi constituée majoritairement de cycles pulsés (30 cycles pulsés pour 1 cycle CMT) (figure 32b). Ce ratio de cycles pulsés / cycles CMT change en fonction de V_{fil} .

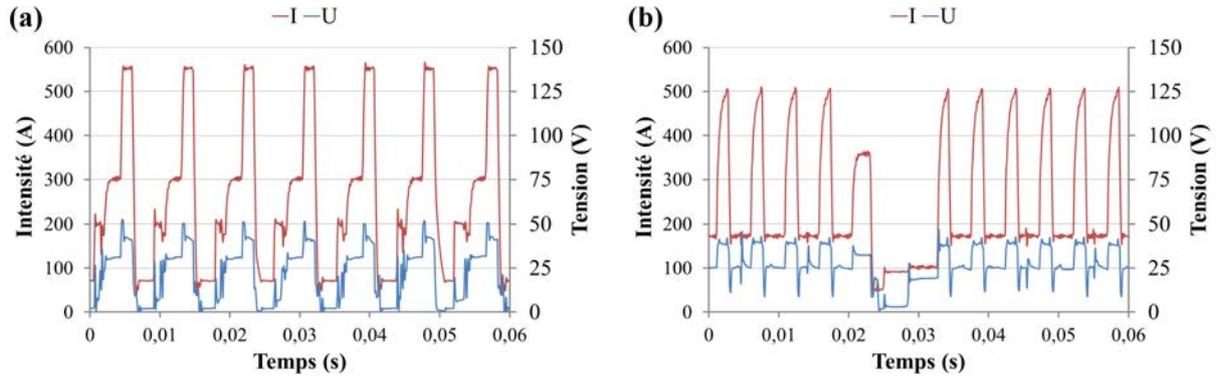


FIGURE 32 – Intensité et tension de dépôt avec $V_{fil} = 10$ m/min pour (a) la loi C1640 et (b) la loi C1654+P (CMT Pulsé).

La forme des signaux n'étant pas constante, le calcul de la puissance délivrée par le générateur ne peut pas être réalisé par le produit des valeurs moyennes de tension et courant : la puissance instantanée doit être considérée.

$$P(t) = U(t) \times I(t) \quad (8)$$

Le calcul de l'énergie linéaire de dépôt est réalisé en divisant la moyenne de la puissance instantanée par la vitesse de dépôt, suivant les équations :

$$P_{moyenne} = \frac{\sum_{t=1}^n P(t)}{n} \text{ avec } n \text{ le nombre de mesures} \quad (9)$$

$$E_d = \frac{60 \times P_{moyenne}}{1000 \times V_d} \quad (10)$$

Il est important de noter que la mesure est réalisée à la sortie du générateur et ne considère pas les pertes par échauffement dans le faisceau ainsi que le rendement de l'arc électrique.

2.1.5 Préparation métallographique et attaques chimiques utilisées

Les échantillons pour caractérisations macrographiques et micrographiques sont découpés et prélevés à l'aide d'une scie à ruban ou d'une tronçonneuse avec lubrification. Ils sont ensuite polis avec du papier SiC de granulométrie allant de 80 à 1200. Dans le cas des

échantillons micrographiques, un polissage miroir supplémentaire est obtenu à l'aide de pâte diamantée de 6, 3 et 1 μm . Un polissage miroir a également été utilisé pour les macrographies de l'acier inoxydable pour que l'attaque chimique puisse révéler correctement la forme des dépôts. Mis à part les échantillons enrobés qui ont pu être polis de manière automatique, la majorité des échantillons sont polis manuellement.

Différentes attaques chimiques, indiquées dans le tableau 12, sont utilisées en fonction du matériau et de l'information souhaitée : le tableau 13 récapitule leur composition.

Matériau	Observation	Réactif d'attaque	Temps d'attaque
ER100	Macro	Perchlorure de fer	Quelques secondes
ER100	Micro	Nital	Quelques secondes
ER100	Micro	Klemm's	30 s à 2 min
316LSi	Macro	Acide oxalique avec électrolyse	10 à 30 s
316LSi	Micro	Acide oxalique avec électrolyse	10 à 30 s
316LSi	Micro	Acide KOH avec électrolyse	3 à 5 s

TABLEAU 12 – Réactifs d'attaque utilisés pour révéler la structure des dépôts.

Réactif	Composition
Perchlorure de fer	FeCl_3 en solution aqueuse
Nital	Solution d'éthanol avec 3% d'acide nitrique
Klemm's	50 ml de solution aqueuse saturée en $\text{N}_2\text{S}_2\text{O}_3$ (thiosulfate de sodium) + 1 g de $\text{K}_2\text{S}_2\text{O}_5$ (métabisulfite de potassium)
Acide oxalique	Solution aqueuse saturée en acide oxalique
Acide KOH	56 g d'acide KOH (hydroxyde de potassium) dans 100 mL d'eau

TABLEAU 13 – Composition chimique des réactifs d'attaque utilisés.

2.2 Domaine opératoire de fabrication

L'étape de mise au point des dépôts pour la FA arc-fil est différente de celle du soudage ou du rechargement. En effet, les joints soudés et les zones rechargées possèdent généralement des géométries simples et connues, tandis que les dépôts issus de FA arc-fil sont réalisés sur des pièces à géométrie évolutive. La méthodologie proposée pour sélectionner les paramètres de dépôt permettant la fabrication en limitant la présence de défauts internes est présentée

à la figure 33. Elle consiste à réaliser successivement des mono-cordons, des petits murs et des analyses pour valider ou non les paramètres en fonction d'instabilités, de manques de régularité ou des défauts obtenus.

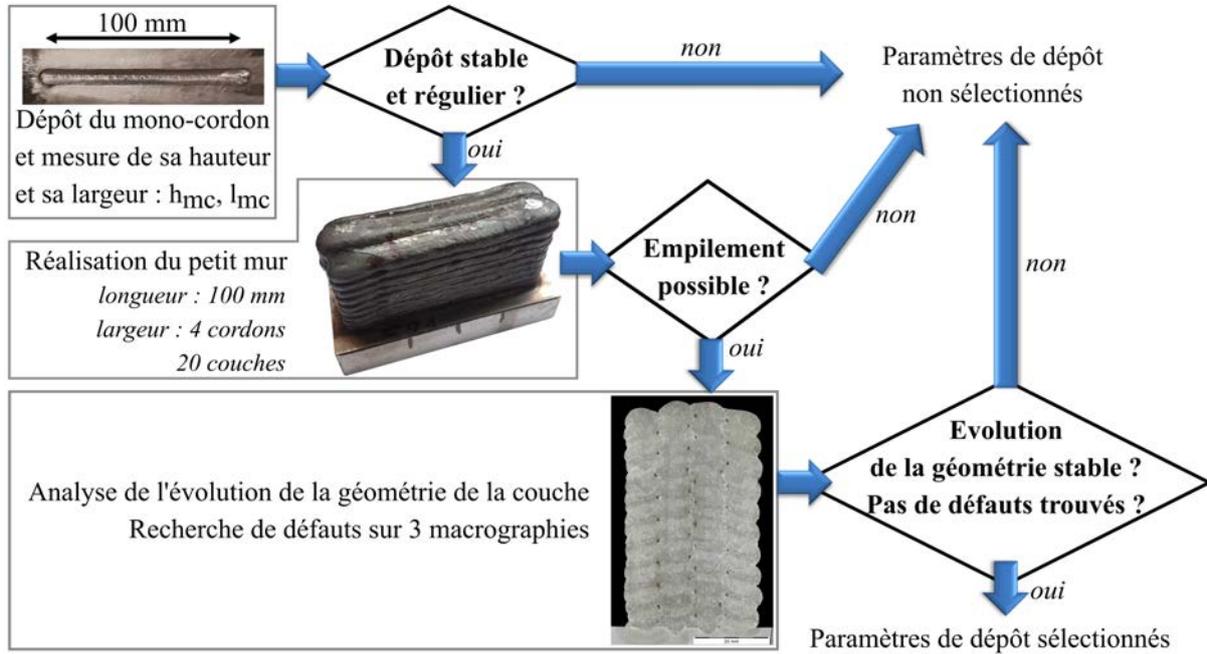


FIGURE 33 – Méthodologie de sélection des paramètres de dépôt pour la fabrication.

2.2.1 Réalisation des mono-cordons

L'objectif est de réaliser des mono-cordons à différentes V_{fil} et V_d pour avoir différentes géométries (hauteur et largeur). La longueur des mono-cordons est de 100 mm pour avoir une zone centrale constante suffisamment importante et ne pas tenir compte des bosses et des creux présents respectivement au niveau de l'amorçage et de l'extinction d'arc. La mesure des mono-cordons est réalisée à l'aide de la ligne laser décrite dans le paragraphe 2.1.3. Lors des dépôts, la mesure de l'énergie linéaire de dépôt E_d , selon la méthode décrite dans le paragraphe 2.1.4, est réalisée pour corrélérer V_{fil} , V_d , E_d et la géométrie de chaque mono-cordon.

Trois valeurs de V_{fil} sont étudiées : 5, 7,5 et 10 m/min. Les V_d varient de 20 à 160 cm/min. Il est important de préciser que les lois de synergie CMT montent rarement à plus de 10 m/min en vitesse de fil, car il n'est pas possible de rester sur un mode de transfert de type court-circuit lorsque le niveau d'intensité devient élevé.

2.2.1.1 ER100

Les couples de paramètres de dépôt (V_{fil} et de V_d) utilisés pour la réalisation de mono-cordons sont illustrés à la figure 34. La section des dépôts est corrélée au ratio V_{fil} / V_d . L'augmentation de ce ratio implique une section plus importante et donc un dépôt plus large et plus haut. Les dépôts avec des V_d faibles donneront en conséquence des cordons larges et volumineux, tandis que les dépôts avec des V_d élevées donneront des cordons fins.

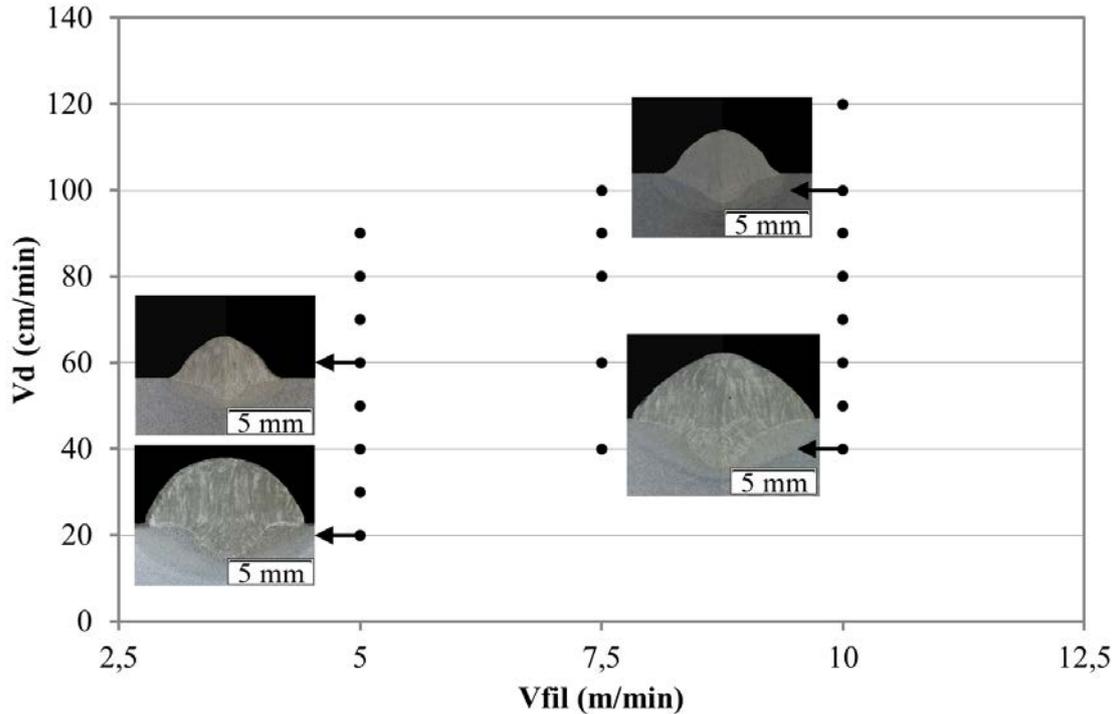


FIGURE 34 – Graphique illustrant les couples de paramètres V_{fil} et V_d testés en mono-cordon pour le matériau ER100.

La limite de V_{fil} est imposée par la loi de synergie et la limite de V_d théorique est limitée par la capacité du robot qui est située autour de 200 cm/min. Toutefois, une augmentation de V_d trop importante engendre des instabilités du bain de fusion et ceci à des vitesses inférieures à la limite du robot (autour de 120 cm/min).

La figure 35 présente deux cordons avec une instabilité au départ qui est due à un mauvais réglage de la phase d'amorçage, accentué par une V_d élevée. Il est également constaté que la largeur des cordons diminue avec l'augmentation de V_d pour une même V_{fil} . Ces résultats sont donc en adéquation avec l'équation 2 de la section de cordon qui diminue avec l'augmentation de V_d , ce qui implique une diminution de la largeur.

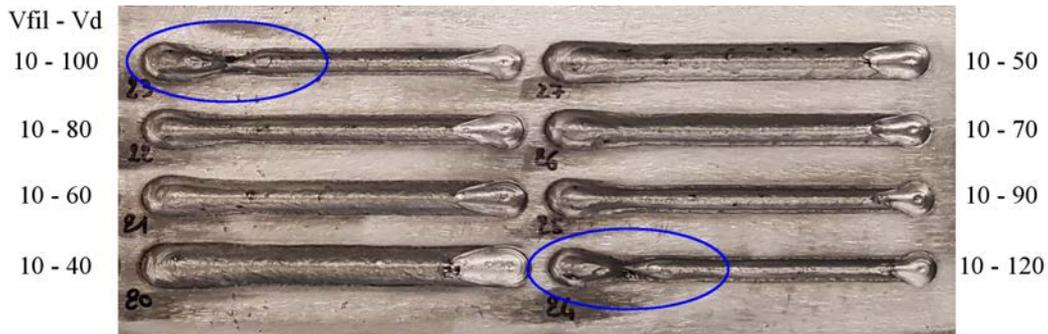


FIGURE 35 – Photo de mono-cordons avec leurs paramètres de dépôt Vfil (m/min) et Vd (cm/min) dont deux présentent des instabilités lors des phases d’amorçage.

2.2.1.2 316LSi

La mise au point de paramètres de dépôt en 316LSi est plus délicate. Les mono-cordons réalisés avec un régime d’arc CMT ont des formes bombées qui ne sont pas adéquates pour leurs juxtapositions. Un régime CMT - pulsé est choisi afin d’améliorer le mouillage en pied de cordon. Les paramètres testés sont présentés sur la figure 36. Des mises au point avec balayage sont également réalisées afin de favoriser la fusion des cordons situés à côté du dépôt.

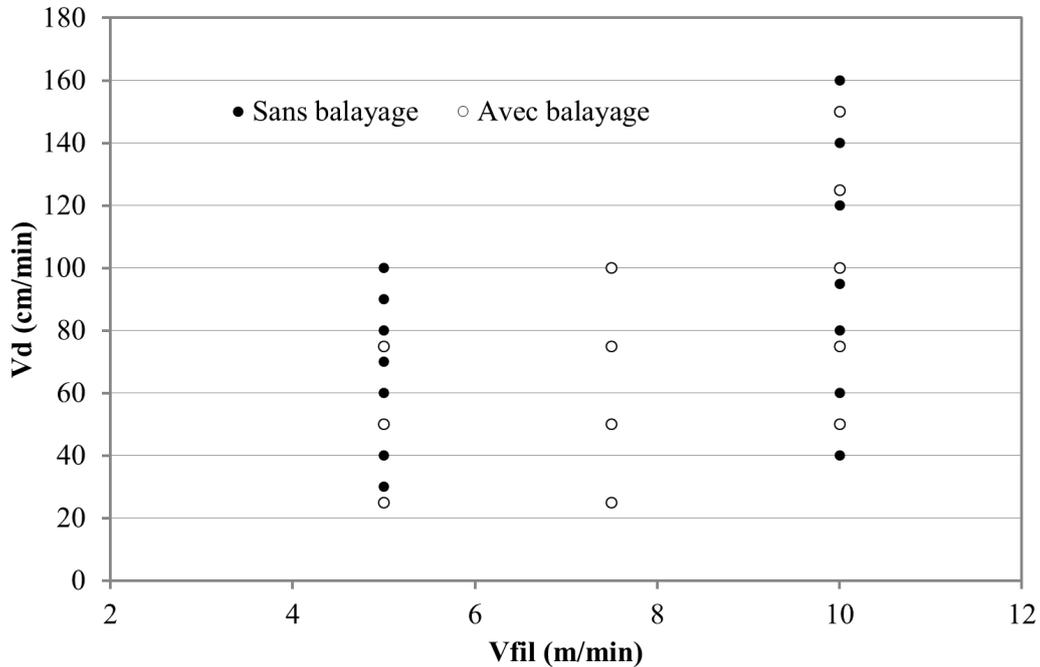


FIGURE 36 – Graphique illustrant les couples de Vfil et Vd testés en mono-cordon sans et avec balayage pour le 316LSi.

Le balayage utilisé est de forme nommée spirale (cycloïde) avec une amplitude de 2 x 1,5 mm et une longueur de motif de 3 mm. Dans le cas de Vd supérieures à 50 cm/min, la longueur du motif de balayage est dégradée et passe de 3 mm à 4,5, 6, 7,5 ou 9 mm pour des Vd respectivement de 75, 100, 125, 150 cm/min. Les longueurs de motif sont préconisées par Kuka afin de ne pas faire rentrer le robot en résonance et éviter la surcharge des moteurs d'axes. La modification de cette longueur a un impact important sur la géométrie et la pénétration des cordons. La figure 37 montre l'effet du changement du motif sur la trajectoire et le cordon résultant. Avec de grandes vitesses d'avance, impliquant des sections de cordon étroites, les géométries des dépôts deviennent très irrégulières et sont inaptes à la fabrication.

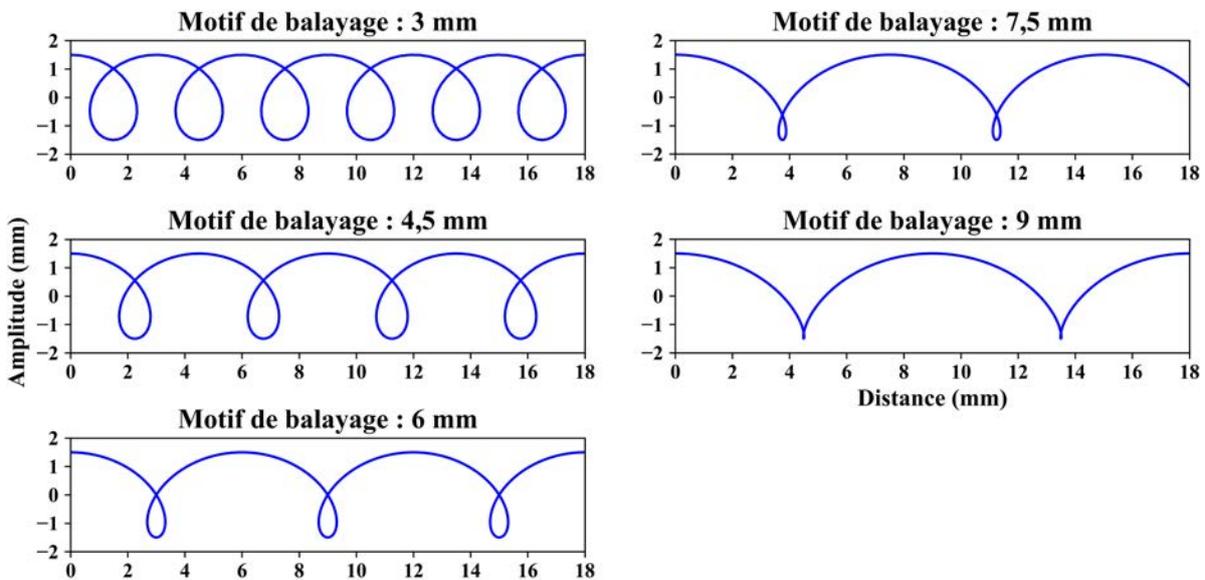


FIGURE 37 – Motif du balayage en spirale avec différentes valeurs de longueur de motif.

2.2.1.3 Relation entre énergie linéaire de dépôt et section déposée

Les lois de synergie permettent de gérer la puissance de l'arc pour faire fondre le fil et réaliser le dépôt. L'augmentation de V_{fil} implique une augmentation de puissance car il y a plus de matière à faire fondre. Dans le cas des mono-cordons réalisés en ER100 et 316LSi avec le CMT, cette relation est linéaire comme le montre la figure 38. De plus, la valeur des pentes est similaire pour les deux matériaux. Il est ainsi possible de définir la relation suivante :

$$P_{moyenne} = a \times V_{fil} \text{ où } a \approx 0,75 \quad (11)$$

En reprenant l'équation 10 définissant E_d , il est ainsi possible de remplacer $P_{moyenne}$ pour obtenir le résultat suivant :

$$E_d = \frac{60 \times a \times 10 \times V_{fil}}{1000 \times V_d} = \frac{c \times V_{fil}}{V_d} = c \times k \text{ avec } c \approx 0,45 \quad (12)$$

La section déposée, définie par l'équation 2, dépend notamment du ratio nommé k correspondant à V_{fil} sur V_d . Il est ainsi possible de relier directement la section déposée à E_d de la manière suivante :

$$S_{mc} = \frac{\pi \times D_{fil}^2 \times E_d}{4 \times c} \quad (13)$$

Ce qui donne pour un diamètre de fil de 1,2 mm et $c = 0,45$

$$S_{mc} \approx 2,51 \times E_d \quad (14)$$

La valeur de 2,51, obtenue via plusieurs considérations théoriques, est retrouvée de manière expérimentale par la mesure de E_d et S_{mc} . La figure 39 montre la linéarité entre S_{mc} et E_d avec des pentes de 2,55 et 2,51 respectivement pour l'ER100 et le 316LSi.

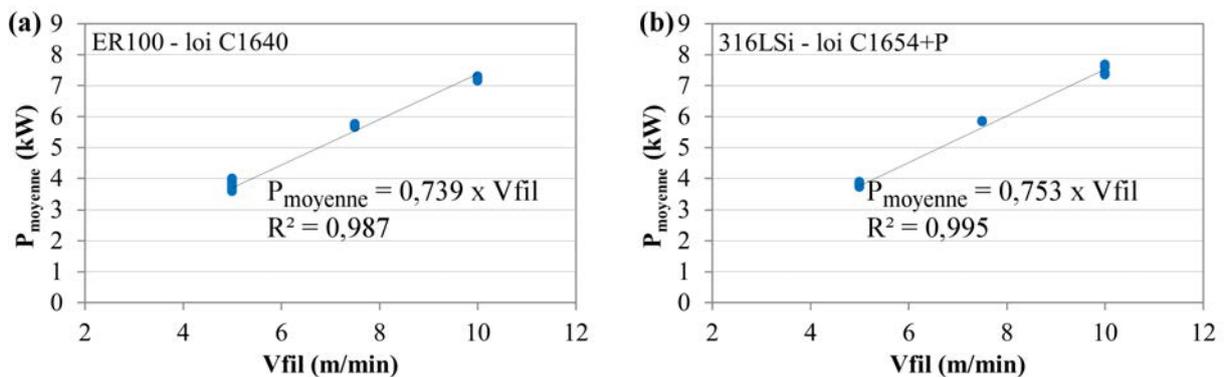


FIGURE 38 – Relation entre $P_{moyenne}$ mesurée et la consigne de V_{fil} pour les mono-cordons (a) en ER100 et (b) en 316LSi.

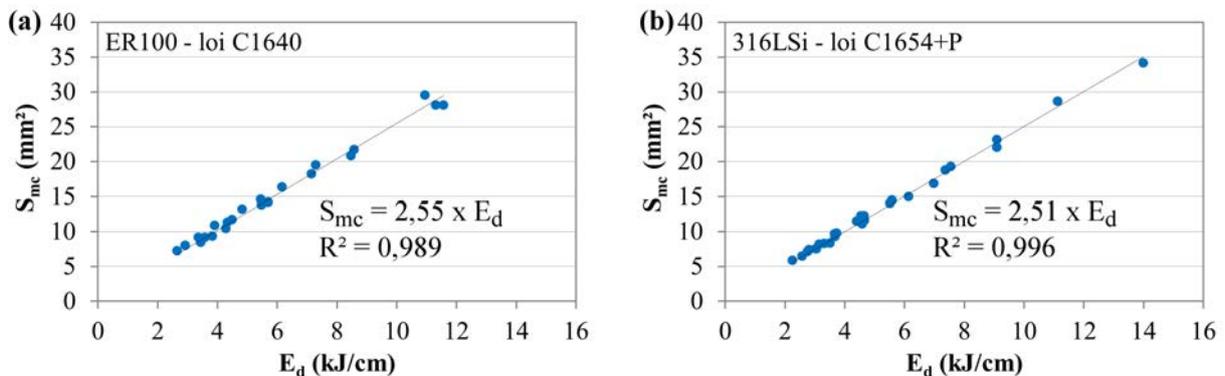


FIGURE 39 – Relation entre les valeurs de S_{mc} et E_d mesurées pour les mono-cordons (a) en ER100 et (b) en 316LSi.

La relation entre S_{mc} et E_d est donc parfaitement linéaire. Ceci indique notamment qu'un suivi de E_d permet d'estimer la section déposée. Les lois de synergie impliquant une relation linéaire entre V_{fil} et E_d , la régulation de ces deux paramètres ne peut pas se faire de manière découplée. Pour arriver à modifier les relations entre V_{fil} et E_d , il faut modifier les réglages internes à la loi de synergie.

2.2.1.4 Relation entre géométrie des mono-cordons et paramètres de procédé

Les trajectoires définies en FA arc-fil sont basées sur les valeurs de largeur (l_{mc}) et de hauteur (h_{mc}) des mono-cordons. Il est important de connaître les relations entre la géométrie des mono-cordons et les paramètres de dépôt pour optimiser le choix des paramètres de dépôt.

La figure 40 montre que les relations entre l_{mc} , h_{mc} et S_{mc} ne sont pas tout à fait linéaires. Pour les deux matériaux, l'augmentation de S_{mc} implique une augmentation de l_{mc} et h_{mc} , ce qui est en accord avec les données de la littérature. Dans le cas du 316LSi, le balayage semble augmenter l_{mc} et diminuer h_{mc} en étalant le bain de fusion. Toutefois, son effet n'est pas significatif pour les valeurs d'amplitude testées.

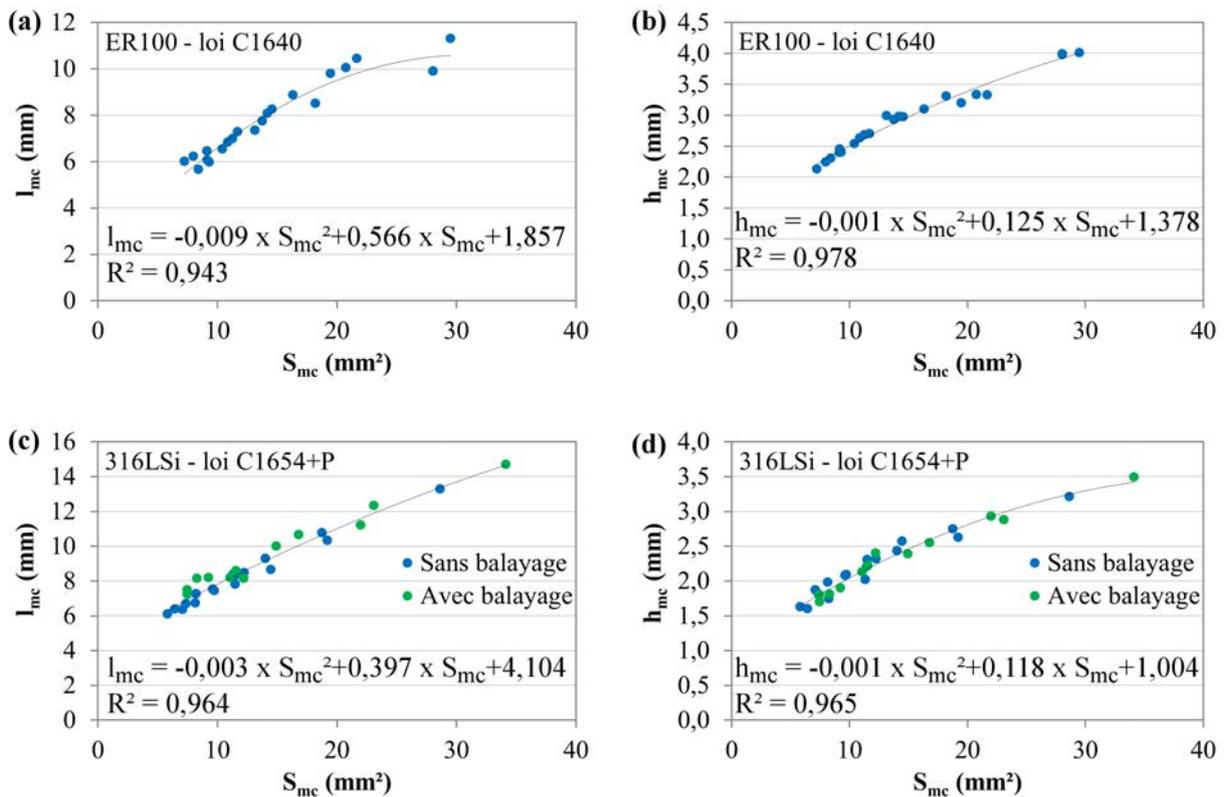


FIGURE 40 – Relation entre l_{mc} , h_{mc} et S_{mc} pour (a-b) l'ER100 et (c-d) le 316LSi.

Les modèles établis sont des polynômes de second degré. Ils peuvent ainsi être utilisés pour relier l_{mc} et h_{mc} à V_{fil} et V_d . Une fois les modèles connus, il est possible d'interpoler les résultats pour déterminer le couple V_{fil} et V_d permettant de réaliser la géométrie souhaitée.

2.2.2 Réalisation des petits murs multi-cordons

Une fois les paramètres évalués en mono-cordons et sélectionnés en fonction de leur géométrie et régularité, ceux-ci sont mis à l'épreuve sur la construction de pièces appelées petits murs afin de vérifier qu'ils peuvent être utilisés pour la fabrication. Les critères de sélection des paramètres de dépôt tiennent compte de la présence de défauts internes et l'évolution de la géométrie lors de la fabrication. Les parties suivantes décrivent la définition des stratégies de fabrication et les contrôles réalisés.

2.2.2.1 Définition de la stratégie de dépôt

Les petits murs ont une longueur de 100 mm, une largeur cible d'environ 20 mm et une hauteur de 20 couches. Pour atteindre une largeur suffisante en fonction des paramètres choisis, chaque couche est constituée de quatre cordons. La stratégie utilisée est donc la juxtaposition de 4 cordons déposés suivant le sens long du mur.

Les trajectoires réalisées par le robot sont basées sur la stratégie de dépôt choisie et dont les coordonnées de chaque point dépendent des paramètres de dépôt et plus particulièrement de l_{mc} . En effet, les décalages entre cordons sont définis par l'équation 7 et la valeur du coefficient de décalage de 0,738 [32] est utilisée. A l'aide des données obtenues avec les essais en mono-cordons, la trajectoire de dépôt est adaptée en fonction des valeurs de V_{fil} et V_d testées.

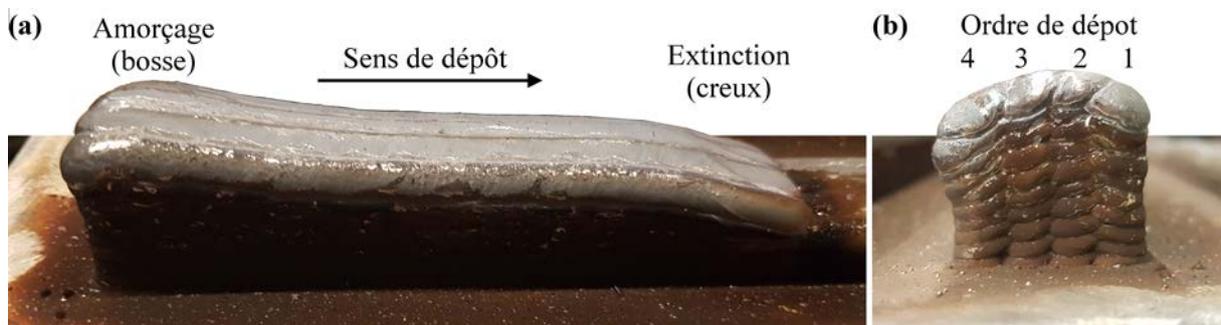


FIGURE 41 – Effet d'une stratégie de fabrication identique pour toutes les couches : (a) au niveau de l'amorçage et de l'extinction d'arc et (b) vue de côté avec un déversement latéral.

Les zones d'amorçage et d'extinction d'arc génèrent des irrégularités géométriques (bosses et creux respectivement) qui deviennent importantes après l'empilement de plusieurs couches (figure 41a). Pour limiter ces variations, il est préférable d'adapter la stratégie de dépôt afin d'avoir un amorçage sur une zone d'extinction. De plus, si les premiers et derniers cordons sont toujours déposés du même côté du mur, la partie haute du mur sera dissymétrique au fil de la fabrication. Ceci est notamment dû à la géométrie du mur et sa température plus importante lors du dépôt du dernier cordon qui tend à le faire déverser sur le côté (figure 41b). Alternner l'ordre de dépôt des couches permet d'avoir l'effet de déversement de part et d'autre du mur, et ainsi obtenir une géométrie plus symétrique de la partie supérieure du mur.

La stratégie ainsi retenue est celle présentée à la figure 42a. Chaque couche est construite de manière continue sans interruption d'arc et est alternée afin d'équilibrer les variations géométriques des dépôts.

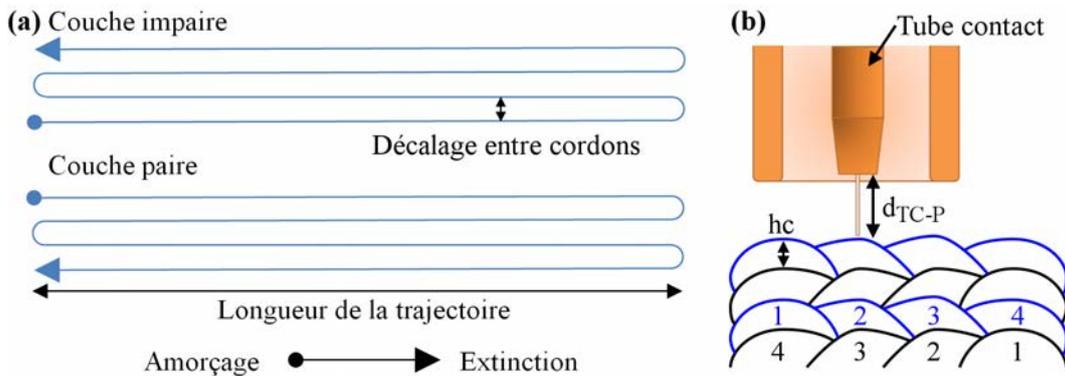


FIGURE 42 – Stratégie de fabrication utilisée avec (a) l'alternance entre les couches impaires et paires et (b) le schéma de dépôt en section transverse avec l'incrément entre couche h_c .

À la fin de chaque couche, la torche est décalée suivant la hauteur du mur d'une valeur h_c afin de garder constante la distance entre le tube-contact et la pièce (figure 42b). Cette valeur ne correspond pas à la hauteur d'un mono-cordon simple (h_{mc}). Les mono-cordons sont déposés sur un substrat plat à température ambiante, ce qui n'est pas le cas lors de la fabrication. En effet, les couches fabriquées ne sont pas parfaitement plates et l'accumulation de chaleur provoque un léger effondrement du dernier cordon déposé, ce qui implique des modifications de la géométrie du mur. Pour fiabiliser la valeur de h_c et permettre la fabrication de pièces composées de plusieurs dizaines de couches, celle-ci est déterminée de manière expérimentale par la mesure de la hauteur de couche moyenne obtenue après l'empilement de 20 couches.

2.2.2.2 Réalisation des petits murs

La fabrication des petits murs est réalisée de la manière suivante :

- le robot exécute la fabrication d'une couche,
- le système de refroidissement du mur est activé,
- le dispositif de scan laser est installé sur le robot,
- le robot exécute un passage sur les dépôts afin de mesurer la couche déposée,
- le dispositif de scan laser est démonté du robot,
- la température de la pièce est mesurée avec un thermocouple de contact sur le dessus de la dernière couche déposée,
- dès que la température de la pièce est inférieure à 50 °C, le dispositif de refroidissement est désactivé,
- le robot exécute la fabrication d'une nouvelle couche et la procédure recommence jusqu'à l'obtention des 20 couches.

Le dispositif de mesure laser est un matériel cher et fragile. Il est démonté durant les phases de dépôt pour ne pas être endommagé par la chaleur, le rayonnement, les projections ou la fumée de dépôt. Le brossage entre couches est fortement conseillé en soudage, mais pour être dans des conditions plus représentatives d'un contexte de FA, aucun brossage entre couches n'est réalisé.

La température entre couche est fixée à 50 °C pour s'affranchir du préchauffage réalisé par la couche précédemment déposée et être le plus reproductible possible. Malgré tout, un échauffement important de la pièce est constaté après plusieurs couches. L'empilement des couches du mur implique la modification de sa géométrie et donc du flux thermique. Combiné à l'éloignement du substrat qui évacue une grande partie de la chaleur sur les premières couches de la fabrication, ceci provoque une augmentation rapide de la température du mur lors du dépôt d'une couche. Il en résulte une différence de conditions de dépôt entre le premier cordon déposé sur un mur à 50 °C et le dernier cordon déposé sur un mur fortement préchauffé.

Pour les dépôts en ER100, la stratégie choisie a permis la réalisation de petits murs sans grande difficulté. Les zones de changement de direction et de variation de vitesse, localisées sur les bords du mur, engendrent des variations de géométrie dues notamment à l'accumulation locale de chaleur, ce qui augmente le volume et la dimension du bain de fusion.

La fabrication des petits murs en 316LSi s'est avérée beaucoup plus délicate. Les développements de l'ER100 ne sont pas transposables au 316LSi notamment à cause de la viscosité du bain de fusion qui change son comportement. Le changement de direction

engendrant une accumulation de chaleur localement, les tensions de surface du bain de fusion forment un seul cordon très volumineux qui ne mouille pas correctement sur le cordon précédent (figure 43).

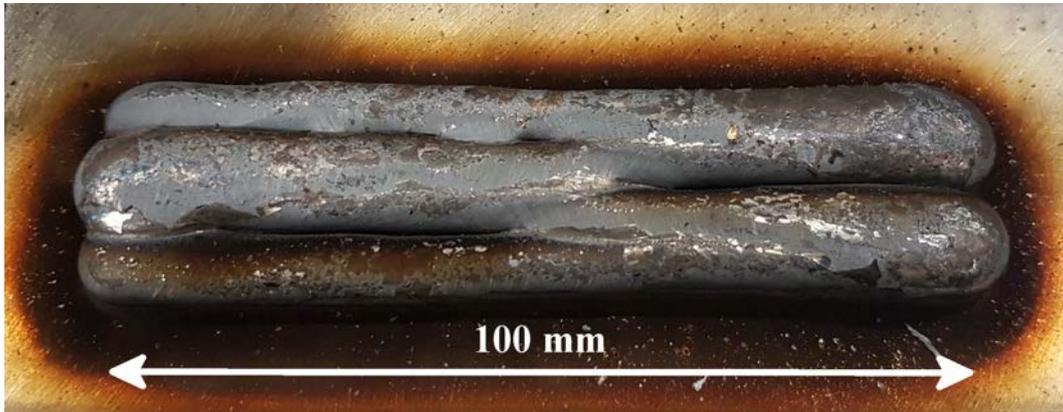


FIGURE 43 – Défaut morphologique obtenu avec le 316LSi après quelques couches.

Le défaut étant en partie dû à l'accumulation de chaleur et à la formation d'un seul gros bain de fusion, il faut attendre la solidification du premier cordon avant de continuer la trajectoire. Des extinctions d'arc et des ré-amorçages sont donc pratiqués à chaque changement de direction (demi-tour). De tels arrêts engendrent inévitablement une légère baisse de productivité en comparaison avec un dépôt en continu. Un autre problème rencontré après l'empilement de plusieurs couches est le manque de mouillage aléatoire qui forme un petit défaut géométrique et qui se répète de couche en couche. Un balayage en forme de spirale est utilisé afin de limiter l'apparition de ce défaut de mouillage. Les valeurs de l_{mc} utilisées correspondent donc à celles obtenues pour les essais mono-cordon avec balayage. La nouvelle stratégie de fabrication employée pour le 316LSi est présentée à la figure 44.

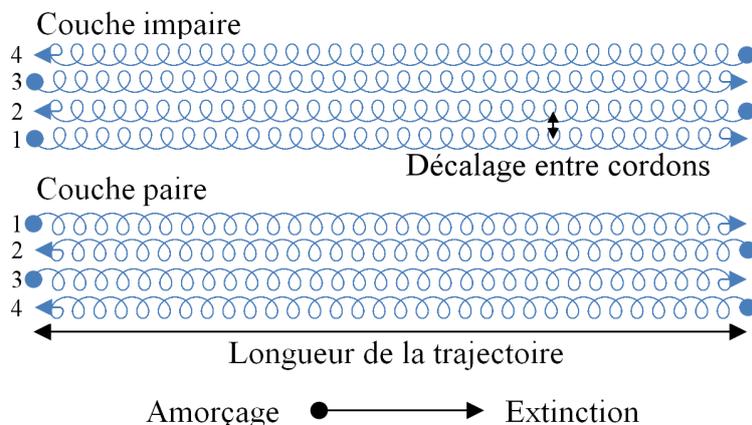


FIGURE 44 – Stratégie de fabrication des murs utilisés pour le 316LSi avec balayage en spirale et extinction / amorçage d'arc à chaque demi-tour.

2.2.2.3 Critère géométrique et contrôle

A l'aide du scan laser installé directement sur le robot (figure 45), chaque couche est scannée après son dépôt. Le scan est constitué d'une succession de profils (lignes de mesures) réalisés tous les millimètres. Pour chaque couche, un profil situé au centre du mur est extrait du scan. Il permet d'étudier l'évolution de la morphologie de la couche supérieure au fur et à mesure de la fabrication.

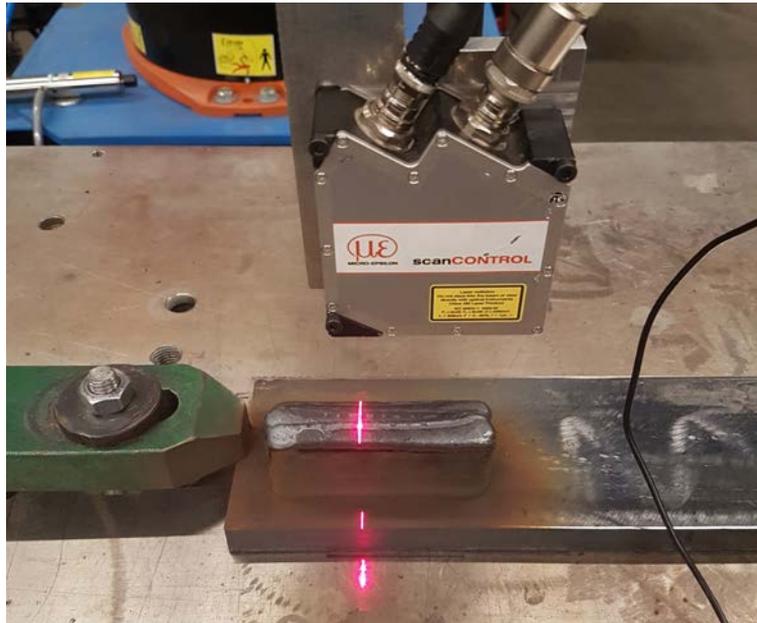


FIGURE 45 – Dispositif de scan laser monté sur le robot pour mesurer la géométrie de chaque couche.

Pour quantifier cette évolution, un critère géométrique surfacique $C_{géo}$ est calculé de la manière suivante :

$$C_{géo} = \int_{x_A}^{x_B} P(x) - D(x) dx \quad (15)$$

avec :

x_A et x_B : les positions des sommets des cordons situés sur les bords,

$P(x)$: le profil de la couche,

$D(x)$: l'équation de la droite reliant les points A et B.

Le critère $C_{géo}$ est donc égal à 0 si la couche est plate ; il est négatif si le profil de la couche est majoritairement en dessous de la droite et positif dans le cas inverse.

La figure 46 présente le calcul de $C_{géo}$ sur 3 profils de couches types d'un petit mur. La couche 1 possède des sommets de cordons à des hauteurs voisines. Le profil est en dessous de la droite, ce qui implique $C_{géo} < 0$. C'est également le cas de la couche 5, mais avec une

aire négative plus petite, $C_{géo-couche1} < C_{géo-couche5}$. À l'inverse, la couche 15 possède un profil qui est principalement au-dessus de la droite, $C_{géo} > 0$.

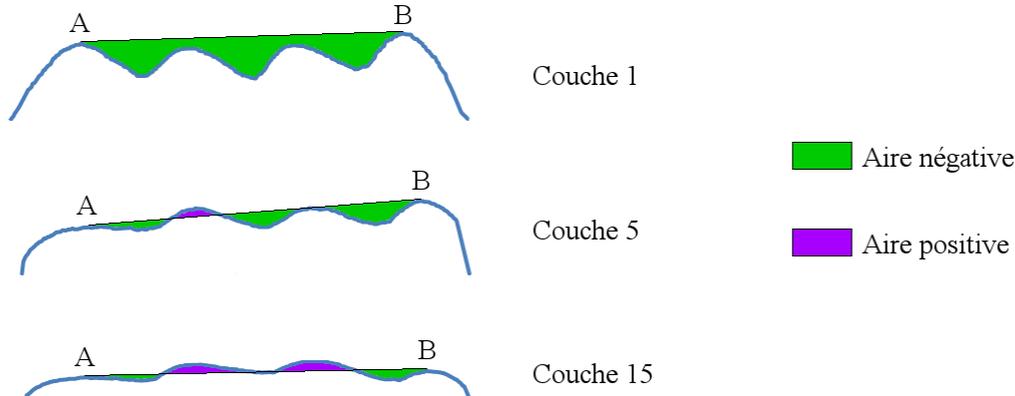


FIGURE 46 – Représentation graphique du critère géométrique $C_{géo}$ sur trois profils-types de couches.

Ce critère est limité de par la façon dont il est défini à l'utilisation de couches possédant une largeur de 3 cordons et plus. Les cordons doivent également être parallèles au niveau des zones mesurées. Il doit être possible de détecter les sommets des cordons situés sur les bords afin de définir la droite de référence. La valeur nulle de $C_{géo}$ n'implique pas forcément que la couche est plate : elle peut être irrégulière avec autant d'aire comptée au-dessus et en dessous de la droite de référence. Ce critère ne donne pas d'indications sur l'irrégularité de la couche. Compte tenu de ces limites, le critère $C_{géo}$ ne reflète que de manière simple l'évolution du profil des couches au fur et à mesure de la fabrication.

2.2.2.4 Étude de la présence de défauts internes sur des coupes macrographiques

Comme pour tout procédé de fabrication, la présence de défauts internes dans les pièces peut être problématique. Il est donc important de vérifier l'absence de défauts au sein des dépôts. L'utilisation de technique de CND par radiographie X ou ultrasons lors de la mise au point de paramètres peut s'avérer longue et coûteuse, notamment parce qu'un usinage supplémentaire est nécessaire pour les rendre utilisables. La présence de défauts internes est donc contrôlée via une évaluation par échantillonnage sur des coupes et analyses macrographiques. Trois coupes sont réalisées à 1/4, 1/2 et 3/4 de la longueur de chaque petit mur (figure 47a). Les macrographies sont préparées et attachées de la manière décrite dans le paragraphe 2.1.5. Les défauts internes principalement rencontrés sont des inclusions, des porosités et des manques de fusion (figure 47b). Suite à l'analyse des macrographies, les paramètres de dépôt sont considérés conformes si aucun défaut n'est relevé sur les 3 coupes.

Dans le cas du 316LSi, la présence de porosités est détectée sur différents petits murs. Les porosités sont présentes de manière aléatoire et causées par de nombreux facteurs (protection gazeuse, propreté du fil, stabilité de l'arc...). Pour évaluer l'effet des paramètres de dépôt sur la formation de porosités, une distinction est faite entre la présence d'inclusions ou de manques de fusion et la présence de porosités sans autre défaut.

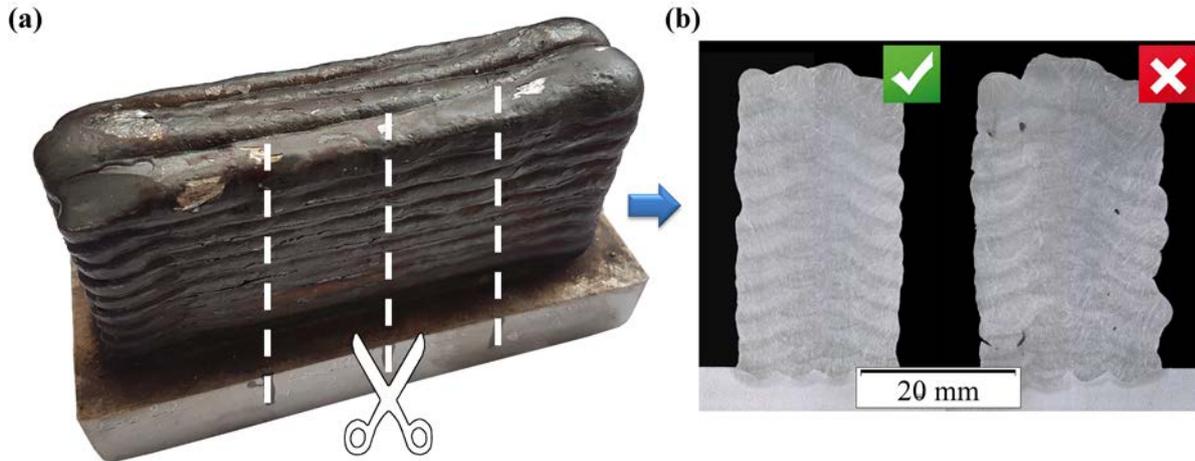


FIGURE 47 – (a) Illustration des découpes du petit mur et (b) exemple de macrographies sans et avec défauts.

2.2.3 Domaines opératoires de fabrication

Les domaines opératoires de fabrication pour les matériaux ER100 et 316LSi sont présentés dans les paragraphes suivants en se basant sur la méthodologie proposée. Les limites de chaque domaine sont également commentées.

2.2.3.1 ER100

La figure 48 présente l'évolution du critère géométrique $C_{géo}$ pour trois murs avec les couples de paramètres V_{fil} - V_d suivants : 5-40, 7,5-60 et 7,5-100. Les valeurs de $C_{géo}$ augmentent sur les premières couches, puis se stabilisent au-delà de 10 couches. La partie supérieure du mur possède un bombé qui s'accroît durant les 10 premières couches, puis se stabilise et reste constant. Ce résultat montre notamment que l'utilisation de petits murs de mise au point composés de 20 couches est adaptée pour déterminer le régime stable de fabrication.

Parmi les trois couples de paramètres présentés, deux génèrent des défauts (dépôts non conformes), mais le dernier est conforme (figure 48). L'évolution de $C_{géo}$ est très similaire

pour les trois couples, ce qui indique que l'étude de $C_{géo}$ ne permet pas de conclure sur la présence de défauts internes. Le couple 7,5-100 présente une évolution de $C_{géo}$ plus irrégulière que les deux autres, ce qui peut être dû à une Vd importante et des instabilités du dépôt.

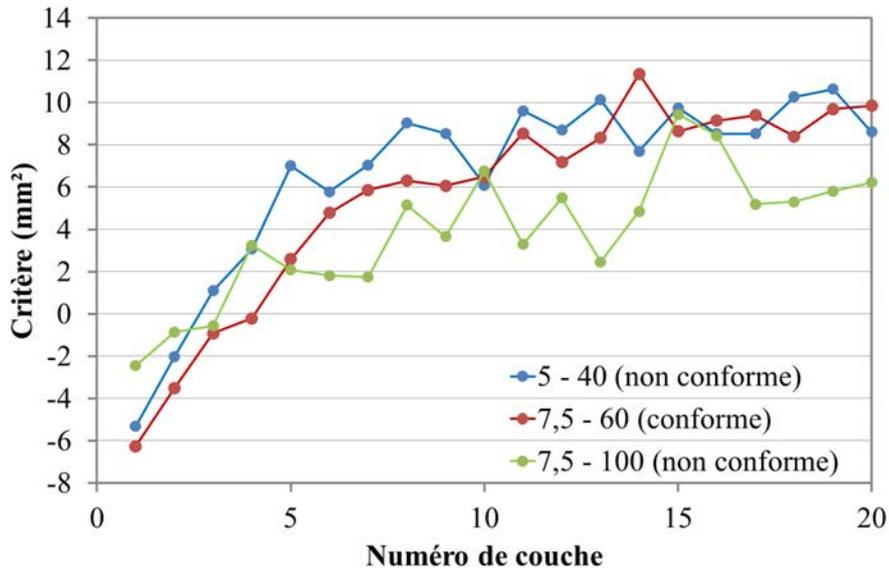


FIGURE 48 – Évolution de $C_{géo}$ sur la fabrication de 3 petits murs en ER100 considérés conformes et non conformes.

Le domaine opératoire de fabrication de l'ER100 défini par la présence ou non de défauts internes est présenté à la figure 49 avec Vfil en abscisse et Vd en ordonnée. Les points verts correspondent aux couples de paramètres ne générant pas de défauts ; les points rouges sont ceux avec présence de défauts ou ne permettant pas la fabrication à cause d'instabilités ou d'effondrements. Enfin, le point jaune correspond à une condition de fabrication pour laquelle une seule inclusion fut trouvée.

Le domaine de fabrication est borné par une limite pour des Vfil faibles et une autre pour des Vd importantes. Dans le cas d'une vitesse de fil de 5 m/min, des inclusions sont présentes entre deux cordons de la même couche. Ces inclusions, dont les tailles mesurées sur les coupes transverses vont de 0,1 à 1 mm, sont des oxydes. La présence d'éléments tels que le manganèse, le silicium, le titane et l'oxygène a été confirmée par une analyse EDS (figure 50). Ces oxydes communément appelés "silicates" en soudage peuvent être enlevés par brossage ou meulage. Néanmoins, d'après leur localisation, il serait nécessaire de réaliser un brossage/meulage à chaque cordon pour les retirer. Cet aspect de nettoyage est problématique car il implique une intervention extérieure (opérateur) ou l'automatisation d'une séquence de nettoyage entraînant une perte de productivité et des arrêts si elle n'est pas menée de manière parallèle. Un essai réalisé avec un nettoyage entre couches a permis de réduire le nombre d'inclusions, mais ne les a pas complètement supprimées, ce qui va

dans le sens de l'apparition des inclusions entre deux cordons consécutifs. Le fait que ces inclusions soient présentes avec $V_{fil} = 5$ m/min, puis disparaissent pour des V_{fil} supérieures, laisse supposer que la puissance de l'arc électrique n'est pas suffisamment importante pour refondre les dépôts adjacents et piègent ainsi les oxydes dans des zones anguleuses.

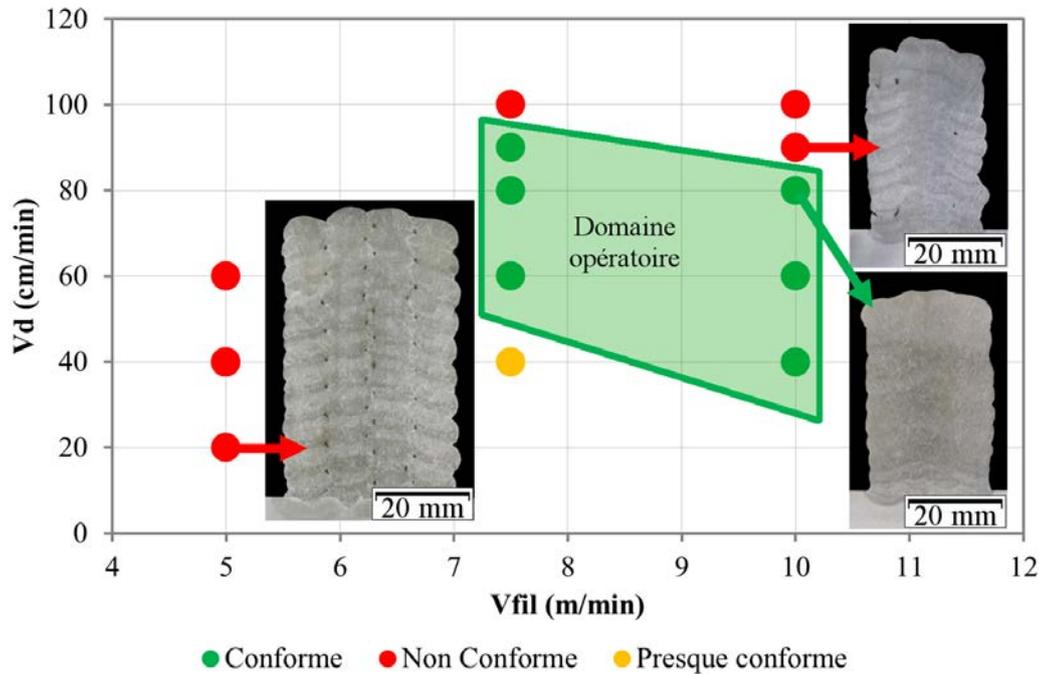


FIGURE 49 – Domaine opératoire de fabrication pour l'ER100.

Dans le cas de V_d importantes, le bain de fusion devient instable, ce qui provoque des formes de dépôt aléatoires et des manques de fusion (figure 49). Les zones de cavités formées sont alors remplies d'oxydes présents à la surface du mur.

Le domaine opératoire se trouve au centre avec des V_{fil} comprises entre 7,5 et 10 m/min et des V_d comprises entre 40 et 90 cm/min. Les quatre couples de paramètres retenus pour la fabrication des murs avec instrumentation sont : 7,5 - 60, 7,5 - 80, 10 - 60 et 10 - 80 (V_{fil} - V_d).

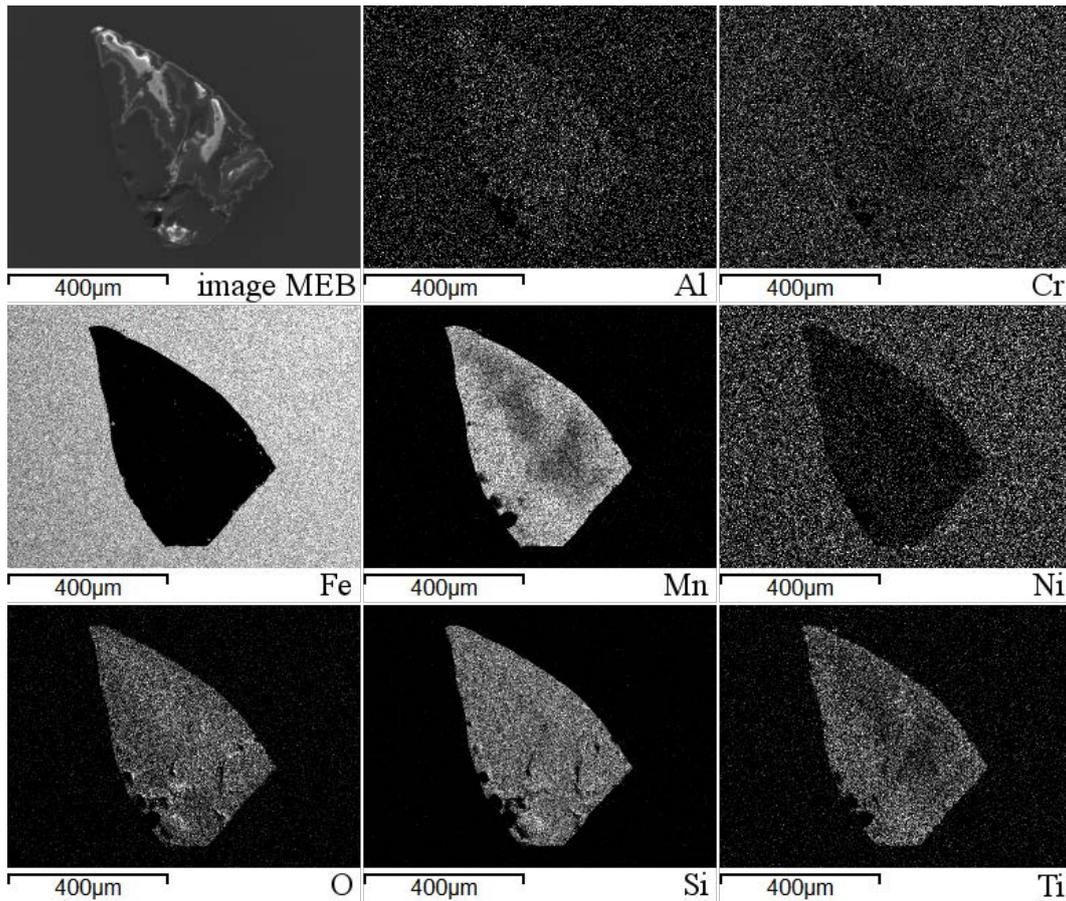


FIGURE 50 – Cartographie EDS des éléments chimiques présents dans une inclusion de l'ER100.

2.2.3.2 316LSi

La figure 51 présente l'évolution du critère géométrique $C_{géo}$ pour trois murs avec les couples de paramètre V_{fil} - V_d suivants : 7,5-75, 10-75 et 10-100. De la même manière que pour l'ER100, les valeurs de $C_{géo}$ augmentent sur les premières couches, puis se stabilisent au-delà de 10 couches. Ici encore l'évolution des valeurs de $C_{géo}$ est similaire malgré la présence ou non de défauts. L'étude de l'évolution de $C_{géo}$ ne permet pas de déceler la présence de défauts internes. Toutefois, $C_{géo}$ peut être utilisé dans le but de regarder la régularité lors de la fabrication ou comme élément de comparaison pour déterminer la stratégie de dépôt donnant la meilleure régularité géométrique.

Le domaine opératoire de fabrication pour le 316LSi est défini en tenant compte de la présence de défauts sur les coupes macrographiques. La figure 52 présente le domaine opératoire obtenu, qui est borné par une limite pour des V_d importantes. En effet, l'augmentation de V_d est corrélée à l'augmentation du motif de balayage qui dégrade la régularité

du dépôt et génère des manques de fusion / mouillage entre cordons (figure 52 : paramètre 7,5-100).

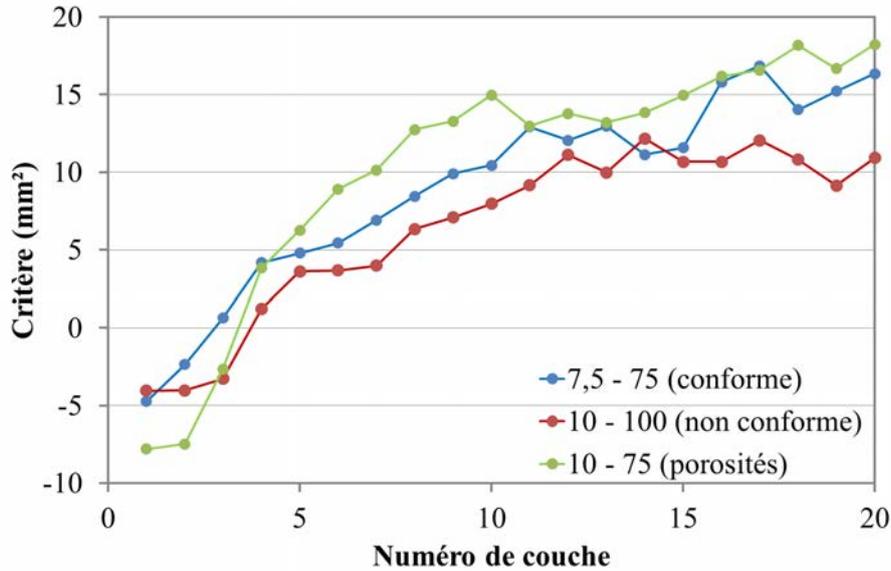


FIGURE 51 – Évolution de $C_{géo}$ sur la fabrication de 3 petits murs en 316LSi.

La présence de petites porosités est décelée pour plusieurs couples de paramètres représentés par des points jaunes, notamment pour une Vfil de 10 m/min. La présence de ces porosités positionnées de manière aléatoire peut être liée à plusieurs facteurs (régime d'arc, gaz de protection, oxyde de surface, propreté du fil...) qui ne sont pas forcément maîtrisés.

Les couples de paramètres acceptables pour la fabrication sont : 5-25, 5-50 et 7,5-75 (Vfil - Vd). Les paramètres retenus pour la fabrication des murs avec instrumentation sont les deux couples 5-50 et 7,5-75.

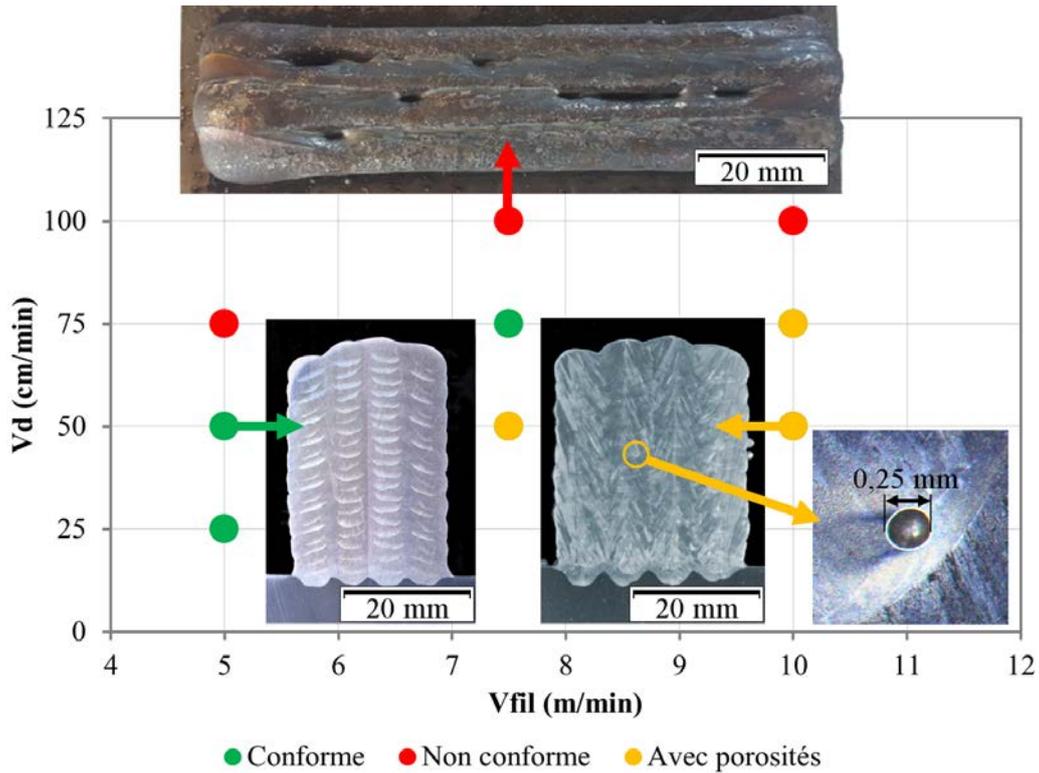


FIGURE 52 – Domaine opératoire de fabrication pour le 316LSi.

2.3 Fabrication des murs avec instrumentation

La fabrication des murs de grandes dimensions, plus représentatifs d'une pièce industrielle, a pour objectif de caractériser la géométrie et les déformations, les cycles et gradients thermiques, les microstructures et les propriétés mécaniques obtenues. Les couples de paramètres de dépôts issus des mises au point sont évalués sur la fabrication de murs pesant 15 kg avec des contraintes de fabrication visant à augmenter la productivité.

2.3.1 Procédure de fabrication

La fabrication des murs est réalisée sur des substrats de dimensions 500 mm x 100 mm x 20 mm. Les substrats en S355 pour les murs en ER100 et en 316L pour les murs en 316LSi sont les mêmes que pour l'étape de mise au point. Avant la fabrication, chaque substrat est meulé puis nettoyé avec de l'acétone. Il est ensuite bridé aux quatre coins : le serrage des brides est exécuté en croix par mise en contact de la vis plus 1/4 de tour. Le bridage est réalisé sur une table d'usinage présentant une rigidité importante pour éviter la déformation de celui-ci suite aux efforts de retrait générés lors des dépôts.

Une fois l'installation vérifiée, la fabrication est lancée. Le robot exécute les stratégies de dépôt définies sur les figures 42 (ER100) ou 44 (316LSi). La longueur de la trajectoire programmée est de 380 mm avec 4 cordons juxtaposés. La distance entre cordons est réglée en fonction des paramètres de dépôt comme dans le paragraphe 2.2.2.1. Les couples de paramètres retenus à l'issue de la phase de mise au point sur les petits murs sont rappelés dans le tableau 14.

Pour augmenter la productivité, les temps de pause entre chaque couche sont volontairement courts (environ 10 secondes) : ils permettent l'enregistrement des données ou une rapide intervention de maintenance sur la torche. C'est notamment le cas toutes les 15 couches pour nettoyer le bout de la buse. Malgré l'utilisation d'un revêtement silicone sur la buse, les projections forment progressivement un anneau qui peut obstruer la protection gazeuse et engendrer des défauts. Lors de la fabrication du mur en 316LSi avec $V_{fil} = 7,5$ m/min et $V_d = 75$ cm/min, le tube-contact trop usé a été remplacé à deux reprises engendrant un arrêt d'environ une minute à chaque fois.

La fabrication est poursuivie jusqu'à ce que les 15 kg de fil présents sur la bobine soient déposés. Une fois la fabrication terminée, la pièce refroidit naturellement jusqu'à une température inférieure à 100 °C avant d'être débridée.

Dans le cas de l'ER100, deux murs ont subi un traitement thermique pour évaluer son effet sur le matériau déposé par FA arc-fil (tableau 14). Le traitement thermique réalisé est composé d'une rampe de chauffe à 50 °C/h jusqu'à 600 °C, d'un palier à cette température pendant 4 h et d'un refroidissement de 50 °C/h jusqu'à 300 °C.

Matériaux	Vfil (m/min)	Vd (cm/min)	TTH
ER100	7,5	60	X
ER100	7,5	80	
ER100	10	60	
ER100	10	80	X
316LSi	5	50	
316LSi	7,5	75	

TABLEAU 14 – Couples de paramètres utilisés pour la fabrication des murs.

2.3.2 Mesure de la température

Les cycles de température subis par la pièce au cours de la fabrication sont cruciaux pour la compréhension des microstructures obtenues et donc des propriétés mécaniques qui en découlent. L'objectif de la mesure de température durant la fabrication est triple :

- connaître l'échauffement subi par le substrat,
- estimer la répartition de la chaleur dans la pièce,
- comprendre les cycles thermiques subis par les couches en plusieurs points suivant la hauteur de la pièce.

Des thermocouples de type K et une caméra thermique TIM400 de marque Micro-Epsilon sont utilisés pour obtenir des données concernant ces différents points (figure 53). Sous le substrat, quatre thermocouples sont soudés par décharge de condensateur sur le bord gauche (zone d'amorçage et d'extinction d'arc), au milieu, au 3/4 et sous le bord droit du mur.

La caméra thermique est positionnée de façon à mesurer le champ de température de manière orthogonale au mur sur sa globalité. La plage de température mesurable par la caméra thermique est réglée de 150 à 900 °C.

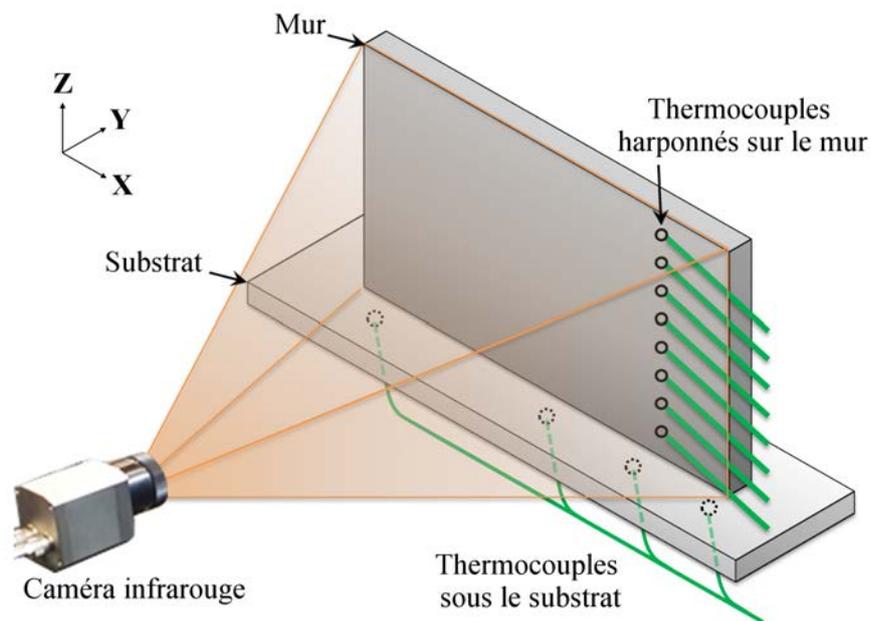


FIGURE 53 – Illustration des méthodes de mesure de la température durant la fabrication.

Enfin, les thermocouples permettant de mesurer les températures des dépôts sont implantés selon la méthode du harpon à différents moments de la fabrication. Cette méthode

consiste à insérer le thermocouple manuellement dans le bain de fusion pour réaliser sa soudure chaude¹. Si le thermocouple est correctement soudé, il est alors possible de mesurer la température du mur à son point d'insertion. Ainsi, la vitesse de refroidissement du cordon déposé et l'histoire thermique subie par la couche durant le reste de la fabrication peuvent être connues. Les mesures issues des thermocouples servent également de références pour l'étalonnage de la caméra thermique. De par la méthode utilisée, la position des thermocouples reste assez aléatoire. De plus, lors du passage de l'arc électrique de la couche suivante, il est fréquent que l'arc électrique fonde et décroche le thermocouple : il faut alors le ré-implanter.

2.3.3 Mesure des efforts de bridage

Les déformations en FA arc-fil peuvent, comme en soudage, être importantes. Le substrat est donc maintenu aux quatre coins à l'aide de brides et de vis entre lesquelles sont intercalées des rondelles de charge qui permettent de mesurer les efforts dans les vis. La force de bridage du substrat est déterminée à l'aide d'une règle de calcul de bras de levier et des dimensions des brides. L'objectif est ainsi de suivre les efforts de bridage durant la fabrication pour les corrélérer avec la déformée des substrats une fois les murs terminés et refroidis.

2.3.4 Système d'acquisition

Le système utilisé, pour l'acquisition et l'enregistrement des données issues des thermocouples et des capteurs d'effort, est un boîtier National Instruments cDAQ-9184 muni de trois cartes d'acquisition :

Carte NI9213 : acquisition des thermocouples harponnés sur le mur (8 thermocouples),

Carte NI9214 : acquisition des thermocouples implantés sous le substrat (4 thermocouples),

Carte NI9237 : acquisition des rondelles de charge (4 capteurs).

Les données sont acquises à une fréquence de 10 Hz calculée par rapport à la fréquence d'acquisition maximale de la carte NI9213 équipée de 8 thermocouples. Les vitesses de refroidissement des dépôts pouvant être supérieures à 100 °C/s, une fréquence d'acquisition de 10 Hz convient donc très bien. Cependant, l'acquisition de 16 voies à 10 Hz pendant plusieurs heures engendre de grandes quantités de données. Afin d'éviter d'éventuels problèmes d'enregistrement ou de dépassement de capacité mémoire, un nouveau fichier

1. Soudure chaude : jonction entre les deux fils du thermocouple permettant la mesure de température.

d'enregistrement est généré lors de l'implantation d'un nouveau thermocouple sur le mur. La figure 54 montre l'installation avec les différentes instrumentations à la fin de la fabrication d'un mur.

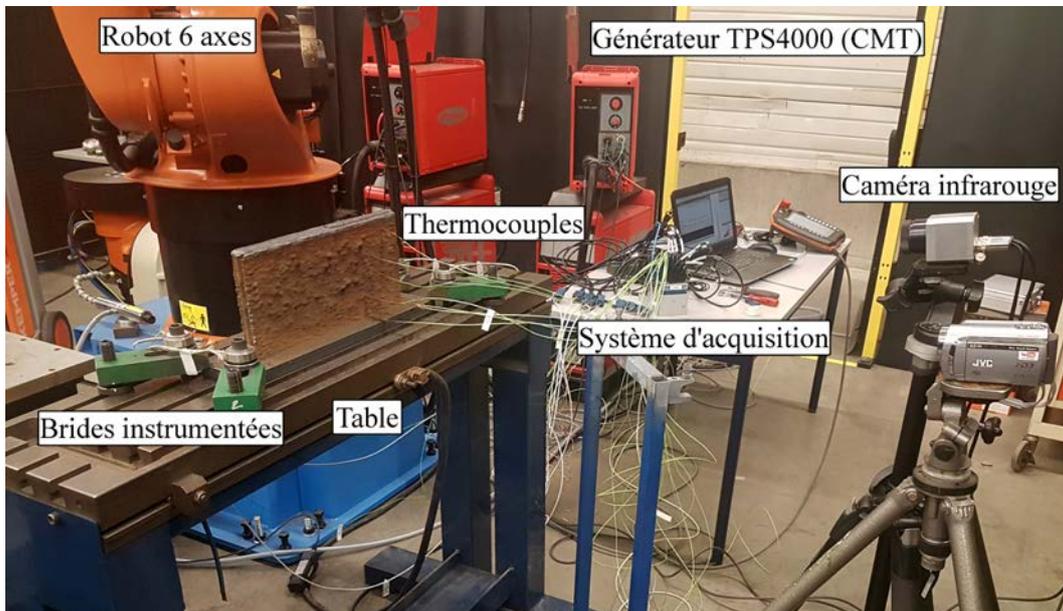


FIGURE 54 – Photo de l'installation et des instrumentations utilisées pour la fabrication des murs.

2.3.5 Mesure de la géométrie finale

Une fois les murs terminés, leur géométrie est scannée à l'aide du système GOM Atos installé sur un robot. La précision de mesure du système est de quelques centièmes de millimètre. Le mur est placé sur une table tournante et est mis en rotation pendant que le robot exécute différents mouvements permettant de scanner toutes les parties du mur (figure 55). Les scans 3D sont ensuite analysés à l'aide de GOM Inspect. Ce logiciel permet de traiter le nuage de points avec de multiples fonctionnalités comme la création de plans et la mesure de sections ou de distances. Ces analyses permettent d'obtenir les déformées des substrats et les dimensions des murs finis.

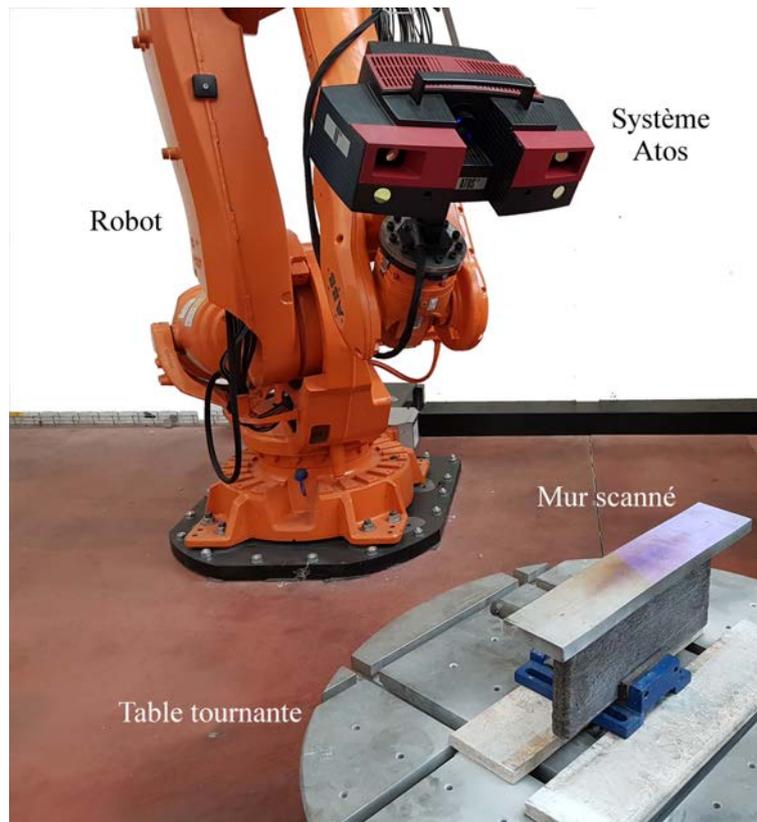


FIGURE 55 – Installation Atos en cours de scan d'un mur.

2.3.6 Contrôle de la présence de défauts internes

Des méthodes de contrôle non destructif (CND) sont utilisées pour détecter l'éventuelle présence de défauts internes au mur. Il s'agit de contrôles par radiographie X et ultrasons (US) par immersion. Cependant, les pièces à l'issue de la fabrication possèdent de fortes ondulations en surface allant de quelques dixièmes de millimètre au millimètre, rendant ces techniques difficilement applicables. Il est donc nécessaire de surfer (par usinage) les pièces pour pouvoir procéder aux contrôles radiographiques et US.

2.3.6.1 Contrôle par radiographie X

Les méthodes de contrôle par radiographie permettent d'obtenir une image de la densité de matière traversée par un rayonnement électromagnétique. Le rayonnement électromagnétique X ou gamma traversant la pièce est plus ou moins atténué en fonction de la quantité et de la densité de matière traversée. Le rayonnement vient ensuite interagir avec un détecteur, film argentique ou détecteur numérique, avec plus ou moins d'intensité pour créer l'image en niveaux de gris.

Les défauts détectés par cette méthode peuvent être volumiques ou plans à condition qu'ils soient favorablement orientés. La figure 56 illustre la détectabilité des défauts en fonction de leur type et de leur orientation. Un défaut plan de faible ouverture orienté perpendiculairement au rayonnement n'engendre pas de variation de densité de matière suffisante pour être détecté (défaut horizontal). Si le défaut plan est orienté dans le même sens que le rayonnement (défaut vertical), la variation de densité de matière traversée varie en fonction de la taille du défaut qui peut être importante. Une indication de ce type de longueur suffisante se traduira sur le film par une variation locale de densité optique sous forme d'un trait ou une ligne. Enfin, les défauts volumiques seront détectés quelle que soit leur orientation, s'ils sont de dimension suffisante vis-à-vis de la qualité d'image (notion d'IQI : Indicateur de Qualité d'Image). Un manque de matière (vide, air ou inclusion d'un matériau moins dense), n'absorbant pas ou peu le rayonnement, engendrera une variation plus sombre sur le film. A l'inverse, une surépaisseur de matière ou une inclusion de matière plus dense engendrera localement une absorption plus importante des rayons X, qui se traduira par une variation de gris plus claire sur le film.

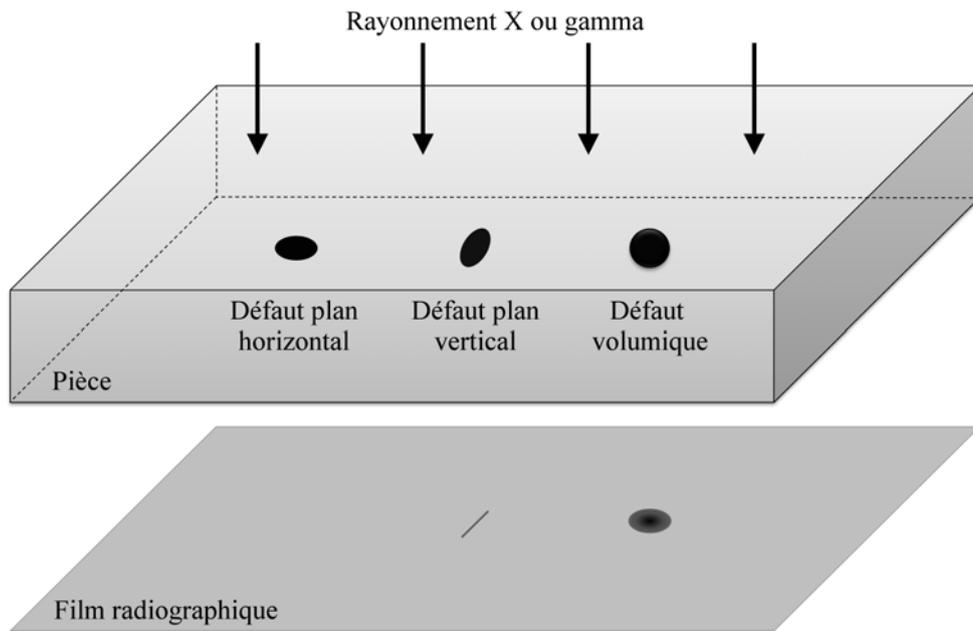


FIGURE 56 – Illustration de la détectabilité des défauts en contrôle radiographique X.

Les radiographies sont réalisées par rayons X avec une tension d'accélération de 180 à 200 kV et une intensité de 4,5 à 5 mA pendant 2 à 10 minutes, en fonction de l'épaisseur de la pièce. Des IQI sont utilisés pour déterminer la qualité d'image, correspondant au plus petit élément visible sur le radiogramme (défini dans la norme NF EN ISO 19232-1). Les films sont ensuite numérisés selon la norme EN 14096 partie 2 suivant un niveau de gris de 16 bit et une résolution de 50 μm , pour pouvoir être observés et étudiés sur ordinateur.

2.3.6.2 Contrôle par ultrasons en immersion

Les méthodes de contrôle ultrasonores consistent à faire propager une onde ultrasonore de compression (OL) ou de cisaillement (OT) dans la pièce. La technique la plus répandue, dite de réflexion, consiste à émettre et recevoir une onde du même côté de la pièce, avec un même transducteur. Dans ce cas, lorsque l'onde ultrasonore rencontre une interface entre deux milieux, tels que les défauts, les interfaces entre deux matériaux différents, ou encore la surface de la pièce, elle est réfléchiée. L'onde captée par un transducteur génère un écho sur le signal. Un signal ultrasonore caractéristique d'une pièce sans défaut rédhibitoire se compose d'un écho d'entrée correspondant au passage de l'onde dans la pièce et d'un écho de fond correspondant au rebond de l'onde sur la surface inférieure de la pièce. En fonction du matériau contrôlé et de sa microstructure, l'écho de fond peut être plus ou moins atténué. En absence de bloc de référence de nuance identique, un TCG (time corrected Gain) est appliquée de manière à ce que l'amplitude du signal obtenu sur des génératrices avec un diamètre de 3 mm positionnées à différentes profondeurs d'un bloc conforme à la norme IS/US/319/21 2^eédition en acier C-Mn S355J2 soit à 80% de la hauteur d'écran.

En fonction de sa taille, de sa forme et de son orientation, un défaut sera plus ou moins détectable en US. La figure 57 présente trois mesures par ultrasons : sans défaut, avec défaut favorablement orienté et avec défaut mal orienté. Les fenêtres sur le bas de la figure montrent les signaux mesurés pour un parcours US nommé A-scan (amplitude du signal en fonction du parcours sonore). En présence d'un défaut, un écho sera présent entre celui d'entrée et de fond avec une amplitude plus ou moins importante en fonction de sa capacité à réfléchir l'onde US. Un défaut mal orienté vis-à-vis du faisceau ultrasonore ne réfléchit pas l'onde et n'est donc détecté.

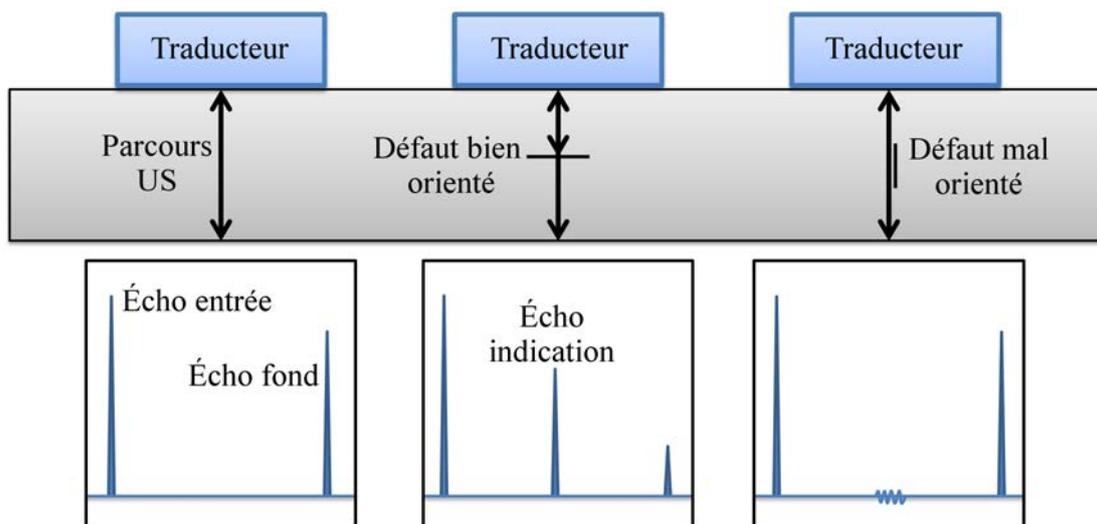


FIGURE 57 – Illustration de la détectabilité des défauts en contrôle US.

Dans le cas de mesures réalisées avec un dispositif d'encodage, la trajectoire (selon plan X - Y par exemple) et le signal élémentaire (A-scan) à chaque position du traducteur peut être enregistré. Différentes visualisations sont alors disponibles pour caractériser les indications. Ainsi, par définition, un ensemble d'A-scans suivant une trajectoire est appelé B-scan et la représentation des données selon deux directions correspond à une visualisation de type C-scan (figure 58). Le C-scan donne une image correspondant à une vue de dessus de la pièce contrôlée avec un jeu de couleurs représentatif de l'amplitude des échos détectés dans la zone d'intérêt (dans notre cas, entre l'écho d'entrée et l'écho de fond).

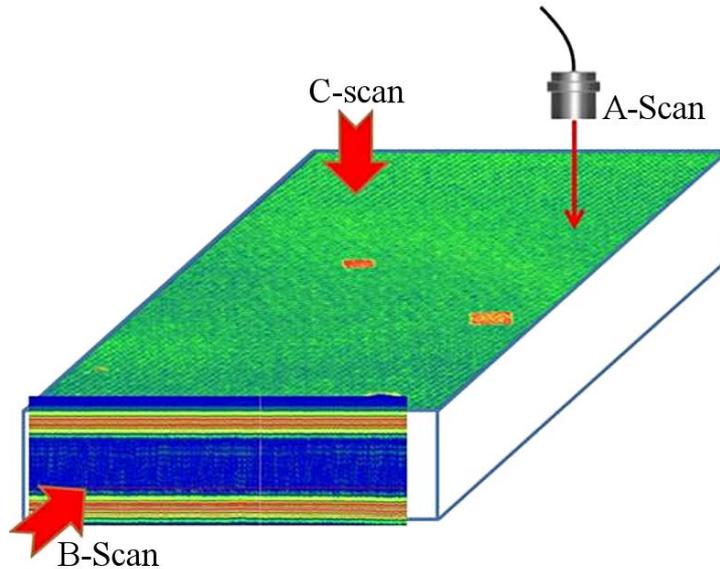


FIGURE 58 – Illustration des différentes visualisations A, B et C-scan.

Les contrôles US sont réalisés en immersion dans une cuve de marque Clemessy. Le contrôle automatisé en immersion permet l'homogénéisation du couplage (absence de variation de l'amplitude) et l'obtention de cartographies avec une résolution du contrôle adaptée au besoin, grâce à la combinaison d'un pas d'acquisition adéquat associé à l'utilisation d'un capteur focalisé. L'automatisation du contrôle permet également une réduction du temps de contrôle et une traçabilité des résultats. Le transducteur utilisé est de marque Panametrics fonctionnant à une fréquence de 10 MHz avec un élément actif de 25,4 mm. Il possède une distance focale dans l'eau de 508 mm et un diamètre de tache focale de 3 mm : même si ce dernier semble important par rapport aux inclusions précédemment observées, ce capteur est le meilleur compromis trouvé pour le contrôle des murs en acier C-Mn et acier inoxydable 316L, d'une épaisseur allant de 17 à 30 mm.

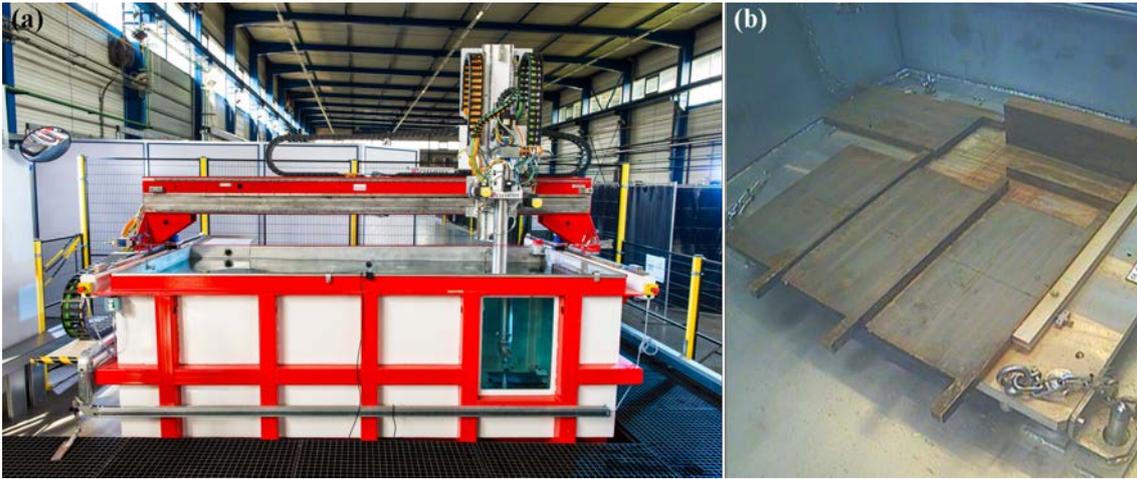


FIGURE 59 – (a) Installation de contrôle US par immersion et (b) murs placés dans la cuve.

2.3.7 Éprouvettes de caractérisation

Chaque mur est caractérisé avec des essais de traction, des essais de résilience, une cartographie de dureté transverse et l'étude des microstructures présentes. Le prélèvement des différentes éprouvettes est présenté sur la figure 60.

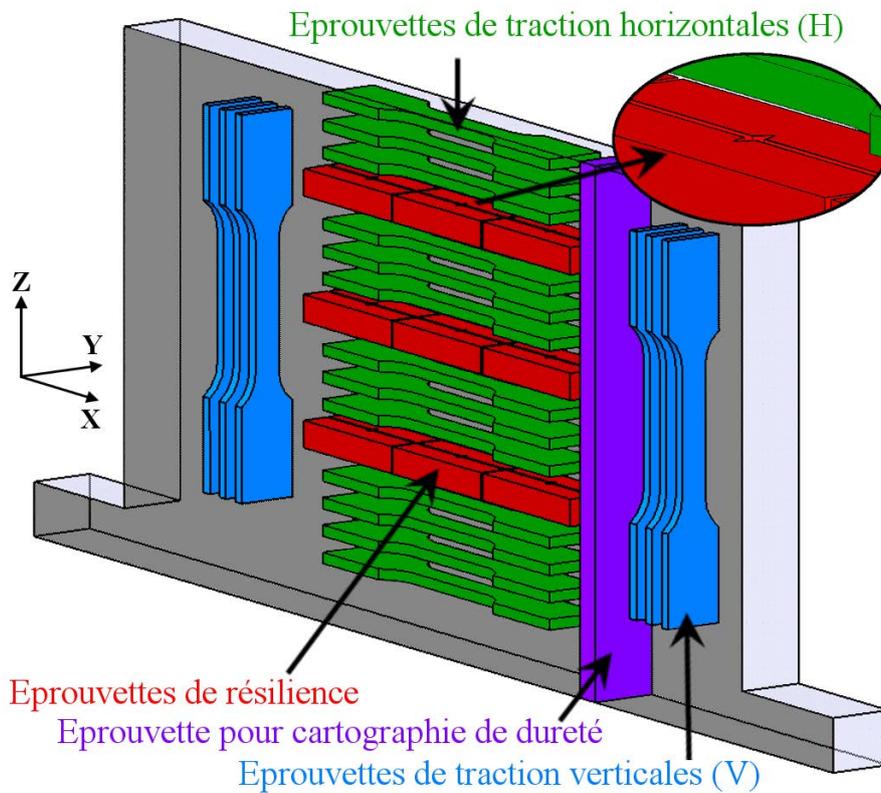


FIGURE 60 – Position de prélèvement des éprouvettes de caractérisation dans un mur.

2.3.7.1 Mesure de dureté

Les éprouvettes pour la cartographie de dureté sont prélevées suivant une section transversale des murs (plan Y-Z). L'objectif est d'étudier les variations de dureté suivant la hauteur du mur afin de connaître l'homogénéité des pièces produites avec le procédé FA arc-fil.

Les mesures de dureté Vickers sont réalisées de manière automatique avec une charge de 2 kg, un temps d'indentation de 10,5 s et un pas de 2 mm. Les éprouvettes sont rectifiées afin d'avoir une planéité et des faces parallèles au centième de millimètre : l'état de surface qui en résulte n'étant pas suffisant pour avoir une détection automatique correcte des indentations, les éprouvettes sont ensuite polies avec un papier de granulométrie 1200. Les résultats sont ensuite traités avec un code Python pour les représenter sous forme d'images avec une échelle de couleur.

2.3.7.2 Essais de traction

Les éprouvettes de traction sont prélevées dans deux directions afin de détecter une éventuelle anisotropie des matériaux déposés et de connaître leur niveau de résistance mécanique. Ces éprouvettes, conformes à la norme NF EN ISO 6892-1, ont une section utile de $4 \times 10 \text{ mm}^2$ qui est centrée dans l'épaisseur du mur (figure 61a). Les éprouvettes verticales sont orientées dans le sens de fabrication et situées de part et d'autre du mur. De par leur orientation, ces éprouvettes interagissent avec toutes les couches présentes dans leur longueur calibrée. Les éprouvettes horizontales sont orientées selon le sens des dépôts et sont situées au centre du mur dans toute sa hauteur. De par leur épaisseur et les hauteurs de couches obtenues, les éprouvettes horizontales sont prélevées sur seulement 2 ou 3 couches. La disposition suivant la hauteur permet donc de quantifier l'évolution des propriétés mécaniques pour les corrélérer avec les paramètres de fabrication.

Les essais de traction sont réalisés à température ambiante sur une machine MTS de 100 kN (figure 61b), avec une vitesse de traction 2,88 mm/min correspondant à une vitesse de déformation de 10^{-3} s^{-1} .

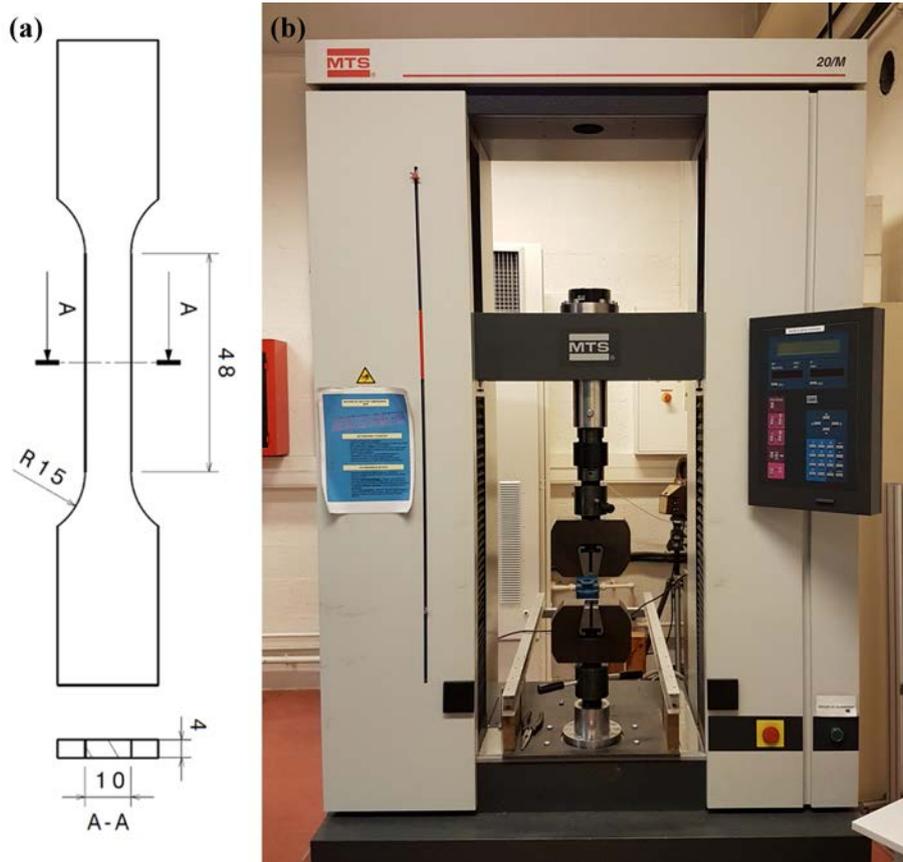


FIGURE 61 – Essais de traction
(a) Plan des éprouvettes - (b) Machine de traction utilisée.

2.3.7.3 Essais de résilience

Les éprouvettes de résilience de section $10 \times 10 \text{ mm}^2$ avec une entaille en V de 2 mm, conformément à la norme NF EN ISO 148-1 (figure 62a), sont prélevées à trois hauteurs du mur avec une entaille orientée verticalement. L'objectif est également de connaître le niveau de résilience des matériaux déposés et leur homogénéité dans la pièce.

Si l'épaisseur du mur est suffisante, 6 éprouvettes de résilience sont prélevées à une même hauteur avec les entailles du côté intérieur au mur. Les températures d'essai, dans le cas de l'ER100, vont de 20 à $-60 \text{ }^\circ\text{C}$ afin d'établir la courbe de transition ductile-fragile. Pour le 316LSi, les températures d'essai sont de 20 et $-196 \text{ }^\circ\text{C}$. Les essais sont réalisés à l'aide d'un mouton-pendule Charpy instrumenté Zwick RKP450 de 450 J (figure 62b) et d'un bain d'éthanol réfrigéré de marque Lauda pouvant atteindre $-80 \text{ }^\circ\text{C}$ permettant de mettre les éprouvettes à la température d'essai (figure 62c). Dans le cas des essais à $-196 \text{ }^\circ\text{C}$, les éprouvettes sont immergées dans de l'azote liquide : afin de garantir les températures d'essai, les éprouvettes sont cassées en moins de 5 secondes après avoir été sorties du bain ou de l'azote liquide.

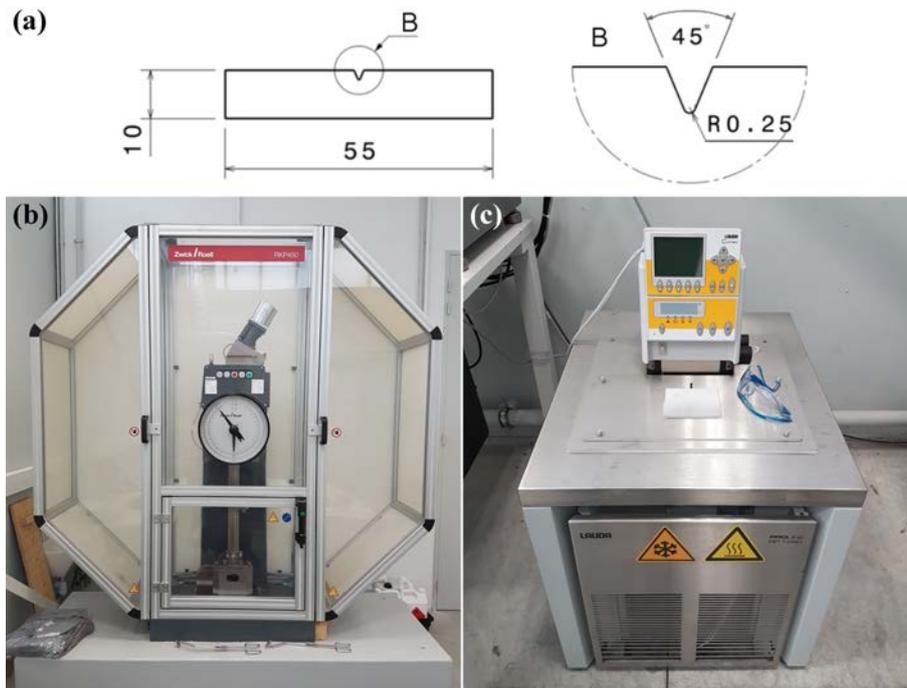


FIGURE 62 – Essais de résilience

(a) Dimensions des éprouvettes - (b) Mouton-pendule Charpy 450 J - (c) Bain d'éthanol régulé en température.

2.3.8 Caractérisations complémentaires

Des analyses complémentaires ont été réalisées suite aux premières caractérisations de l'ER100 : des essais de dilatométrie pour comprendre le comportement de l'acier lors du refroidissement à différentes vitesses et des mesures du taux d'austénite résiduelle par diffraction des rayons X.

2.3.8.1 Essais de dilatométrie

Les essais de dilatométrie sont réalisés sur un dilatomètre DT1000 de Adamel Lhomargy. Les échantillons sont des cylindres de 2,8 mm de diamètre et de longueur 12 mm, chanfreinés sur les deux extrémités. Le dilatomètre est muni d'un four à images avec lampes halogènes, d'une pompe à vide, d'une régulation par thermocouple et d'un système de refroidissement par balayage d'hélium (figure 63). Les échantillons prélevés dans la partie supérieure d'un mur (pas de dilution avec le substrat) sont instrumentés avec un thermocouple de type K; les fils du thermocouple sont soudés par décharge de condensateur de part et d'autre de l'échantillon, afin de connaître sa température moyenne.

Les cycles d'essais programmés sont les suivants :

- mise sous vide de la chambre,
- chauffage à 20 °C/s jusqu'à 900 °C,
- maintien à 900 °C pendant 15 min,
- refroidissement en continu à différentes vitesses comprises entre 1 et 150 °C/s.

Les mesures du dilatomètre sont ensuite analysées pour déterminer les températures de début et de fin de transformation lors de la chauffe (Ac1 et Ac3¹) et du refroidissement. Chaque échantillon est enfin enrobé et poli à cœur pour la mesure de dureté et l'étude des microstructures obtenues.

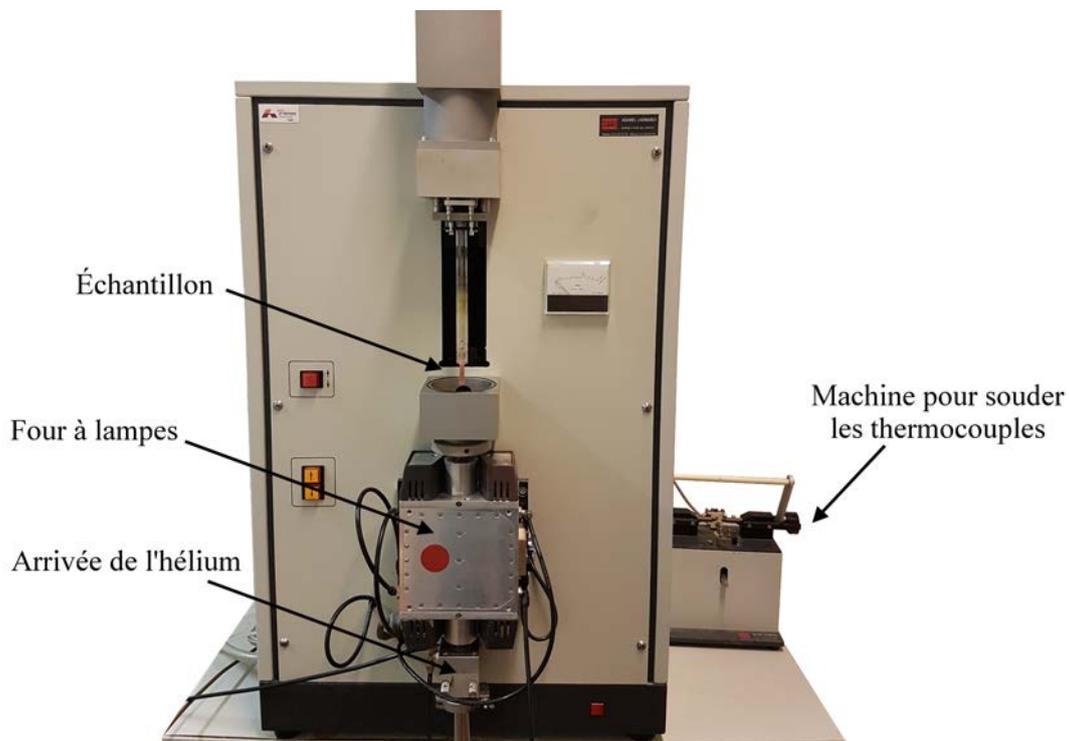


FIGURE 63 – Dilatomètre DT1000 de Adamel Lhomargy.

2.3.8.2 Diffraction des rayons X

Un goniomètre de marque PROTO est utilisé pour mesurer la fraction volumique d'austénite résiduelle présente dans l'ER100 selon la norme ASTM E975-13. L'appareil est équipé d'un tube de chrome de longueur d'onde de $\lambda = 2.2897 \text{ \AA}$ et un collimateur de 2 mm. Les pics de diffraction des plans {200} et {211} pour les phases cubiques centrées et les pics des plans {200} et {220} pour l'austénite sont mesurés. La fraction volumique d'austénite résiduelle

1. Ac1 et Ac3 correspondent respectivement aux températures de début et fin de transformation austénitique lors du chauffage de l'acier.

est ensuite calculée suivant l'équation suivante :

$$V = \left(\frac{1}{q} \sum_{j=1}^q \frac{I_{\gamma j}}{R_{\gamma j}} \right) / \left(\frac{1}{p} \sum_{i=1}^{qp} \frac{I_{\alpha i}}{R_{\alpha i}} \right) + \left(\frac{1}{q} \sum_{j=1}^q \frac{I_{\gamma j}}{R_{\gamma j}} \right) \quad (16)$$

avec :

I_{α} et I_{γ} : les intensités des pics de diffraction pour les phases cubiques centrées et l'austénite.
 R_{α} et R_{γ} : les coefficients dépendant de la structure, des facteurs de polarisation de Lorentz, des coefficients de Debye-Waller et de la multiplicité des plans de réflexion considérés.

2.4 Conclusions du chapitre

En conclusion de ce chapitre, une méthodologie permettant le choix des paramètres opératoires a été développée. Elle consiste, à partir de la caractérisation géométrique de mono-cordons, à réaliser des petits murs de 20 couches et à vérifier l'absence de défauts internes. Cette méthodologie a permis de déterminer des domaines opératoires de fabrication pour chacun des matériaux.

Les différentes techniques expérimentales présentées permettent la caractérisation thermique, géométrique, microstructurale et mécanique des pièces fabriquées. Elles seront mises en œuvre lors de la fabrication des murs. Une importance particulière est donnée à la mesure des températures durant la fabrication qui reste un point encore mal maîtrisé. Les contrôles non destructifs par radiographie X et US, encore peu évalués, seront également utilisés sur les murs fabriqués par arc-fil pour connaître leurs aptitudes à détecter des défauts.

Dans les chapitres suivants, chaque mur sera nommé par ses paramètres opératoires et s'il a subi ou non un TTH. Les noms seront donc sous la forme 10/80-TTH correspondant à $V_{fil} = 10$ m/min, $V_d = 80$ cm/min et la présence de TTH signifie que le mur a subi un traitement thermique post fabrication.

CHAPITRE

3

CARACTÉRISATION DE LA FABRICATION

3.1	Évolution de la température de la pièce durant sa fabrication	89
3.1.1	Évolution de la température du substrat	89
3.1.2	Évolution de la température des dépôts	92
3.1.3	Influence d'une interruption de fabrication sur la température des dépôts	95
3.1.4	Influence de la stratégie de dépôt sur la température	95
3.1.5	Étude des vitesses de refroidissement	97
3.2	Garantie de la géométrie des pièces	99
3.2.1	État de surface latérale des pièces	99
3.2.1.1	Influence de la hauteur de couche	99
3.2.1.2	Influence du matériau déposé	101
3.2.2	Dimensions théoriques programmées de la pièce	103
3.2.2.1	Modélisation de la stratégie de fabrication	103
3.2.2.2	Choix des paramètres procédé Vfil et Vd	105
3.2.3	Écart entre géométrie théorique et réelle	106
3.2.3.1	Analyse des écarts entre les dimensions réelles et théoriques	107
3.2.3.2	Proposition d'un nouveau modèle	108
3.2.3.3	Dérive du procédé	110
3.2.3.4	Environnement du robot	111
3.2.4	Déformation de la pièce	112
3.2.4.1	L'importance du substrat et de son bridage	113
3.2.4.2	Évolution des efforts de bridage durant la fabrication	113
3.2.4.3	Déformation du substrat	114
3.3	Conclusions du chapitre	115

LE but de la FA arc-fil est de fabriquer une pièce ou de réaliser un ajout de fonctionnalité sur une pièce déjà existante en respectant la géométrie et les propriétés d'emploi spécifiées pour l'application. Le matériau, les réglages du procédé, la définition des trajectoires, la température de la pièce et la gestion du robot sont les points-clés pour tenter d'obtenir une pièce conforme. La caractérisation de l'étape de fabrication est réalisée sur les murs par l'étude de la température et de la géométrie de la pièce fabriquée. Ce chapitre aborde ces différents points pour les deux matériaux de la manière suivante :

- La première partie traite de l'évolution de la température dans la pièce au niveau du substrat et des dépôts. Les variations de température sont corrélées avec la stratégie de fabrication utilisée. Les différentes plages de vitesses de refroidissement mesurées sont quantifiées pour aider à l'interprétation des microstructures obtenues.
- La deuxième partie se focalise sur la caractérisation géométrique des pièces fabriquées et les paramètres les plus importants qu'il faut contrôler. Les trois principaux points abordés sont : l'état de surface, la comparaison entre les géométries théoriques et réelles et les déformations de la pièce durant la fabrication.

3.1 Évolution de la température de la pièce durant sa fabrication

Lors de la fabrication, l'apport de chaleur lié à l'arc électrique est important. La séquence de fabrication limite les temps d'arrêt entre couches à environ dix secondes pour maximiser la productivité. En tenant compte de ces considérations, les paragraphes suivants montrent l'évolution de la température imposée par la fabrication au niveau du substrat et des dépôts.

3.1.1 Évolution de la température du substrat

Durant la fabrication des murs, les quatre thermocouples numérotés 1, 2, 3 et 4 sont respectivement à gauche, au milieu, au 3/4 et à droite de la zone de fabrication sur le dessous du substrat. Les figures 64 et 65 présentent les mesures de température pour les différentes conditions de fabrication des murs en ER100 et 316LSi. Même si les paramètres de fabrication diffèrent, tous les graphiques présentent des allures similaires qui peuvent être découpées en trois phases :

Phase 1 : au début de la fabrication, le substrat est à température ambiante. Le dépôt des premières couches provoque une élévation rapide de sa température. Les fluctuations présentes peuvent être corrélées au passage de l'arc électrique aux niveaux des thermocouples.

Phase 2 : au fur et à mesure de la construction, l'arc électrique s'éloigne du substrat. La distance entre l'arc et le point de mesure augmente, ce qui diminue les variations de température. La chaleur apportée par les dépôts est dissipée de trois manières : par conduction dans le substrat, par convection via les parois du mur et par rayonnement. L'augmentation de la hauteur de la pièce accentue la dissipation thermique par convection. De ce fait, la chaleur transmise au substrat par conduction diminue, réduisant lentement sa température.

Phase 3 : à la fin de la fabrication, l'apport de chaleur s'arrête sur la partie haute du mur. La température va s'homogénéiser dans la pièce et décroître plus rapidement. Le décalage entre l'arrêt de fabrication et le changement de vitesse de refroidissement est dû à l'inertie thermique de la pièce qui continue à dissiper de la chaleur dans le substrat.

Dans le cas de l'ER100 (figure 64), la partie centrale du substrat (thermocouple 2) possède les températures les plus élevées allant de 400 à plus de 500 °C, alors que les bords sont plus froids avec des températures maximales de 250 à 300 °C (thermocouples 1 et 4). Le thermocouple 3 mesure une température intermédiaire. Pour le 316LSi (figure 65), les températures maximales au centre et sur les bords sont comprises respectivement entre 400 et 550 °C, et 200 et 250 °C. Néanmoins, deux différences majeures avec l'ER100 apparaissent durant la deuxième phase :

- les températures de la partie centrale (thermocouples 2 et 3), après avoir atteint leur maximum, chutent rapidement pour atteindre une température proche de celles des bords.
- la température au centre du mur (thermocouple 2) devient inférieure à celle située au 3/4 de la longueur (thermocouple 3) au bout d'un certain temps.

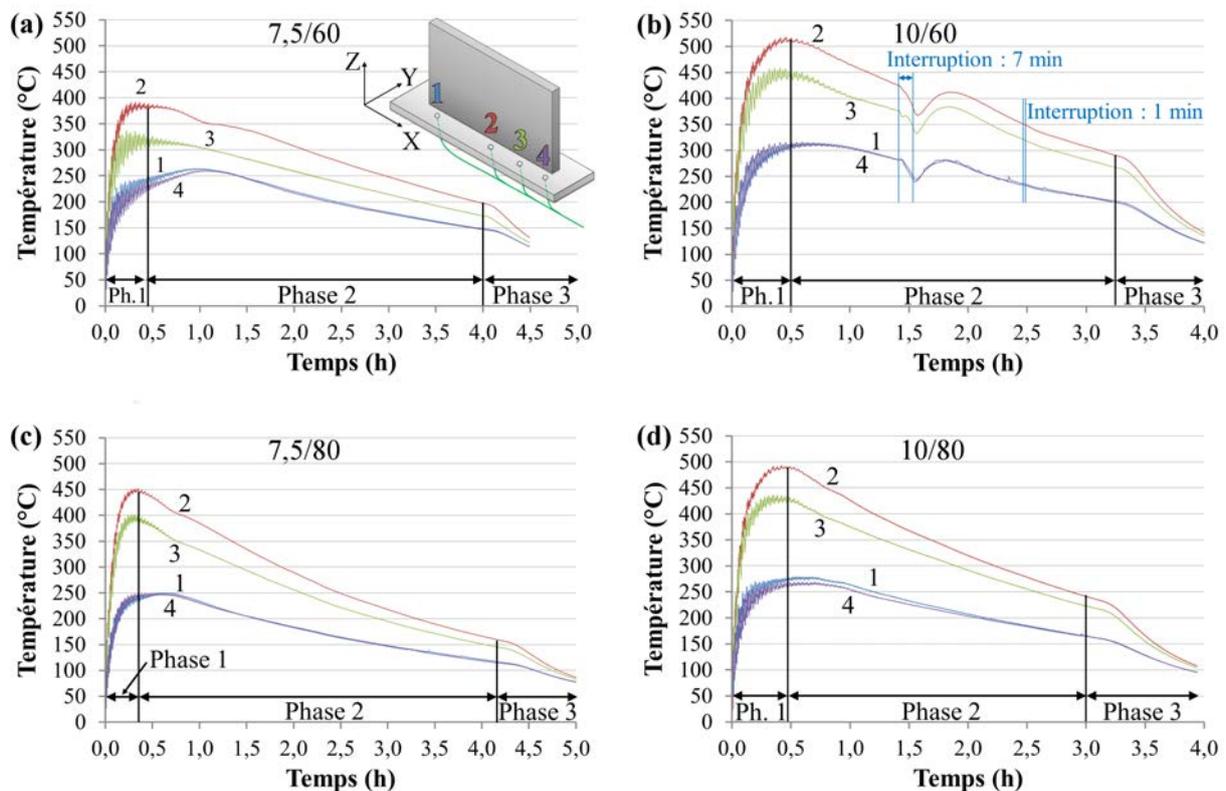


FIGURE 64 – Évolution de la température en dessous des substrats lors de la fabrication des murs ER100 avec (a) $V_{fil} = 7,5$ m/min, $V_d = 60$ cm/min, (b) $V_{fil} = 10$ m/min et $V_d = 60$ cm/min, (c) $V_{fil} = 7,5$ m/min et $V_d = 80$ cm/min, (d) $V_{fil} = 10$ m/min et $V_d = 80$ cm/min.

La stratégie de dépôt utilisée n'est pas parfaitement symétrique entre les deux bords du mur à cause des amorçages et extinctions d'arc réalisés sur la partie gauche (thermocouples 1). Néanmoins, les températures mesurées de part et d'autre sont très similaires. Ces résultats montrent la présence d'un gradient de température entre le centre et les bords

du substrat suivant la direction X. Ce gradient s'explique en partie par la géométrie rectangulaire du substrat qui évacue la chaleur différemment au centre et sur les bords. Une deuxième raison est liée aux conditions de transfert thermique entre le substrat et la table de travail. En effet, lors de la fabrication des murs en ER100, la zone centrale des substrats se soulève de la table de travail ce qui implique un mauvais transfert thermique et une température plus élevée. À l'inverse, la zone centrale de substrat en 316LSi sont maintenues en contact avec la table, impliquant un bon transfert thermique d'où la chute rapide et des valeurs plus faibles de température au centre.

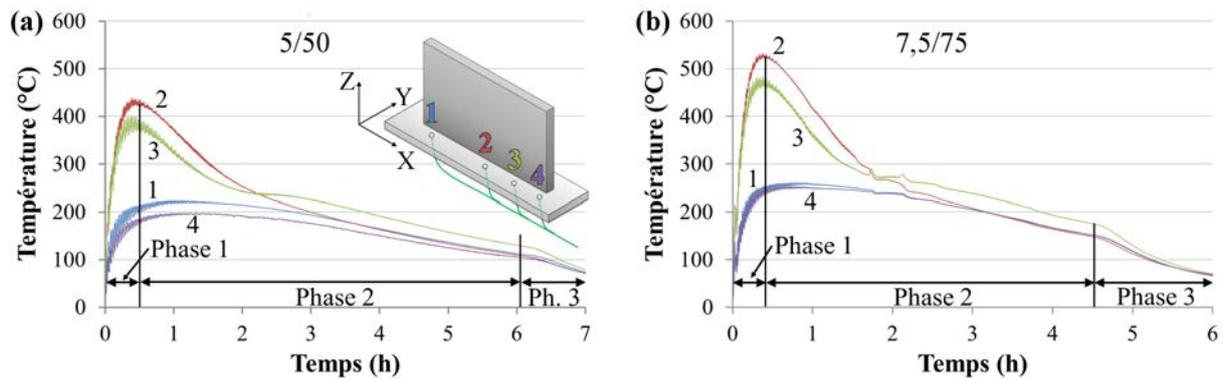


FIGURE 65 – Évolution de la température en dessous des substrats lors de la fabrication des murs en 316LSi avec (a) $V_{fil} = 5$ m/min, $V_d = 50$ cm/min et (b) $V_{fil} = 7,5$ m/min et $V_d = 75$ cm/min.

Lors de la fabrication du mur 10/60 (figure 64b), deux interruptions respectivement de 7 et 1 minutes sont survenues après 1 h 27 min (couche 31) et 2 h 30 min (couche 52) de fabrication. Un arrêt de 7 minutes après 31 couches déposées (hauteur de fabrication d'environ 70 mm) est suffisant pour avoir un refroidissement du substrat d'environ 50 °C. Dès la reprise de la fabrication, la température remonte pour atteindre une valeur très proche de celle enregistrée au moment de l'arrêt. À l'inverse, la deuxième interruption n'est pas suffisamment longue et est trop éloignée du substrat pour avoir une influence sur celui-ci. La détection d'une interruption par un suivi de température du substrat dépend donc de sa durée (impliquant une diminution de la température plus ou moins importante) et de la hauteur de fabrication (distance entre la couche déposée et le thermocouple). Ce suivi simple permet de détecter certaines interruptions, mais ne permettra pas de connaître l'effet sur la pièce, ni de mettre en place une procédure de correction instantanée.

De manière générale, l'élévation de température dans le substrat est conséquente et atteint entre 400 et 550 °C sur sa partie inférieure dans notre cas. Comme la mesure est réalisée à l'opposé de la source de chaleur, il est probable que les températures au cœur du substrat soient plus importantes que celles mesurées, ce qui peut avoir des conséquences sur sa microstructure. Une différence de température pouvant atteindre 250 °C a également été relevée entre la partie centrale et les bords du substrat, ce qui s'explique en partie par

sa géométrie et celle des dépôts. Cet écart de température peut entraîner une hétérogénéité de microstructure dans la pièce et le substrat, en particulier celui utilisé pour les murs en ER100. La mesure de la température sur le substrat présente plus ou moins d'intérêt en fonction de la configuration de fabrication :

Si le substrat ne fait pas partie de la pièce finale, l'histoire thermique subie par celui-ci peut être utilisée comme suivi de fabrication, mais le choix du substrat portera plutôt sur des critères de rigidité et de dissipation thermique.

Si le substrat fait partie de la pièce finale, il est nécessaire de considérer cette élévation de température afin de limiter la modification de sa microstructure et d'éviter une chute de ses propriétés mécaniques trop importante.

Ces résultats permettent une première approche de l'évolution de la température durant la fabrication. La température des dépôts va être plus déterminante vis à vis des microstructures et propriétés mécaniques de la pièce finale.

3.1.2 Évolution de la température des dépôts

L'évolution de la température des dépôts a un effet sur les microstructures et les propriétés mécaniques obtenues. L'utilisation de la caméra thermique et des thermocouples permet respectivement de connaître le champ de température de la pièce et d'avoir une mesure des variations de température en un point durant la fabrication.

La figure 66 montre le champ de température obtenu avec une caméra thermique à quatre moments de la fabrication d'un mur en ER100. Les fils sombres sur différentes zones du mur correspondent aux thermocouples. La température de la partie basse du mur est plus faible sur les bords qu'au centre. Ce gradient de température suivant l'axe X est cohérent avec les mesures réalisées sur le substrat qui montrent la même tendance. À mesure que la fabrication de la pièce avance, la température des couches supérieures du mur devient plus homogène. L'effet de dissipation de la chaleur par le substrat semble donc s'atténuer après une certaine hauteur de fabrication. L'apport de chaleur, localisé sur la partie supérieure, engendre un gradient de température suivant la hauteur du mur (axe Z) allant de 2 à 10 °C/mm.

Les mesures de température par les thermocouples insérés dans le bain de fusion ont permis de vérifier celles obtenues par caméra thermique et d'avoir le cycle thermique subi pour une couche tout au long de la fabrication.

La figure 67a présente les mesures de température issues de ces thermocouples à différentes hauteurs d'un mur ER100 10/80. La position et le numéro de la couche sur

laquelle chaque thermocouple est positionné sont indiqués sur une section du mur (figure 67b). Le premier pic de chaque série correspond à la mise en place du thermocouple dans le bain de fusion et les pics suivants au passage de l'arc électrique près du thermocouple lors du dépôt des couches suivantes.

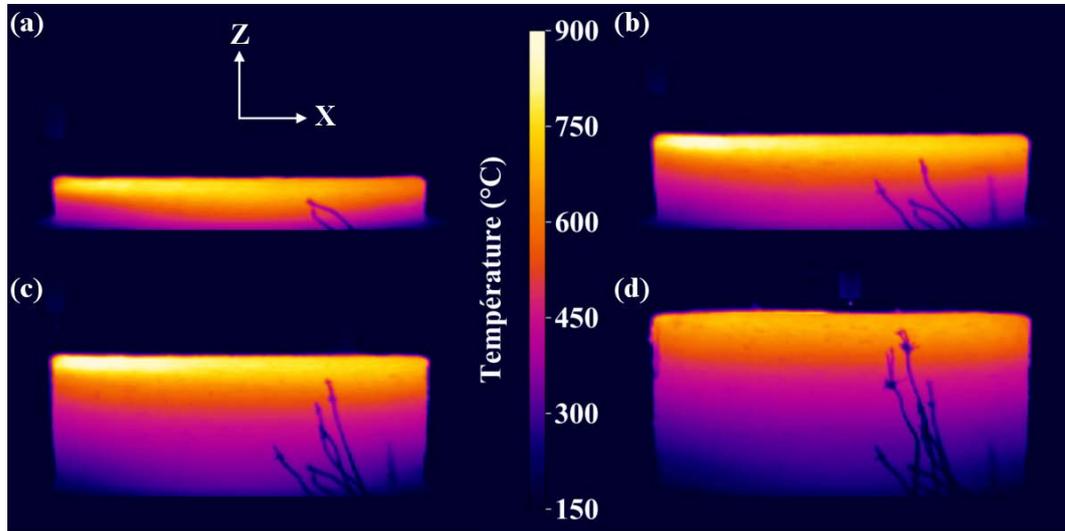


FIGURE 66 – Champs de températures d'un mur en ER100 fabriqué avec $V_{fil} = 10$ m/min et $V_d = 80$ cm/min à (a) 22 couches (25%), (b) 44 couches (50%), (c) 66 couches (75%) et (d) 88 couches (100% de la fabrication).

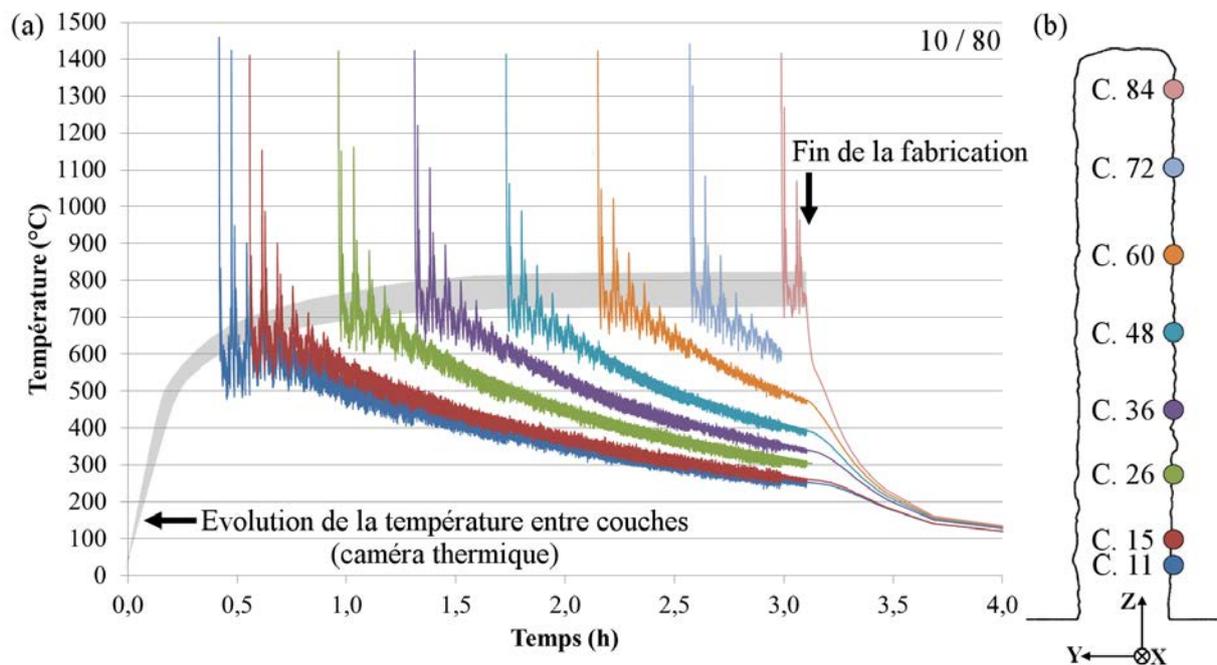


FIGURE 67 – (a) Évolution de la température des dépôts à différentes hauteurs de la fabrication sur un mur ER100 10/80, (b) position des thermocouples sur la section du mur.

La zone grisée représente l'évolution de la température au sommet de mur : elle correspond à une température entre couches (mesurée par caméra thermique) et augmente rapidement pour atteindre son maximum au bout de 1 h à 1 h 30 en fonction des paramètres de fabrication. L'évolution et les valeurs atteintes au sommet des murs en ER100 (entre 650 et 800 °C) se révèlent être similaires quels que soient les paramètres de dépôts utilisés. Pour le 316LSi, ces valeurs sont de 550 à 700 °C et de 650 à 800 °C pour les murs 5 / 50 et 7,5 / 75, respectivement.

Les conditions de dépôt des premières couches (typiquement les 10 premières) varient de manière importante. La température entre couches atteint 300 - 350 °C au bout de 6 minutes (3 couches) et les conditions de dépôt s'éloignent de celles rencontrées lors du soudage des aciers C-Mn, qui ont généralement des températures de préchauffage et entre passes allant de 100 à 300 °C. Après une heure de fabrication, les valeurs de température entre couches deviennent constantes, ce qui signifie que le régime thermique de la pièce est stationnaire. De ce fait, les conditions thermiques de dépôt sont similaires, ainsi que l'évolution des cycles de température : comme le montrent les évolutions de température des couches 26 à 72. Lors de l'arrêt de la fabrication, il n'y a plus d'apport de chaleur et le régime thermique stationnaire de la pièce est interrompu. La température de la pièce diminue rapidement et tend à s'homogénéiser.

Comme la pièce possède un gradient thermique suivant l'axe Z, toutes les couches du mur subiront un refroidissement différent en fonction de leur température au moment de l'arrêt. Les dernières couches déposées, avec une température supérieure, auront une vitesse de refroidissement plus élevée que celles situées en bas avec une température inférieure.

Les mesures de température réalisées sur le substrat diffèrent de celles des dépôts. Les températures maximales relevées sur le substrat sont comprises entre 400 et 500 °C au bout de 30 minutes de fabrication, tandis que les températures maximales entre couches évoluent entre 650 et 800 °C après une heure. Il n'est donc pas simple de relier la température du substrat et celle de la partie supérieure du mur.

De manière globale, les mesures de température réalisées durant la fabrication des autres murs ER100 et 316LSi présentent un comportement thermique similaire à celui décrit ici. Ces résultats indiquent que la température au cours de la fabrication est très élevée, notamment dans le cas de pièces de petites dimensions (inférieures à 500 mm) pour lesquelles la chaleur s'accumule rapidement. Les conditions thermiques de dépôt et de refroidissement des couches varient au début et à la fin de la fabrication : chaque couche a donc une histoire thermique propre. Cette dernière s'avère encore différente en cas d'interruption de la fabrication.

3.1.3 Influence d'une interruption de fabrication sur la température des dépôts

Lors de la première interruption de fabrication sur le mur ER100 10/60, les 7 minutes d'arrêt engendrent un refroidissement de 50 °C au niveau du substrat. La figure 68a montre la température mesurée par le thermocouple situé 5 couches avant l'arrêt avec une chute de température d'environ 230 °C. La deuxième interruption d'une minute (figure 68b) n'a pas été détectée au niveau du substrat et engendre un refroidissement d'environ 65 °C au niveau du thermocouple également situé 5 couches avant l'arrêt. La différence de distance entre la mesure de température sous le substrat et celle réalisée au niveau des dépôts implique une diminution de la variation de température liée à l'interruption. Lors d'une interruption, les variations de température de la partie supérieure du mur vont dépendre principalement de la durée de l'arrêt et des conditions d'écoulement de la chaleur. Les chutes de température sont donc différentes en fonction de la position de mesure, avec des variations plus importantes sur les zones les plus chaudes car elles présentent le déséquilibre thermique le plus important.

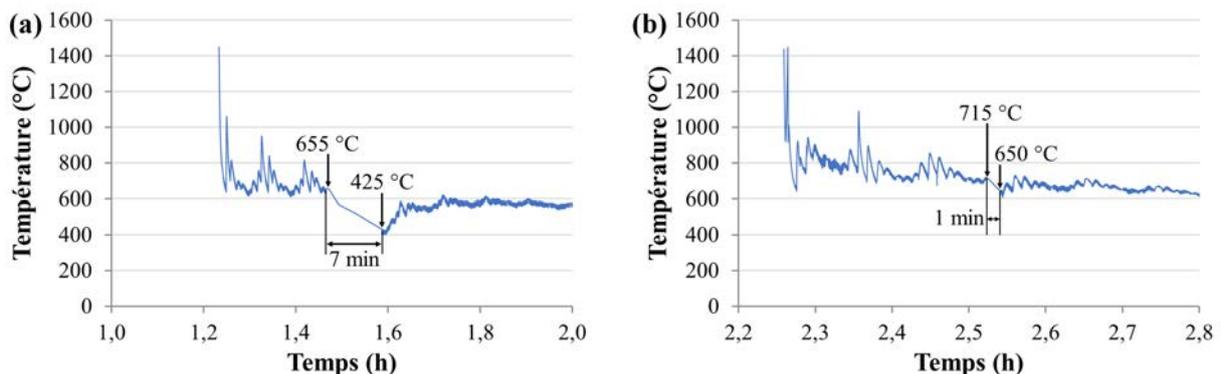


FIGURE 68 – Diminution de la température lors d'une interruption de fabrication pendant (a) 7 min et (b) 1 min.

3.1.4 Influence de la stratégie de dépôt sur la température

Afin d'aider à la compréhension des transformations pouvant survenir lors de la fabrication, il est nécessaire de regarder les variations de température de manière plus précise et d'en comprendre l'origine. Les thermocouples insérés dans le bain de fusion sur le bord du mur permettent de mesurer la température dans une zone très localisée et ne donnent pas la température à l'intérieur de la pièce.

La figure 69a illustre la position du thermocouple et les trajectoires de l'arc électrique. La figure 69b présente les mesures de température réalisées avec le thermocouple inséré

en couche 36 du mur ER100 10/80. Connaissant le parcours de l'arc électrique et la position du thermocouple sur le mur, il est ainsi possible de faire correspondre la position de l'arc avec l'évolution de la température de la manière suivante :

Point 1 : le thermocouple est inséré lors de la réalisation de la couche 36. La température chute rapidement lorsque l'arc s'éloigne. Le numéro de couche est pair (trajectoire bleue), ce qui signifie que la fabrication de la couche se termine quelques instants après.

Point 2 : la couche 36 se termine, extinction d'arc, incrément en Z, puis amorçage d'arc : la couche 37 commence (trajectoire noire). La température continue de diminuer car l'arc électrique est suffisamment loin de la zone de mesure.

Point 3 : l'arc électrique passe au-dessus du thermocouple, ce qui engendre une montée en température très rapide.

Point 4, 5 et 6 : l'arc électrique passe proche du thermocouple, mais sur les cordons voisins. La température maximale atteinte à chaque passage de l'arc diminue car celui-ci s'en éloigne.

Point 7 : la couche 37 se termine, extinction d'arc, incrément en Z, puis amorçage d'arc : la couche 38 commence (trajectoire bleue).

Point 8, 9 et 10 : l'arc électrique se rapproche de la position du thermocouple, ce qui implique une augmentation de la température maximale atteinte à chaque passage.

Après le point 10 : l'arc électrique se trouve à nouveau au-dessus du thermocouple. Le schéma décrit se reproduit pour les couches suivantes. Comme la distance entre l'arc et la position du thermocouple augmente à chaque couche, les températures maximales atteintes lors du passage de l'arc diminuent (point 1, 3 et 10).

Cette analyse montre que le cycle de température mesuré en un point sur le mur est directement dépendant de la position de mesure et de la stratégie de dépôt. La durée du schéma de la variation de température (ici deux couches) dépend de la vitesse à laquelle sont fabriquées les couches, et donc directement de V_d .

Dans cette configuration, les quatre couches déposées après la couche 36 provoquent une élévation de température de la couche 36 au-dessus de 860 °C ($Ac3$ ¹). Sa température reste en dessous de 700 °C seulement 18 minutes après son dépôt et reste au-dessus de 600 °C pendant environ 30 minutes. Ces variations de température successives impliquent différentes vitesses de refroidissement qui ont un effet sur la solidification et sur les transformations de phase ayant lieu lors du refroidissement de l'ER100. Il est donc important de connaître l'ordre de grandeur de ces vitesses de refroidissement durant la fabrication d'une pièce.

1. La valeur de $Ac3$ est issue des mesures de dilatométrie.

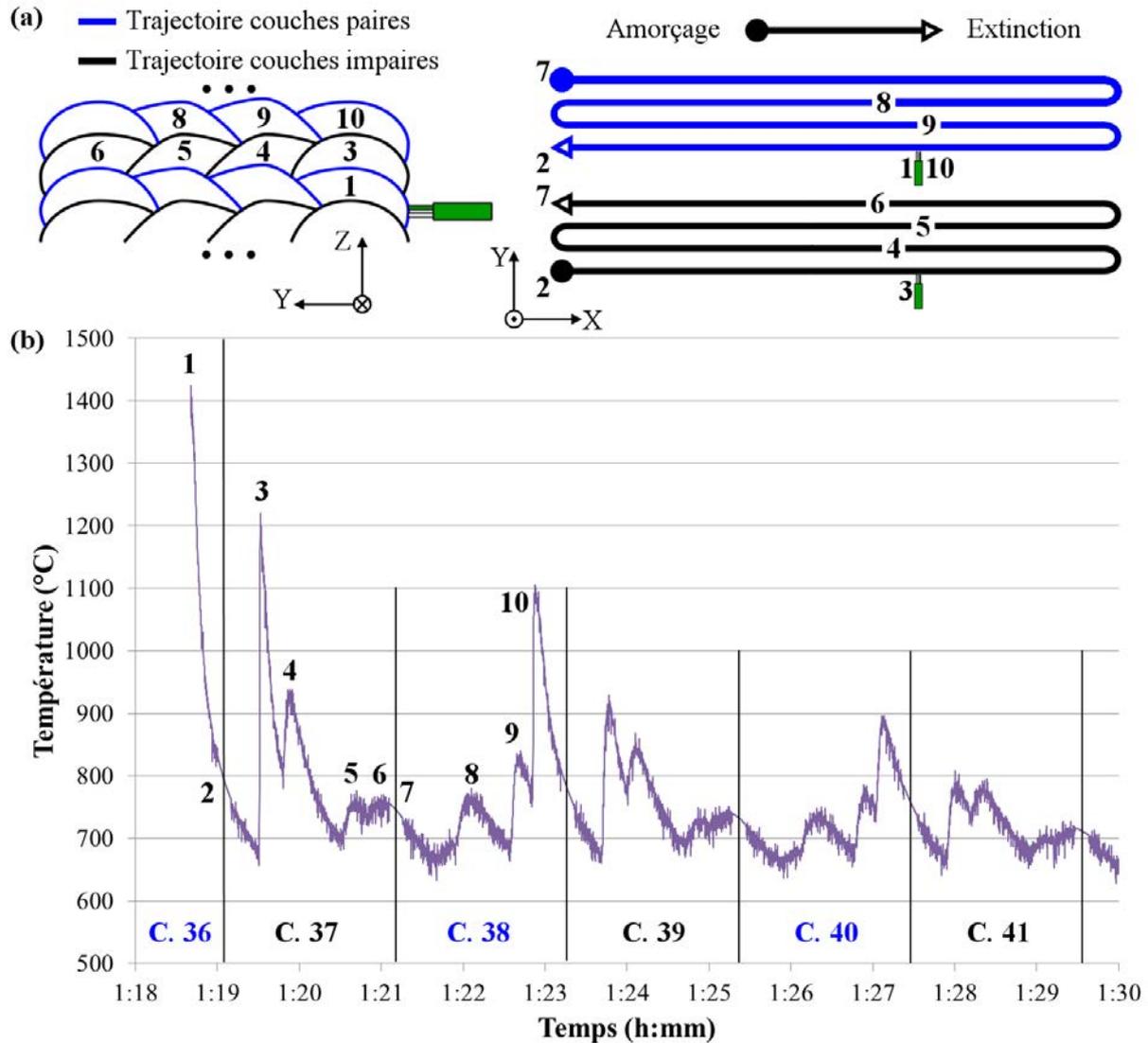


FIGURE 69 – (a) Illustration de la position du thermocouple et des trajectoires, (b) évolution de la température du thermocouple en fonction du temps.

3.1.5 Étude des vitesses de refroidissement

Le critère tr_{8-5} (temps de refroidissement entre 800 et 500 °C) est communément employé en soudage pour caractériser un cycle thermique avec un refroidissement rapide. Dans le cas de la FA arc-fil, les temps de refroidissement permettant de passer en dessous de 500 °C peuvent être très longs, rendant le tr_{8-5} non représentatif des transformations du matériau pouvant s'opérer. Les vitesses de refroidissement sont donc déterminées par la dérivée de la mesure de température en fonction du temps et sont étudiées suivant 3 gammes de vitesses (figure 70) :

Gamme 1 : encerclée en bleu, elle correspond aux vitesses de refroidissement lors du dépôt de la couche et aux variations de température produites par le dépôt des 5 à 8 couches suivantes. Les vitesses de refroidissement mesurées varient de 80 (100 pour le 316LSi) à 2 °C/s en fonction de la température. Cette gamme de vitesses de refroidissement se trouve typiquement à des températures supérieures à 600 °C.

Gamme 2 : encerclée en vert, elle correspond au refroidissement des couches par l'éloignement progressif de la source de chaleur. Refroidissement plus lent, les vitesses sont alors de 0,02 à 0,1 °C/s.

Gamme 3 : encerclée en gris, elle correspond au refroidissement naturel de la pièce lorsque la fabrication est terminée. Les vitesses de refroidissement sont alors de 0,1 à 2 °C/s.

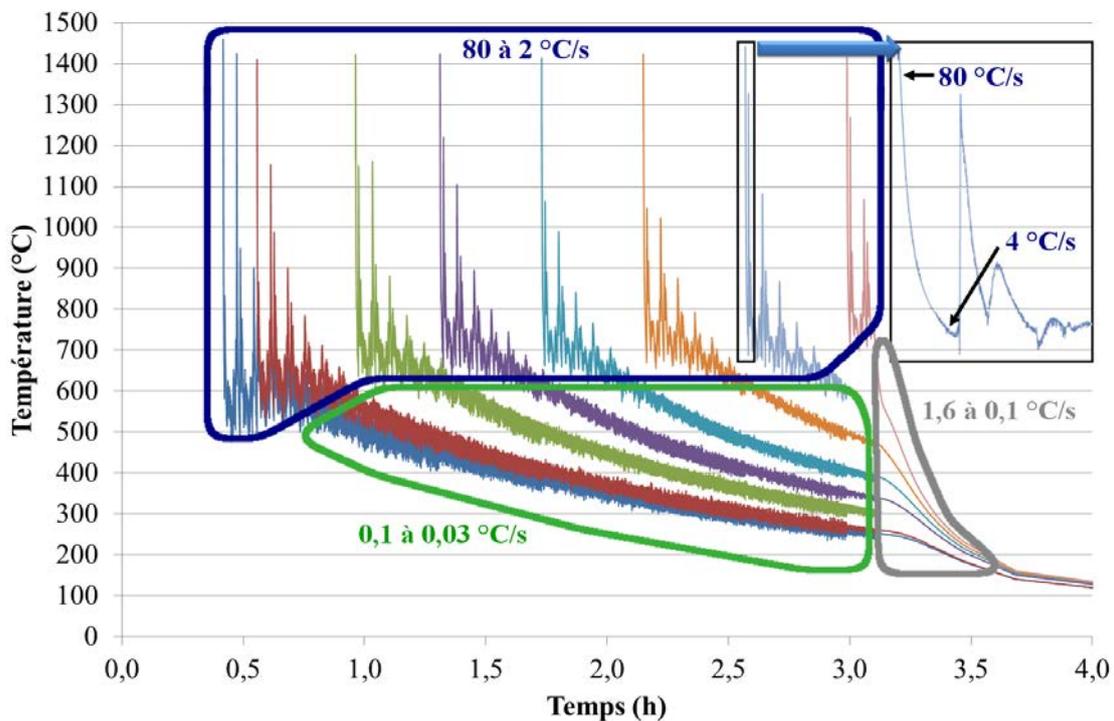


FIGURE 70 – Gammes de vitesses de refroidissement lors de la fabrication du mur ER100 10/80.

Les valeurs des vitesses de refroidissement mesurées dans les différentes gammes sont équivalentes pour tous les paramètres de dépôt utilisés en ER100 et en 316LSi. Dans le cas du soudage, les vitesses de refroidissement et notamment le tr_{8-5} sont liées à l'énergie apportée par l'arc électrique. Les équations de Roshental et Rykalin montrent qu'augmenter l'énergie de soudage diminue la vitesse de refroidissement. Dans le cas de la FA, les températures mises en jeu durant le régime stationnaire sont suffisamment importantes pour que les vitesses de refroidissement au-dessus de 600 °C ne soient pas influencées par l'énergie de dépôt et donc par les paramètres du procédé. Dans le cas du 316LSi, les énergies de dépôt utilisées pour la fabrication des murs sont identiques : il est donc cohérent d'avoir des vitesses de refroidissement similaires.

3.2 Garantie de la géométrie des pièces

Excepté dans des cas très particuliers, la FA arc-fil n'a pas pour but de réaliser des pièces avec une surface fonctionnelle, mais une ébauche la plus proche possible des dimensions finales. Il est donc nécessaire de prévoir suffisamment de matière pour permettre la dernière étape d'usinage. D'autre part, plusieurs facteurs externes peuvent entraîner des dérives de dimensionnement entre les valeurs théoriques du modèle CAO et la réalisation par le robot. Obtenir la géométrie requise implique donc de :

- maîtriser l'état de surface latérale pour gérer la surépaisseur nécessaire et améliorer l'étape de contrôle.
- maîtriser les dimensions de la pièce durant sa fabrication pour anticiper les dérives.
- prévenir les déformations de la pièce.

3.2.1 État de surface latérale des pièces

L'état de surface latérale d'une pièce est régi par les dépôts réalisés sur ses contours. Le matériau déposé et les paramètres de dépôt ont une influence sur la surface générée.

3.2.1.1 Influence de la hauteur de couche

La hauteur de couche (h_c) est déterminée de manière expérimentale lors des phases de mise au point décrites dans le chapitre précédent. Elle dépend du couple de paramètres (Vfil et Vd) utilisé.

Le dépôt de chaque couche génère une ondulation latérale qui sera usinée pour obtenir la surface finie. De plus, cette ondulation a une importance sur l'étape de contrôle de la pièce, notamment en radiographie X.

Les ondulations latérales des petits murs sont caractérisées sur une section par leur période (longueur) et leur amplitude (figure 71). La période correspond à la distance entre deux bosses consécutives et l'amplitude à la distance entre le creux de l'ondulation et la droite reliant les deux sommets voisins. L'amplitude donne donc une indication directe sur la surépaisseur qu'il faudra retirer lors de l'usinage en supposant que la paroi est droite.

La figure 71 présente six macrographies (trois en ER100 (figure 71a) et trois en 316LSi (figure 71b)) réalisées durant la phase de mise au point. Pour chaque matériau, les trois macrographies sont choisies avec différentes h_c représentatives de la gamme de paramètres

de dépôt. Pour rappel, les petits murs sont constitués de 20 couches déposées de manière alternée.

Malgré une température entre couches inférieure à 50 °C, le dépôt des premiers cordons de la couche fait monter rapidement le mur en température. Ceci implique que le dernier cordon de la couche est déposé sur une pièce fortement préchauffée : il aura tendance à s'étaler de manière plus importante pour recouvrir l'ondulation générée par la couche précédente. De ce fait, la période d'ondulation mesurée correspond majoritairement à deux fois la hauteur de couche. Sur la macrographie en ER100 (figure 71a) avec une $h_c = 2,8$ mm, la présence d'une asymétrie de fabrication montre la différence entre une période correspondant à $1 \times h_c$ sur la paroi de gauche et à $2 \times h_c$ sur la paroi de droite.

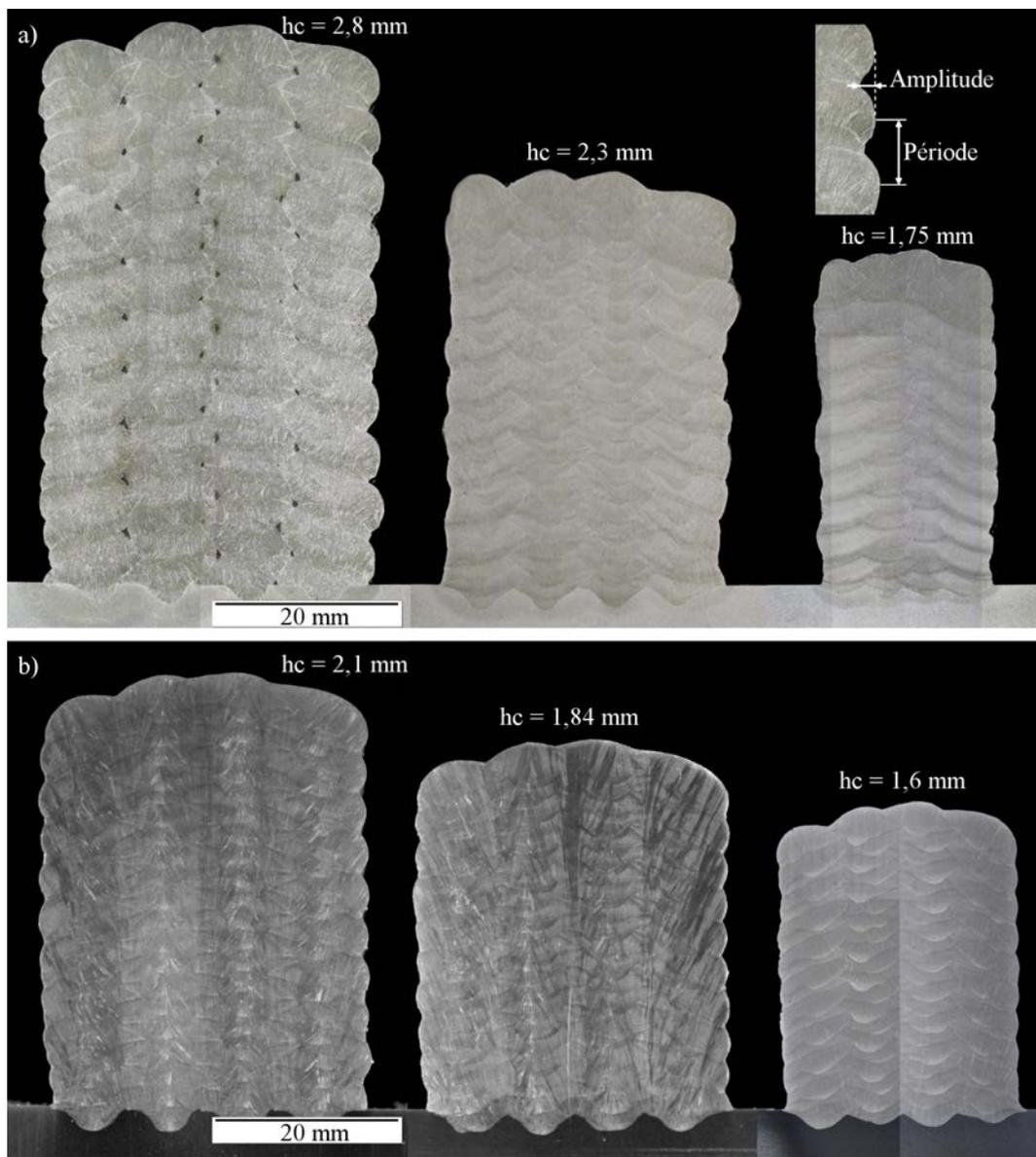


FIGURE 71 – Macrographies de petits murs montrant l'évolution de l'ondulation latérale en fonction de la hauteur de couche pour (a) l'ER100 et (b) le 316LSi.

Sur les 6 macrographies présentées, la période et l'amplitude de chaque ondulation sont mesurées. La figure 72 présente l'intégralité des mesures réalisées sous forme d'un nuage de points : quel que soit le matériau (ER100 ou 316LSi), l'augmentation de la période tend à augmenter l'amplitude. Par conséquent, la période étant liée à la hauteur de couche, l'amplitude augmente donc avec cette dernière.

Pour limiter l'ondulation de surface, il faut donc privilégier des paramètres de dépôt permettant l'obtention de petites hauteurs de couches. Toutefois, il est important de noter que les amplitudes mesurées sont de l'ordre du millimètre, avec un maximum mesuré de 1,5 mm. En fonction des dimensions globales de la pièce, ces valeurs d'amplitude restent minimales devant d'autres facteurs influents tels que l'augmentation de la température et les déformations géométriques abordées par la suite.

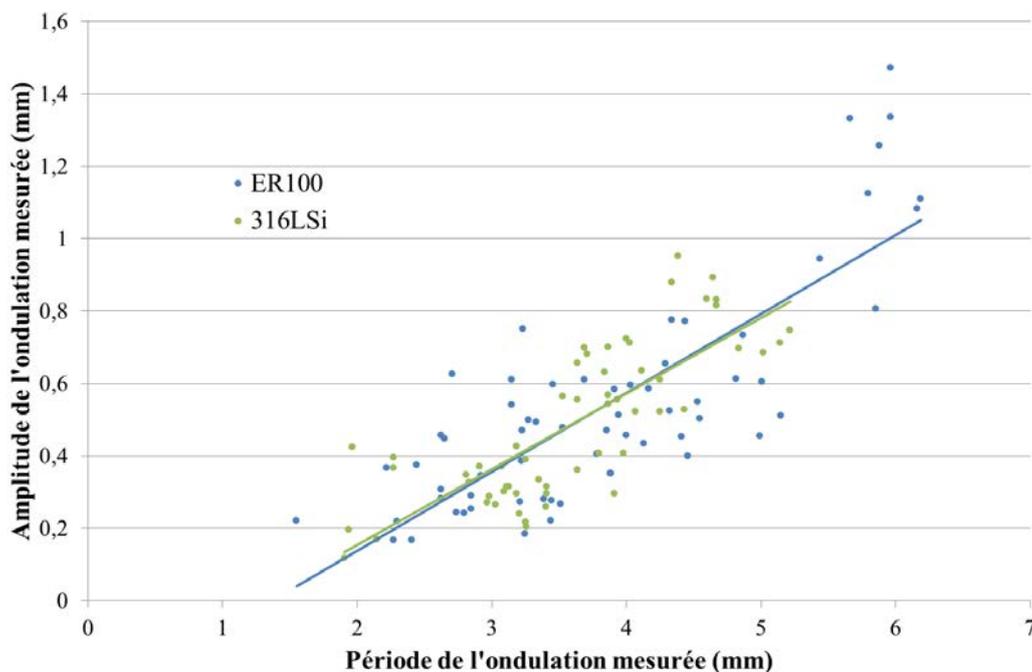


FIGURE 72 – Évolution de l'amplitude en fonction de la période de l'ondulation latérale sur les petits murs.

3.2.1.2 Influence du matériau déposé

Chaque matériau se comporte différemment lors du dépôt. Sa composition chimique influe notamment sur le bain de fusion, qui lui-même influe sur la régularité de la surface. La composition de l'acier inoxydable 316LSi donne au bain de fusion un caractère plus visqueux que celui de l'acier ER100. Il en résulte une meilleure stabilité du bain durant la fabrication. Comme le montre la figure 73, l'état de surface de la pièce fabriquée en 316LSi est plus régulier que celui de la pièce en ER100. De plus, l'état de surface ne se détériore

pas au fur et à mesure de la fabrication, ce qui indique que le bain de fusion du 316LSi reste stable malgré une forte élévation de la température de la pièce. L'utilisation d'un matériau avec un bain de fusion visqueux semble donc préférable pour optimiser l'état de surface des pièces fabriquées. D'autres facteurs tels que le gaz de protection, le régime d'arc et la présence d'oxydes en surface peuvent influencer le bain de fusion et donc la surface latérale. Ces facteurs n'ont pas été évalués dans le cadre de ces travaux et peuvent faire l'objet d'une voie d'amélioration.

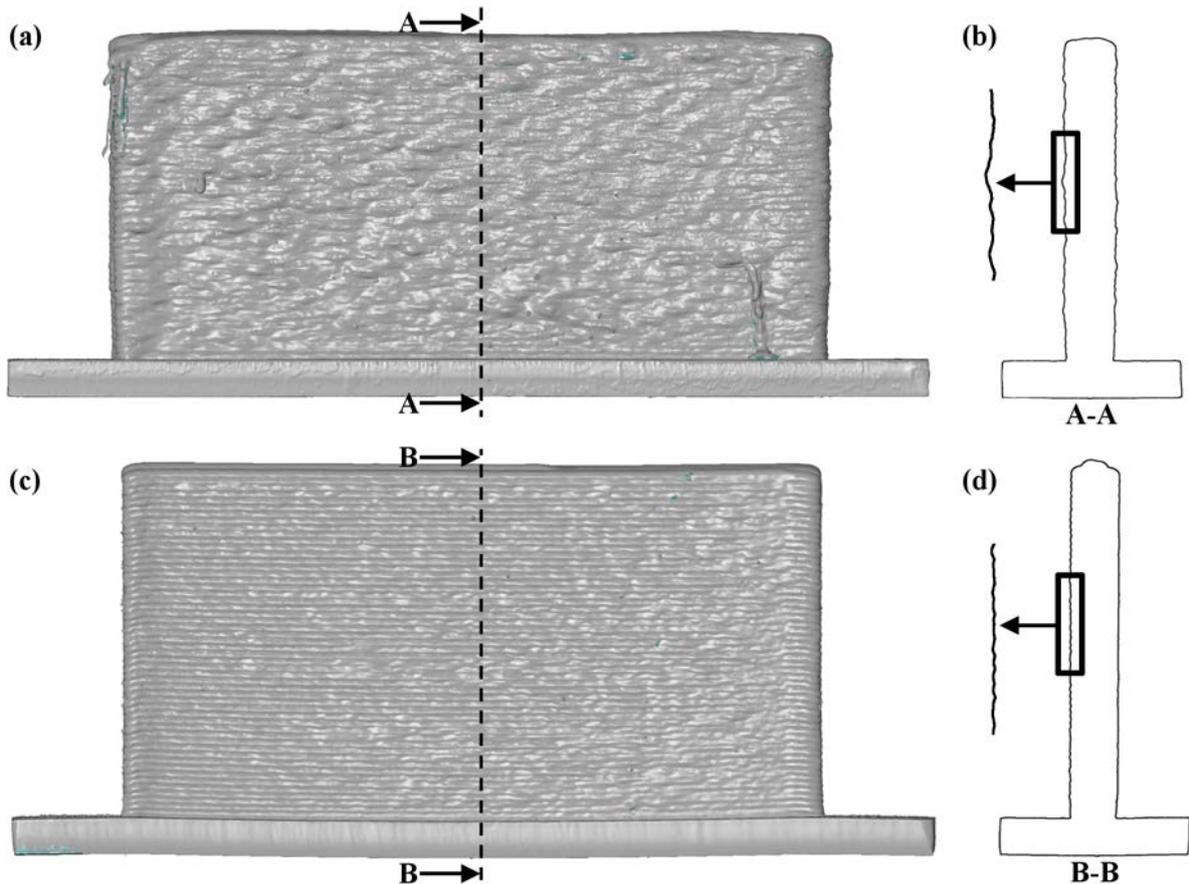


FIGURE 73 – Illustration de l'état de surface des murs après fabrication pour (a) un mur en ER100 et (b) sa section en son centre et pour (c) un mur en 316L et (d) sa section en son centre.

En conclusion, l'état de surface de la pièce et les ondulations sont influencés par la hauteur de couche et la viscosité du bain de fusion. Pour améliorer l'état de surface de la pièce, il est possible :

- d'adapter les paramètres de dépôt V_{fil} et V_d afin d'éviter les hauteurs de couches trop importantes.
- de choisir un produit d'apport et des paramètres de dépôt (régime d'arc, gaz de protection, loi de synergie, ...) permettant d'avoir un bain de fusion plus visqueux et plus stable.

L'état de surface latérale provient des cordons situés sur les contours de la couche. Pour l'améliorer, une piste serait d'optimiser la stabilité de l'arc électrique et du bain de fusion sur les contours en ajustant les angles de torches ou les paramètres de dépôt.

Pour obtenir les dimensions finales, il faut retirer les ondulations par usinage. L'état de surface actuel montre notamment des amplitudes maximales de 1,5 mm. Par sécurité, une surépaisseur minimale d'environ 2 mm par face est à adopter pour éviter un éventuel manque de matière lors de l'usinage. Toutefois, cette considération est valable si la géométrie de la pièce est constante et conforme au modèle CAO.

3.2.2 Dimensions théoriques programmées de la pièce

Le modèle CAO de la pièce est généralement optimisé pour prendre en compte les limites et contraintes du procédé. Il donne ainsi une géométrie à considérer et à respecter pour la définition des trajectoires de fabrication. Ces trajectoires sont définies suivant une stratégie de déplacement et la géométrie du mono-cordon correspondant au couple de paramètres (Vfil et Vd) sélectionné. L'objectif est de définir les relations entre la géométrie théorique, la stratégie et les paramètres de dépôt.

3.2.2.1 Modélisation de la stratégie de fabrication

Pour fabriquer une pièce respectant la géométrie du modèle CAO, il est nécessaire de choisir une stratégie à utiliser. Plusieurs motifs peuvent être employés, comme (liste non exhaustive) :

- une spirale de l'intérieur vers l'extérieur,
- une spirale de l'extérieur vers l'intérieur,
- une juxtaposition de passes parallèles suivant la longueur,
- une juxtaposition de passes parallèles suivant la largeur.

Chaque motif peut être réalisé de manière continue ou séquentielle (avec interruption d'arc) pour définir la stratégie qui va ensuite dépendre de réglages tels que la distance entre deux cordons juxtaposés, ou des modifications entre les passes de contour et de remplissage. Ceci permet de définir la coordonnée de chaque point et ainsi la trajectoire qui sera exécutée par le robot. Les zones d'amorçage et d'extinction d'arc créent des irrégularités de géométrie par la formation respectivement d'une bosse et d'un creux. Une méthode simple pour pallier ce phénomène est d'alterner le sens de parcours afin que les amorçages coïncident avec les extinctions de la couche précédente et vice versa.

L'étude vise la réalisation de murs (parallélépipèdes rectangles) de longueur, largeur et hauteur souhaitées. La stratégie retenue est une juxtaposition de passes parallèles suivant la longueur afin de pouvoir utiliser les résultats issus de la littérature. Dans ce cas, la largeur théorique de la pièce (illustrée sur la figure 74) est définie de la manière suivante :

$$l_c = l_{mc} \times (1 + (N - 1) \times C_{\text{écartement}}) \quad (17)$$

avec :

l_c : largeur théorique de la couche correspondant à la largeur théorique du mur.

l_{mc} : largeur d'un mono-cordon.

N : nombre de passes juxtaposées.

$C_{\text{écartement}}$: coefficient d'écartement des passes.

Grâce à l'équation 17, il est possible de lier la largeur théorique du mur aux paramètres de dépôt par la largeur d'un mono-cordon. Cette équation est valable dans le cas de passes parallèles juxtaposées, mais ne pourra pas forcément être transposée à d'autres stratégies. En effet, le positionnement réel des cordons peut différer d'une stratégie à l'autre, ce qui fausse le modèle géométrique.

La longueur de la couche va être principalement définie par la longueur de la trajectoire programmée. Lors de l'amorçage et de l'extinction, le bain de fusion s'étend autour de la position du fil. Ceci implique que la géométrie sera plus grande que la longueur de la trajectoire programmée. Dans une première approche, il est possible de considérer que le métal fondu va s'étendre d'une distance égale à la moitié d'un cordon de part et d'autre de la longueur. La longueur de la couche est donc définie de la manière suivante :

$$L_c = \text{Longueur}_{\text{Trajectoire}} + l_{mc} \quad (18)$$

avec :

L_c : la longueur théorique de la couche correspondant à la longueur théorique du mur.

$\text{Longueur}_{\text{Trajectoire}}$: la longueur de la trajectoire programmée.

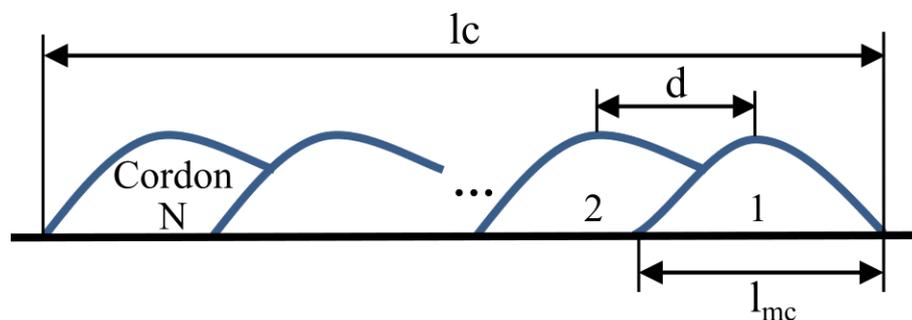


FIGURE 74 – Illustration de la largeur théorique d'une couche constituée de cordons juxtaposés.

3.2.2.2 Choix des paramètres procédé Vfil et Vd

Chaque couple de paramètres Vfil et Vd donne une géométrie de mono-cordon (largeur, hauteur, section,...). De manière théorique, conserver le ratio k (Vfil/Vd) constant permet d'obtenir une section de cordon constante et ainsi une géométrie de cordon similaire. Une augmentation de k induit un débit de matière plus important, ce qui se traduit par une augmentation de la section, de la largeur et la hauteur du mono-cordon.

Les quatre couples de paramètres Vfil et Vd utilisés pour la fabrication des murs en ER100 sont rappelés dans le tableau 15 et les deux utilisés pour ceux en 316LSi dans le tableau 16. Les deux tableaux donnent également la puissance (P) et l'énergie linéaire de dépôt (Ed), la largeur des mono-cordons (l_{mc}), la hauteur de couche (hc) et la largeur de couche théorique ($lc_{th.}$) qui est calculée avec le modèle défini dans la partie précédente. Les données confirment l'effet du ratio k sur la largeur du cordon. Il est ainsi possible d'ajuster la Vfil et/ou la Vd pour obtenir la largeur de mono-cordon souhaitée et ainsi la largeur théorique du mur.

V_{fil}	V_d	k	P	Ed	l_{mc}	hc	$lc_{th.}$
m/min	cm/min	-	kW	kJ/cm	mm	mm	mm
7,5	60	12,5	5,7	5,7	8,08	2,10	25,24
7,5	80	9,375	5,7	4,3	6,54	1,90	20,62
10	60	16,667	7,3	7,3	9,79	2,25	30,37
10	80	12,5	7,3	5,5	8,26	2,10	25,78

TABLEAU 15 – Couples de paramètres retenus pour la fabrication des murs en ER100.

V_{fil}	V_d	k	P	Ed	l_{mc}	hc	Balayage	$lc_{th.}$
m/min	cm/min	-	kW	kJ/cm	mm	mm	Amplitude-période (mm)	mm
5	50	10	3,8	4,6	8,14	1,8	2 x 1,5 - 3 mm	26,16
7,5	75	10	5,8	4,6	8,57	1,65	2 x 1,5 - 4,5 mm	27,54

TABLEAU 16 – Couples de paramètres retenus pour la fabrication des murs en 316LSi.

Pour confirmer l'effet du ratio k sur la largeur des murs, la mesure géométrique 3D réalisée grâce au système ATMOS de 4 murs en ER100 est présentée sur la figure 75. Les paramètres de fabrication correspondent à ceux du tableau 15. Pour un même volume de matière déposé et une même stratégie de dépôt :

- un cordon étroit $k = 9,375$ implique une largeur de couche plus faible et un mur plus haut (couple 7,5 / 80).
- un cordon large $k = 16,667$ implique une largeur de couche plus importante et un mur moins haut (couple 10 / 60).
- des largeurs de cordons équivalentes $k = 12,5$ donnent une géométrie de mur équivalente (couples 7,5 / 60 et 10 / 80).

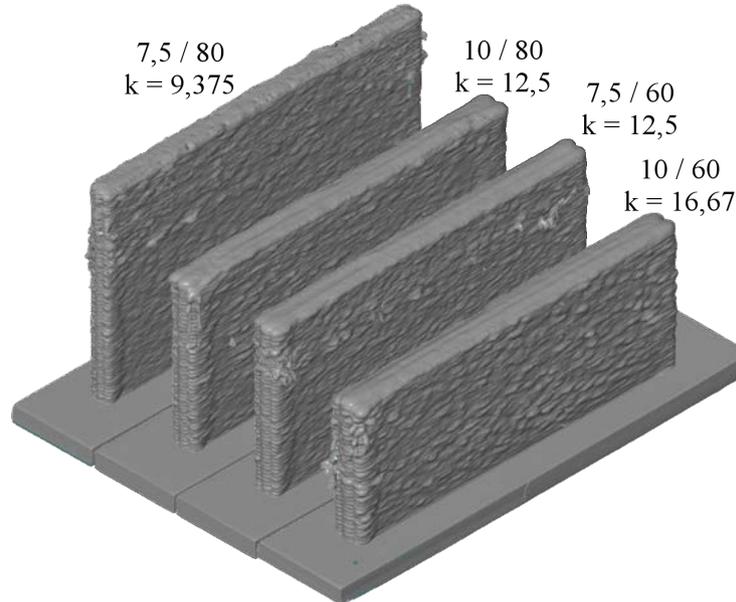


FIGURE 75 – Géométrie de 4 murs fabriqués avec différents paramètres de dépôt (Vfil / Vd).

Cette méthodologie montre le moyen de définir une trajectoire théorique en se basant sur un modèle géométrique d'une stratégie et sur la géométrie d'un mono-cordon. En connaissant les relations entre les paramètres de dépôt et la géométrie du mono-cordon associé, il est possible de définir directement la trajectoire de dépôt. Ceci permet entre autres de construire des méthodes d'automatisation pour la génération des trajectoires en connaissant le modèle CAO de la pièce, le modèle de la stratégie utilisée et une loi de relation entre paramètre de dépôt et géométrie du mono-cordon. Ce modèle, même si optimisé de manière expérimentale (valeur de $C_{\text{écartement}}$), reste théorique et ne tient pas compte des autres aspects de la fabrication. La géométrie théorique va donc être comparée à la géométrie réelle dans le paragraphe suivant.

3.2.3 Écart entre géométrie théorique et réelle

La commande du robot pour la fabrication des pièces est réalisée en boucle ouverte. Ceci signifie que le robot exécute les trajectoires théoriques du programme sans considérer l'environnement extérieur. Cette méthode a l'avantage d'être simple, mais ne tolère pas de grande erreur ou de décalage entre la modélisation théorique et la réalité de la fabrication.

L'objectif est donc de déterminer les causes d'une dérive entre les dimensions théoriques et réelles pouvant intervenir lors de la fabrication.

3.2.3.1 Analyse des écarts entre les dimensions réelles et théoriques

Les pièces sont construites couche par couche : il est possible d'avoir une image de l'évolution de la fabrication en étudiant la section de chaque couche déposée. Toujours à l'aide du scan 3D des pièces et du logiciel GOM Inspect, les sections horizontales du mur (correspondant aux sections des couches) sont mesurées suivant la hauteur du mur avec un pas de 0,25 mm. Chaque section est déterminée par l'intersection entre la géométrie et un plan horizontal (parallèle au plan de travail) évoluant suivant la hauteur du mur comme présenté sur la figure 76.

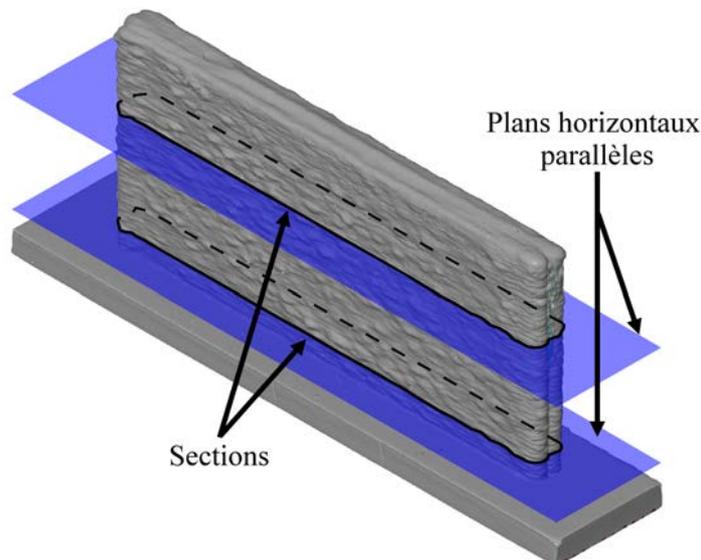


FIGURE 76 – Illustration de la mesure de la section horizontale des murs.

La figure 77 montre l'évolution de la section suivant la hauteur du mur en fonction des différents paramètres de dépôt dans le cas de l'ER100 et du 316LSi. Les sections théoriques des murs ($lc \times Lc$) sont représentées en pointillés.

Les instabilités présentes sur l'évolution des sections de l'ER100 sont dues à des manques dans le maillage numérique de la pièce, à la présence de coulures et d'irrégularités sur la surface du mur. Malgré ces irrégularités, une augmentation de la section est présente au début de la fabrication jusqu'à une hauteur déposée d'environ 50 et 15 mm, respectivement pour l'ER100 et le 316LSi. Cette évolution de section se traduit par une augmentation de la largeur et de la longueur des couches déposées. En effet, comme décrit précédemment, la température du mur augmente rapidement lors de la fabrication des premières

couches. Cette élévation de température influe sur le positionnement des cordons déposés, notamment ceux situés sur le contour car ils sont moins maintenus. Ces derniers tendent à s'écouler à l'extérieur pour former une couche plus large. Pour limiter la variation de section au début de la fabrication, il est possible de modifier les paramètres de dépôt sur les premières couches afin de les rendre plus larges et les faire correspondre aux cordons déposés avec une température supérieure.

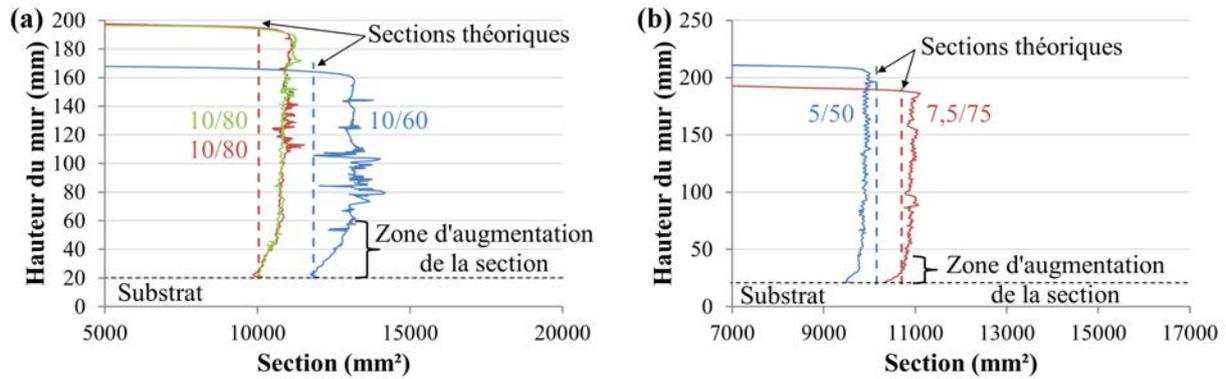


FIGURE 77 – Évolution de la section d'une couche du mur suivant sa hauteur en fonction des paramètres de dépôt utilisés pour (a) l'ER100 et (b) le 316LSi.

Dans le cas de l'ER100, la section mesurée sur les 2-3 premières couches est proche de la section théorique, ce qui confirme que la prédiction du modèle géométrique est correcte. Seulement le modèle géométrique ne considère pas l'élévation de température de la pièce et la section réelle devient entre 6 et 11% plus élevée que la section théorique : si elle n'est pas due à des irrégularités ou des défauts, cette augmentation de la section réelle permet de garantir la surépaisseur de matière par rapport à la géométrie théorique.

Pour le 316LSi, le modèle théorique se révèle moins précis et les sections des premières couches sont inférieures. Malgré l'augmentation de la section sous l'effet de la température, la consigne n'est pas respectée pour le mur 5 / 50. Le modèle théorique a été développé sur un produit d'apport acier C-Mn [32] qui a un comportement de fusion proche de l'ER100, mais a priori différent du 316LSi. Ceci indique que le modèle théorique de la stratégie de dépôt basé sur la géométrie du mono-cordon seule n'est pas tout à fait satisfaisant et peut être amélioré par la proposition qui suit.

3.2.3.2 Proposition d'un nouveau modèle

Le modèle actuel cherche à prédire les dimensions du brut fabriqué et non celles de la pièce pouvant être usinée. La pièce fabriquée doit posséder des dimensions suffisantes pour que les cotes finales puissent être respectées lors de l'opération d'usinage. Le modèle

proposé doit permettre de déterminer avec précision les stratégies et les paramètres de dépôt à utiliser pour ne pas engendrer de manque de matière ou de fortes surépaisseurs qui augmenteraient les temps d'usinage. Afin de valider la précision du modèle initial, les dimensions des parallélépipèdes rectangles pouvant être usinées à l'intérieur des murs fabriqués sont mesurées sur les scans 3D. Les largeurs et longueurs théoriques et usinables ($l_{c_{th.}}$, $l_{c_{usi.}}$, $L_{c_{th.}}$ et $L_{c_{usi.}}$) sont donnés dans le tableau 17. Les écarts (Δ) entre les valeurs théoriques et usinables sont inférieurs à - 2 mm pour la largeur et - 7 mm pour la longueur ; ils sont supérieurs à la surépaisseur induite par l'état de surface de la pièce. Le modèle théorique ne se révèle donc pas très prédictif pour garantir une dimension finale usinée. Le nouveau modèle proposé cherche à considérer quelles longueur et largeur contribueront à la pièce finie, et non la largeur et la longueur de matière déposée.

Le modèle initial considère deux demi-largeurs de cordon en amont du point d'amorçage et en aval du point d'extinction d'arc pour le calcul de la longueur de couche. Dans les différents murs, les longueurs usinables sont proches de 380 mm, ce qui correspond à la longueur de la trajectoire programmée seule. Les deux demi-largeurs de cordon ne contribuent pas à la pièce usinée et il est donc préférable d'utiliser l'équation suivante :

$$Longueur_{murusiné} = Longueur_{Trajectoire} - Surépaisseur \quad (19)$$

Le modèle de la largeur théorique peut être amélioré de la même manière. Il considère la distance créée par la juxtaposition de N cordons formant l'intérieur de la couche, et deux demi-largeurs de cordon de part et d'autre de la couche. La juxtaposition des N cordons assure la présence de matière à l'intérieur de la couche. La largeur utile va donc dépendre d'un pourcentage de contribution des deux demi-largeurs de cordon situées sur les bords. En dehors des accidents de fabrication qui engendrent un décalage de la fabrication et une largeur usinable réduite (voir ER100 7,5 / 60 dans le tableau 17), les écarts entre les largeurs théoriques et usinées semblent diminuer avec l'augmentation de la largeur de cordon. La contribution des cordons situés sur les bords semble varier en fonction de la largeur de cordon. Les données sont insuffisantes pour calibrer un modèle avec précision, mais celui-ci peut être de la forme suivante avec C1 un coefficient à déterminer pour la contribution des cordons du bord sur la largeur finale :

$$Largeur_{murusiné} = l_{mc} \times ((N - 1) \times C_{écartement} + 1 \times l_{mc}/C1) - Surépaisseur \quad (20)$$

Ref. mur	l_{mc}	$l_{c_{th.}}$	$l_{c_{usi.}}$	Δl_c	$L_{c_{th.}}$	$L_{c_{usi.}}$	ΔL_c
	mm						
ER100 7,5 / 60 *	8,08	25,2	21,3	-3,9	388,1	379,8	-8,3
ER100 7,5 / 60	8,08	25,2	23,3	-1,9	388,1	379,9	-8,2
ER100 7,5 / 80	6,54	20,6	17,3	-3,3	386,5	378,8	-7,7
ER100 10 / 60	9,79	30,4	29,1	-1,3	389,8	380	-9,8
ER100 10 / 80	8,26	25,8	24,0	-1,8	388,3	379,7	-8,6
ER100 10 / 80	8,26	25,8	22,9	-2,9	388,3	378,4	-9,9
316LSi 5 / 50	8,14	26,2	23,1	-3,1	388,1	377,1	-11,0
316LSi 7,5 / 75	8,57	27,5	24,1	-3,4	388,6	381,5	-7,1
* Mur avec un décalage lors de la fabrication							

TABLEAU 17 – Dimensions théoriques ($l_{c_{th.}}$ et $L_{c_{th.}}$) et usinables ($l_{c_{usi.}}$ et $L_{c_{usi.}}$).

Le nouveau modèle proposé vise à prédire les dimensions de la pièce après usinage afin d'avoir des dimensions de brut suffisantes. Tous les paramètres de fabrication influant sur la géométrie ne sont pas forcément identifiés, l'utilisation de surépaisseur permet une marge d'erreur. Toutefois ce modèle ne tient pas compte de la dérive du procédé et de l'environnement du robot.

3.2.3.3 Dérive du procédé

L'évolution de la section montre que le comportement des dépôts varie au début de la fabrication. La section augmente, ce qui n'est pas sans effet sur le procédé. En approximant le volume d'une couche par un parallélépipède rectangle, il est constaté qu'à volume constant, une augmentation de la largeur et de la longueur implique une diminution de la hauteur. Ce qui signifie que h_c n'est pas constante et tend à diminuer durant la première partie de la fabrication. Or, l'incrément de hauteur entre chaque couche réalisée par le robot est maintenu constant à défaut de pouvoir le corriger en temps réel. Il en résulte une augmentation de la distance entre la pièce et la torche de dépôt impliquant une modification des paramètres du procédé qui va chercher à réguler la variation de d_{TC-P} . En MIG-MAG, l'élévation de d_{TC-P} augmente la résistance dans la partie du fil sorti, ce qui, à courant constant, augmente la puissance dissipée par effet joule et accélère la vitesse fusion du fil. Le CMT, cherchant à maintenir l'intensité constante, va compenser la variation en augmentant la vitesse de fil dans une certaine limite. Ceci implique un volume de couche plus important et potentiellement une augmentation de sa hauteur : cela va tendre à diminuer d_{TC-P} et

donc réguler sa variation. Cette régulation étant directement liée au générateur et à la loi de synergie, il est difficile de la modifier. Les variations de V_{fil} constatées sont d'environ plus ou moins 1 m/min par rapport à la consigne demandée. Afin de contenir cette dérive lorsque le robot travail en boucle ouverte, il est possible d'utiliser plusieurs méthodes :

- mesurer une hauteur de couche moyenne avec une précision au centième de millimètre sur des échantillons représentatifs (Méthode utilisée dans notre cas).
- renseigner une hauteur de couche en fonction de la position suivant la hauteur de la pièce. Cette loi de variation pourra notamment être déterminée expérimentalement.
- permettre à l'opérateur de pouvoir ajuster la hauteur de couche en temps réel.

Dans le dernier cas, il y a une notion de régulation grâce à l'action de l'opérateur qui peut être réalisée de manière automatisée comme le montre Xiong et *al.* [77]. Cela implique de réaliser une boucle d'asservissement du robot permettant de réguler la position en fonction de la hauteur de fabrication. Une régulation suivant la direction de construction est possible au travers de différentes approches, comme notamment une méthode de relocalisation déjà intégrée dans la plupart des robots. Toutefois, cette méthode nécessite de palper (à l'aide du fil ou de la buse) différents points de la pièce, ce qui prend du temps (plusieurs dizaines de secondes). Il est également possible d'utiliser d'autres systèmes de mesure et de les implémenter sur le robot. Il faudra alors que le système de mesure soit calibré pour faire le lien entre la mesure et la position du robot.

3.2.3.4 Environnement du robot

Le robot exécute le programme qui lui est donné en fonction d'un repère pièce (souvent appelé base objet ou base pièce) et du repère de son outil. Grâce à ces deux repères, le robot peut déterminer le mouvement de ses 6 axes pour réaliser la trajectoire. La base est souvent positionnée sur le plan de travail (table ou positionneur) ou le substrat et est définie par rapport au robot. Dans le cas d'une table, sa position est fixe, ce qui limite le risque d'erreur et de dérive par rapport à un positionneur qui est mobile.

La déclaration du repère outil permet de définir la position du centre de l'outil par rapport à l'axe 6 (axe de rotation en bout du bras) du robot. Dans notre cas, cela correspond aux dimensions de la torche avec le centre outil localisé sur bout du fil. Même si ce repère est parfaitement déclaré avant la fabrication, plusieurs causes peuvent entraîner un écart de position. La première est le déplacement de la torche sur son support qui peut être dû à une collision ou une mauvaise manipulation, et qui va engendrer un décalage dans la fabrication, comme le montre la figure 78. En effet, le robot n'est pas informé que la torche a été déplacée car le repère outil n'a pas été redéclaré. Le robot continue d'exécuter son programme comme initialement et les dépôts s'en trouvent décalés. Un moyen de pallier ce

décalage est dans un premier temps de fixer rigoureusement la torche dans une position définie et de vérifier le repère outil après chaque collision ou intervention sur la torche.



FIGURE 78 – Photos du mur présentant un décalage de fabrication à cause d'un pivotement de la torche : (a) de côté et (b) de face.

Une autre cause d'écart de la position réelle de l'outil peut être liée à l'usure des consommables, notamment ceux permettant le guidage du fil. Durant la fabrication, le tube-contact s'use de manière non uniforme à cause de la courbure rémanente du fil. Ceci peut impliquer un décalage jusqu'au millimètre sur le centre outil. Le remplacement du tube-contact est important au cours de la fabrication afin de conserver un régime d'arc stable. Afin de garantir une meilleure précision et régularité des dépôts, il est fortement conseillé d'utiliser un redresseur de fil permettant de contrer l'effet de la courbure rémanente du fil, et de remplacer le tube-contact régulièrement.

L'optimisation des paramètres de dépôt et du procédé permet de garantir les dimensions requises ; cependant, il est également nécessaire de comprendre et de maîtriser les déformations de la pièce durant sa fabrication.

3.2.4 Déformation de la pièce

Le paragraphe précédent montre l'importance de la trajectoire du robot sur la fabrication et des écarts pouvant occasionner une modification de la géométrie de la pièce. Cette dernière peut également subir des déformations au cours de la fabrication et après débridage. Ces déformations sont notamment conditionnées par le substrat, son bridage et les températures mises en jeu lors de la fabrication et la géométrie fabriquée.

3.2.4.1 L'importance du substrat et de son bridage

Le substrat, de par son épaisseur donne une rigidité initiale à la pièce. De manière théorique, un substrat plus épais sera plus raide et se déformera moins qu'un substrat fin. Toutefois, l'empilement des couches modifie la géométrie de la pièce et aussi sa rigidité à mesure que la fabrication progresse. Il est connu que le soudage génère des contraintes dans les cordons déposés qui sont estimées à une valeur proche de la limite d'élasticité du matériau. Ce niveau de contrainte implique une déformation du substrat ou l'augmentation du niveau de contraintes résiduelles dans la pièce et le substrat si ce dernier est fortement bridé. De par leur coefficient de dilatation thermique supérieur, les dépôts en acier inoxydable engendrent plus de retrait que les dépôts en ER100 et ainsi des efforts de bridage supérieurs. Ceci est confirmé par les valeurs d'effort maximum mesurées lors de la fabrication des murs ER100 10/80 et 316LSi 5/50 qui sont respectivement d'environ 8 et 20 kN.

3.2.4.2 Évolution des efforts de bridage durant la fabrication

L'empilement des couches modifie la géométrie de la pièce et par conséquent sa rigidité. En plus de cela, les températures atteintes lors de la fabrication diminuent la limite d'élasticité du matériau déposé, ce qui peut engendrer une autorelaxation des contraintes internes dans la pièce. L'évolution des efforts de bridage sont complexes et difficilement prévisibles. La figure 79a présente l'évolution des efforts dans les quatre brides aux cours de la fabrication du mur 10/80 en ER100. Au début de la fabrication, l'effort augmente pour atteindre son maximum après 1 h de fabrication ; il diminue ensuite pour atteindre une valeur proche de sa valeur initiale durant toute la deuxième moitié de la fabrication. A ce moment, le bridage aux quatre coins n'a plus grande influence. La fabrication du mur se termine au bout de 3h. A ce moment, le mur possède un gradient thermique suivant sa hauteur, comme présenté dans le paragraphe 3.1.2. Les couches supérieures étant plus chaudes que la partie basse, elles vont engendrer des contraintes de traction en refroidissant, qui vont tendre à déformer les extrémités du substrat et augmenter l'effort dans les brides. Cette augmentation est de l'ordre de 1 à 2 kN.

Dans le cas du 316LSi, l'évolution des efforts de bridage durant la fabrication est différente. La figure 79b montre que l'effort augmente constamment durant la fabrication. A la fin de la fabrication (après 6 h de dépôt) et de la même manière que pour l'ER100, le mur en 316LSi possède un gradient thermique qui engendre une augmentation de l'effort de bridage lors du refroidissement. Cette différence dans les efforts de bridage laisse supposer que les déformations des substrats seront également différentes.

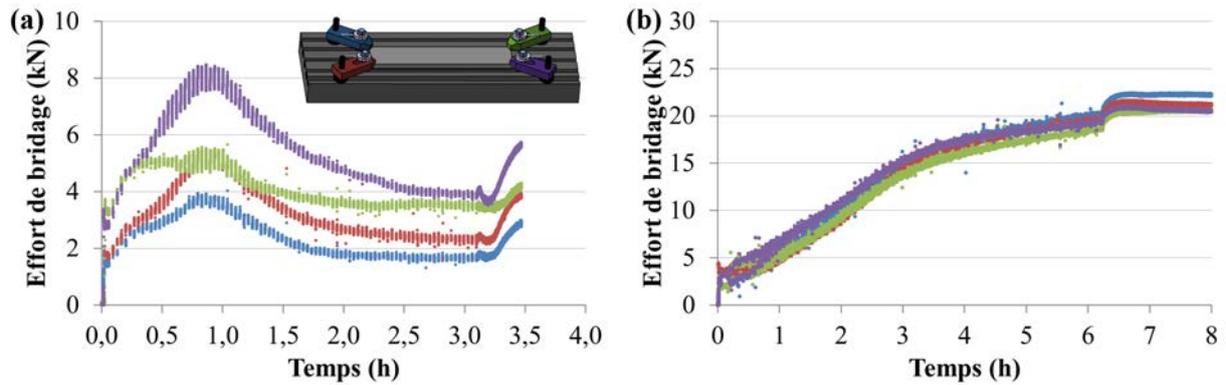


FIGURE 79 – Evolution des efforts de bridage durant la fabrication des murs en (a) ER100 et (b) 316LSi.

3.2.4.3 Déformation du substrat

Afin de quantifier la déformation des substrats à la fin de la fabrication, une analyse a été réalisée sur les scans 3D des murs ER100 10/80 et 316LSi 5/50. Dans un premier temps, un plan ajusté par une méthode des moindres carrés et tangent extérieur matière est créé en considérant la partie inférieure du substrat. Puis, les distances entre le substrat et ce plan sont mesurées. La figure 80 présente ces mesures pour les deux murs considérés.

Dans le cas de l'ER100 (figure 80a), les zones d'appui (contact entre le substrat et le plan de travail) sont situées au niveau des extrémités du mur. Le substrat est déformé sur les deux extrémités au niveau des brides et en son centre. La forme de la déformation s'explique à l'aide de la courbe d'effort de bridage (figure 79a). L'augmentation de l'effort indique un soulèvement des coins du substrat, puis lors de la diminution, un soulèvement du centre (zone plus chaude et moins résistante). Lors du refroidissement global de la pièce, l'effort augmente et les extrémités du substrat se soulèvent de nouveau. Cette hypothèse de comportement lors de la fabrication est toutefois compliquée à justifier car les différences de température dans le substrat et le comportement des matériaux à haute température rendent l'estimation du niveau de contrainte complexe. La flèche maximale mesurée est inférieure au millimètre, ce qui est faible pour un substrat de 500 mm de long.

Dans le cas du 316LSi (figure 80b), la zone d'appui est située au centre du mur, et le maximum de déformation est localisé entre les bords du mur et les extrémités du substrat (zones bridées). La mesure de l'effort de bridage (figure 79b) ne montre pas de relâchement. La déformation du substrat tend à soulever ses extrémités tout au long de la fabrication, à un tel point que les parties du substrat situées aux extrémités du mur ont fléchi sous l'effort. Les flèches présentent donc un maximum d'environ 3 mm dans ces zones.

Le niveau de déformation des pièces est un point important dans l'estimation des surépaisseurs de fabrication. Lors de la fabrication de pièces en acier inoxydable ou autres matériaux connus pour engendrer d'importantes déformations lors du soudage, il sera nécessaire de prendre des précautions sur le choix du bridage à utiliser, sa position et la rigidité de la table de travail. Il en est de même dans le cas d'un rajout de fonctionnalité sur une pièce existante.

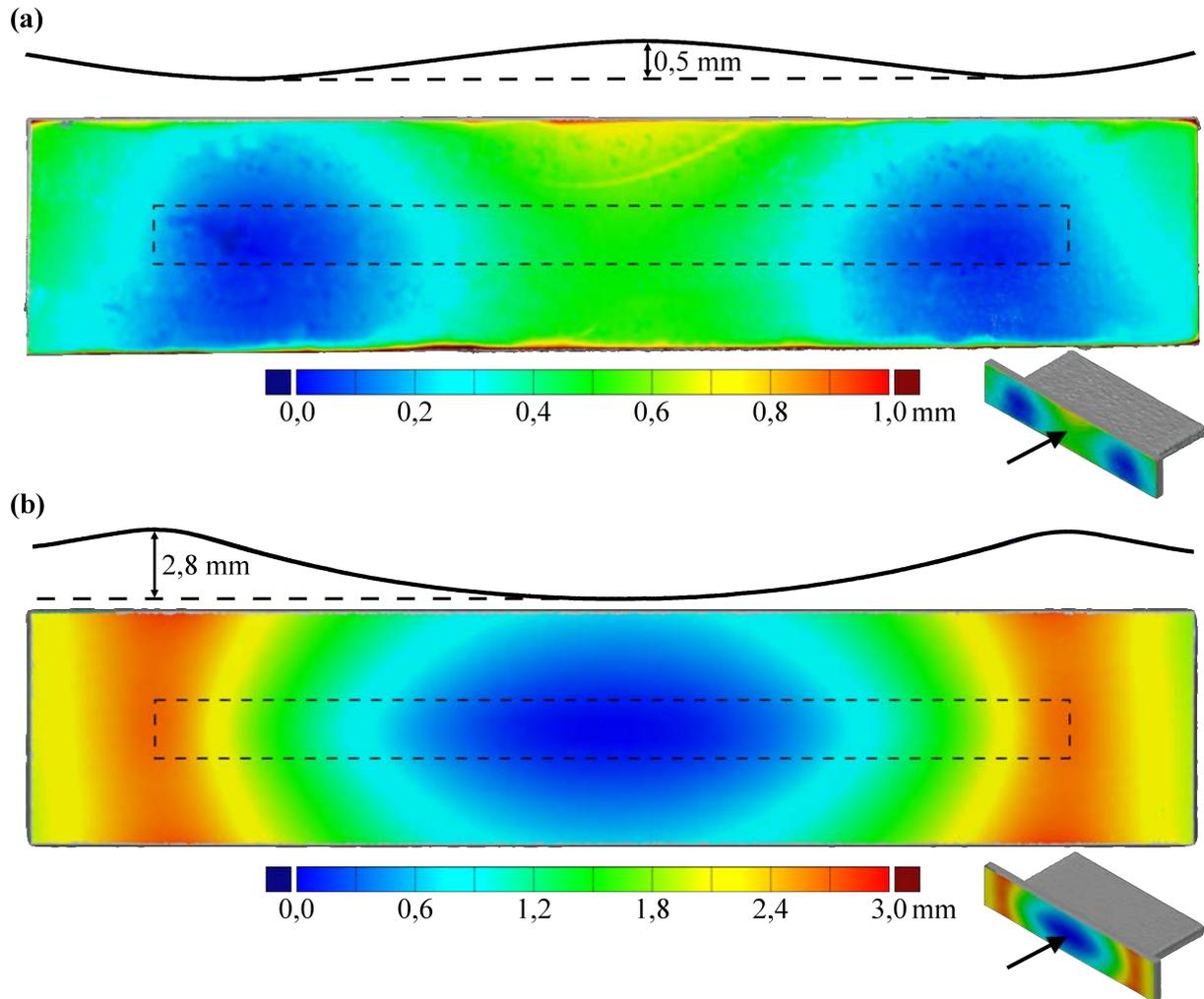


FIGURE 80 – Profil et mesure des déformations des substrats après fabrication pour un mur en (a) ER100 et (b) 316LSi.

3.3 Conclusions du chapitre

En conclusion, l'obtention d'une pièce en FA arc-fil est liée à la compréhension des interactions entre les stratégies et les paramètres de dépôts, la géométrie de la pièce et le matériau utilisé.

La température d'une pièce fabriquée en continu augmente rapidement et atteint des valeurs de plusieurs centaines de degrés. Le suivi en température sur le substrat montre qu'il subit un cycle thermique important qu'il faut considérer si celui-ci fait partie de la pièce finale. Toutefois, il ne permet pas de connaître les variations de température des dépôts de manière précise. L'utilisation de thermocouples insérés dans le bain de fusion sur le mur permet de suivre le cycle thermique de manière plus précise et de le corrélérer à la stratégie de fabrication. Les variations de température de chaque couche sont influencées par les paramètres de dépôt (notamment Vd), la stratégie de fabrication et la géométrie de la pièce. Malgré la complexité des cycles thermiques, il est possible d'identifier 3 zones dans les murs avec les considérations thermiques suivantes :

Considération 1 : les couches sont déposées avec une température entre couches faible et de courts temps de maintien au-dessus de 600 °C.

Considération 2 : les couches sont déposées avec une température entre couches élevée et des temps de maintien de plusieurs minutes au-dessus de 600 °C.

Considération 3 : les couches sont déposées avec une température entre couches élevée et de courts temps de maintien au-dessus de 600 °C.

Dans le cas de la fabrication sans interruption des murs, les considérations thermiques 1, 2, et 3 correspondent respectivement à 3 zones du mur : les premières couches déposées (zone 1), les couches intermédiaires (zone 2) et les dernières couches déposées (zone 3).

L'obtention de la géométrie d'une pièce passe par un choix judicieux des paramètres et des stratégies de dépôt. La gestion des trajectoires couplée aux paramètres de dépôt reste un challenge à parfaitement maîtriser, mais les résultats montrent qu'il est possible de se baser sur des modèles géométriques simples en première approche. Le matériau a également une forte incidence sur la qualité de la géométrie au niveau du comportement du bain de fusion et de la déformation de la pièce. Afin d'avoir une meilleure régularité, malgré l'élévation en température de la pièce, il semble préférable d'avoir un bain de fusion visqueux avec des tensions de surface suffisantes pour aider son maintien et éviter le risque de coulure. Plusieurs dérives du procédé telles que la variation de la hauteur de couche ou la présence de décalage ou d'interruption ont une incidence sur la géométrie. Les surépaisseurs de fabrication estimées par rapport à l'état de surface et aux déformations vont de 1 à 3 mm par face en fonction du matériau. Toutefois, ces valeurs peuvent être plus importantes si les déformations engendrées par les dépôts ne sont pas correctement anticipées : point qui reste difficile à estimer à cause de la complexité de la répartition thermique mise en jeu lors de la fabrication. Garantir la géométrie et les propriétés d'emploi des pièces est une phase importante de la fabrication pour être en conformité.

CHAPITRE

4

CARACTÉRISATION DES DÉPÔTS

4.1	Microstructure et propriétés mécaniques des pièces en ER100	119
4.1.1	Microstructure des pièces en ER100	119
4.1.1.1	Observations en microscopie optique	119
4.1.1.2	Ferrite pro-eutectoïde grossière	122
4.1.1.3	Mise en évidence d'austénite résiduelle	123
4.1.1.4	Simulation thermodynamique	124
4.1.1.5	Comportement de l'ER100 au refroidissement	127
4.1.1.6	Effet d'un traitement thermique	129
4.1.2	Propriétés mécaniques de l'ER100	130
4.1.2.1	Dureté	130
4.1.2.2	Résultats des essais de traction	133
4.1.2.3	Résultats essais de résilience	137
4.1.2.4	Conclusions sur les propriétés mécaniques de l'ER100	139
4.2	Microstructure et propriétés mécaniques des pièces en 316LSi	140
4.2.1	Microstructure des pièces en 316LSi	140
4.2.1.1	Mode de solidification	140
4.2.1.2	Direction de solidification	141
4.2.1.3	Phase précipitée	143
4.2.2	Propriétés mécaniques des pièces en 316LSi	144
4.2.2.1	Dureté	144
4.2.2.2	Résultats des essais de traction	145
4.2.2.3	Résultats des essais de résilience	147
4.2.2.4	Conclusion sur les propriétés mécaniques du 316LSi	147
4.3	Contrôlabilité et défauts des pièces	148
4.3.1	Typologies de défaut rencontrées	148
4.3.2	Importance de l'état de surface	149
4.3.3	Défauts visibles en contrôle radiographique	151

4.3.4 Défauts visibles en contrôle ultrasonore	152
4.3.5 Origine des défauts	155
4.4 Conclusions du chapitre	157

LA géométrie de la pièce et les conditions de fabrication étant caractérisées, il est également important de connaître la microstructure et les propriétés mécaniques des matériaux déposés. Les propriétés finales de la pièce en dépendent directement avec la présence éventuelle de défauts qu'il est nécessaire de détecter s'ils sont rédhibitoires.

- La première partie est axée sur l'interprétation des microstructures obtenues en fonction des cycles thermiques imposés au matériau, puis la mesure des propriétés mécaniques qui en découlent, pour les dépôts en ER100. L'effet des paramètres du procédé et d'un TTH post fabrication sont abordés.
- La deuxième partie est similaire à la première pour les dépôts en 316LSi.
- La dernière partie aborde la contrôlabilité et les défauts-types rencontrés dans les murs. Les résultats des contrôles non destructifs (CND) mis en œuvre sont présentés et discutés.

4.1 Microstructure et propriétés mécaniques des pièces en ER100

Le premier matériau étudié est l'acier ER100, pour lequel plusieurs paramètres de dépôt sont testés afin d'évaluer l'effet des réglages d'entrée sur les propriétés finales d'emploi. L'effet d'un traitement thermique post-fabrication est également discuté. Les paragraphes suivants décrivent les microstructures et les propriétés mécaniques obtenues dans les murs réalisés à partir de ce même matériau.

4.1.1 Microstructure des pièces en ER100

La microstructure des murs en ER100 est observée suivant une section transverse. Les paragraphes suivants vont mettre en évidence les différences présentes au sein d'un mur brut de fabrication et d'un mur ayant subi un traitement thermique.

4.1.1.1 Observations en microscopie optique

La figure 81 montre la microstructure d'un mur ER100 brut de dépôt révélée par une attaque nital prononcée. Les trois zones observées correspondent respectivement aux parties haute, centrale et basse du mur. Elles présentent toutes des structures de solidification orientées en fonction des solidifications successives de chaque cordon. Les microstructures présentes dans les parties basse et haute du mur sont très similaires (figure 81a et c). Par contre, la partie centrale présente des grains révélés en blanc de dimensions plus importantes (figure 81b) : ils sont localisés préférentiellement sur les anciens joints de grains de solidification et sont présents sur une grande partie de la hauteur du mur.

L'analyse des microstructures à plus fort grossissement présentée sur la figure 82 montre une microstructure fine avec une taille de grain inférieure à 5 μm , à l'exception des gros grains évoqués précédemment. Ces microstructures montrent majoritairement des grains de forme polygonale apparaissant en blanc. L'ER100 possède moins de 0,1 % de carbone, ce qui conduit à une microstructure majoritairement ferritique. Les grains un peu plus foncés et présents en moins grande quantité correspondent plutôt à de la ferrite-cémentite. Des particules pouvant être des carbures, des oxydes ou d'autres phases de très petites tailles (environ 1 μm) sont présentes aux joints de grains et au centre de la ferrite. D'autres grains apparaissant légèrement bleutés sont enfin présents. Les gros grains présents dans la partie centrale du mur sont révélés comme la ferrite mais avec une taille d'environ 20

μm de côté et pouvant atteindre $100 \mu\text{m}$ de long. Les paragraphes suivants vont chercher à expliquer les différentes phases en présence.

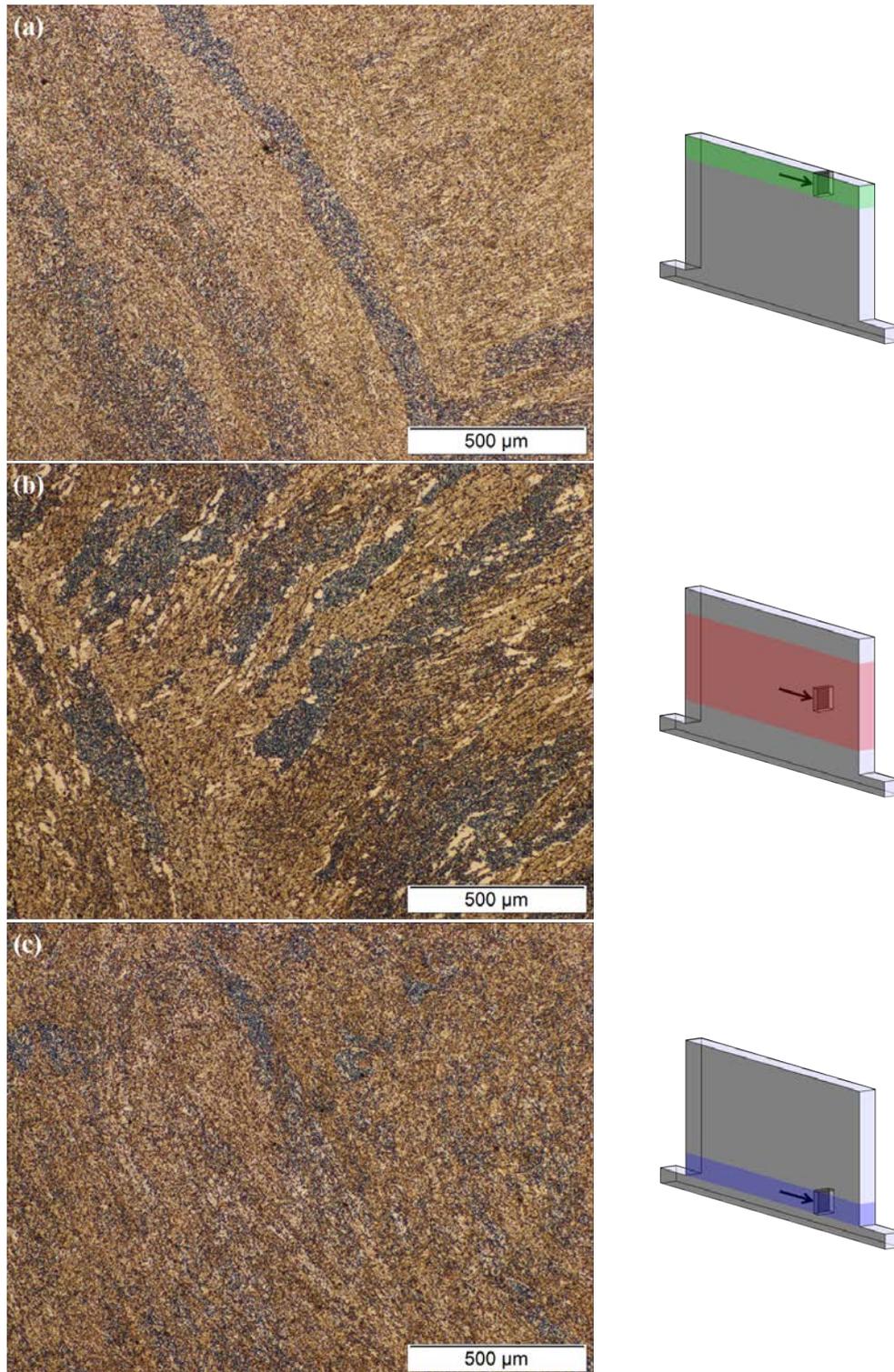


FIGURE 81 – Microstructure à faible grossissement d'un mur ER100 brut de dépôt dans (a) sa partie supérieure, (b) son centre, (c) sa partie basse.

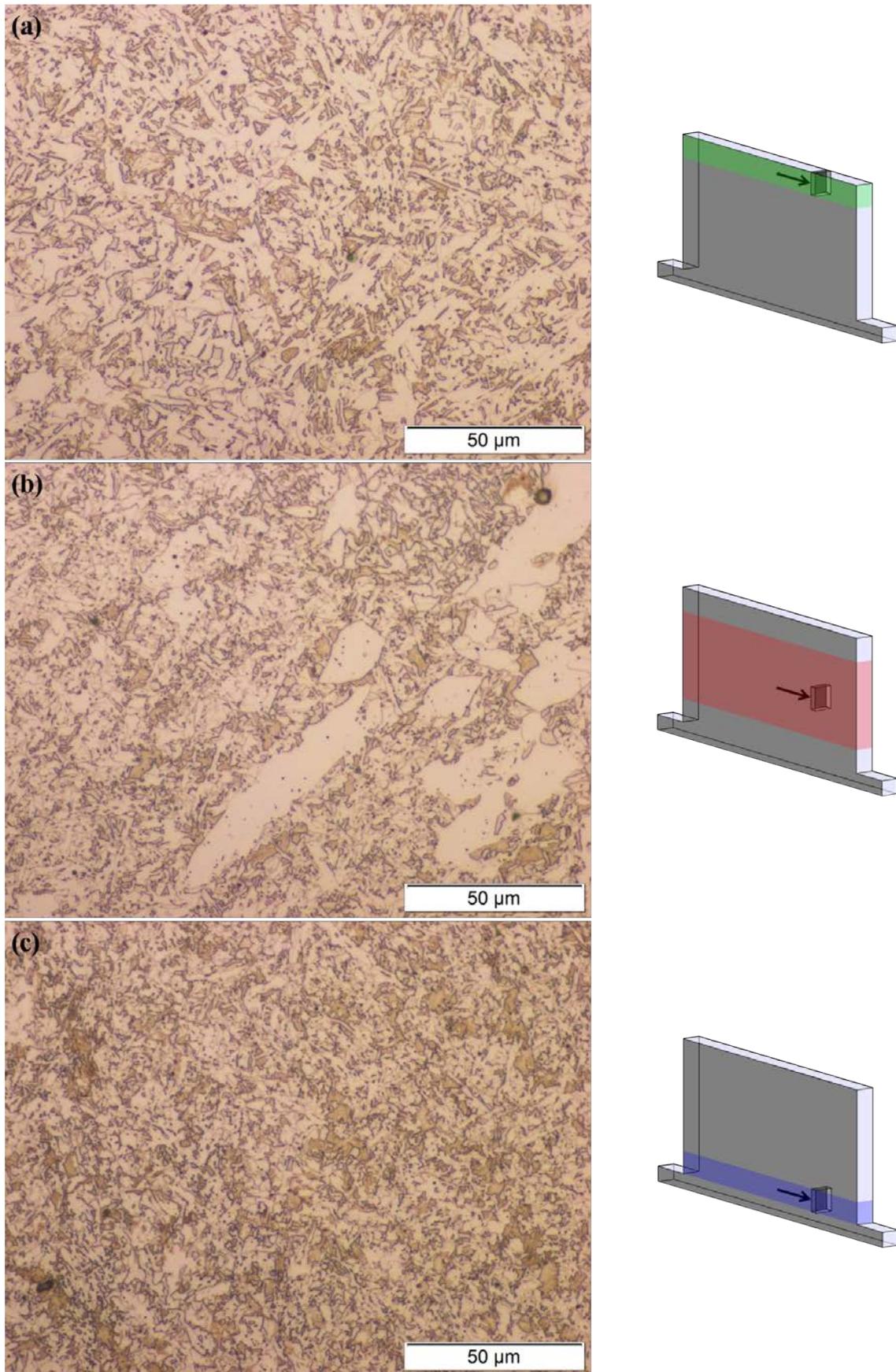


FIGURE 82 – Microstructure à fort grossissement d'un mur ER100 brut de dépôt dans (a) sa partie supérieure, (b) son centre, (c) sa partie basse.

4.1.1.2 Ferrite pro-eutectoïde grossière

Les gros grains de ferrite sont localisés au niveau des anciens joints de grains de solidification et seulement dans la partie centrale du mur. D'après les zones définies en fonction des considérations thermiques (paragraphe 3.3), ces grains nécessitent une forte température de préchauffage et un maintien en température relativement long pour se former. Dans le processus de solidification et de transformation au refroidissement en soudage tels que le montrent Bhadeshia et Honeycombe [78], trois phases sont majoritairement présentes :

- de la ferrite pro-eutectoïde se formant en premier au niveau des joints de grains de l'austénite issue de la solidification.
- de la ferrite sous forme de structure de Widmanstätten qui forme des aiguilles partant de la ferrite pro-eutectoïde et allant en direction du centre du grain d'austénite.
- et de la ferrite aciculaire qui germe préférentiellement sur des inclusions au cœur du grain d'austénite.

La plage de températures de formation de la ferrite pro-eutectoïde est située entre 800 et 600 °C. Le grossissement de cette ferrite s'effectue par le mouvement plan des joints de grains entre la ferrite et l'austénite [79].

Dans la partie centrale du mur, les cycles thermiques montrent un refroidissement lent et un maintien au-dessus de 600 °C pendant 30 minutes, ce qui est favorable au grossissement de cette ferrite pro-eutectoïde. En effet, la microstructure présentée sur la figure 83 montre que les joints des gros grains se sont déplacés de manière rectiligne et se sont parfois bloqués contre les inclusions. Le mécanisme de formation de la ferrite pro-eutectoïde grossière est donc dû à un grossissement de grains engendré par un long maintien au-dessus d'une température d'environ 600 °C.

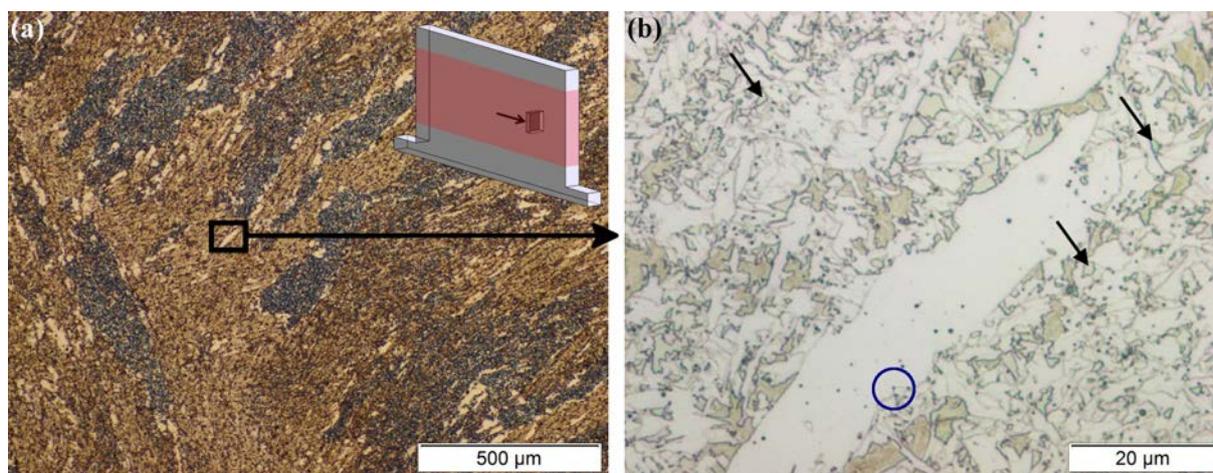


FIGURE 83 – Mise en évidence de la ferrite pro-eutectoïde grossière à : (a) faible grossissement et (b) fort grossissement.

4.1.1.3 Mise en évidence d'austénite résiduelle

La phase légèrement bleutée (repérée par des flèches à la figure 83) apparaît blanche si l'attaque au nital n'est pas suffisamment prononcée. Elle peut alors être confondue avec de la ferrite. Bhadeshia et Honeycombe [78] indiquent qu'il est également possible de trouver de la martensite, de la perlite dégénérée et de l'austénite résiduelle dans les dépôts. Afin d'aider à l'identification des phases en présence, une attaque colorante Klemm est utilisée. Cette attaque colorante permet de révéler la ferrite en bleu ou rouge, la martensite en marron, alors que la cémentite et l'austénite résiduelle ne sont pas attaquées [80]. Le résultat de l'attaque colorante présenté sur la figure 84 montre la présence de grains en blanc qui peuvent ainsi être de l'austénite résiduelle ou de la cémentite. La présence de cémentite en aussi grande quantité est peu probable compte tenu de la faible teneur en carbone de l'ER100 ; la présence d'austénite résiduelle est confirmée par les mesures en DRX, avec notamment la présence du pic de diffraction {200} de l'austénite. La morphologie, la taille et la position des grains d'austénite résiduelle correspondent à ceux de la phase bleutée révélée par l'attaque au nital.

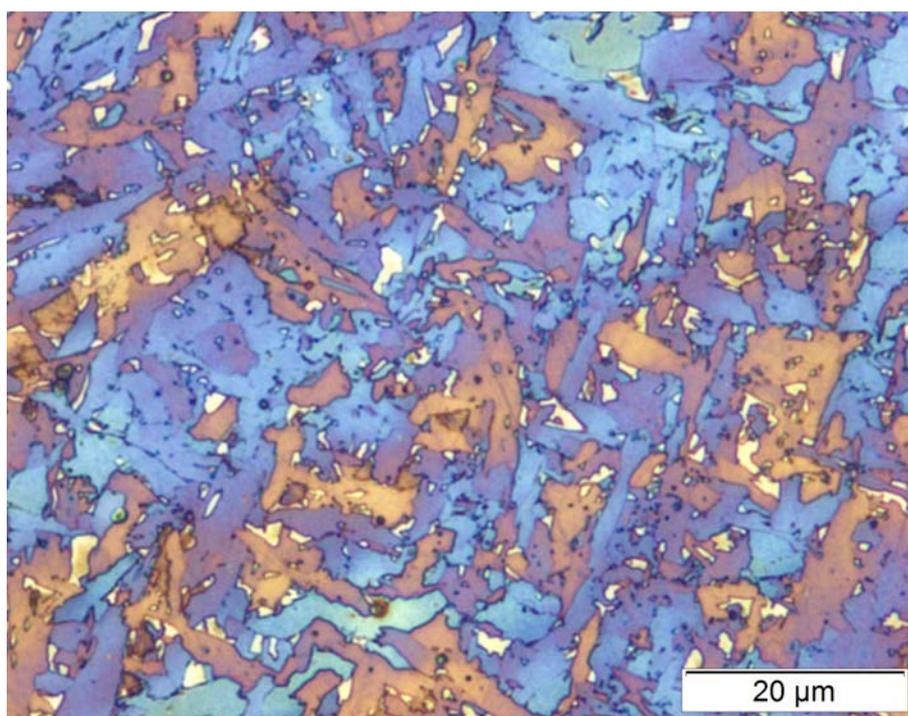


FIGURE 84 – Microstructure de l'ER100 à fort grossissement révélée par l'attaque colorante Klemm.

Un dosage de la fraction volumique d'austénite résiduelle est réalisé par DRX suivant la norme ASTM-E975-13. Au total, 28 dosages sont réalisés sur la hauteur du mur. Les résultats, présentés sur la figure 85, montrent la présence d'environ 5% d'austénite résiduelle au-delà de 40 mm de hauteur dans le mur.

Les produits d'apport en soudage d'aciers C-Mn sont en principe formulés de manière à éviter la formation d'austénite résiduelle. Celle-ci est susceptible de se transformer en martensite fraîche sous l'application d'un chargement et causer la ruine de l'assemblage. Dans le cas de la FA arc-fil, les cycles thermiques des premières couches sont les plus proches de ceux obtenus en soudage. L'absence d'austénite résiduelle sur la partie basse du mur conforte donc l'idée que le produit d'apport n'est pas censé en former. Par contre, sa présence sur les zones 2 et 3 semble indiquer que la température entre couches doit être importante pour la former, mais qu'il n'est pas nécessaire d'avoir un long temps de maintien. Afin d'expliquer l'origine probable de cette austénite résiduelle, deux méthodes expérimentales sont utilisées : une simulation thermodynamique basée sur la composition chimique de l'alliage et un diagramme TRC réalisé par dilatométrie.

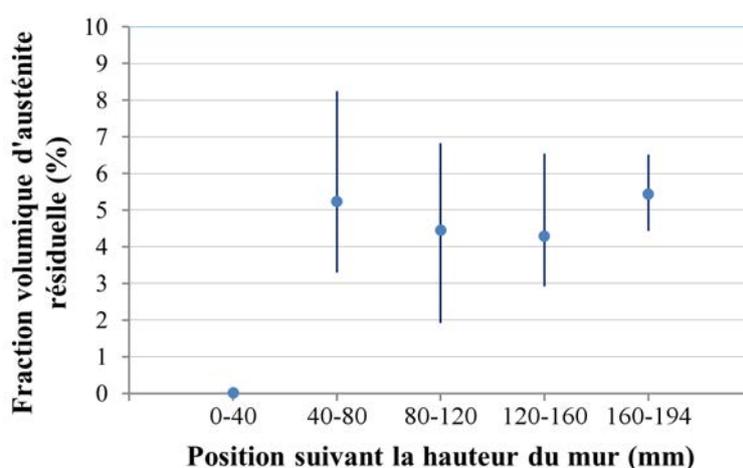


FIGURE 85 – Moyenne et étendue de la fraction volumique d'austénite résiduelle suivant la hauteur du mur.

4.1.1.4 Simulation thermodynamique

Le logiciel ThermoCalc (version 3.0.1.1) et la base de données TCFE 7 sont utilisés pour réaliser deux types de simulations :

À l'équilibre : qui considère un mélange parfait des éléments dans le liquide et autorise leur diffusion parfaite dans le solide.

De Scheil-Gulliver : qui considère un mélange parfait des éléments dans le liquide et n'autorise pas la diffusion d'élément dans le solide.

La simulation à l'équilibre donne les phases les plus stables à chaque température considérée : cela signifie que ce sont les phases obtenues au bout d'un temps de maintien très long. Pour les températures les plus basses (en dessous de 500 °C), les résultats sont à

prendre avec précaution car la mobilité des éléments devient quasiment nulle et certaines phases ne se forment pas dans la réalité.

La figure 86 présente le résultat de la simulation à l'équilibre. Lors du refroidissement, le liquide (L) commence à se solidifier à 1510 °C : δ est présente entre 1510 et 1480 °C et γ à partir de 1490 °C. Le matériau est composé à 100% de γ de 1480 à 805 °C. En dessous de 805 °C, la phase α (ferrite) se forme et en dessous de 715 °C apparaissent des carbures MC en faible quantité. La simulation montre également qu'une faible quantité de γ subsiste à 500 °C.

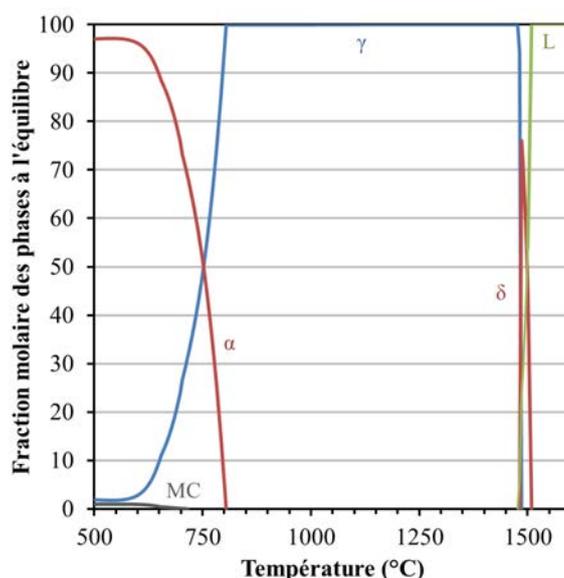
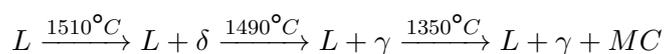


FIGURE 86 – Fraction molaire des phases de l'ER100 en fonction de la température (simulation à l'équilibre).

La simulation de Scheil-Gulliver permet de donner une tendance sur l'évolution de la concentration en éléments des phases lors de la solidification hors équilibre. Cette simulation se rapproche du comportement obtenu durant la solidification en soudage.

La figure 87 présente la fraction molaire de liquide en fonction de la température. D'après les résultats de la simulation, la solidification débute à 1510 °C pour former environ 70% de phase δ jusqu'à 1490 °C. En dessous de cette température, la phase δ se transforme en γ et le liquide forme uniquement de la phase γ jusqu'à 1350 °C. Des carbures riches en titane et molybdène sont susceptibles de se former entre 1350 et 1200 °C. Les étapes de la solidification de l'alliage sont donc :



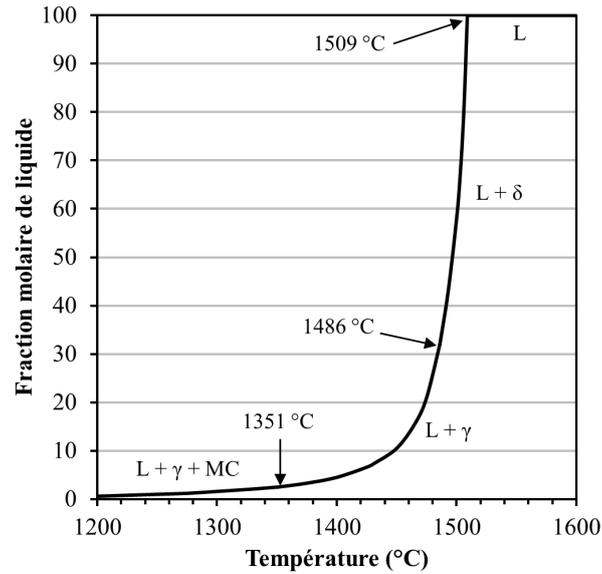


FIGURE 87 – Fraction molaire de liquide en fonction de la température pour l’ER100 (simulation de Scheil).

Durant la solidification, des éléments d’alliage sont rejetés dans le liquide avec des proportions qui dépendent de leur solubilité respective dans les différentes phases solides qui se forment. La figure 88a montre que le liquide s’enrichit fortement en Mn, Mo et C. Ainsi, la composition du liquide proche du solidus (1200 °C) est :

$$\text{Fe} - 2,9 \text{ C} - 1,7 \text{ Si} - 5,2 \text{ Mn} - 5,2 \text{ Mo} - 2,1 \text{ Ni} - 0,3 \text{ Cr} (\%_{\text{massique}}).$$

Compte tenu de la variation de composition chimique du liquide, les premiers et derniers grains solidifiés auront des compositions très différentes. En effet, l’austénite (figure 88b) s’enrichit en Mn, Ni, Si, Mo et C au cours du refroidissement. Il est possible d’estimer la température de transformation de l’austénite en martensite à l’aide de la formule d’Andrews [81] :

$$M_s(^{\circ}\text{C}) = 539 - 423C - 30,4Mn - 17,7Ni - 12,1Cr - 7,5Mo(\%_{\text{massique}}) \quad (21)$$

Dans les limites de composition chimique suivantes : $0,11 < C < 0,55$

$$0,2 < Mn < 1,67$$

$$0,11 < Si < 1,74$$

$$Ni < 5$$

$$Cr < 3,3$$

$$Mo < 1 (\%_{\text{massique}})$$

L'application de cette formule à la composition de l'austénite en fin de solidification n'est pas recommandée car les proportions de certains éléments d'alliage sont en dehors des limites fixées pour l'utilisation de la formule. Toutefois, cette équation permet de comprendre pourquoi une certaine proportion d'austénite peut subsister à température ambiante dans le matériau considéré. En effet, la formule donne une évolution linéaire du Ms allant de 428 °C pour la composition chimique du premier grain à -77 °C pour celle du dernier grain d'austénite formé. Les simulations thermodynamiques montrent que durant la solidification, les grains possèdent différentes compositions chimiques. Les derniers grains solidifiés ont une composition chimique qui peut conduire à une stabilisation de l'austénite à température ambiante, ce qui peut expliquer la présence d'austénite résiduelle dans l'ER100.

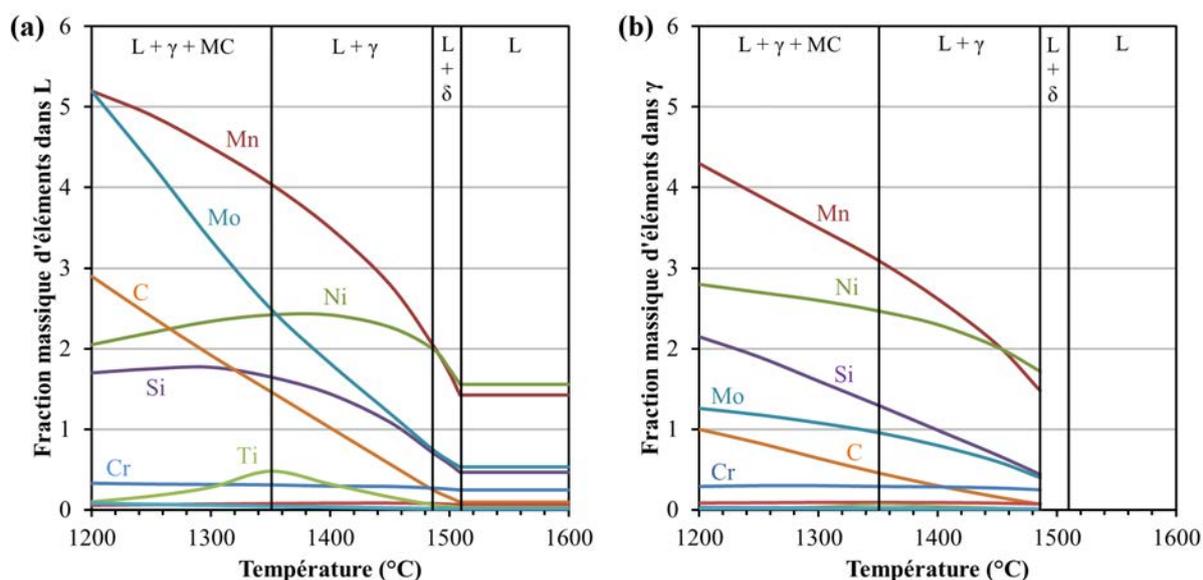


FIGURE 88 – Évolution de la fraction massique d'éléments de l'ER100 en fonction de la température dans (a) le liquide et (b) l'austénite (simulation de Scheil).

4.1.1.5 Comportement de l'ER100 au refroidissement

Le diagramme TRC présenté sur la figure 89 permet d'analyser le comportement de l'ER100 au refroidissement pour des vitesses de refroidissement allant de 1 à 150 °C/s.

Le diagramme présente différentes gammes de vitesses qu'il est possible de classer en fonction de la microstructure et de la dureté finales du matériau. Les vitesses de refroidissement supérieures à 45 °C/s vont induire la formation de phases aiguillées et dures (environ 370 HV) de type bainite / martensite. Les gammes de vitesses intermédiaires allant de 40 à 10 °C/s vont promouvoir des phases moins dures (autour de 300 HV). Les vitesses de refroidissement obtenues en soudage sont généralement comprises dans cette

gamme de vitesses. En dessous de 10 °C/s, la microstructure formée est de moins en moins "en aiguilles" avec un niveau de dureté autour de 250 HV.

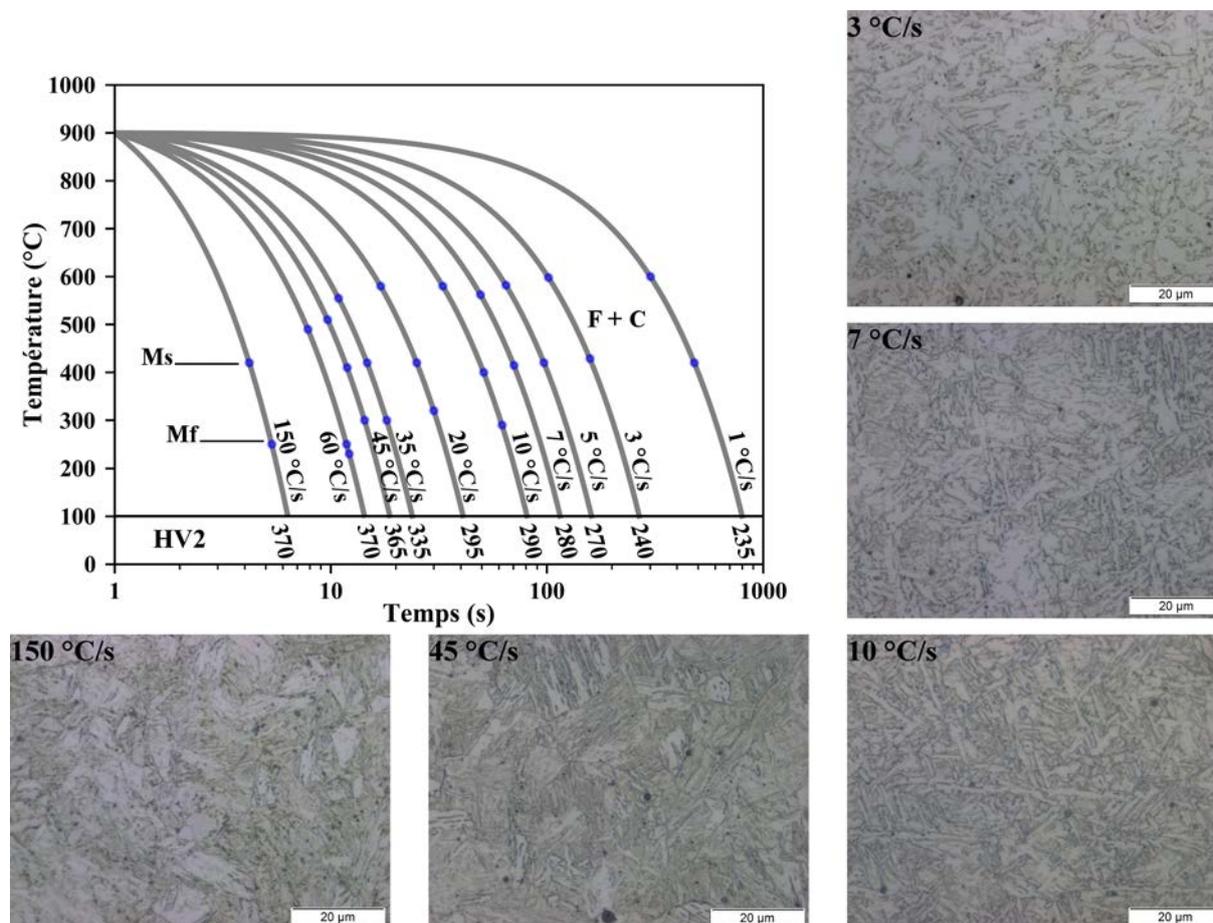


FIGURE 89 – Diagramme TRC de l'ER100 avec dureté HV2 et microstructure obtenue en fonction des vitesses de refroidissement (F = ferrite, C = cémentite).

Les microstructures résultant des essais de dilatométrie diffèrent de celles obtenues en FA arc-fil car les cycles thermiques sont bien plus complexes en FA. Néanmoins, les résultats montrent trois gammes de vitesses de refroidissement engendrant des microstructures et duretés voisines. Dans la gamme de vitesses de refroidissement testées, les températures de début de transformation sont inférieures à 600 °C.

Des mesures par DRX sont également réalisées sur les échantillons de dilatométrie pour vérifier la présence éventuelle d'austénite résiduelle : les échantillons obtenus pour des vitesses de refroidissement les plus faibles, inférieures à 10 °C/s, en présentent systématiquement.

4.1.1.6 Effet d'un traitement thermique

Comme discuté dans la partie 3.1.2 et 3.2.4.3, le gradient thermique constaté dans le mur au cours de la fabrication peut engendrer un niveau de contraintes résiduelles important. Un TTH de détensionnement est effectué afin d'en abaisser le niveau et ainsi d'améliorer la stabilité dimensionnelle lors de l'opération d'usinage. Le palier choisi est de 600 °C pendant 4 heures avec des rampes de chauffe et de refroidissement de 50 °C/h. Dans le cas du soudage, ce cycle permet d'abaisser le niveau des contraintes résiduelles et de faire un revenu de la martensite fraîchement formée.

Dans le cas de la FA, les conclusions sont différentes. La microstructure brute de dépôt présente de l'austénite résiduelle qui n'est normalement pas stable à température ambiante. Le traitement thermique va déstabiliser l'austénite résiduelle et la transformer. En effet, la figure 90 montre que l'austénite résiduelle est absente après TTH, ce qui est confirmé par les mesures de DRX.

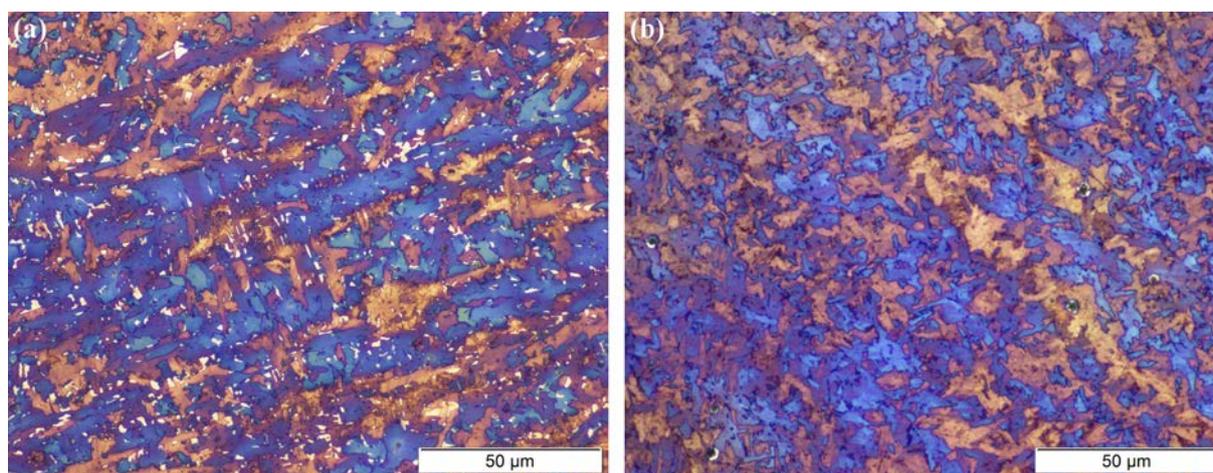


FIGURE 90 – Microstructure de l'ER100 révélée par l'attaque colorante Klemm sur un mur (a) brut de dépôt et (b) après TTH.

L'austénite résiduelle est plus riche en carbone et en éléments d'alliage comme le suggère les résultats de la simulation thermodynamique. Son réchauffement va notamment permettre la précipitation de carbures. La figure 91 présente les microstructures brutes de dépôt et après TTH révélées après une attaque au picral 4%. Cette attaque ne révèle pas les joints de grains de la ferrite, mais met en évidence la perlite, la bainite, la martensite et les carbures. Sur la structure brute de dépôt, il est impossible de déterminer si les grains légèrement bruns sont de l'austénite résiduelle ou une autre phase. Par contre, la microstructure après TTH présente des grains de forme équivalente mais qui semblent décomposés. La présence de points noirs séparés par une phase claire laisse penser que l'austénite résiduelle s'est décomposée en ferrite + cémentite + autres carbures. Concernant la ferrite pro-eutectoïde grossière présente après TTH, elle possède une proportion et une

taille de grains similaires à celles présentes dans les murs sans TTH. L'effet du TTH sur la ferrite pro-eutectoïde semble donc mineur.

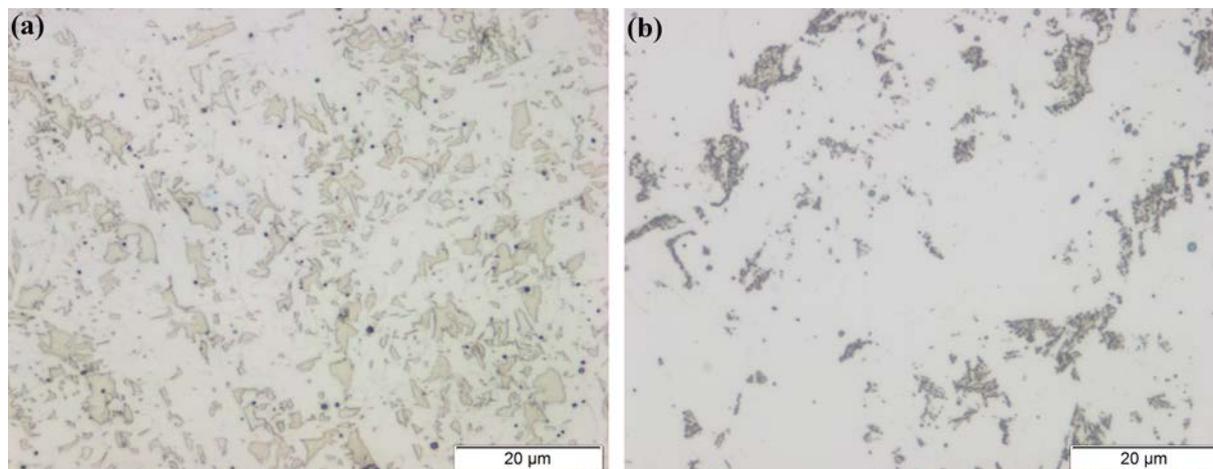


FIGURE 91 – Microstructure révélée avec une attaque picral 4% sur un mur (a) brut de dépôt et (b) après TTH.

4.1.2 Propriétés mécaniques de l'ER100

La caractérisation mécanique a pour but de déterminer les propriétés finales d'emploi des pièces élaborées au travers d'essais de dureté, de traction et de résilience. Les résultats obtenus permettent également d'étudier la présence d'une éventuelle anisotropie ainsi que l'effet des paramètres de dépôt et d'un traitement thermique ; une attention particulière sera enfin portée sur les interruptions survenues lors de la fabrication et qui sont susceptibles d'avoir un impact non négligeable.

4.1.2.1 Dureté

Les cartographies de dureté HV2 sont réalisées selon une section transverse des murs (largeur x hauteur). La figure 92 présente les cartographies réalisées sur les murs avec différents paramètres de fabrication. Les rectangles noirs représentent les dimensions de la section transverse des murs usinés ; les traits rouges symbolisent la position approximative à laquelle les interruptions aux cours de la fabrication ont eu lieu. Dans le cas du mur 7,5/80, à cause de la présence de porosités, aucune valeur au-delà de 160 mm n'a été mesurée pour ne pas risquer d'endommager la machine.

De manière globale, toutes les cartographies présentent un niveau de dureté d'environ 180 HV2 dans le substrat (bleu), qui est la dureté initiale du métal de base. Les premières couches (de 20 à 25 mm) ayant un cycle thermique le plus proche du soudage (température

entre couches faible, de 20 à 300 °C, et vitesses de refroidissement rapides), l'obtention d'une dureté supérieure est cohérente. Qui plus est, la dilution avec le substrat modifie localement la composition chimique du matériau déposé, ce qui peut changer ses structures de solidification. Excepté pour les murs ayant subi un arrêt de fabrication, la dureté au-delà de 25 mm est homogène avec des valeurs moyennes comprises entre 240 et 260 HV2.

Pour évaluer l'effet d'un traitement thermique, deux murs sont réalisés avec les conditions de fabrication 10/80 et deux autres avec 7,5/60. Dans le cas 10/80, le niveau de dureté sur les premières couches du mur semble diminuer après traitement thermique. Sur le reste de la hauteur, il semblerait que le traitement thermique préserve l'homogénéité du matériau sans changement significatif.

Les murs 7,5/60 sont plus compliqués à comparer à cause de l'interruption à 56 mm et la présence de porosités à partir de 146 mm. Néanmoins, les niveaux de dureté des parties centrales de 70 à 120 mm ne présentent pas de variations significatives pour les deux conditions, brut de dépôt et avec traitement thermique. Le niveau de dureté est du même ordre de grandeur, avec des valeurs moyennes de 255 et 240 HV2, respectivement.

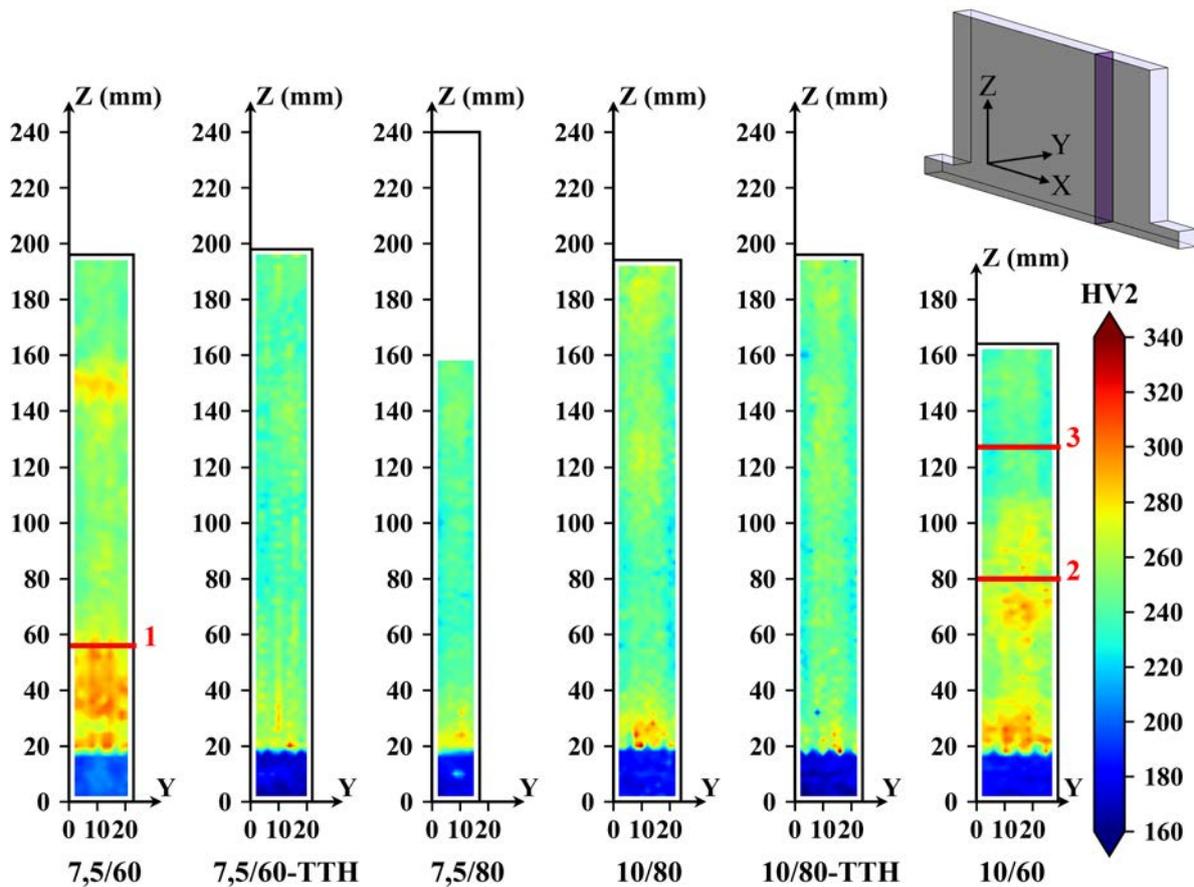


FIGURE 92 – Cartographie de dureté HV2 des différents murs.

La dureté du mur 7,5/80 est également homogène avec un niveau équivalent aux murs 10/80 et 7,5/60 (240 HV2 en moyenne).

Comme montré dans le paragraphe 3.1.3, les interruptions durant la fabrication ont un effet sur le cycle thermique de la pièce. Dans le cas du mur 7,5/60, l'interruption (1) de 4 minutes a engendré une diminution de la température de la partie supérieure du mur de 540 °C à 290 °C ($\Delta_{Température} = - 250$ °C). Pour le mur 10/60, l'interruption (2) de 7 minutes a engendré une diminution de la température de 655 à 425 °C ($\Delta_{Température} = - 230$ °C) alors que l'interruption (3) de seulement 1 minute fait passer la température de 715 à 650 °C ($\Delta_{Température} = - 65$ °C). Les résultats des mesures de dureté montrent deux effets différents lors des interruptions :

- un niveau de dureté plus élevé dans les zones avant les interruptions de 4 et 7 minutes pour celles des murs 7,5/60 (1) et 10/60 (2).
- aucune variation de dureté avant l'interruption de 1 minute du mur 10/60 (3).

En se basant sur les résultats du diagramme TRC (figure 89), les débuts de transformation au refroidissement sont potentiellement situés autour de 600 °C. Les interruptions (1) et (2) engendrent une chute de la température de la partie supérieure des murs en dessous de cette valeur, ce qui n'est pas le cas de l'interruption (3). Il est donc probable que l'interruption (3) n'ait pas modifié le cycle de transformation au refroidissement du mur contrairement aux deux autres interruptions. Lors de la reprise de la fabrication, les couches ayant subi des transformations liées à l'interruption sont réchauffées à des températures entre 500 et 600 °C. Il semblerait donc que les régions du mur ayant subi ce cycle thermique (refroidissement conduisant à des transformations + réchauffage) possèdent une microstructure plus dure.

L'analyse des cartographies de dureté montre des valeurs globalement homogènes dans les murs. Il semblerait donc que les paramètres de dépôt n'engendrent pas de variations significatives de dureté. La dureté supérieure des premières couches peut s'expliquer par des vitesses de refroidissement rapide, un régime thermique plus froid que sur la partie supérieure, et par la dilution avec le substrat. Enfin, une interruption suffisamment longue pour modifier les conditions de transformation au refroidissement de la pièce suivie par un réchauffage engendre une augmentation de la dureté dans la zone située avant cette interruption. Pour conclure sur l'effet d'un arrêt de fabrication sur la pièce, il est important de connaître les variations de température induites et le comportement du matériau au refroidissement.

4.1.2.2 Résultats des essais de traction

Les résultats issus des essais de traction permettent d'étudier l'éventuelle présence d'une anisotropie entre le sens horizontal et vertical du mur ainsi que l'évolution des valeurs suivant la hauteur du mur. Les résultats présentés à la figure 93 montrent les limites d'élasticité ($R_{p0,2}$), les résistances maximales (R_m) et les déformations à rupture ($A\%$) obtenues suivant le sens de prélèvement (horizontal (H) ou vertical (V)) des différents murs. Les résultats des éprouvettes verticales du mur 10/60 ne sont pas considérés car ces dernières ont cassé en dehors de la zone calibrée et les essais ne sont donc pas conformes.

Les valeurs de R_m obtenues dans les différents murs bruts de dépôt ou avec traitement thermique sont équivalentes avec des valeurs moyennes comprises entre 750 et 800 MPa. La valeur moyenne de $R_{p0,2}$ se situe entre 500 et 550 MPa pour les murs bruts de dépôt et entre 575 et 600 MPa pour ceux ayant subi un traitement thermique. Les valeurs moyennes de $A\%$ sont également similaires pour tous les murs avec des valeurs comprises entre 20 et 25%.

Les résultats ne présentent pas de différence majeure entre les éprouvettes H et V : néanmoins, les barres d'erreur des éprouvettes V sont plus faibles que celles obtenues pour les éprouvettes H. La localisation de la rupture sur toutes les éprouvettes verticales d'un même mur est identique. On peut noter que la partie calibrée de ces éprouvettes interagit avec typiquement 20 à 25 couches. Sachant que la rupture s'initie dans les zones de plus faible résistance, il semblerait qu'elle soit attribuée à une même couche.

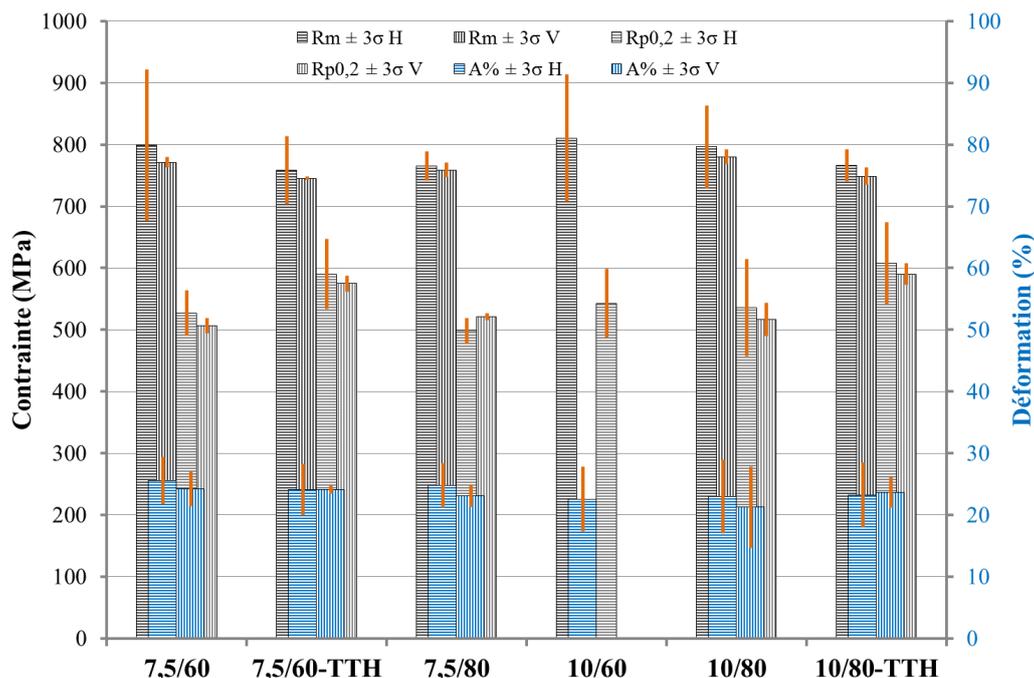


FIGURE 93 – Résultats de la limite d'élasticité ($R_{p0,2}$), la résistance maximale (R_m) et de la déformation à rupture ($A\%$) pour les différents paramètres de dépôt et des éprouvettes prélevées en sens horizontal (H) et vertical (V).

A la différence des éprouvettes V, les éprouvettes H ne prennent en compte que 2 à 3 couches. Chaque couche ayant un cycle thermique différent, il ne paraît pas anormal d'avoir de faibles variations de comportement pour ces éprouvettes suivant la hauteur du mur. En effet, la figure 94 montre l'évolution des résistances suivant la hauteur du mur. L'éprouvette située au plus proche du substrat possède des propriétés supérieures, ce qui est en accord avec les duretés plus élevées sur les premières couches. Il est constaté que chaque lot de trois éprouvettes est homogène. La résistance semble légèrement fluctuer avec le cycle de température subi dans la zone de prélèvement. Sans considérer la première éprouvette, celles situées sur la moitié basse du mur subissent des cycles thermiques plus longs et ont une résistance inférieure à celle de la partie haute. Les étendues de mesure des $R_{p0,2}$ et R_m entre les parties basse (encerclée en vert) et haute (encerclée en bleu) du mur diffèrent d'environ 70 MPa. Ce résultat, déterminé sur le mur 10/80, n'est néanmoins pas aussi marqué sur les autres murs. Ainsi, les propriétés peuvent donc être considérées comme homogènes dans un intervalle de ± 35 MPa ($\pm 7\%$ pour $R_{p0,2}$ et $\pm 4\%$ pour R_m).

D'après les résultats présentés sur la figure 93, les propriétés mécaniques semblent isotropes. Comme la rupture des éprouvettes V se produit à la même hauteur, il est possible de représenter les valeurs moyennes des résistances des éprouvettes V à la hauteur correspondante (figure 95). Les valeurs de résistance des éprouvettes V sont très proches de celles des éprouvettes H voisines. Cette constatation est vraie pour tous les murs en ER100

fabriqués. Le comportement de l'ER100 est donc isotrope. De plus, les éprouvettes verticales étant prélevées de part et d'autre du mur, les propriétés mécaniques sont homogènes sur une même hauteur de la pièce.

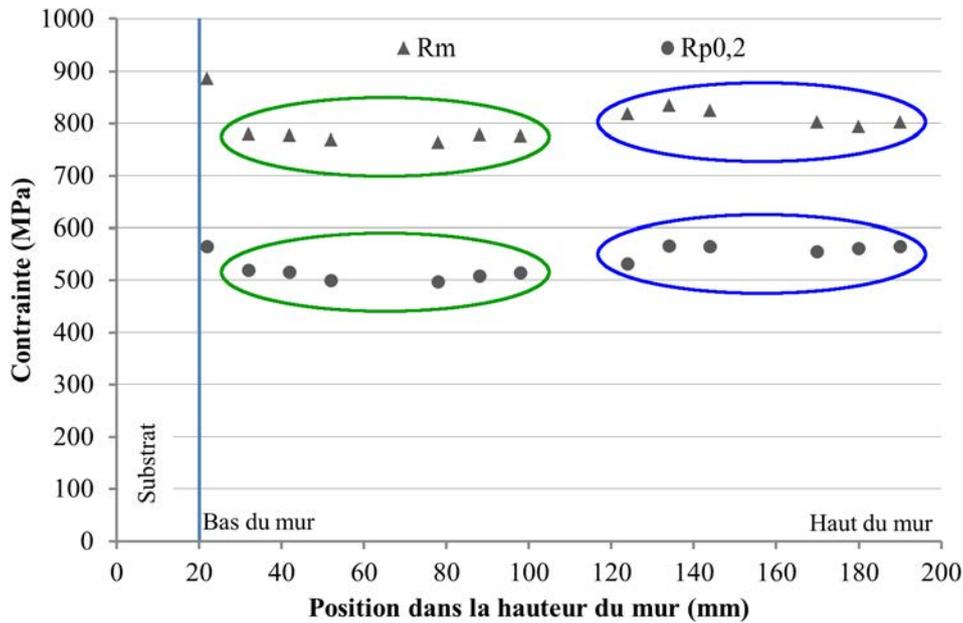


FIGURE 94 – Valeurs de Rp0,2 et Rm des éprouvettes H du mur 10/80 suivant la hauteur de prélèvement.

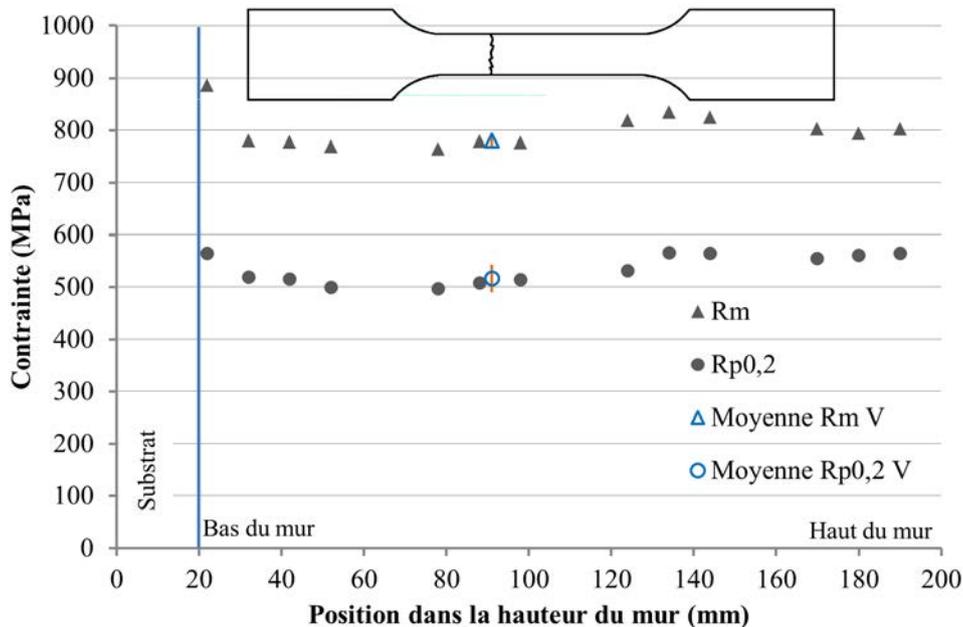


FIGURE 95 – Valeurs moyennes de Rm et Rp0,2 des éprouvettes V positionnées à la hauteur de rupture dans le mur 10/80.

Les éprouvettes V ont toutefois révélé une différence par rapport aux éprouvettes H lors des essais de traction. Les aspects de surface des éprouvettes V ont révélé un motif en forme d'écaille représentant la géométrie de chaque cordon de chaque couche (figure 96). Cet aspect, non visible sur les éprouvettes H, est vraisemblablement lié aux structures de solidification qui restent présentes au cours de la fabrication. Ainsi, les différentes zones résultantes au sein d'un même cordon ne se déforment pas de la même façon.

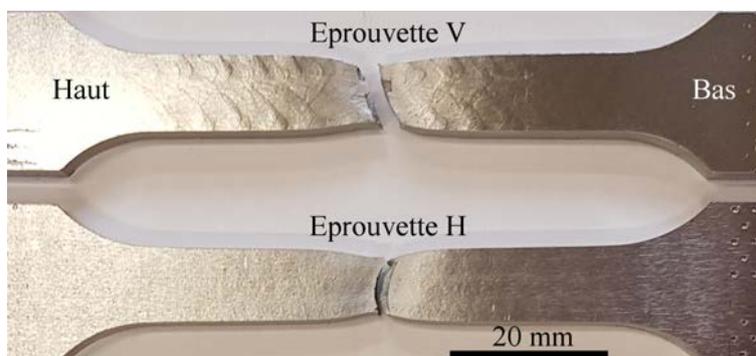


FIGURE 96 – Aspect des éprouvettes H et V après traction.

Effet du TTH sur les propriétés de traction : les résultats montrent que l'utilisation d'un TTH permet d'augmenter la limite d'élasticité du matériau. Les deux murs 10/80 et 10/80-TTH ont des cycles thermiques de fabrication identiques et n'ont pas subi d'arrêt de fabrication. Il est donc possible de comparer avec une bonne correspondance l'influence du traitement thermique sur les propriétés mécaniques suivant la hauteur du mur. La figure 97 compare deux courbes de traction sur des éprouvettes prélevées à même hauteur dans ces murs. Les lois de comportement du matériau brut de dépôt et après TTH sont systématiquement différentes au niveau du coude entre le domaine élastique et le domaine plastique.

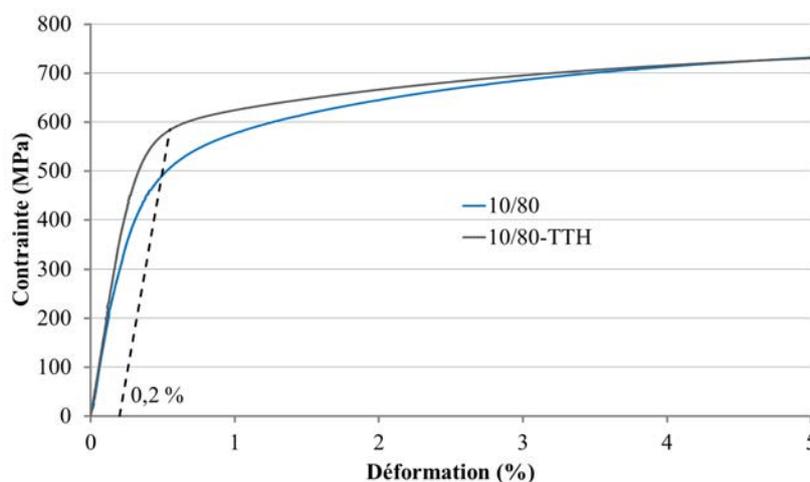


FIGURE 97 – Courbes de traction des éprouvettes situées à 78 mm de hauteur dans les murs 10/80 et 10/80-TTH.

Comme décrit dans la partie 4.1.1, les microstructures présentes dans les murs bruts de dépôt possèdent notamment de gros grains de ferrite pro-eutectoïde et d'austénite résiduelle. Le traitement thermique permet de diminuer le niveau de contraintes résiduelles et de transformer l'austénite résiduelle en ferrite et carbure. Il est donc probable que la précipitation des carbures soit en partie responsable du changement du comportement du matériau. Il est toutefois important de regarder la contribution de chaque phase sur les propriétés mécaniques. La figure 98 présente les résultats de traction des éprouvettes H des murs 10/80 et 10/80-TTH ainsi que la présence des gros grains de ferrite pro-eutectoïde et de l'austénite résiduelle suivant la hauteur.

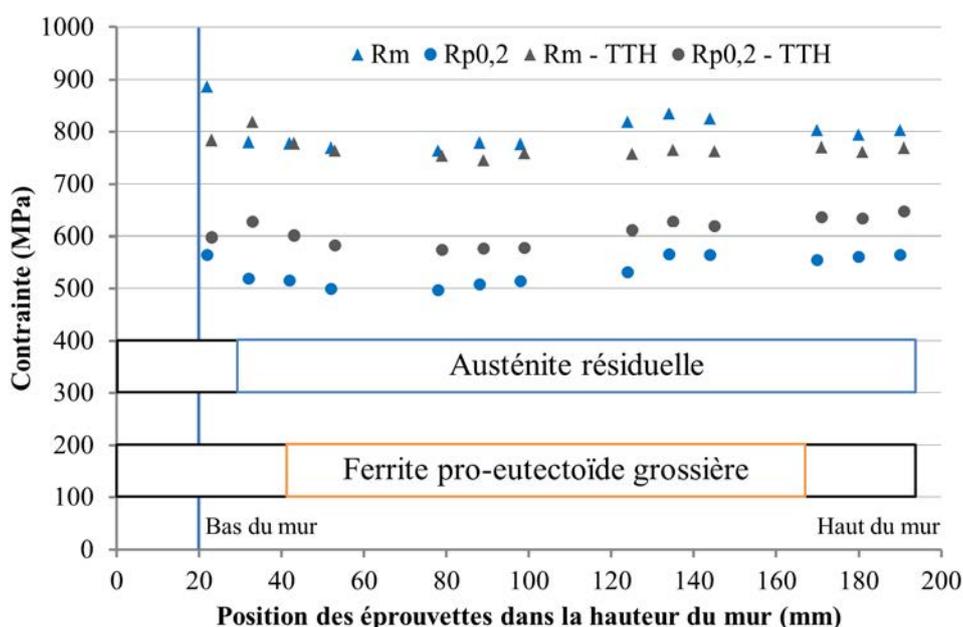


FIGURE 98 – Evolution de Rm et Rp0,2 selon la hauteur du mur (en bleu : brut de dépôt ; en gris : avec TTH) et corrélation avec la présence d'austénite résiduelle et de gros grains de ferrite pro-eutectoïde dans les murs.

L'évolution des valeurs de Rp0,2 et Rm en fonction de la présence ou non des gros grains de ferrite pro-eutectoïde ne montre pas d'effet majeur. La contribution de ces gros grains semble peu importante. Néanmoins, sur les hauteurs où l'austénite résiduelle est présente, l'effet du TTH augmente Rp0,2 de 50 à 100 MPa. Ce constat est également valable dans le cas des murs 7,5/60 et 7,5/60-TTH. Cela consolide le fait que la formation de carbures peut augmenter la limite d'élasticité du matériau.

4.1.2.3 Résultats essais de résilience

Les essais de résilience ont été réalisés entre -60 et 20 °C afin d'analyser la zone de transition ductile-fragile attendue. La majorité des points montre une rupture autour de

18 J à -60 °C et 50 J à 20 °C. Les résultats de résilience s'accompagnent généralement d'une certaine dispersion, comme le montre la figure 99. De la même manière que pour les résultats de dureté ou de traction, les paramètres de dépôt n'ont pas de grande influence sur la résilience. En considérant la pente formée par le nuage de points, le palier de fragilité inférieur à 10 J se situe à des températures inférieures à -80 °C. Le palier ductile se trouve lui au-dessus de 20 °C, mais les résultats ne permettent pas de donner de température exacte. La fourchette de températures testées se trouve donc dans la zone de transition ductile-fragile du matériau.

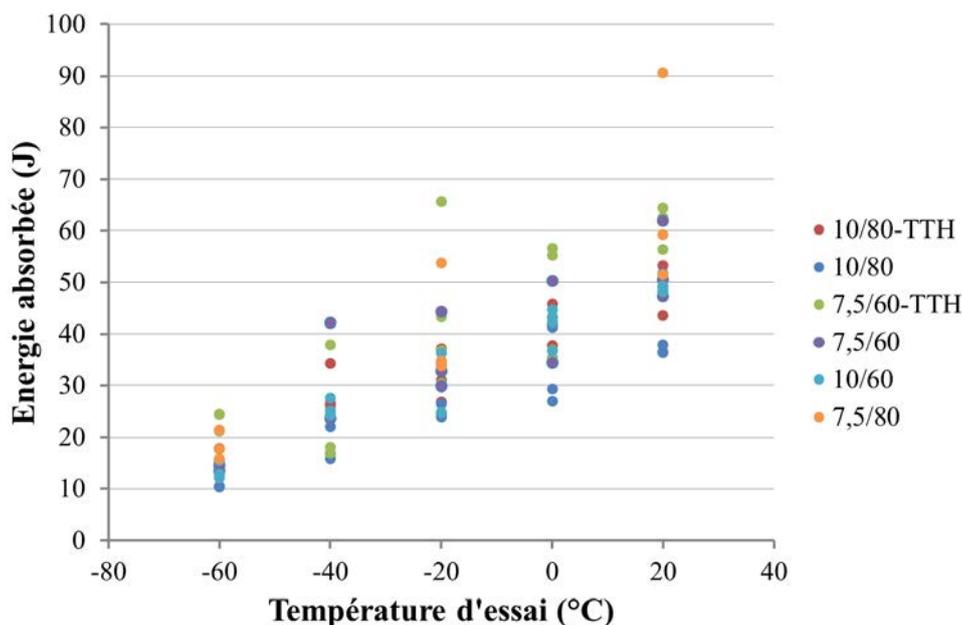


FIGURE 99 – Énergie absorbée lors d'essais Charpy V à différentes températures.

Le produit d'apport en ER100 donne, dans des conditions de soudage, des énergies de rupture supérieures à 47 J à -60 °C. Dans les conditions de FA, ces valeurs sont atteintes pour une température d'essai à 20 °C. Il y a donc une différence importante de comportement en résilience du matériau. Les raisons pouvant expliquer une telle différence sont la microstructure, le taux d'oxygène, ou la présence d'inclusions.

Le produit d'apport ER100 est conçu pour former de la ferrite aciculaire lors du soudage grâce à la présence de quelques centaines de ppm de titane [82]. Néanmoins, comme présenté, les cycles thermiques lors de la fabrication diffèrent du soudage et les microstructures sont bien différentes. Les éprouvettes sont prélevées à trois hauteurs du mur dans la partie centrale, ce qui correspond dans la majorité des cas aux couches ayant une présence de gros grains de ferrite pro-eutectoïde. Comme le montre [83], la présence de ces gros grains donne de moins bonnes valeurs de résilience en comparaison avec de la ferrite aciculaire. Les structures issues d'un refroidissement lent donnent donc un niveau de résilience inférieur

à celui attendu en soudage. Néanmoins, quels que soient les paramètres du procédé utilisé, il est possible de garantir un niveau d'énergie de rupture de 27 J à -20 °C.

4.1.2.4 Conclusions sur les propriétés mécaniques de l'ER100

Les différents essais de caractérisation des propriétés mécaniques montrent des résultats homogènes suivant la hauteur des murs traduisant un comportement isotrope. Les propriétés mécaniques obtenues ne sont pas influencées par les paramètres de dépôt utilisés. En effet, les cycles thermiques équivalents obtenus lors de la fabrication induisent des microstructures équivalentes, ce qui conduit à des propriétés mécaniques très proches.

La présence de ferrite pro-eutectoïde grossière n'a pas pu être reliée à un effet sur les propriétés mécaniques. Néanmoins, d'après la littérature, ce type de structure est défavorable pour les propriétés de résilience.

La présence d'austénite résiduelle peut être expliquée par une variation locale de la composition chimique lors de la solidification et les vitesses de refroidissement lentes (quelques °C/s) liées à la fabrication. L'utilisation d'un traitement thermique permet de transformer l'austénite résiduelle présente dans les pièces brutes de dépôt. Cela aura pour effet, en plus de diminuer le niveau de contraintes résiduelles, d'augmenter la limite d'élasticité du matériau. Cette modification de comportement peut être en partie expliquée par la précipitation de carbures au niveau des grains d'austénite résiduelle.

Les interruptions en cours de fabrication peuvent survenir pour différentes raisons : erreur robot ou générateur, coupure électrique, déclenchement d'un arrêt d'urgence ou pour une maintenance sur l'équipement. Une interruption n'est pas forcément néfaste pour la pièce finale, mais il est important de connaître l'évolution de la température qui en résulte. Si le comportement du matériau au refroidissement est connu, il est alors possible d'estimer si la chute de température va impliquer une transformation. Dans le cas de l'ER100, les interruptions suffisamment longues ont conduit à un durcissement et une augmentation des propriétés de traction.

Au final, grâce au procédé de FA arc-fil, il est possible de garantir la fabrication de pièces avec des taux de dépôt effectif de 5 kg/h et les propriétés mécaniques suivantes :

- Rp0,2 : > 500 MPa (pouvant être amélioré par TTH),
- Rm : > 700 MPa,
- A% : > 18%,
- Énergie de rupture : 27 J à -20 °C.

4.2 Microstructure et propriétés mécaniques des pièces en 316LSi

Le second matériau étudié est l'acier 316LSi avec deux paramètres de dépôt et une énergie linéaire de dépôt identique. Les paragraphes suivants décrivent les microstructures et les propriétés mécaniques obtenues dans les murs réalisés.

4.2.1 Microstructure des pièces en 316LSi

Le comportement du 316LSi diffère de l'ER100 car il ne possède pas de transformation allotropique. De ce fait, les mécanismes mis en jeu lors du refroidissement sont différents et les microstructures obtenues résultent plus des aspects de solidification.

4.2.1.1 Mode de solidification

Le mode de solidification utilisé pour les produits d'apport en acier inoxydable en soudage est principalement le mode F-A (ferrite-austénite). Ce mode permet notamment de limiter les problèmes de fissuration à chaud. Il est possible de connaître le mode de solidification en calculant un chrome et un nickel équivalents à l'aide de la composition chimique de l'alliage en $\%_{massique}$ et des formules suivantes [84] :

$$Cr_{eq-WRC92} = Cr + Mo + 0.7 * Nb \quad (22)$$

$$Ni_{eq-WRC92} = Ni + 35 * C + 20 * N + 0.25 * Cu \quad (23)$$

La composition du 316LSi mesurée hors dilution¹ par spectrométrie à étincelles est donnée dans le tableau 18 ainsi que les valeurs de $Cr_{eq-WRC92}$ et $Ni_{eq-WRC92}$. D'après la position du point sur le diagramme WRC-1992 (figure 100a), le mode de solidification est F-A avec un pourcentage de ferrite d'environ 6%. L'analyse des microstructures montrent bien une solidification de type F-A avec la présence de ferrite sous forme de lattes ou squelettique (figure 100b).

1. La mesure de la composition est dite "hors dilution" lorsqu'elle est réalisée après le dépôt de plusieurs couches (typiquement 5 à 10) afin de ne plus avoir de dilution avec le substrat pouvant modifier la composition chimique du matériau déposé.

%C	%Si	%Mn	%Cr	%Ni	%Mo	%Cu	%Nb	%N
0,022	0,71	1,54	18,18	12,21	2,59	0,088	0,017	0,038
$Cr_{eq-WRC92} = 20,8$								
$Ni_{eq-WRC92} = 13,8$								
$Cr_{eq-WRC92}/Ni_{eq-WRC92} = 1,51$								

TABLEAU 18 – Composition de l’alliage 316LSi hors dilution et valeurs de $Cr_{eq-WRC92}$ et $Ni_{eq-WRC92}$.

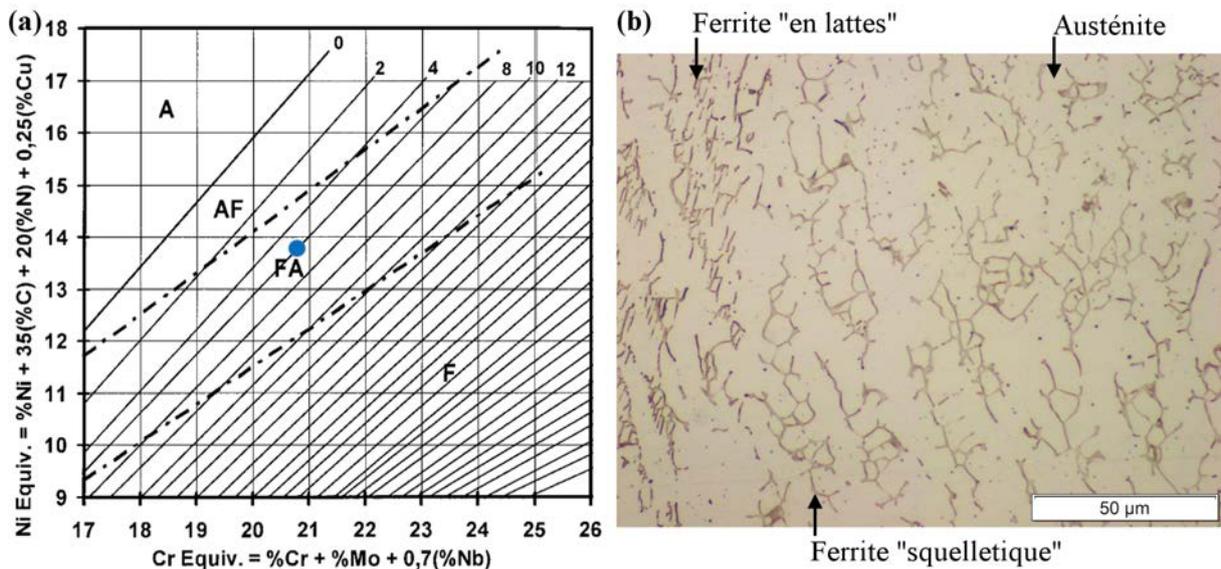


FIGURE 100 – Mode de solidification du 316LSi : (a) position sur le diagramme WRC-1992 et (b) microstructure révélée par électrolyse avec NaOH (200 g/l).

4.2.1.2 Direction de solidification

La direction de solidification est contrôlée par le gradient thermique présent entre la pièce et le bain de fusion et la sélection d’orientations préférentielles. Le gradient thermique va dépendre de la direction du flux thermique dans la pièce. Dans le cas d’une stratégie de dépôt constituée de quatre cordons juxtaposés, le flux thermique des cordons du bord est différent de celui des cordons situés au centre. En se plaçant dans une coupe traverse des dépôts, le flux thermique des cordons des bords sera dirigé vers le bas et l’intérieur du mur, alors que celui des cordons au centre sera dirigé vers le bas et de part et d’autre de celui-ci.

La figure 101 présente les directions de solidification symbolisées par des flèches oranges dans une section transverse du mur. La direction de solidification des cordons situés sur les bords est orientée vers le haut en direction des parois (extérieur du mur). Pour les

cordons du centre, la direction de solidification part de la zone de liaison et se dirige vers le centre de chaque cordon. Comme les cordons de chaque couche sont alignés, le motif est répété à chaque couche. Au niveau de la juxtaposition des cordons du centre, la sélection préférentielle des grains a formé une zone centrale orientée verticalement dans les dépôts (flèche bleue).

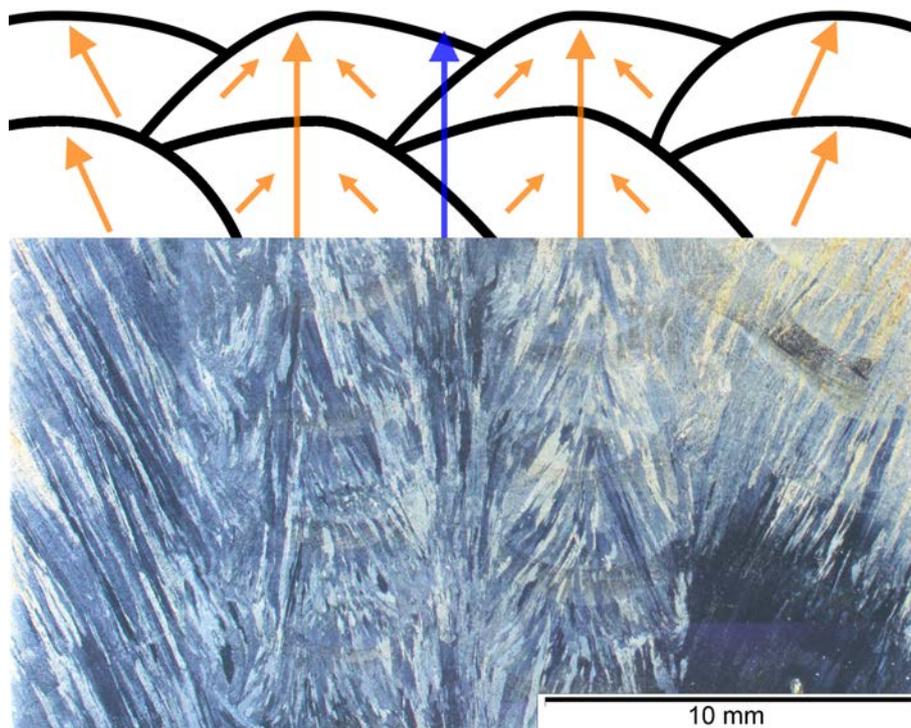


FIGURE 101 – Étude des directions de solidification sur une coupe transverse d'un mur en 316LSi.

La coupe transverse ne donne qu'une vue 2D de la microstructure. Afin de connaître les orientations suivant les autres directions, un échantillon prélevé à mi-hauteur du mur en son centre (zone de juxtaposition des cordons) est étudié dans les trois directions. La figure 102 montre que la microstructure est préférentiellement orientée verticalement au centre du mur. La zone de juxtaposition des cordons montre des directions de solidification verticales qui se propagent de couche en couche par épitaxie, formant ainsi des grains très allongés.

Les directions de solidification sont différentes sur les bords des pièces et à cœur. L'analyse des microstructures dans les trois directions montre une orientation de solidification préférentiellement verticale. En fonction de la stratégie choisie, les zones de juxtaposition de cordons peuvent être favorables à la croissance des grains suivant une même orientation, créant ainsi une anisotropie dans le matériau.

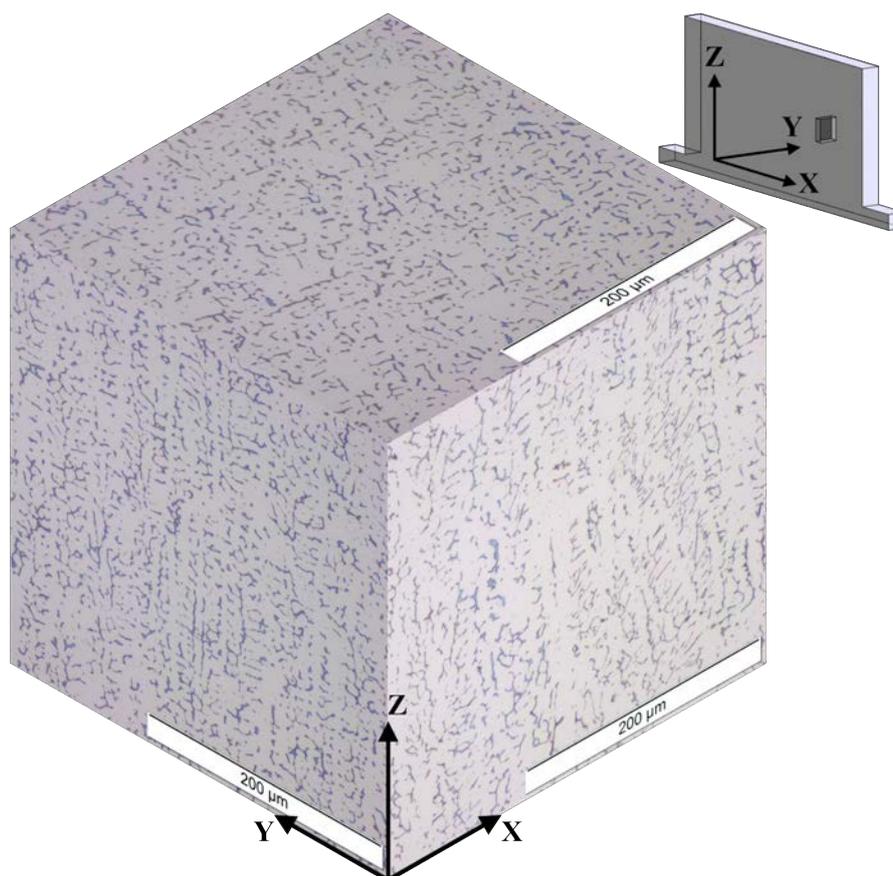


FIGURE 102 – Vue 3D de la microstructure au centre d'un mur en 316LSi. Attaque électrolytique avec KOH.

4.2.1.3 Phase précipitée

La phase sigma Fe-Cr possède une structure tétragonale [85] se formant à des températures comprises entre 600 et 100 °C [86, 87] dans des aciers contenant entre 20 et 70 %massique de chrome [71]. Sa formation est plus rapide depuis la ferrite δ et accélérée par la présence d'éléments alphasènes (Cr, Si, ou Mo) [86]. Dure et fragile, elle entraîne une diminution du niveau de résilience et de l'allongement à la rupture [86]. Les résultats de Chen *et al.* [72] montrent également une augmentation de la limite d'élasticité et de la résistance mécanique avec l'augmentation de la fraction volumique de cette phase.

Au regard de la température des murs lors de la fabrication, de la composition de l'alliage et des résultats de Chen *et al.* [49], la présence de la phase sigma est fortement suspectée. Malgré différentes techniques expérimentales utilisées (attaques chimiques, MEB et EBSD), il n'a toutefois pas été possible de la mettre en évidence avec certitude.

4.2.2 Propriétés mécaniques des pièces en 316LSi

De la même manière que pour l'ER100, les essais de caractérisation mécanique (dureté, essais de traction et de résilience) ont pour but de déterminer les propriétés finales du 316LSi. Les deux paramètres de dépôt utilisés, 5/50 et 7,5/75, sont comparés.

4.2.2.1 Dureté

Les cartographies de dureté réalisées en HV2 sur une section transversale du mur sont présentées à la figure 103. Le mur 5 / 50 a une dureté moyenne de 235 HV2 et 190 HV30 sur les dépôts. Le mur 7,5 / 75 possède une zone plus dure (190 HV2) au niveau de la liaison entre les dépôts et le substrat ; néanmoins, en dehors de cette zone, la dureté moyenne est de 170 HV2 dans les dépôts et le substrat.

La fabrication du mur 7,5 / 75 a été interrompue trois fois durant environ 90 s, engendrant des chutes de température estimées entre 100 et 200 °C dans la partie supérieure du mur (de 750 à 550 °C). Les hauteurs auxquelles les interruptions se sont produites sont symbolisées par des lignes rouges ; l'absence de variations de dureté montre que ces interruptions sont sans effet.

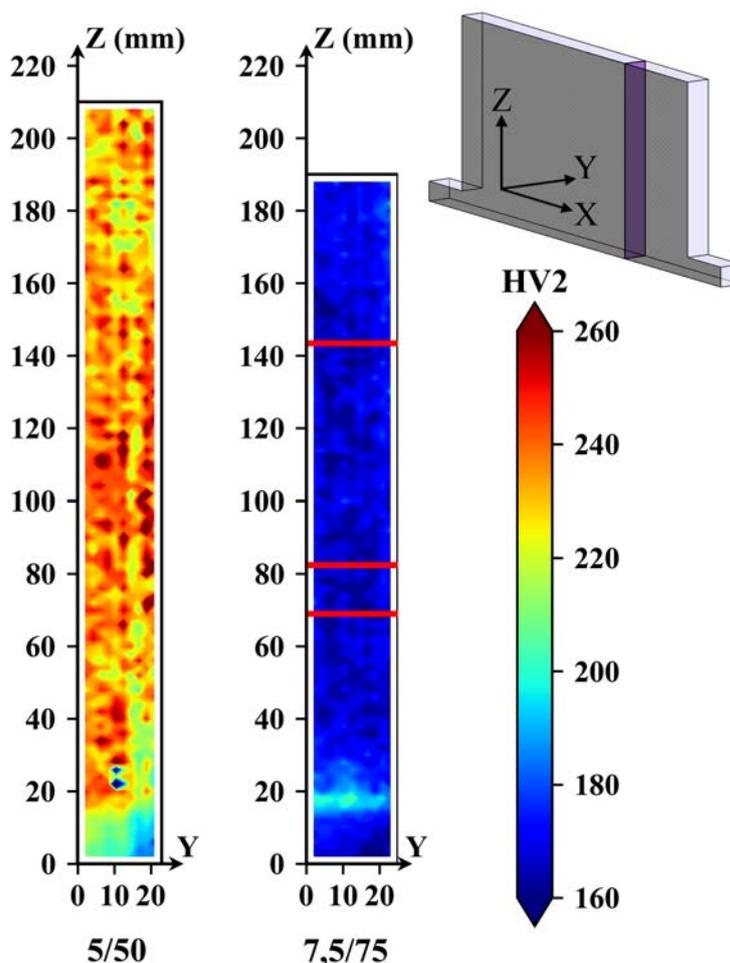


FIGURE 103 – Cartographie de dureté HV2 des murs en 316LSi.

4.2.2.2 Résultats des essais de traction

Les résultats des essais de traction présentés à la figure 104 montrent des valeurs moyennes de R_m équivalentes pour les deux murs et comprises entre 550 et 580 MPa. La valeur moyenne de $R_{p0,2}$ se situe autour de 290 MPa pour les deux murs, avec des valeurs à peine supérieures de 10 à 20 MPa pour le mur 5/50. Les valeurs de $A\%$ se situent autour de 40% pour les deux murs.

En comparant les éprouvettes H et V, on constate que le 316LSi ne présente pas d'anisotropie sur les valeurs de R_m alors que la valeur moyenne de $R_{p0,2}$ est supérieure de 20 à 30 MPa dans le sens horizontal : cette différence n'est toutefois pas significative. Néanmoins, l'aspect des éprouvettes après traction montre une différence en termes de déformation. En effet, sur une coupe transverse la microstructure a montré des directions de solidification privilégiées dans le sens vertical avec des branches inclinées. Les éprouvettes V sollicitent donc cette structure suivant la même direction : la déformation de l'éprouvette

fait apparaître la forme de cette structure, comme présenté à la figure 105. Les éprouvettes H sollicitent cette structure de manière perpendiculaire à la direction de solidification : leur aspect est donc différent.

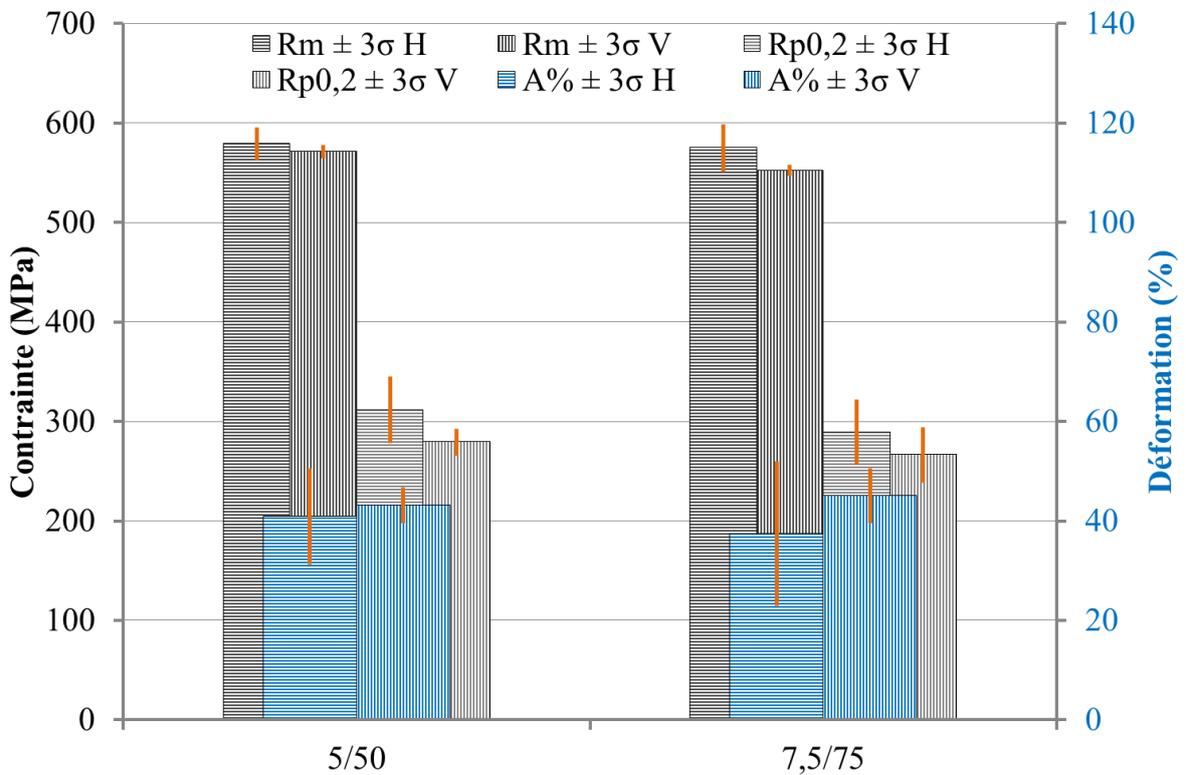


FIGURE 104 – Résultats des essais de traction des murs en 316LSi.

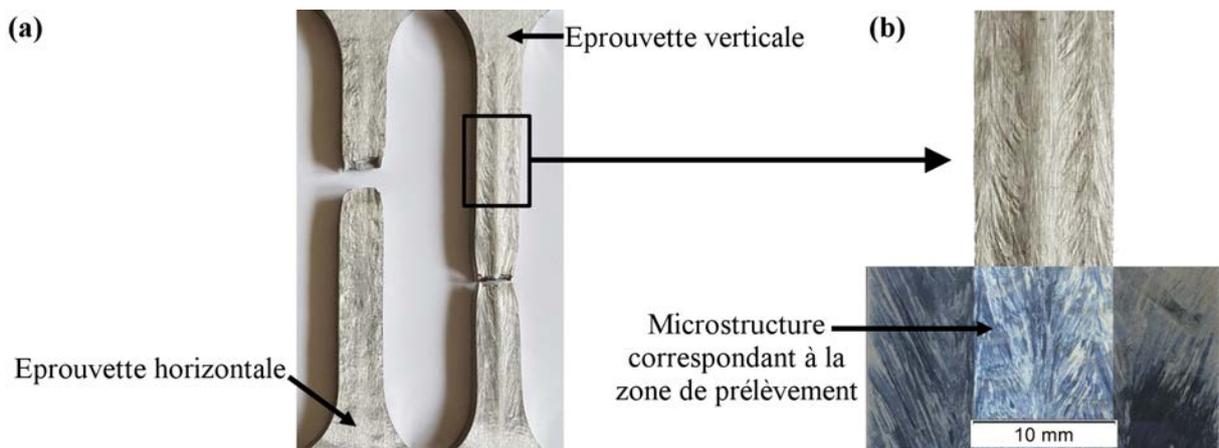


FIGURE 105 – (a) Différence d’aspect des éprouvettes de traction H et V après essai et (b) relation entre la structure et l’aspect des éprouvettes de traction V.

4.2.2.3 Résultats des essais de résilience

Les résultats des essais de résilience réalisés à -196 et 20 °C sont présentés à la figure 106 avec des barres d'erreur de +/- 3 écarts types. Les résultats sont groupés, ce qui indique un comportement homogène dans les murs. Les résiliences du mur 5 / 50 montrent des valeurs légèrement supérieures à celles du mur 7,5 / 75. Néanmoins, le niveau d'énergie de rupture absorbée à -196 °C est en moyenne de 20 J, ce qui n'est pas très performant par rapport aux données du certificat de soudage (>40 J), fabriqués par HIP (Hot Isostatic Pressing) (environ 100 J) ou même forgés (250 J) [88].

La présence de la phase sigma restant à confirmer, elle pourrait expliquer par son caractère fragile le faible niveau de résilience obtenue en comparaison avec les autres méthodes de fabrication.

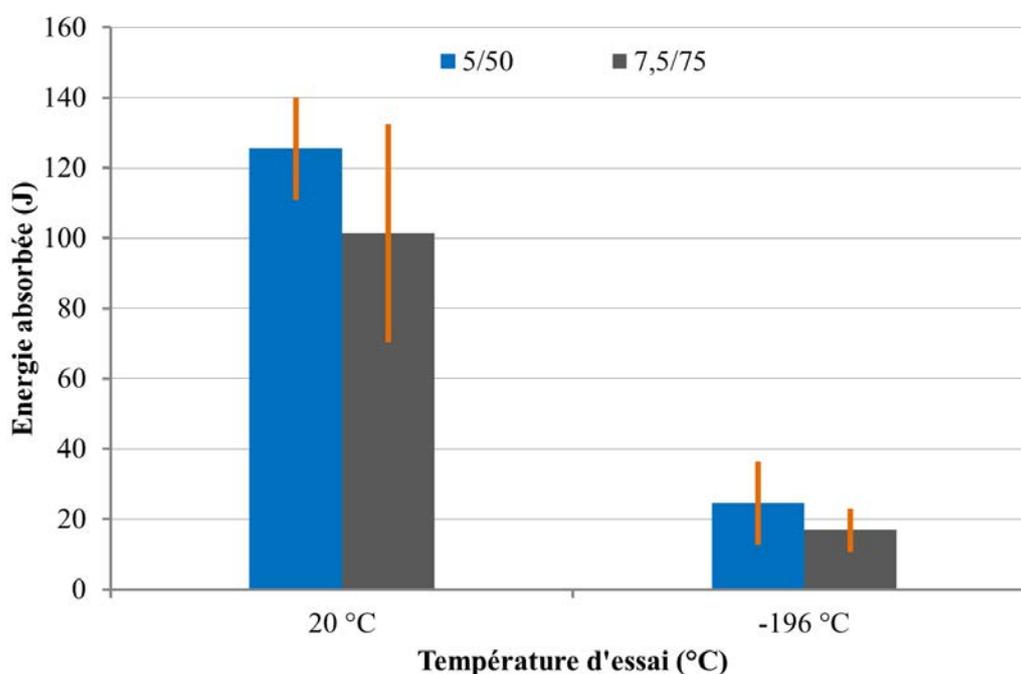


FIGURE 106 – Valeurs moyennes d'énergie absorbée lors d'essais Charpy V à 20 et -196 °C.

4.2.2.4 Conclusion sur les propriétés mécaniques du 316LSi

La microstructure du 316LSi possède des directions de solidification majoritairement orientées dans le sens vertical (axe Z). Le centre des cordons et la zone de juxtaposition sont favorables à la croissance de gros grains générant ainsi une anisotropie dans le matériau. Malgré cela, les résultats de caractérisation mécanique montrent que le comportement du 316LSi est homogène et isotrope dans les pièces. Les deux paramètres de dépôt ne présentent pas de différence majeure en termes de propriétés mécaniques.

Au final, grâce au procédé de FA arc-fil, il est possible de garantir la fabrication de pièces avec des taux de dépôt effectifs de 3,4 kg/h et les propriétés mécaniques suivantes :

- Rp_{0,2} : > 240 MPa (environ 290 MPa en moyenne)
- Rm : > 550 MPa (environ 570 MPa en moyenne)
- A% : > 30% (environ 40 % en moyenne)
- Énergie de rupture : > 100 J à 20 °C

Les valeurs de Rm et Rp_{0,2} obtenues sont supérieures à celle de Chen et *al.* [49] avec des valeurs de 533 +/- 23 MPa et 235 +/- 6 MPa respectivement, mais ceci au détriment du A% (48 +/- 2 %). La présence d'un pourcentage supérieur de phase sigma dans les murs fabriqués peut potentiellement expliquer ces différences de valeurs.

4.3 Contrôlabilité et défauts des pièces

La tenue d'une pièce en service dépend des propriétés du matériau utilisé mais également de l'absence de défauts internes. Le soudage est connu pour générer de nombreux défauts qu'il est nécessaire de détecter. Il en est de même pour la FA arc-fil. Cette partie illustre les différents types de défauts rencontrés, leurs origines et les méthodes de contrôle pouvant être utilisées.

4.3.1 Typologies de défaut rencontrés

Les défauts internes rencontrés en FA arc-fil sont similaires à ceux rencontrés en soudage. Les trois principaux types sont (figure 107) :

Les inclusions : défauts volumiques de section polygonale généralement inférieure au mm² et pouvant faire plusieurs centimètres de long.

Les porosités : défauts volumiques de forme sphérique ou vermiculaire allant de quelques dixièmes à quelques millimètres.

Les manques de fusion : défauts plans n'excédant pas quelques dixièmes de millimètres d'épaisseur. Ils sont principalement situés entre deux cordons d'une même couche, mais également entre couches [75]. La surface d'un manque de fusion peut aller de quelques mm² à plus d'un cm².

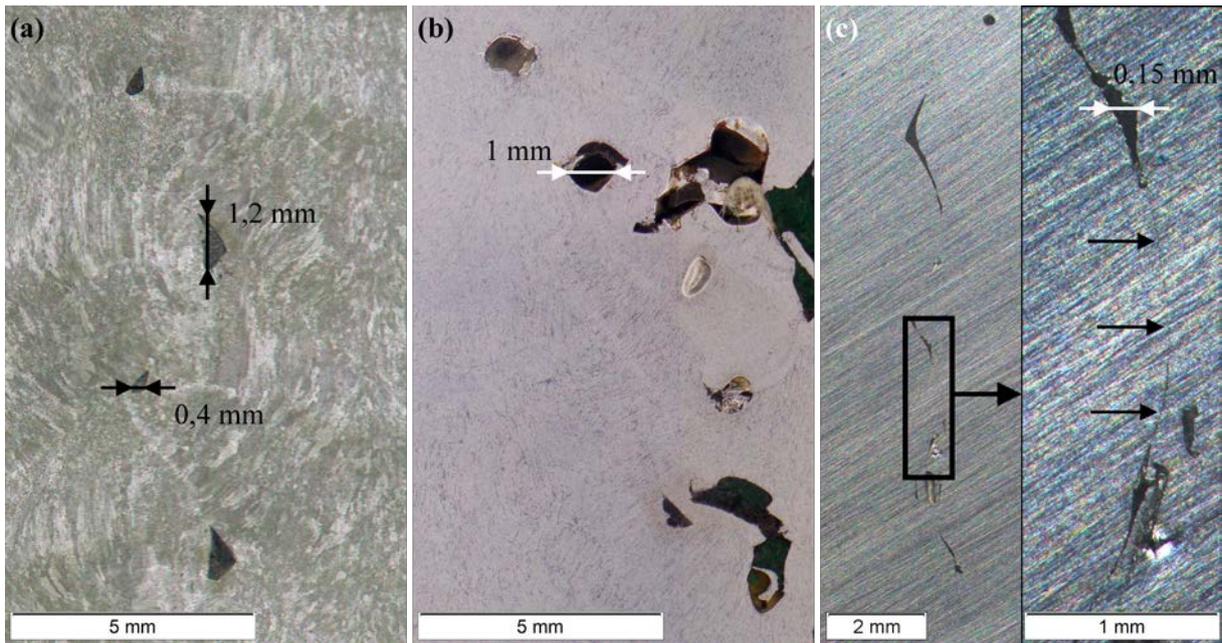


FIGURE 107 – Défauts-types rencontrés en FA arc-fil : (a) inclusions, (b) porosités, (c) manques de fusion.

4.3.2 Importance de l'état de surface

Les pièces fabriquées par FA arc-fil possèdent un état de surface ondulé incompatible avec le contrôle radiographique et US. Il est donc nécessaire de l'améliorer pour rendre détectable la présence de certains défauts. Afin de connaître l'état de surface adéquat au contrôle radiographique, un mur est préparé avec quatre états de surface différents (mais identiques de chaque côté du mur, figure 108a) :

Brut de dépôt : surface non modifiée après fabrication.

Légèrement meulé : surface meulée afin de retirer les plus grosses irrégularités de surface.

Meulé fortement : surface meulée jusqu'à retirer toutes les irrégularités de surface. La surface n'est néanmoins pas parfaitement plane.

Usiné : surface plane ne présentant pas d'irrégularité.

Les défauts susceptibles d'être détectés par radiographie X sont les inclusions, les porosités et les manques de fusion s'ils sont favorablement orientés ou si leur ouverture est supérieure à quelques dixièmes de millimètres.

La figure 108b présente le résultat du contrôle radiographique. Dans le cas d'un état de surface brut ou légèrement meulé, les variations d'épaisseurs dues aux ondulations sont du même ordre de grandeur qu'un éventuel défaut. Ainsi, les variations de niveaux de gris

obtenues ne permettent pas de distinguer d'éventuels défauts internes de forme aléatoire. Les porosités de forme sphérique, si suffisamment grosses, peuvent éventuellement se distinguer du reste.

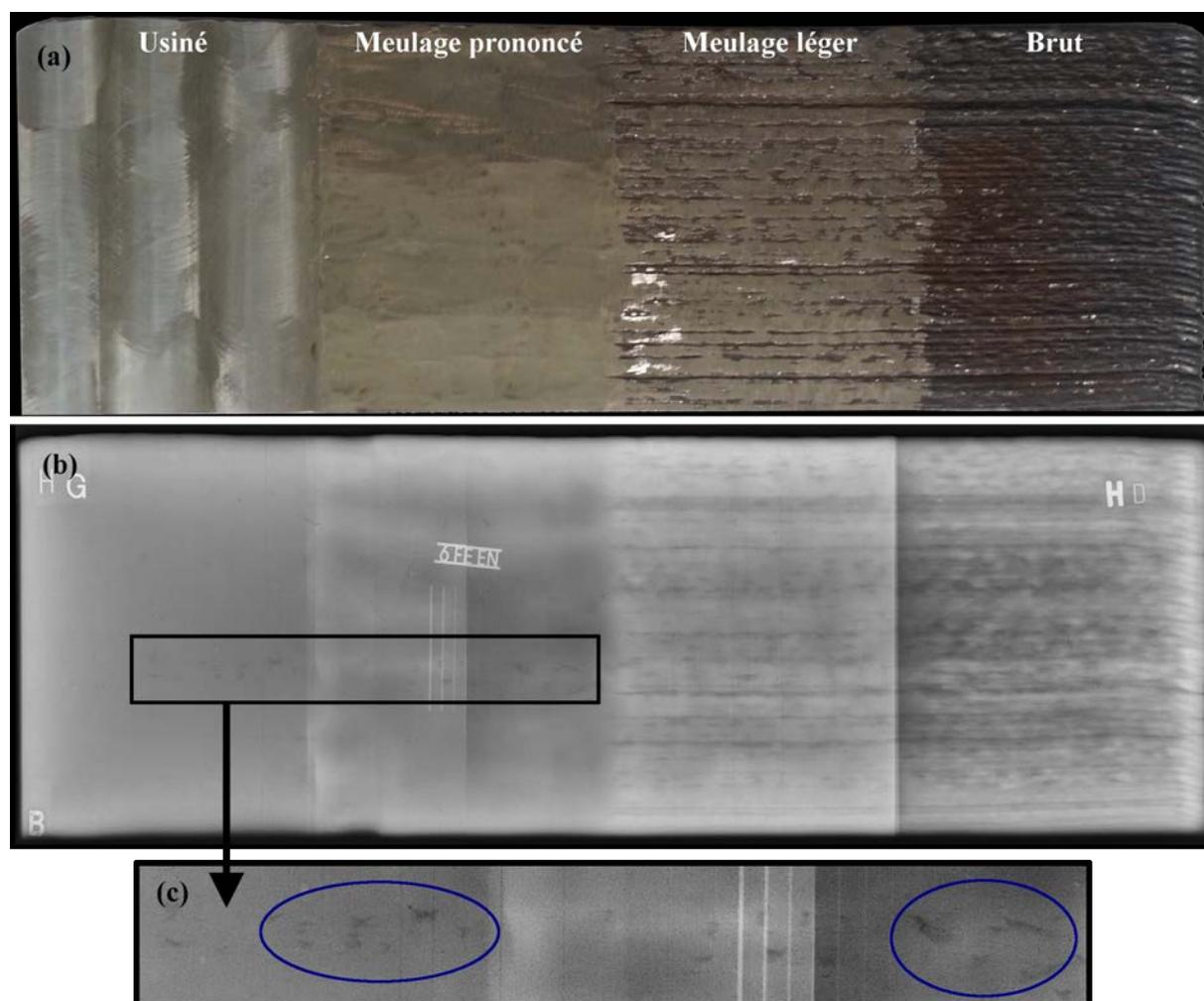


FIGURE 108 – Effet de l'état de surface sur l'interprétation des défauts en contrôle radiographique. (a) Photo du mur, (b) résultat du contrôle radio associé et (c) agrandissement d'une zone présentant des indications (encerclées en bleu).

Dans le cas d'un meulage prononcé, la surface ne possède plus de fortes variations d'épaisseur, mais une irrégularité de surface est toujours présente, ce qui implique une variation de niveaux de gris plus doux et lissé. La présence d'un IQI montre que des défauts peuvent être interprétés avec cet état de surface.

Enfin, la partie usinée ne présente plus de variations d'épaisseur, ce qui implique un niveau de gris uniforme et permet la meilleure interprétation du contrôle.

Sur la partie agrandie correspondant à une zone usinée et fortement meulée (figure 108c), les variations de niveaux de gris plus sombres indiquent la présence de défauts. Ces

défauts, de forme aléatoire, sont indétectables sur les zones brutes et légèrement meulées de par les variations d'épaisseur dues à l'état de surface.

L'état de surface des pièces est donc important pour aider à l'interprétation des défauts en radiographie : il en est de même pour le contrôle par ultrasons qui est fortement impacté. Les ondulations présentes perturbent l'entrée des ultrasons dans la pièce en déviant leur trajectoire. Il devient alors très difficile d'interpréter les signaux. Il a donc été choisi d'usiner les deux faces latérales des murs avant la réalisation des contrôles par radiographie X et ultrasons.

4.3.3 Défauts visibles en contrôle radiographique

Les contrôles radiographiques réalisés sur les murs en ER100 7,5/60 et 7,5/80 présentent des nids de porosités par bandes horizontales comme le montre la figure 109. Dans le mur 7,5/60, la bande de porosités est présente pour une hauteur de 150 à 177 mm et sur toute la largeur. Cette très forte présence de porosités, qui apparaît puis disparaît, est la conséquence d'une dérive du procédé ou d'un problème qui est corrigé par la suite. Le mur 7,5/80 présente quant à lui une apparition de porosités pour une hauteur supérieure à 164 mm jusqu'à la fin de la fabrication : la dérive n'ayant pas été corrigée.

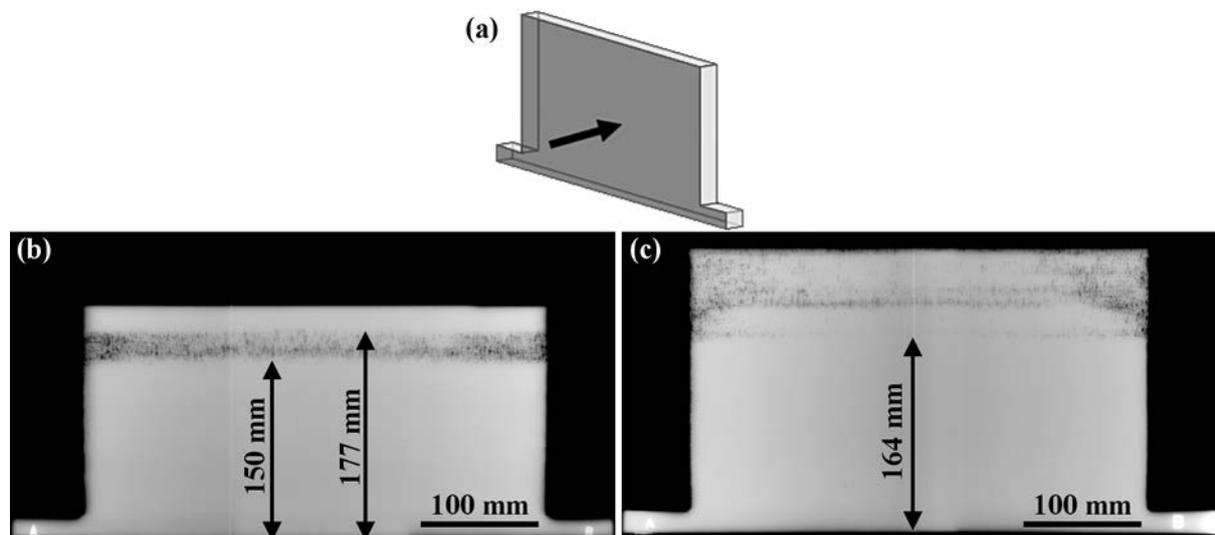


FIGURE 109 – : (a) illustration de l'orientation du contrôle radiographique et résultats des murs en ER100 (b) 7,5/60 et (c) 7,5/80.

L'observation et l'interprétation des films radiographiques n'est pas forcément évidente via des fichiers numériques. Il est important d'adapter le contraste dans les zones observées pour conclure sur la présence éventuelle de défauts. La figure 110a montre le résultat de la numérisation des films radios sans modification du contraste. Le mur semble ne pas

présenter de défauts. Néanmoins, certaines zones sont sélectionnées, puis le contraste ajusté pour faire apparaître l'IQI, des porosités et des manques de fusion (figure 110c, d et e respectivement). Les porosités sont identifiées par leur forme circulaire et plus sombre, signe qu'un élément moins dense a été traversé. Les manques de fusion ont une forme plus aléatoire avec une alternance de zones sombres et claires. Ces manques de fusion correspondent à ceux présentés sur la figure 107. La zone sombre correspond à une épaisseur plus importante du défaut qui est généralement remplie d'inclusions. La partie du manque de fusion sans épaisseur (zone claire entre deux zones sombres) serait indétectable par le contrôle radiographique s'il n'y avait pas la présence d'inclusions de part et d'autres.

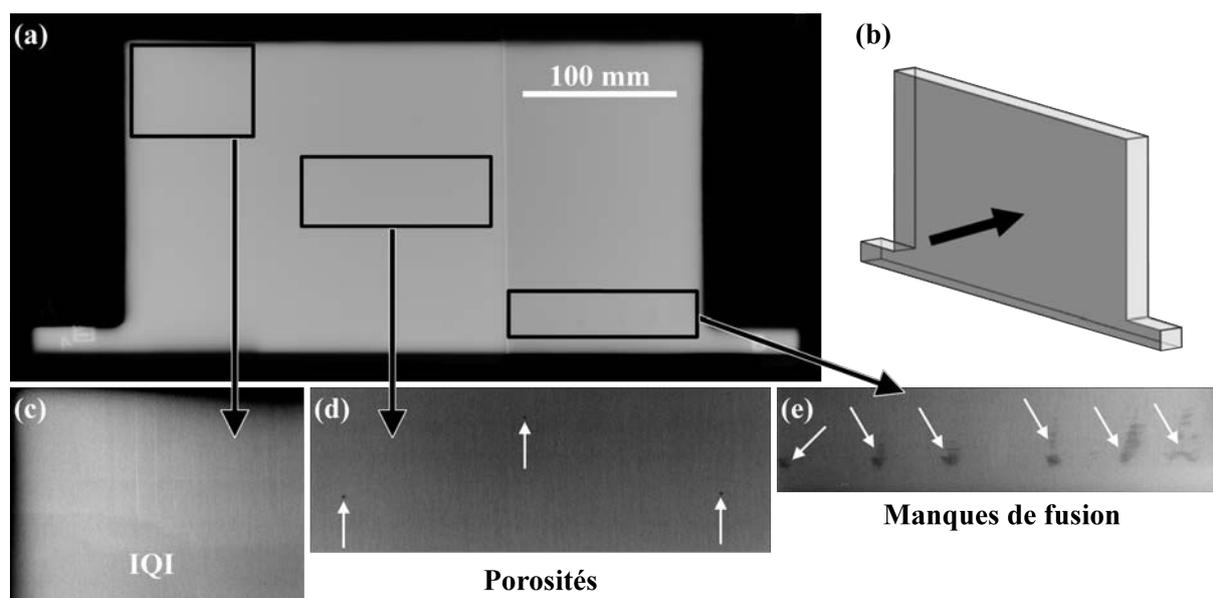


FIGURE 110 – (a) Résultat de contrôle radiographique du mur en 316LSi 5/50 suivant l'orientation de contrôle (b) avec présence (c) d'un IQI, (d) de porosités et (e) de manques de fusion.

L'état de surface usiné permet de mettre en évidence la présence des défauts volumiques dans les pièces issues de FA arc-fil. Néanmoins, les manques de fusion d'épaisseur très faible restent invisibles ; ceux qui sont défavorablement orientés pour le contrôle radiographique sont par contre correctement orientés pour un contrôle par US.

4.3.4 Défauts visibles en contrôle ultrasonore

Le contrôle par ultrasons réalisé en cuve permet de réaliser des cartographies C-scan qui montrent la présence d'indications sur la face latérale du mur. Ceci permet de localiser les défauts dans le plan de la pièce, mais pas dans l'épaisseur. Pour connaître leurs positions dans l'épaisseur, il faut ensuite regarder les mesures réalisées en A ou B-scan (paragraphe 2.3.6.2).

Les contrôles réalisés sur les murs ER100 7,5/60 et 7,5/80 sont présentés à la figure 111. La barre d'échelle est réglée de manière à faire apparaître en rouge tous les signaux dont l'amplitude est supérieure à 20% du gain de référence. Ce réglage correspond à une évaluation des défauts pour un gain de -14 dB.

Les zones présentant les nids de porosités sur le mur ER100 7,5/60 apparaissent majoritairement en rouge avec un gain de -11 dB. Deux autres bandes situées au centre et sur le bas du mur présentent quelques indications (rouges) avec un gain de -13 dB.

Les zones rouges du mur ER100 7,5/80 correspondent également à la présence de porosités avec un gain de -14 dB, juste au niveau d'évaluation. La présence d'une petite indication est également visible sur le bas du mur avec un gain de -14 dB.

Pour ces deux murs, les indications rouges en dehors des zones de présence de porosités peuvent être des manques de fusion, mais il est impossible de conclure sur la nature du défaut.

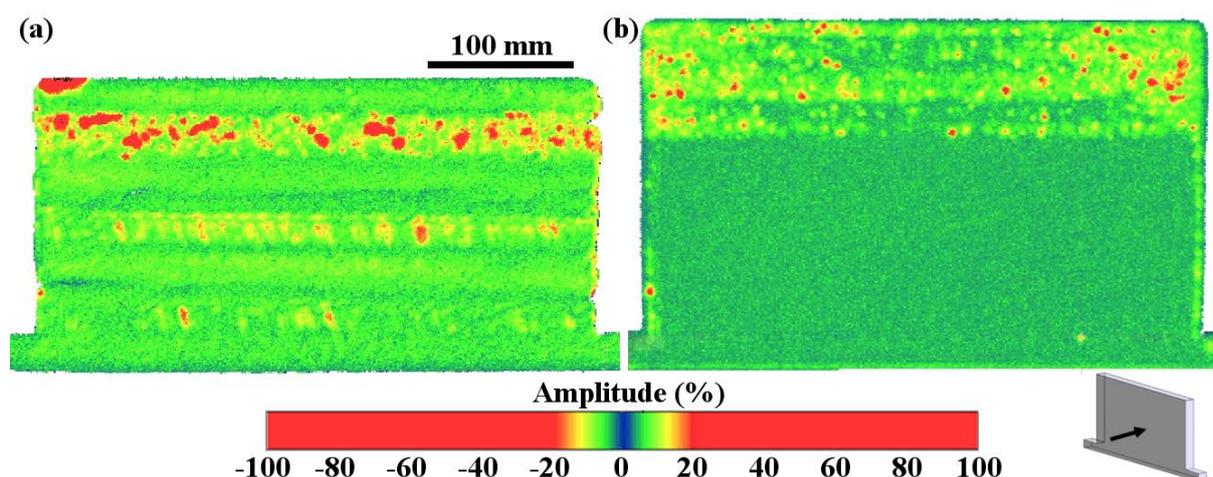


FIGURE 111 – Représentation des résultats C-scan des murs en ER100 : (a) 7,5/60 et (b) 7,5/80.

Les critères d'acceptation des défauts en contrôle US n'existent pas pour la FA arc-fil. En se référant à la norme NF EN ISO 11666 sur les critères d'acceptation du soudage, le seuil du niveau d'acceptation 2 est de -10 dB dans le cas le plus défavorable, ce qui signifie que les indications possédant un gain inférieur à -10 dB sont acceptées. Les indications liées à la présence de porosités ou de potentiels manques de fusion ont un gain entre -11 et -14 dB et sont acceptables selon le niveau d'acceptation 2.

Le contrôle US sur les murs en 316LSi est beaucoup plus compliqué. La structure du matériau déposé atténue très fortement la propagation des ultrasons. Ne disposant pas de bloc de calibration avec le même matériau et la même microstructure, les réglages de

TCG utilisées sur l'ER100 sont conservés. Le gain est réglé de manière à avoir un écho de fond à 80% de hauteur d'écran, ce qui nécessite une augmentation de 22 à 25 dB par rapport au gain de référence sur l'ER100. A défaut d'avoir un critère d'évaluation, l'échelle est réglée de manière à faire apparaître en rouge les défauts avec un gain de 0 dB (100% de l'amplitude de l'écho de fond).

Le résultat du contrôle US sur le mur en 316LSi 5/50 est présenté à la figure 112. La présence de défauts à l'intérieur du mur est en partie connue grâce au contrôle par radiographie. La présence de porosités individuelles de l'ordre de 1 à 2 mm n'est pas détectée avec le réglage actuel. La localisation des porosités visibles en radiographie ne coïncide pas avec les zones de forte amplitude du C-scan. Cependant, les indications en noir qui ont un gain positif (l'amplitude du signal est supérieure à 100%) correspondent aux manques de fusion visibles en radiographie. En effet, les manques de fusion sont favorablement orientés pour le contrôle US : ils vont donc répondre avec une amplitude plus importante que la génératrice circulaire sur laquelle le gain de référence est calibré.

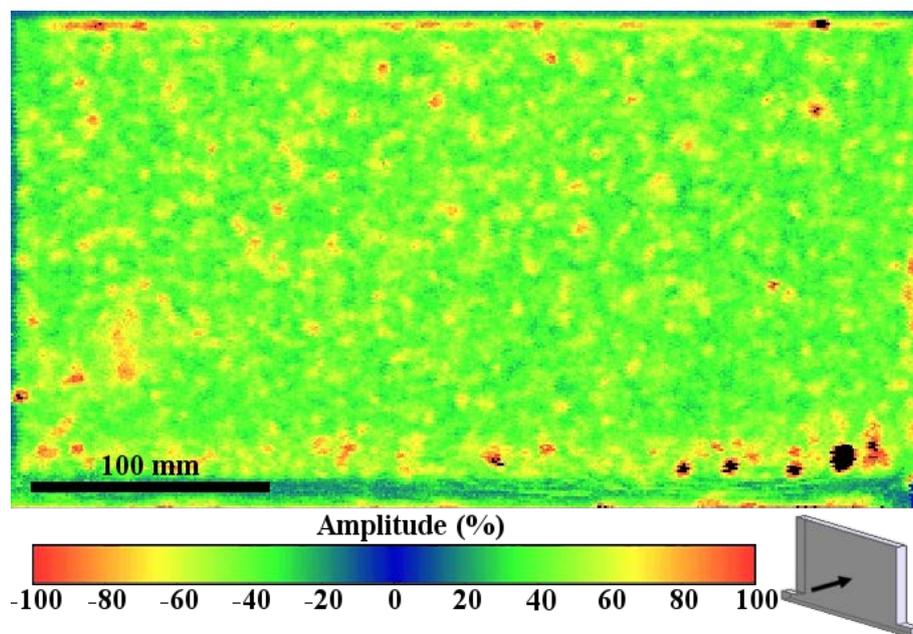


FIGURE 112 – Représentation des résultats C-scan du mur en 316LSi 5/50.

Le contrôle US permet de mettre en évidence la présence d'indications dans les pièces issues de FA arc-fil. Néanmoins, les critères d'acceptation étant inexistant, il est très compliqué d'interpréter les indications. A l'aide du contrôle radiographique, il est possible d'interpréter certains résultats des contrôles US. Tous n'ont pas pu être interprétés car les indications étaient situées dans les zones usinées pour le prélèvement des éprouvettes de caractérisation. Le contrôle US sur les zones fondues des aciers inoxydables austénitiques est réputé difficile en soudage et d'autant plus en FA arc-fil, notamment à cause de la

structure du matériau. Pour caractériser les défauts, il s'avère indispensable d'avoir recours à une calibration sur un bloc étalon obtenu avec le même matériau en FA arc-fil.

4.3.5 Origine des défauts

Durant la fabrication du mur en ER100 en 7,5/60, la présence de nombreuses coulures (figure 113) est détectée autour de la 67^e couche et prend fin à la 75^e après un nettoyage supplémentaire de la buse. Des coulures ont également été constatées sur d'autres murs, mais elles ont pour origine un écroulement du bain de fusion si son volume est trop important : c'est notamment le cas au niveau des changements de direction sur les bords des murs. Les 67^e et 75^e couches sont situées respectivement à approximativement 160 et 176 mm de haut, hauteurs auxquelles est constatée la présence de porosités (figure 109a). L'encrassement de la buse, malgré un nettoyage régulier, a engendré une mauvaise protection gazeuse et ainsi la présence de porosités. Dès son nettoyage, la protection gazeuse est redevenue correcte et les porosités ne sont plus présentes. La présence d'importantes coulures permet de détecter un problème ou une dérive du procédé, qui ici a été réglé par un nettoyage de la buse, mais il est alors trop tard pour apporter une action corrective. En effet, même si le nettoyage de la buse avait été fait dès la première coulure (à environ 160 mm de haut), des porosités seraient présentes dans la pièce car celles-ci sont visibles à partir de 150 mm.

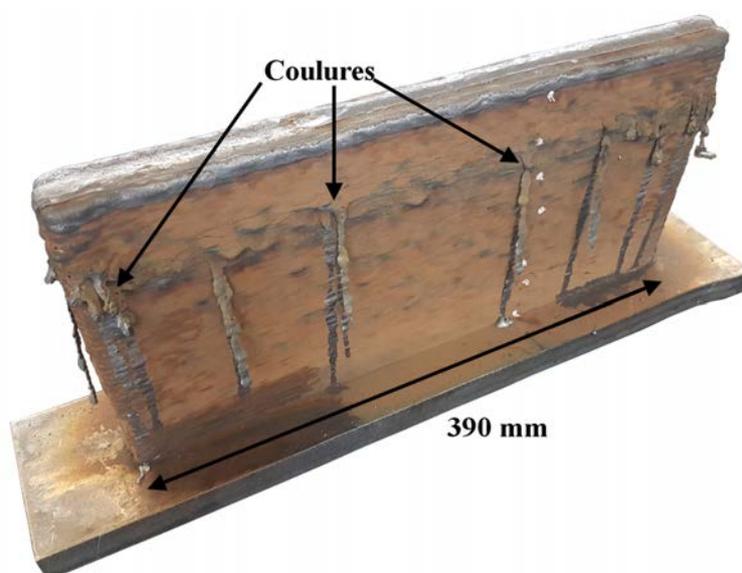


FIGURE 113 – Photo du mur en ER100 7,5/60 montrant plusieurs coulures à une même hauteur.

En ce qui concerne le mur en ER100 7,5/80, des porosités sont visibles dès 164 mm de haut (figure 109b) sans qu'aucune coulure ne soit constatée sur la partie centrale du mur.

De ce fait, le problème a été détecté tardivement après observation de porosités apparentes sur les dépôts (figure 114a et b). Le nettoyage du bout de la buse fut sans effet et le circuit d'alimentation en gaz ne présentait pas de défaut. Dans ce cas, la présence de porosités est également due à un manque de protection gazeuse provoqué par l'encrassement de la buse sur sa partie intérieure (au niveau du diffuseur de gaz). Comme le montre la figure 114c, les projections obstruaient la quasi-totalité du passage du gaz de protection.

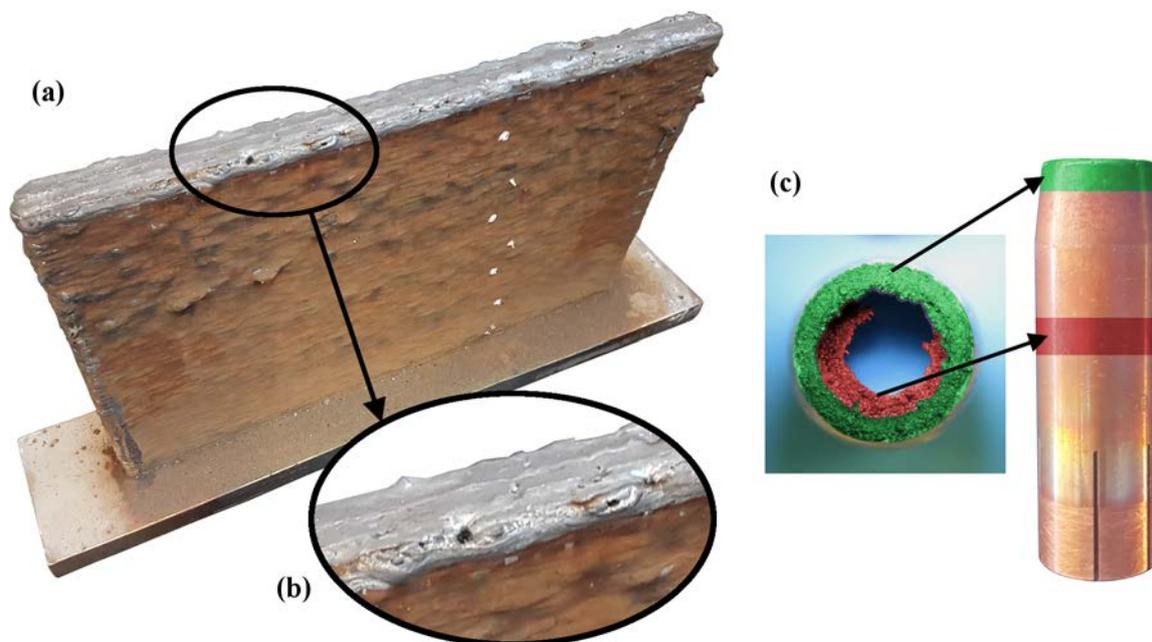


FIGURE 114 – Présence de porosités détectées lors de la fabrication : (a) photo du mur sans coulure latérale, (b) grossissement sur les porosités débouchantes, (c) photo colorisée montrant la position de l'encrassement de la buse.

Pour remédier à la présence d'un tel niveau de porosités, il est nécessaire durant la fabrication d'une pièce de soigner la protection gazeuse et de nettoyer entièrement et régulièrement la buse. Dans notre cas, un nettoyage du bout de la buse toutes les 15 couches ne s'est pas avéré suffisant.

Les manques de fusion entre cordons détectés sur le mur 316LSi 5/50 sont dus à un défaut de mouillage ou à un manque de fusion lors de la juxtaposition des cordons. Ces défauts de mouillage / fusion entre cordons peuvent provenir notamment d'une instabilité de l'arc électrique, du bain de fusion ou de la présence d'oxydes. Dans le cas du 316LSi, la présence d'un défaut de ce type est très problématique car il se propage de couche en couche. La figure 115 présente les couches d'un mur vues du dessus. Le défaut de mouillage / fusion génère une crevasse qui est toujours présente 6 couches après. Ce phénomène génère un défaut-plan localisé entre les cordons qui s'étend sur plusieurs couches. L'élévation en température du mur lors de sa fabrication tend à étaler les cordons et refermer le défaut.

Ce type de défauts est constaté avec certains paramètres de dépôt lors de la phase de mise au point, mais ne l'avait pas été pour le paramètre 5/50. La méthode de mise au point des paramètres utilisée n'est donc pas suffisamment robuste dans le cas du 316LSi. Toutefois, la dérive de l'arc électrique est compliquée à maîtriser sur une géométrie de pièce évolutive. Il serait sûrement préférable d'améliorer la robustesse du procédé en suivant l'arc, le bain de fusion ou la géométrie des dépôts durant la fabrication pour détecter et agir sur la formation de ce type de défauts.

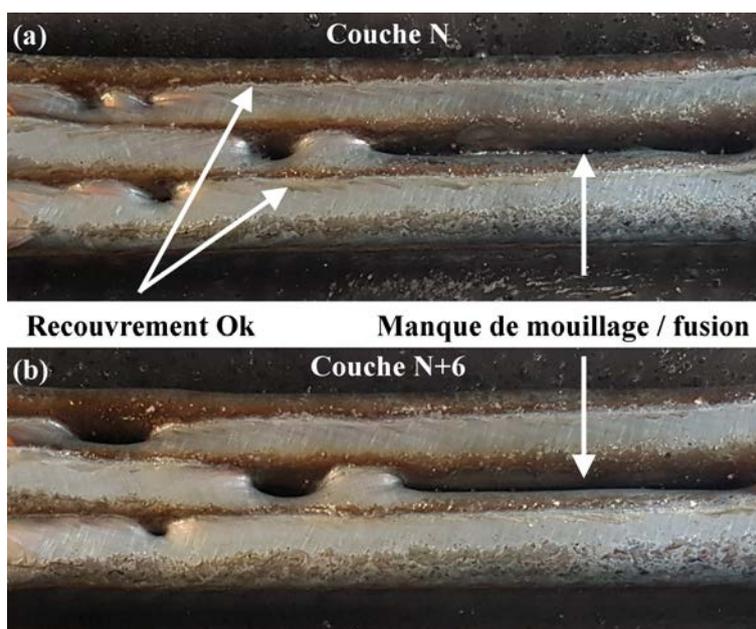


FIGURE 115 – Défaut de mouillage / fusion entre cordon sur un petit mur en 316LSi présent sur (a) la couche N et (b) N+6.

4.4 Conclusions du chapitre

En conclusion, les microstructures et les propriétés mécaniques des dépôts sont régies par la thermique des pièces lors de la fabrication.

Les paramètres de dépôt testés sur l'ER100 donnent une microstructure fine composée majoritairement de ferrite avec la présence d'austénite résiduelle et de gros grains de ferrite pro-eutectoïde qui est issue d'un chemin thermique complexe. Les propriétés mécaniques obtenues dans les murs sont homogènes et isotropes. Les paramètres de dépôt ne présentent pas d'effet majeur sur les microstructures et propriétés mécaniques. Ceci est notamment expliqué par la température élevée des dernières couches déposées (plus de 600 °C sur la partie supérieure des murs) et par la transformation avec des vitesses de refroidissement lentes de la pièce au cours de sa fabrication. L'austénite résiduelle présente peut être

transformée à l'aide d'un traitement thermique qui aura pour effet d'augmenter la limite d'élasticité du matériau.

Les deux paramètres de dépôt testés sur le 316LSi possèdent une énergie linéaire de dépôt similaire. Les résultats montrent des propriétés mécaniques homogènes et isotropes dans les murs. Les résistances à la traction sont similaires pour les deux paramètres testés et une légère différence est notée pour les résultats de résilience qui peut être expliquée par l'histoire thermique légèrement différente, avec des températures globalement plus froides dans le cas du mur 5/50 par rapport au 7,5/75.

Les défauts-types rencontrés en FA arc-fil sont les inclusions, les porosités et les manques de fusion entre cordons. Leur présence dans une pièce peut être contrôlée par radiographie X et US après usinage. Ceci reste un frein à la technologie car l'usinage d'une pièce coûte cher surtout si la pièce est non conforme. Le contrôle US reste délicat dans l'interprétation des défauts par manque d'expérience et de critère d'acceptation. Dans le cas du 316LSi, les structures grossières de dépôt atténuent fortement le signal ultrasonore et limitent la capacité de détection.

La présence de défauts dans les pièces est majoritairement due à une instabilité de l'arc et du bain de fusion ou un défaut de protection gazeuse. Ces défauts sont majoritairement liés à une dérive du procédé durant la fabrication, ce qui indique que la méthodologie de sélection de paramètres lors de la phase de mise au point permet de déterminer un domaine opératoire cohérent.

Au final, il a été démontré la capacité de la FA arc-fil de fabriquer des pièces avec un taux de dépôt effectif d'environ 5 kg/h et cela malgré la forte élévation de température de la pièce et la commande du robot en boucle ouverte ce qui ouvre de bonnes perspectives pour la fabrication de pièces industrielles.

CONCLUSION GÉNÉRALE ET PERSPECTIVES

AUJOURD'HUI, la FA métallique est au cœur de toutes les discussions pour la fabrication de pièces industrielles. Les enjeux majeurs sont de connaître les pièces réalisables avec ces nouveaux procédés, leur santé interne, leurs propriétés mécaniques et comment les contrôler. Le procédé de FA arc-fil encore peu étudié est intéressant pour son faible coût d'investissement (environ 300 k€) et sa capacité à fabriquer des pièces de grandes dimensions avec des taux de dépôt important. Le choix des matériaux à étudier s'est porté sur l'ER100 et le 316LSi, qui sont des aciers largement répandus dans l'industrie. Le développement réalisé vise à identifier les paramètres du procédé les plus influents, les propriétés mécaniques des dépôts et les méthodes de contrôle utilisables.

Ces travaux s'appuient sur les résultats présents dans la littérature sur la fabrication additive arc-fil, notamment sur les méthodes de caractérisation des matériaux, de définition des stratégies et les moyens de contrôle. Les caractérisations actuelles sont majoritairement réalisées sur des murs de fine épaisseur avec une estimation des cycles thermiques par simulation. La définition des trajectoires pour l'obtention de pièces épaisses se base sur la géométrie d'un mono-cordon, mais n'est pas évaluée sur la réalisation de pièces de grandes dimensions. L'effet des cycles thermiques imposés par la fabrication sur la microstructure et les propriétés mécaniques diffère selon les matériaux, impliquant ou non la présence d'une certaine anisotropie. Enfin, les défauts rencontrés en arc-fil et les méthodes de contrôle des pièces réalisées sont très peu documentés.

A partir de ces constats, la réalisation et la caractérisation de pièces de grandes dimensions avec différents paramètres de fabrication s'appuient sur la méthodologie mise en place. La définition des domaines opératoires pour les matériaux ER100 et 316LSi est faite par la fabrication de petits échantillons et leur analyse. Différents murs sont

fabriqués avec les paramètres considérés comme conformes. La géométrie des murs obtenus dépend principalement des paramètres de dépôt et des trajectoires utilisées. Toutefois, la température de la pièce, le matériau utilisé, l'environnement robot et le bridage ont un effet sur les surépaisseurs à considérer pour l'obtention de la pièce usinée finale. De ce fait, les aspects géométriques et thermiques des pièces fabriquées sont interdépendants car une géométrie va imposer une stratégie de fabrication et une histoire thermique particulière.

La fabrication des pièces avec un rendement d'arc allumé proche de 100% implique un apport de chaleur conséquent sur le substrat et les dépôts. L'histoire thermique, directement liée à la stratégie de fabrication, est équivalente pour tous les paramètres de dépôt testés, notamment à cause de la forte élévation de température (entre 650 et 800 °C). Au final, l'histoire thermique de chaque couche est différente, mais il est possible, en fonction du matériau, de considérer des zones thermiquement équivalentes et de les corrélérer avec la microstructure et les propriétés mécaniques des dépôts.

En effet, la caractérisation des dépôts ER100 met en évidence la présence de grains grossiers de ferrite pro-eutectoïde liée à un maintien long à haute température, et l'austénite résiduelle, non suspectée car absente en soudage, expliquée par la variation de la composition chimique des grains lors de la solidification avec une faible vitesse de refroidissement des murs : cette dernière peut être éliminée par l'utilisation d'un traitement thermique. L'histoire thermique des murs en ER100 étant très proche pour tous les paramètres de dépôt, la microstructure et les propriétés mécaniques le sont également. Ces dernières se révèlent homogènes et isotropes avec une résistance $R_{p0,2}$ supérieure à 500 MPa, améliorée par un traitement thermique (580 MPa), une R_m supérieure à 700 MPa et un $A\%$ supérieur à 18%. Enfin, le niveau de résilience obtenu est de 27 J à -20 °C. Toutes ces propriétés sont largement exploitables en conditions industrielles avec une équivalence d'acier S500M ou S500Q.

Les structures de solidification de type F-A du 316LSi possède de la ferrite sous forme majoritairement squelettique et potentiellement de la phase sigma qui n'a pas pu être confirmée avec certitude sur toute la hauteur du mur. Contrairement à ce qui était suspecté, le matériau ne présente pas d'anisotropie significative. Les deux paramètres de dépôt testés donnent des propriétés mécaniques homogènes avec une $R_{p0,2}$ supérieure à 240 MPa, une R_m supérieure à 550 MPa et un $A\%$ supérieur à 30%. Le niveau de résilience est supérieur à 100 J à 20 °C, mais dégradé à -196 °C.

Ces propriétés d'emploi ne sont valables qu'en l'absence de défauts rédhibitoires. Leur détection sur pièces brutes par des méthodes de contrôle radiographique et US est délicate à cause de l'état de surface ondulé. Mais ces méthodes sont parfaitement applicables après usinage des flans des murs et ont permis de mettre en évidence trois types de défauts : les inclusions, les porosités et les manques de fusion entre cordons. Ces défauts sont

essentiellement dus à un problème de protection gazeuse, à une instabilité du bain de fusion ou à une dérive du procédé qu'il est possible de maîtriser avec une surveillance adaptée. Même si le contrôle par US du 316LSi reste difficile à cause de la forte atténuation du signal, l'utilisation de TiN permet une modification de sa structure et une sensible amélioration de sa contrôlabilité.

L'industrialisation du procédé passe par la garantie de conformité des pièces fabriquées et la maîtrise des coûts. Une vision plus globale de la fabrication d'une pièce en arc-fil est proposée en intégrant les coûts de la matière première et de la fabrication, le choix et les limites des paramètres de dépôt liés à la géométrie des pièces, les dérives du procédé à surveiller, et les méthodes de contrôle pouvant être utilisées. Deux cas d'applications industrielles ont été simulés pour démontrer les capacités du procédé arc-fil à réaliser des pièces de grandes dimensions avec un coût ou un délai réduit.

Une base solide de connaissances sur le procédé arc-fil a donc été constituée à l'aide des résultats obtenus et différentes perspectives peuvent être envisagées pour continuer son enrichissement. La méthodologie de mise au point sur les matériaux ER100 et 316LSi montre qu'il est possible de définir un domaine opératoire et des gammes de paramètres par matériau pour une fabrication maîtrisée. Des voies d'amélioration sont encore à envisager :

- la méthodologie est basée sur un écartement entre cordons issu de la littérature qui n'est pas forcément adéquat pour tous les matériaux,
- elle permet de définir des paramètres de dépôts pour des pièces rectilignes. La définition de trajectoires pour des parties circulaires, inclinées, ou possédant des croisements nécessite un travail supplémentaire, notamment pour limiter la présence de défauts dans ces zones,
- la phase de contrôle des échantillons peut être renforcée par un examen radiographique pour garantir le dépistage de tous les défauts.

Les résultats de l'expérimentation montrant la relation étroite entre l'histoire thermique de la pièce et ses propriétés microstructurales et mécaniques laissent supposer que les produits d'apport dédiés au soudage ne sont pas forcément adaptés à l'arc-fil. L'optimisation des propriétés des dépôts peut passer par :

- le développement de produits d'apport mieux adaptés aux cycles thermiques de l'arc-fil,
- le contrôle des cycles thermiques en instaurant des températures entre couches ou entre cordons et en adaptant les stratégies de dépôt en fonction du matériau et de la géométrie de la pièce,
- la réalisation de traitements thermiques post-fabrication adaptés.

Enfin, le contrôle des pièces issues de FA arc-fil reste compliqué avec les méthodes conventionnelles, notamment à cause de l'état de surface ondulé. Une voie d'amélioration est de réaliser un suivi en ligne du bain de fusion et / ou de la géométrie des dépôts pour détecter des zones sujettes à la présence de défauts. À terme, avec une meilleure compréhension des causes des défauts et l'optimisation de leur détection, il sera possible d'agir sur le robot et le générateur pour réaliser un contrôle du procédé et empêcher leur formation.

Ces travaux de thèse ont donc permis de mettre en place une méthodologie qui est transférable à d'autres matériaux de la même manière que le passage de l'ER100 au 316LSi. Elle doit être documentée dans ce sens avec ses modes opératoires, la table de tous les effets des paramètres pour chaque matériau, et les modifications éventuellement apportées lors de la mise au point.

Bibliographie

- [1] S. W. Williams, F. Martina, A. C. Addison, J. Ding, G. Pardal, and P. Colegrove. Wire + Arc Additive Manufacturing. *Materials Science and Technology*, 32(7) :641–647, 2016.
- [2] F. Laverne, F. Segonds, and P. Dubois. Fabrication additive : principes généraux. *Techniques de l'ingénieur*, 2016.
- [3] T. Wohlers. Wohlers report 2013 : Additive manufacturing and 3D printing state of the industry. Technical report, Wohlers Associates, Inc., 2013.
- [4] M. J. Cottleer. 3D opportunity : Additive manufacturing paths to performance, innovation, and growth. In *SIMT Additive Manufacturing Symposium*, 2014.
- [5] J. Coykendall, M. Cottleer, L. Holdowsky, and M. Mahto. 3D opportunity in a aerospace and defense. *Deloitte University Press*, page 28, 2014.
- [6] W. J. Sames, F. A. List, S. Pannala, R. R. Dehoff, and S. S. Babu. The metallurgy and processing science of metal additive manufacturing. *International Materials Reviews*, 61(5) :315–360, 2016.
- [7] T. A. Krol, M. F. Zaeh, and C. Seidel. Optimization of supports in metal-based additive manufacturing by means of finite element models. In *23th Annual International Solid Freeform Fabrication Symposium*, pages 707–718, 2012.
- [8] M. Hirtler, A. Jedynek, B. Sydow, A. Sviridov, and M. Bambach. Investigation of microstructure and hardness of a rib geometry produced by metal forming and wire-arc additive manufacturing. In *MATEC Web of Conferences*, volume 190, 2018.
- [9] D. Ding, Z. Pan, D. Cuiuri, and H. Li. Wire-feed additive manufacturing of metal components : technologies, developments and future interests. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 81(1-4) :465–481, 2015.
- [10] E. Brandl, V. Michailov, B. Viehweger, and C. Leyens. Deposition of Ti-6Al-4V using laser and wire, part II : hardness and dimensions of single beads. *Surface and Coatings Technology*, 206(6) :1130–1141, 2011.
- [11] A. G. Demir. Micro laser metal wire deposition for additive manufacturing of thin-walled structures. *Optics and Lasers in Engineering*, 100 :9–17, 2018.
- [12] A. Heralić. *Monitoring and control of robotized laser metal-wire deposition*. PhD thesis, 2012.
- [13] K. M. Taminger, J. K. Watson, R. A. Hafley, and P. D. D. Solid freeform fabrication apparatus and methods (US 7168935 B1), 2007.
- [14] V. R. Dave, J. E. Matz, and T. W. Eagar. Electron beam solid freeform fabrication of metal parts. *Solid Freeform Fabrication Symposium*, pages 64–71, 1995.

- [15] K. M. B. Taminger and R. A. Hafley. Characterization of 2219 aluminum produced by electron beam freeform fabrication. In *the 13th Solid Freeform Fabrication Symposium*, Austin, TX., 2002.
- [16] K. M. B. Taminger and R. A. Hafley. Electron beam freeform fabrication : a rapid metal deposition process. *Proceedings of the 3rd Annual Automotive Composites Conference, September, 2003*.
- [17] T. Wallace, K. Bey, K. M. B. Taminger, and R. A. Hafley. A design of experiments approach defining the relationships between processing and microstructure for Ti-6Al-4V. In *Solid Freeform Fabrication Symposium [15th] Held*, pages 1–5, Austin, Texas, 2004.
- [18] J. E. Matz and T. W. Eagar. Carbide formation in alloy 718 during electron-beam solid freeform fabrication. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 33(8) :2559–2567, 2002.
- [19] P. Wanjara, M. Brochu, and M. Jahazi. Electron beam freeforming of stainless steel using solid wire feed. *Materials and Design*, 28(8) :2278–2286, 2007.
- [20] J. N. Zalameda, E. R. Burke, R. A. Hafley, K. M. Taminger, C. S. Domack, A. Brewer, and R. E. Martin. Thermal imaging for assessment of electron-beam freeform fabrication (EBF3) additive manufacturing deposits. In G. R. Stockton and F. P. Colbert, editors, *Defense, Security, and Sensing - SPIE*, 2013.
- [21] R. Baker. Method of making decorative articles, 1920.
- [22] D. Appleyard. Welding Pelton Runners, 2012.
- [23] B. W. Shinn, D. F. Farson, and P. E. Denney. Laser stabilisation of arc cathode spots in titanium welding. *Science and Technology of Welding and Joining*, 10(4) :475–481, 2005.
- [24] P. M. S. Almeida. *Process controle and development in wire and arc additive manufacturing*. PhD thesis, 2012.
- [25] F. Martina, J. Ding, S. Williams, A. Caballero, G. Pardal, and L. Quintino. Tandem Metal Inert Gas process for high productivity Wire Arc Additive Manufacturing in stainless steel. *Additive Manufacturing*, 25(October 2018) :545–550, 2018.
- [26] S. Selvi, A. Vishvaksenan, and E. Rajasekar. Cold metal transfer (CMT) technology - An overview. *Defence Technology*, 14(1) :28–44, 2018.
- [27] M. Chen, D. Zhang, and C. Wu. Current waveform effects on CMT welding of mild steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 243 :395–404, 2017.

- [28] M. Fuller, S. Swaminathan, A. Zhilyaev, and T. McNelley. Microstructural transformations and mechanical properties of cast NiAl bronze : effects of fusion welding and friction stir processing. *Materials Science and Engineering : A*, 463(1-2) :128–137, 2007.
- [29] D. Ding, Z. Pan, S. van Duin, H. Li, and C. Shen. Fabricating superior NiAl Bronze components through Wire Arc Additive Manufacturing. *Materials*, 9(8) :652, 2016.
- [30] S. Suryakumar, K. Karunakaran, A. Bernard, U. Chandrasekhar, N. Raghavender, and D. Sharma. Weld bead modeling and process optimization in Hybrid Layered Manufacturing. *Computer-Aided Design*, 43(4) :331–344, 2011.
- [31] J. Xiong, G. Zhang, H. Gao, and L. Wu. Modeling of bead section profile and overlapping beads with experimental validation for robotic GMAW-based rapid manufacturing. *Robotics and Computer-Integrated Manufacturing*, 29(2) :417–423, 2013.
- [32] D. Ding, Z. Pan, D. Cuiuri, and H. Li. A multi-bead overlapping model for robotic wire and arc additive manufacturing (WAAM). *Robotics and Computer-Integrated Manufacturing*, 31 :101–110, 2015.
- [33] J. Xiong, G. Zhang, J. Hu, and Y. Li. Forecasting process parameters for GMAW-based rapid manufacturing using closed-loop iteration based on neural network. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 69(1-4) :743–751, 2013.
- [34] J. Xiong, Y. Li, R. Li, and Z. Yin. Influences of process parameters on surface roughness of multi-layer single-pass thin-walled parts in GMAW-based additive manufacturing. *Journal of Materials Processing Technology*, 252 :128–136, 2018.
- [35] Y. Cao, S. Zhu, X. Liang, and W. Wang. Overlapping model of beads and curve fitting of bead section for rapid manufacturing by robotic MAG welding process. *Robotics and Computer-Integrated Manufacturing*, 27(3) :641–645, 2011.
- [36] W. Aiyiti, W. Zhao, B. Lu, and Y. Tang. Investigation of the overlapping parameters of MPAW-based rapid prototyping. *Rapid Prototyping Journal*, 12(3) :165–172, 2006.
- [37] Y. Li, Q. Han, G. Zhang, and I. Horváth. A layers-overlapping strategy for robotic wire and arc additive manufacturing of multi-layer multi-bead components with homogeneous layers. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 96(9-12) :3331–3344, 2018.
- [38] Y. Li, Y. Sun, Q. Han, G. Zhang, and I. Horváth. Enhanced beads overlapping model for wire and arc additive manufacturing of multi-layer multi-bead metallic parts. *Journal of Materials Processing Technology*, 252 :838–848, 2018.
- [39] B. Baufeld, E. Brandl, and O. Van Der Biest. Wire based additive layer manufacturing : comparison of microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V components

- fabricated by laser-beam deposition and shaped metal deposition. *Journal of Materials Processing Technology*, 211(6) :1146–1158, 2011.
- [40] F. Wang, S. Williams, P. Colegrove, and A. A. Antonysamy. Microstructure and mechanical properties of wire and arc additive manufactured Ti-6Al-4V. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 44(2) :968–977, 2013.
- [41] F. Martina, P. A. Colegrove, S. W. Williams, and J. Meyer. Microstructure of interpass rolled Wire + Arc Additive Manufacturing Ti-6Al-4V components. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 46(12) :6103–6118, 2015.
- [42] M. Bermingham, L. Nicastro, D. Kent, Y. Chen, and M. Dargusch. Optimising the mechanical properties of Ti-6Al-4V components produced by wire + arc additive manufacturing with post-process heat treatments. *Journal of Alloys and Compounds*, 753 : 247–255, 2018.
- [43] C. Shen, Z. Pan, D. Cuiuri, B. Dong, and H. Li. In-depth study of the mechanical properties for Fe₃Al based iron aluminide fabricated using the wire-arc additive manufacturing process. *Materials Science and Engineering : A*, 669 :118–126, 2016.
- [44] X. Xu, J. Ding, S. Ganguly, and S. Williams. Investigation of process factors affecting mechanical properties of INCONEL 718 superalloy in wire + arc additive manufacture process. *Journal of Materials Processing Technology*, 265 :201–209, 2019.
- [45] J. Lin, Y. Lv, Y. Liu, B. Xu, Z. Sun, Z. Li, and Y. Wu. Microstructural evolution and mechanical properties of Ti-6Al-4V wall deposited by pulsed plasma arc additive manufacturing. *Materials & Design*, 102 :30–40, 2016.
- [46] O. Yilmaz and A. A. Ugla. Microstructure characterization of SS308LSi components manufactured by GTAW-based additive manufacturing : shaped metal deposition using pulsed current arc. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2016.
- [47] J. Y. Bai, C. L. Fan, S. b. Lin, C. L. Yang, and B. L. Dong. Effects of thermal cycles on microstructure evolution of 2219-Al during GTA-additive manufacturing. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 87(9-12) :2615–2623, 2016.
- [48] J. Donoghue, A. Antonysamy, F. Martina, P. Colegrove, S. Williams, and P. Prangnell. The effectiveness of combining rolling deformation with Wire–Arc Additive Manufacture on β -grain refinement and texture modification in Ti–6Al–4V. *Materials Characterization*, 114 :103–114, 2016.
- [49] X. Chen, J. Li, X. Cheng, B. He, H. Wang, and Z. Huang. Microstructure and mechanical properties of the austenitic stainless steel 316L fabricated by gas metal arc additive manufacturing. *Materials Science and Engineering : A*, 703 :567–577, 2017.

- [50] B. Wu, Z. Pan, D. Ding, D. Cuiuri, and H. Li. Effects of heat accumulation on microstructure and mechanical properties of Ti6Al4V alloy deposited by wire arc additive manufacturing. *Additive Manufacturing*, 23 :151–160, 2018.
- [51] W. Wu, J. Xue, L. Wang, Z. Zhang, Y. Hu, and C. Dong. Forming process, microstructure, and mechanical properties of thin-walled 316L stainless steel using speed-cold-welding additive manufacturing. *Metals*, 9(1) :109, 2019.
- [52] C. Cunningham, J. Flynn, A. Shokrani, V. Dhokia, and S. Newman. Invited review article : Strategies and processes for high quality wire arc additive manufacturing. *Additive Manufacturing*, 22 :672–686, 2018.
- [53] J. Ding, P. Colegrove, J. Mehnert, S. Ganguly, P. Sequeira Almeida, F. Wang, and S. Williams. Thermo-mechanical analysis of Wire and Arc Additive Layer Manufacturing process on large multi-layer parts. *Computational Materials Science*, 50(12) : 3315–3322, 2011.
- [54] Y. Lei, J. Xiong, and R. Li. Effect of inter layer idle time on thermal behavior for multi-layer single-pass thin-walled parts in GMAW-based additive manufacturing. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 96(1) :1355–1365, 2018.
- [55] B. Wu, D. Ding, Z. Pan, D. Cuiuri, H. Li, J. Han, and Z. Fei. Effects of heat accumulation on the arc characteristics and metal transfer behavior in wire arc additive manufacturing of Ti6Al4V. *Journal of Materials Processing Technology*, 250 :304–312, 2017.
- [56] S. M. Kelly and S. L. Kampe. Microstructural evolution in laser-deposited multilayer Ti-6Al-4V builds : Part I. Microstructural characterization. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 35(6) :1861–1867, 2004.
- [57] J. Lin, Y. Lv, Y. Liu, Z. Sun, K. Wang, Z. Li, Y. Wu, and B. Xu. Microstructural evolution and mechanical property of Ti-6Al-4V wall deposited by continuous plasma arc additive manufacturing without post heat treatment. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, 69 :19–29, 2017.
- [58] Q. Wu, Z. Ma, G. Chen, C. Liu, D. Ma, and S. Ma. Obtaining fine microstructure and unsupported overhangs by low heat input pulse arc additive manufacturing. *Journal of Manufacturing Processes*, 27 :198–206, 2017.
- [59] A. R. McAndrew, M. Alvarez Rosales, P. A. Colegrove, J. R. Hönnige, A. Ho, R. Fayolle, K. Eyitayo, I. Stan, P. Sukrongpang, A. Crochemore, and Z. Pinter. Interpass rolling of Ti-6Al-4V wire + arc additively manufactured features for microstructural refinement. *Additive Manufacturing*, 21 :340–349, 2018.

- [60] Z. Li, C. Liu, T. Xu, L. Ji, D. Wang, J. Lu, S. Ma, and H. Fan. Reducing arc heat input and obtaining equiaxed grains by hot-wire method during arc additive manufacturing titanium alloy. *Materials Science and Engineering : A*, 742 :287–294, 2019.
- [61] J. Y. Bai, C. L. Yang, S. B. Lin, B. L. Dong, and C. L. Fan. Mechanical properties of 2219-Al components produced by additive manufacturing with TIG. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 86(1-4) :479–485, 2016.
- [62] J. Gu, B. Cong, J. Ding, S. W. Williams, and Y. Zhai. Wire+Arc Additive Manufacturing of aluminium. In *SFF symposium*, pages 451–458, 2014.
- [63] D. D. Harwig, J. E. Dierksheide, D. Yapp, and S. Blackman. Arc behavior and melting rate in the VP-GMAW Process. *Welding Research*, 2006.
- [64] J. Gu, J. Ding, S. W. Williams, and Y. Zhai. High performance aluminium properties for space applications using Wire + Arc Additive Manufacturing. In *1st Metallic Materials and processes : industrial challenges*, pages 1–7, Deauville, France, 2015.
- [65] J. Gu, J. Ding, S. W. Williams, H. Gu, J. Bai, Y. Zhai, and P. Ma. The strengthening effect of inter-layer cold working and post-deposition heat treatment on the additively manufactured Al–6.3Cu alloy. *Materials Science and Engineering : A*, 651 :18–26, 2016.
- [66] A. Jahanafrooz, F. Hasan, G. W. Lorimer, and N. Ridley. Microstructural development in complex nickel-aluminum bronzes. *Metallurgical Transactions A*, 14(10) :1951–1956, 1983.
- [67] C. Shen, Z. Pan, D. Ding, L. Yuan, N. Nie, Y. Wang, D. Luo, D. Cuiuri, S. van Duin, and H. Li. The influence of post-production heat treatment on the multi-directional properties of nickel-aluminum bronze alloy fabricated using wire-arc additive manufacturing process. *Additive Manufacturing*, 23 :411–421, 2018.
- [68] Y. Feng, B. Zhan, J. He, and K. Wang. The double-wire feed and plasma arc additive manufacturing process for deposition in Cr-Ni stainless steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 259 :206–215, 2018.
- [69] A. Queguineur, G. Rückert, F. Cortial, and J. Y. Hascoët. Evaluation of wire arc additive manufacturing for large-sized components in naval applications. *Welding in the World*, 62(2) :259–266, 2018.
- [70] T. Skiba, B. Baufeld, and O. van der Biest. Microstructure and mechanical properties of stainless steel component manufactured by shaped metal deposition. *ISIJ International*, 49(10) :1588–1591, 2009.
- [71] J. C. Lippold and D. J. Kotecki. *Welding Metallurgy and Weld Ability of Stainless Steels*. 2005.

- [72] X. Chen, J. Li, X. Cheng, H. Wang, and Z. Huang. Effect of heat treatment on microstructure, mechanical and corrosion properties of austenitic stainless steel 316L using arc additive manufacturing. *Materials Science and Engineering : A*, 715 :307–314, 2018.
- [73] A. Caballero, J. Ding, S. Ganguly, and S. Williams. Wire + Arc Additive Manufacture of 17-4 PH stainless steel : effect of different processing conditions on microstructure, hardness, and tensile strength. *Journal of Materials Processing Technology*, 268 : 54–62, 2019.
- [74] S. Washko and G. Aggen. *Wrought stainless steels, properties and selection : irons, steels, and high-performance alloys, Vol 1, ASM Handbook*. ASM International, 1990.
- [75] A. Lopez, R. Bacelar, I. Pires, T. G. Santos, J. P. Sousa, and L. Quintino. Non-destructive testing application of radiography and ultrasound for wire and arc additive manufacturing. *Additive Manufacturing*, 21 :298–306, 2018.
- [76] K. Derekar, J. Lawrence, G. Melton, A. Addison, X. Zhang, and L. Xu. Influence of interpass temperature on Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM) of aluminium alloy components. *MATEC Web of Conferences*, 269 :1–6, 2019.
- [77] J. Xiong and G. Zhang. Adaptive control of deposited height in GMAW-based layer additive manufacturing. *Journal of Materials Processing Technology*, 214(4) :962–968, 2014.
- [78] H. Bhadeshia and R. Honeycombe. Weld microstructures. In *Steels : Microstructure and Properties*, pages 377–400. Elsevier, 2017.
- [79] H. K. D. H. Bhadeshia, L. E. Svensson, and B. Gretoft. The influence of alloying elements on the formation of allotriomorphic ferrite in low-alloy steel weld deposits. *Journal of Materials Science Letters*, 4(3) :305–308, 1985.
- [80] G. F. Vander Voort. *Color Metallography*. 2004.
- [81] K. Andrews. Empirical formulae for the calculation of some transformation temperatures. *Journal of the Iron and Steel Institute*, 203 :721–727, 1965.
- [82] M. Fattahi, N. Nabhani, M. Hosseini, N. Arabian, and E. Rahimi. Effect of Ti-containing inclusions on the nucleation of acicular ferrite and mechanical properties of multipass weld metals. *Micron*, 45 :107–114, 2013.
- [83] M. Fattahi, N. Nabhani, M. R. Vaezi, and E. Rahimi. Improvement of impact toughness of AWS E6010 weld metal by adding TiO₂ nanoparticles to the electrode coating. *Materials Science and Engineering A*, 528(27) :8031–8039, 2011.

- [84] D. Kotecki and T. Siewert. WRC-1992 constitution diagram for stainless steel weld metals : a modification of the WRC-1988 diagram. *Welding Research Supplement*, pages 171–178, 1992.
- [85] E. O. Hall and S. H. Algie. The sigma phase. *Metallurgical reviews*, 11 :61–88, 1966.
- [86] C.-C. Hsieh and W. Wu. Overview of intermetallic sigma phase precipitation in stainless steels. *ISRN Metallurgy*, 2012(4) :1–16, 2012.
- [87] P. Duhaj, J. Ivan, and E. Makovicky. Sigma phase precipitation in austenitic steels. *The Journal of the Iron and Steel Institute*, 206 :1245–1252, 1968.
- [88] A. J. Cooper, N. I. Cooper, J. Dhers, and A. H. Sherry. Effect of oxygen content upon the microstructural and mechanical properties of type 316L austenitic stainless steel manufactured by hot isostatic pressing. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 47(9) :4467–4475, 2016.

Développement de la fabrication additive par procédé arc-fil pour les aciers : caractérisation microstructurale et mécanique des dépôts en nuances ER100 et 316L pour la validation des propriétés d'emploi de pièces industrielles.

RESUME : l'arc-fil est un nouveau procédé de fabrication additive utilisant une cellule de soudage robotisée pour la fabrication, couche par couche, de pièces de grandes dimensions. Il permet de réaliser des ébauches de pièces unitaires ou de petites séries avec des coûts et des délais de fabrication réduits. Les premiers développements se sont principalement orientés sur la réalisation de pièces à forte valeur ajoutée en alliage de titane et d'aluminium pour le secteur aéronautique et aérospatial, et intéressent maintenant d'autres secteurs tels que les industries navales, pétrolières, ferroviaires et mécaniques utilisant des aciers. Ce travail propose une méthodologie de sélection des paramètres et des stratégies de dépôts, avec le contrôle final des pièces fabriquées. Il porte sur deux matériaux : un acier C-Mn à haute limite d'élasticité (ER100) et un acier inoxydable austénitique (316LSi). Le résultat des caractérisations permet d'établir le lien entre les conditions de fabrication, les dimensions géométriques et les propriétés microstructurales et mécaniques des pièces obtenues, ce qui conduit au final à une démarche permettant de faire évoluer le procédé vers l'industrialisation.

Mots clés : fabrication additive arc-fil, acier à haute limite élastique, acier inoxydable austénitique, microstructure, propriétés mécaniques, paramètres procédés, histoire thermique, stratégie de fabrication, contrôle non destructif, industrialisation.

Development of wire-arc additive manufacturing for steels: microstructure and mechanical characterisations of ER100 and 316L deposits for validation of industrials parts requirements.

ABSTRACT: wire-arc additive manufacturing is a new process using a common welding robotic cell to build large parts layer by layer. It allows building rough single pieces or small series parts with a low cost and a short delay. First developments were done on titanium and aluminum parts for aeronautic and space applications, but more industries such as maritime, oil and gas, railway...are now interested into it. In this work, a methodology is proposed to define suitable process parameters and deposit's strategies, with the final control of the elaborated parts. Developments are done on both high strength steel ER100 and austenitic stainless steel 316LSi. The results of the experimental characterisation enable to show the relations between the manufacturing conditions, the dimensions, the microstructure and the mechanicals properties of the parts, and finally lead to guidelines to evolve the wire-arc additive manufacturing towards industrialisation.

Keywords: wire-arc additive manufacturing, high strength steel, austenitic stainless steel, microstructure, mechanicals properties, process parameters, thermal history, deposit strategy, nondestructive testing, industrialisation.

