



**HAL**  
open science

# Fabrication additive par Arc-Fil et Laser-Fil de l'alliage Ti-6AL-4V : relations procédés - microstructures - propriétés

Achraf Ayed

## ► To cite this version:

Achraf Ayed. Fabrication additive par Arc-Fil et Laser-Fil de l'alliage Ti-6AL-4V : relations procédés - microstructures - propriétés. Mécanique des matériaux [physics.class-ph]. Institut National Polytechnique de Toulouse - INPT, 2021. Français. NNT : 2021INPT0054 . tel-04170833

**HAL Id: tel-04170833**

**<https://theses.hal.science/tel-04170833>**

Submitted on 25 Jul 2023

**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.



Université  
de Toulouse

# THÈSE

En vue de l'obtention du

## DOCTORAT DE L'UNIVERSITÉ DE TOULOUSE

**Délivré par :**

Institut National Polytechnique de Toulouse (Toulouse INP)

**Discipline ou spécialité :**

Science et Génie des Matériaux

---

**Présentée et soutenue par :**

M. ACHRAF AYED

le lundi 31 mai 2021

**Titre :**

Fabrication additive par Arc-Fil et Laser-Fil de l'alliage Ti-6AL-4V :  
relations procédés - microstructures - propriétés

---

**École doctorale :**

Sciences de la Matière (SDM)

**Unité de recherche :**

Laboratoire Génie de Production – (LGP – ENIT)

**Directeurs de Thèse :**

M. JOËL ALEXIS

M. YANNICK BALCAEN

**Rapporteurs :**

M. FREDERIC DESCHAUX-BEAUME, UNIVERSITE MONTPELLIER 1

M. PASCAL PAILLARD, UNIVERSITE DE NANTES

**Membres du jury :**

M. ERIC ANDRIEU, TOULOUSE INP, Président

M. BAPTISTE LARROUY, GROUPE SAFRAN, Invité

M. ERIC HUG, UNIVERSITE DE CAEN, Membre

M. JOËL ALEXIS, ECOLE NATIONALE D'INGENIEURS DE TARBES, Membre

MME ANGELINE POULON, UNIVERSITE DE BORDEAUX, Membre

M. PIERRE MICHAUD, ESTIA BIDART, Invité

M; SIMON PERUSIN, IRT SAINT-EXUPERY, Membre

M. YANNICK BALCAEN, ECOLE NATIONALE D'INGENIEURS DE TARBES, Membre





---

---

# Remerciements

Les trois années de réalisation de ces travaux ont été riches sur tous les plans. Je profite de ces quelques lignes pour remercier les personnes qui ont contribué de quelque manière à obtenir ces résultats, à me faire évoluer scientifiquement, et à me laisser des souvenirs précieux de cette parenthèse de vie.

Pour commencer, je remercie l'ensemble des membres du jury pour l'intérêt qu'ils ont porté à mes travaux ainsi que pour les échanges enrichissants qui en ont résulté. Je remercie le président M. Éric Andrieu ainsi que les examinateurs M. Éric Hug, Mme Angéline Poulon et M. Simon Perusin de m'avoir manifesté cet intérêt au travers de leurs questions lors de la soutenance. Je remercie les rapporteurs M. Frédéric Deschaux-Beaume et M. Pascal Paillard d'avoir accepté ce travail supplémentaire qu'est la rédaction des rapports. Je les ai lus avec plaisir et attention. Merci également à M. Baptiste Larrouy et M. Pierre Michaud d'avoir accepté l'invitation pour participer à ce jury de thèse, mais également pour leurs appuis continus de ces travaux.

Durant ces trois années, j'ai eu la chance de travailler dans un environnement scientifique et humain favorable, profitant des divers moyens et compétences du Laboratoire Génie de Production (LGP) de l'ENIT et de la plateforme ADDIMADOUR de l'ESTIA.

À cette occasion, mes premiers remerciements vont à mes directeurs de thèse, M. Joël Alexis et M. Yannick Balcaen. Merci pour votre encadrement, soutien et conseils toujours justes qui sont en grande partie à l'origine de ce manuscrit. Travailler avec vous a été un réel plaisir tout au long du projet, et la confiance que vous m'avez accordée depuis le début des travaux a été une réelle motivation pour moi.

Merci également à M. Pierre Michaud, M. Henri Bernard, M. Guénolé Bras, M. Fabien Poulhaon, M. Thomas Elcrin et Mme. Anaïs Domergue pour leurs nombreux accueils au sein de la plateforme ADDIMADOUR et leur disponibilité que ce soit pour de l'expérimental ou de l'aide sur de la simulation. Grâce à toutes ces personnes, les déplacements Tarbes – Bayonne ont toujours été un plaisir à faire.

Ces travaux n'auraient pas été possibles sans l'appui de M. Baptiste Larrouy, M. Vincent Dutilh et M. Jean-Philippe Lapuyade. Je les remercie pour leur soutien matériel mais aussi leur énorme aide sur l'usinage des éprouvettes d'essais mécaniques de ces travaux. Je souhaiterais également remercier M. Gilles Dessenin pour son aide apportée sur l'usinage des dernières éprouvettes de traction.

Merci à tous les membres du projet ADDIMAFIL et plus spécialement au chef de projet M. Franck Laffargue ainsi que les membres du WP6 pour leur patience et leur écoute durant mes présentations quasi-mensuelles en 2<sup>ème</sup> et 3<sup>ème</sup> années.

Mes remerciements vont également aux membres de l'équipe IMF du LGP (Jean-Denis, Jenny, Jade, Nathalie, Loïc, Morgane, Anthony, Ameth, Robin, Nicolas, Charlotte, Pauline, ...) et Antoine (CEF3D) avec qui j'ai pu partager mon quotidien de thèse, dans une ambiance d'entraide et d'amitié.

Si j'en suis là aujourd'hui, c'est en grande partie grâce à mes parents, leur éducation et efforts pendant des années. Merci papa, merci maman de m'avoir permis d'être là aujourd'hui ! vos nombreux conseils (dont je saisis davantage l'importance au fur et à mesure que je vieillis) m'ont servi et me serviront tout au long de ma vie future. Merci également à ma sœur et mon frère pour leurs encouragements continus.

Enfin, à celle que je ne remercierai jamais assez, pour son soutien depuis des années, sa patience, son attention quotidienne, merci Mariem. Tu as su rendre le marathon de fin de thèse agréable à vivre.

Je termine ces lignes par un souhait : celui de te voir meilleur que ton papa. À mon petit Selim, depuis le 30 mai 2020 tout est plus beau grâce à toi. Papa est fier de toi et t'aime beaucoup !! (Maman aussi ; mais ça pas besoin de l'écrire, tout le monde le sait ☺).



Université  
de Toulouse

---

---

# Résumé

---

Depuis son émergence, l'utilisation de la fabrication additive métallique dans des domaines industriels de pointe, comme l'aéronautique ou le spatial ne cesse de croître. Les développements se sont d'abord focalisés sur les technologies à base de lit de poudre, entraînant rapidement leur adoption dans de nombreux secteurs. La maîtrise de celles à base de fil reste cependant moins avancée de nos jours. Ces travaux de thèse sont motivés par la quête d'une maîtrise de ces technologies afin de construire des pièces métalliques de grandes dimensions en alliage Ti-6Al-4V. Il s'agit d'explorer les possibilités des procédés WAAM CMT et LMD-w. Pour cela, une approche basée sur le triptyque « procédé – métallurgie – mécanique » est suivie. Dans la première partie de l'étude, une définition du plan de fonctionnement des procédés « *Cold Metal Transfer* » et « *Laser Metal Deposition* » est effectuée. Des analyses morphologiques, métallurgiques et mécaniques poussées ont permis de connaître les principales caractéristiques des monocordons obtenus et de les relier aux paramètres procédés d'ordre 1. La deuxième partie de l'étude s'intéresse à la juxtaposition et l'empilement de ces monocordons pour l'obtention de blocs en trois dimensions. L'impact de la stratégie de construction des massifs 3D est étudié et les caractérisations de la santé matière effectuées ont permis de valider la méthodologie développée dans le cadre de cette thèse. Les caractéristiques macro et microstructurales, et les propriétés mécaniques de ces massifs font l'objet d'une étude poussée. Ces résultats sont mis en perspectives et les deux procédés sont confrontés. Les domaines de fonctionnement de ceux-ci sont déterminés et leurs particularités énergétiques sont étudiées à l'aide d'outils de simulation.

**Mots clés :** Fabrication additive, dépôt par Arc-fil, dépôt par Laser-fil, Alliage Ti-6Al-4V, Procédés, Métallurgie, Propriétés mécaniques.

---

# Abstract

---

Since its emergence, additive manufacturing processes interest is constantly growing in advanced industries, such as aeronautics and space. The developments initially focused on powder bed technologies leading to their quick implementation in several industrial fields. However, wire-based technologies remain far less advanced. The present work is motivated by a improvement of such technologies to manufacture large scale metallic parts in Ti-6Al-4V alloy. It's aimed to explore WAAM CMT and LMD-w processes specificities. An approach based on the “Process – Metallurgy – Mechanics” relations is followed. In the first part of the study, a definition of the processability of « *Cold Metal Transfer* » and « *Laser Metal Deposition* » processes is carried out. Advanced morphological, metallurgical and mechanical analysis made it possible to highlight main characteristics of obtained single deposits and to put them in relations with first order process parameters. The second part of the study is about the juxtaposition and stacking of these single deposits to obtain three-dimensional blocks. The impact of the construction strategy is studied, and the characterizations of material soundness allowed to validate the methodology developed in this thesis. The macro and microstructural characteristics and the mechanical properties of these parts are the subject of an advanced study. These results are put into perspective and the two processes are compared. The operating ranges of these process are determined and their energetic characteristics are investigated thanks to simulation tools.

**Keywords :** Additive manufacturing, Arc-wire deposition, Laser-wire deposition, Ti-6Al-4V alloy, Process, Metallurgy, Mechanical properties.

---

---

---

---

# Sommaire

Chapitre I : Bibliographie.....	5
I. Procédés de Fabrication Additive (FA).....	7
I.1. Généralités .....	7
I.2. Principaux procédés de fabrication additive .....	11
I.3. Le procédé arc-fil MIG-CMT (Metal Inert Gaz – Cold Metal Transfer).....	15
I.4. Le procédé LMD-w (Laser Metal Deposition – Wire) .....	24
II. Le Titane pur et ses alliages.....	30
II.1. Le titane pur .....	30
II.2. Les alliages de titane.....	32
II.3. L’alliage Ti-6Al-4V.....	35
II.4. Structure de solidification du Ti-6Al-4V en fabrication additive – fil.....	39
II.5. Caractéristiques métallurgiques du Ti-6Al-4V obtenu par fabrication additive fil.....	43
II.6. Caractéristiques mécaniques du Ti-6Al-4V obtenu par fabrication additive fil.....	46
III. Conclusion.....	48
Chapitre II : Fabrication additive par « Cold Metal Transfer » .....	51
Introduction.....	53
I. Méthodologie et démarche scientifique des travaux en WAAM-CMT.....	53
I.1. Etat métallurgique du fil.....	53
I.2. Présentation de la cellule robotisée CMT .....	55
I.3. Plan d’expérience et lois synergiques .....	57
II. Mise au point du procédé – étude sur monocordons.....	59
II.1. Évolution morphologique des monocordons .....	60
II.2. Évolution métallurgique des monocordons.....	67
II.3. Influence de de la stratégie de juxtaposition des monocordons.....	80
II.4. Synthèse .....	88
III. Construction de briques technologiques 3D : murs fins .....	90
III.1. Méthodologie et stratégie de construction .....	90

---



---

III.2. Morphologie et dimensions .....	93
III.3. Etat métallurgique .....	95
III.4. Propriétés mécaniques en traction .....	103
IV. Construction de briques technologiques 3D : murs larges.....	112
IV.1. Méthodologie et stratégies de construction.....	112
IV.2. Morphologie et dimensions .....	114
IV.3. Etat métallurgique .....	116
IV.4. Propriétés mécaniques en traction .....	122
IV.5. Synthèse .....	132
V. Conclusion.....	133
Chapitre III : Fabrication Additive par « Laser Metal Deposition » .....	135
Introduction.....	137
I. Méthodologie et démarche scientifique des travaux LMD-w .....	137
I.1. Présentation des moyens d'élaboration LMD-w.....	137
I.2. Présentation de la démarche expérimentale.....	139
II. Etude exploratoire : prise en main de l'installation .....	140
II.1. Détermination du domaine de fonctionnement du procédé.....	141
II.2. Influence de la qualité de l'inertage sur la santé matière des monocordons.....	144
II.3. Influence des paramètres procédé sur la morphologie des monocordons.....	151
II.4. Synthèse .....	152
III. Etude paramétrique du procédé : deuxième plan d'expérience.....	152
III.1. Détermination du domaine de fonctionnement du procédé.....	153
III.2. Évolution morphologique et dimensionnelle des monocordons.....	156
III.3. Évolution métallurgique des monocordons.....	159
III.4. Synthèse .....	165
IV. Construction de briques technologiques 3 D .....	167
IV.1. Murs fins .....	167
IV.1.1. <i>Méthodologie et stratégie de construction</i> .....	167
IV.1.2. Morphologie et dimensions.....	170
IV.1.3. <i>Etat métallurgique</i> .....	171
IV.1.4. <i>Propriétés mécaniques des murs fins</i> .....	175
IV.2. Murs larges pour application construction.....	181
IV.2.1. <i>Méthodologie et stratégie de construction</i> .....	181
IV.2.2. <i>Morphologie et dimensions du mur</i> .....	185

---



---

IV.2.3. <i>État métallurgique</i> .....	187
IV.2.4. <i>Propriétés mécaniques des murs</i> .....	196
V. Conclusion.....	205
Chapitre IV : Comparaison des procédés CMT et LMD-w .....	207
Introduction .....	209
I. Analyses comparatives des monocordons CMT et LMD.....	209
I.1. Analyses énergétiques .....	209
I.2. Présentation de la méthode CORICO .....	214
I.3. Modèles d'évolutions des monocordons CMT et LMD-w sur tout le domaine de fonctionnement.....	215
II. Performance industrielle des procédés CMT et LMD-w en fabrication additive fil.....	222
II.1. Robustesse des procédés CMT et LMD-w .....	222
II.2. Précision des dépôts.....	224
II.3. Interaction « source d'énergie – matière » et efficacité énergétique des procédés.....	226
III. Lien stratégie – énergie .....	226
III.1. Validation du modèle de simulation du procédé LMD-w sur monocordons.....	227
III.2. Évolutions thermiques lors des constructions 3D en fabrication additive fil...	229
III.3. Impact de la stratégie de dépôt de matière sur les monocordons 3D en fabrication additive fil.....	234
IV. Propriétés en traction : relation procédé – microstructures – propriétés mécaniques.....	237
V. Conclusion.....	238



---

---

# Nomenclature

3D	en <b>3 Dimensions</b> .
ADDIMAFIL	<b>ADDItive MA</b> nufacturing par dépôt de <b>FIL</b> .
Alpha case ( $\alpha$ -case)	Couche contaminée à l'oxygène (TiO <sub>2</sub> ) pouvant se former à la surface des pièces en alliage de titane et modifiant les propriétés mécaniques de la matière.
ALC	<b>Arc Length Correction</b> / Correction de la longueur d'arc.
ANOVA	<b>AN</b> alysis <b>Of VA</b> riance (analyse de variance).
ASTM	<b>American Society for Testing and Materials</b> (société américaine des tests et des matériaux).
CAO	<b>C</b> onception <b>A</b> ssistée par <b>O</b> rdinateur.
CMT	<b>Cold Metal Transfer</b> (transfert de métal à froid).
DC	<b>D</b> ynamic <b>C</b> orrection (Correction dynamique).
EBAM	Fabrication de forme libre avec faisceau à électrons (EBF3).
FA	<b>F</b> abrication <b>A</b> dditive.
HV	<b>H</b> ardness <b>V</b> ickers.
I	Intensité de soudage en Ampères.
LASER	<b>L</b> ight <b>A</b> mplification by <b>S</b> timulated <b>E</b> mission of <b>R</b> adiation (amplification de la lumière par émission stimulée de radiations).
LMD-w	<b>L</b> aser <b>M</b> etal <b>D</b> eposition with <b>W</b> ire.
MB	<b>M</b> etal de <b>B</b> ase.
MIG	<b>M</b> etal <b>I</b> ncert <b>G</b> az.
Mur fin	Massif en deux dimensions obtenu à partir de l'empilement de plusieurs monocordons
Mur large	Massif en trois dimensions obtenu à partir de l'empilement et de la juxtaposition de plusieurs monocordons
Nd : YAG	<b>N</b> eodymium-doped <b>Y</b> trium <b>A</b> luminium <b>G</b> arnet.
P	<b>P</b> uissance ou <b>P</b> ower en Watts.
Stick-Out	Distance fil-substrat.
STL	type de fichier standard utilisé par la plupart des systèmes de FA.
Ti-6Al-4V	Alliage de Titane composé de 6% d'Aluminium et 4% de Vanadium.
TIG	<b>T</b> ungsten <b>I</b> ncert <b>G</b> az.
TRL	<b>T</b> echnology <b>R</b> eadiness <b>L</b> evel (Niveau de maturité technologique).

---

---

TS	<b>T</b> ransvel <b>S</b> peed (vitesse de déplacement de la tête d'impression).
U	Tension de soudage en Volts.
WAAM	<b>W</b> ire <b>A</b> rc <b>A</b> dditive <b>M</b> anufacturing (fabrication additive par arc-fil).
WFS	<b>W</b> ire <b>F</b> eed <b>S</b> peed (vitesse de débit de fil).
WLAM	<b>W</b> ire <b>L</b> aser <b>A</b> dditive <b>M</b> anufacturing (fabrication additive par laser-fil).
ZF	<b>Z</b> one <b>F</b> ondue.
ZAT	<b>Z</b> one <b>A</b> ffectée <b>T</b> hermiquement.
ZRF	<b>Z</b> one <b>R</b> efondue (ou zone de pénétration PP)

---

---

---

---

# Introduction Générale

La fabrication additive désigne un ensemble de technologies servant à fabriquer des pièces en trois dimensions directement à partir de données issues d'une conception assistée par ordinateur, par le biais d'une méthode additive consistant à déposer en couches successives un matériau de base (poudre, fil)[1]. Cette approche offre ainsi de nouvelles libertés de conception, met en perspective une certaine économie de matière première, un allègement des pièces, et un raccourcissement des délais de production. Elle permet également la suppression d'opérations d'assemblages, représentant souvent des points de faiblesse dans les structures. Par ailleurs, imprimer une pièce en 3D nécessite de la modéliser ; cette étape permet souvent l'identification d'éventuels défauts de conception avant de lancer la fabrication.

Ces technologies, apparues dans les années 1980 avec la stéréolithographie [2], connaissent actuellement un fort développement. À ses débuts, la fabrication additive était réservée au prototypage et donc à la partie pré-production du cycle de vie d'un produit. Son utilisation s'oriente aujourd'hui davantage vers les phases de production voire de réparation d'un produit grâce à une maîtrise toujours plus importante de ces procédés. Celle-ci se traduit par des niveaux de maturité technologiques (TRL) élevés pour certains procédés de fabrication additive [3]. En plus de pouvoir fabriquer des pièces de formes géométriques complexes, impossibles à obtenir avec les méthodes conventionnelles comme la forge, la fonderie ou l'usinage, la fabrication additive possède l'avantage de pouvoir réparer ou remplacer les anciennes pièces endommagées, dont la production en série a été arrêtée et qui n'existent plus en stock.

Dans le domaine de pièces métalliques à forte technicité, la compétition s'est d'abord focalisée sur les technologies à base de poudre, menant à la qualification de plusieurs procédés et pièces, utilisées actuellement dans des domaines de pointe comme les moteurs d'avions ou d'hélicoptères, ou encore sur certaines voitures de luxe. Ces technologies présentent néanmoins plusieurs facteurs limitant comme la taille des pièces imprimées, la quantité de poudre à mettre en œuvre, et le faible taux de dépôt.

Pour répondre à ces problématiques, de nouvelles technologies de fabrication additive émergent, mettant en œuvre le métal sous forme de fil et non de poudre. Inspirées du soudage, celles-ci ont l'avantage de combiner faible coût d'investissement et capacité à fabriquer des pièces métalliques de plusieurs mètres avec une économie de matière jamais atteinte auparavant. S'ajoute à cela une marge importante de modularité de ces procédés grâce à la possibilité d'utiliser plusieurs sources de fusion, plusieurs types et diamètres de fil, mais également la capacité de déplacer les systèmes d'impressions ouvrant des champs d'applications divers et variés.

À l'heure actuelle, ces procédés additifs dit « à base de fil » présentent de réelles opportunités pour l'obtention de pièces de structures de plusieurs mètres à destination des domaines de l'aéronautique, du spatial et de la défense. Toutefois, les difficultés de répétabilité et de stabilité du procédé de fusion doivent être surmontées de manière industrielle. Un des enjeux de ces travaux réside dans l'amélioration de la compréhension de ces procédés nouveaux, à travers une approche essentiellement expérimentale. L'objectif est plus précisément d'établir des interactions entre les paramètres procédés, les caractéristiques métallurgiques et les propriétés mécaniques des pièces.

Cette thèse s'est déroulée dans le cadre du projet FUI ADDIMAFIL (Appel à projet FUI 21) qui a pour objectif de développer la première cellule robotisée française de fabrication additive (FA) pour la fabrication de pièces métalliques de grandes dimensions ( $> 1$  m), utilisant un procédé innovant d'un dépôt de fil par fusion laser et garantissant des caractéristiques métallurgiques importantes. En partie financé par le Fonds Unique interministériel de la Banque Publique de France (BPI), ce projet collaboratif entre partenaires industriels et académiques s'inscrit dans l'axe de développement de l'usine

du futur (ou industrie 4.0). Il vise une montée en maturité (TRL 2/3 → TRL 6/7) dans la maîtrise et le développement de ces nouvelles technologies de FA laser-fil, à travers :

- La mise en place d'un effecteur innovant, employant quatre faisceaux laser dont les taches focales peuvent être pilotées indépendamment en diamètre, position et en densité de puissance, autour d'une arrivée centrale du fil.
- Le développement d'une suite logicielle complète (conception, simulation, programmation) permettant un suivi et un contrôle *on line* du procédé, tout en s'assurant de la bonne optimisation thermique, métallurgique et mécanique.
- Une connaissance fine du comportement procédé à travers la maîtrise des paramètres procédés d'ordre 1 afin d'assurer la répétabilité et la stabilité des propriétés géométriques et mécaniques des pièces en alliages d'aluminium, de titane et en superalliage.
- L'intégration du système sur un robot multiaxe capable d'accéder à des géométries d'impression variées.

À destination du marché Aéronautique-Spatial-Défense (ASD), de nombreux champs ou domaines d'applications pourront être possibles à l'issue du projet, à travers une diversification de l'application de ces technologies laser-fil pour l'industrie navale, l'éolien, voire le secteur du BTP et de l'énergie.

Afin d'atteindre les objectifs du projet, différents lots de travaux ou *Work Package* (WP) ont été mis en place en fonction des compétences et domaines d'expertises de chaque partenaire (Figure 0-1). Les travaux de cette thèse s'inscrivent dans le cadre du WP6, lot traitant du triptyque procédé – caractéristiques métallurgiques – propriétés mécaniques. Ceux-ci portent essentiellement sur l'alliage de titane Ti-6Al-4V.

Ce WP N°6 était en interaction avec les WP 3, 4 et 5. Le lot 3 vise à concevoir et développer une plateforme multi technologie à fusion de fil à base de laser. Le lot 4 porte sur l'intégration de l'effecteur sur une cellule robotisée et le WP5 traite de la modélisation numériquement et expérimentalement du procédé pour la mise en œuvre d'un modèle de simulation réduit.

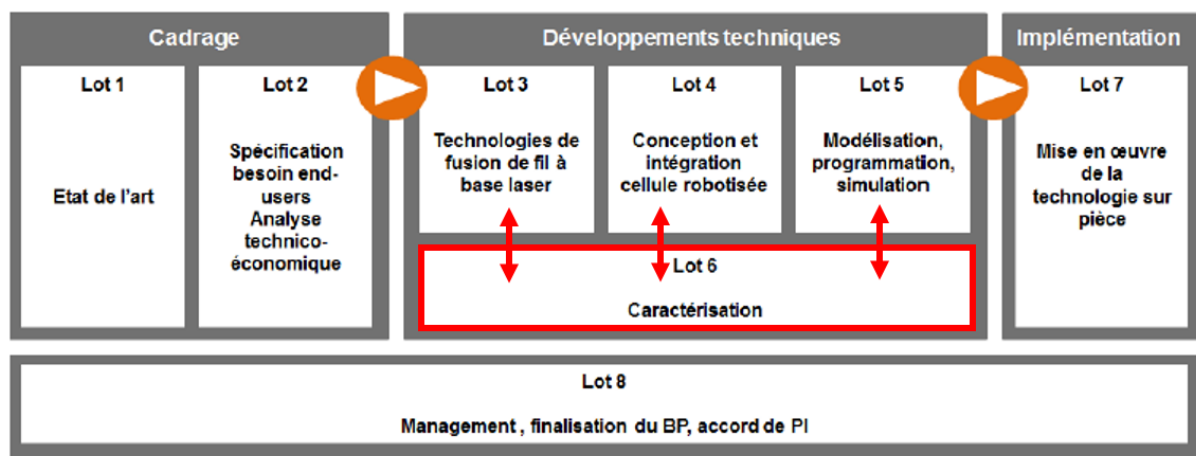


Figure 0-1 - Lots composant le projet ADDIMAFIL

Afin de pouvoir développer la technologie visée par ce projet et plus spécifiquement l'effecteur laser, une étude des technologies existantes en arc-fil et laser-fil a été menée pour monter en compétence dans ces procédés nouveaux.

Les procédés de fabrication additive par Arc-fil (WAAM) sont actuellement les plus développés parmi les procédés de fabrication additive mettant en œuvre du fil. Cette maturité (niveau de TRL élevé dans certains cas) s'explique notamment par les connaissances acquises sur les procédés de soudage. La

technologie approfondie durant cette étude est le **Cold Metal Transfer (CMT)** développé par le fabricant Fronius. Elle fait l'objet du chapitre 2.

Concernant le procédé LMD-w, le choix de l'effecteur laser-fil s'est porté sur la tête **laser Coaxprinter** du fabricant Precitec. Grâce à son apport de fil coaxial dans l'axe optique du faisceau, lui assurant *a priori* une certaine polyvalence, elle présente une certaine similitude avec l'effecteur développé dans le cadre de ce projet. L'étude du procédé LMD-w sera présentée dans le chapitre 3.

Un des principaux objectifs de ces travaux de thèse est donc d'obtenir une meilleure compréhension des transformations métallurgiques et thermomécaniques induites lors de ces deux procédés afin d'être capable de réaliser des pièces ayant une bonne santé matière et les propriétés d'usage requises. La nature des échanges thermiques lors des procédés sont induits non seulement par l'interaction « directe » entre les sources d'énergie (arc électrique ou laser) et la matière, mais également par la stratégie de dépose mise en œuvre. Afin d'essayer de mieux cerner ces phénomènes thermiques, il nous est apparu intéressant de les découpler en découpant en « briques technologiques » les deux procédés abordés dans ce manuscrit.

La première brique technologique se consacre donc à l'étude du dépôt unitaire, aussi appelé monocordon. Ses caractéristiques géométriques, métallurgiques, thermiques et mécaniques sont investiguées en fonction des paramètres procédés d'ordre 1. Ayant une connaissance sur l'interaction « directe » entre source d'énergie et l'alliage Ti-6Al-4V, la 2<sup>ème</sup> brique technologique s'intéresse à la fois à la construction de voiles fins en empilant plusieurs monocordons les uns sur les autres, et à la juxtaposition de plusieurs monocordons dans le plan du substrat. Enfin, la 3<sup>ème</sup> brique technologique représente le passage d'un empilement dans un plan 2D (XZ ou XY) à un empilement en 3D pour l'impression de pièces larges. Ces massifs, appelés « murs » dans la suite des travaux, sont construits suivant des stratégies tenant compte le plus possible des échanges thermiques rencontrés lors de l'élaboration des pièces de grandes dimensions. Le synoptique de la figure ci-dessous reprend les différentes « briques technologiques » composant les différents chapitres de cette thèse.

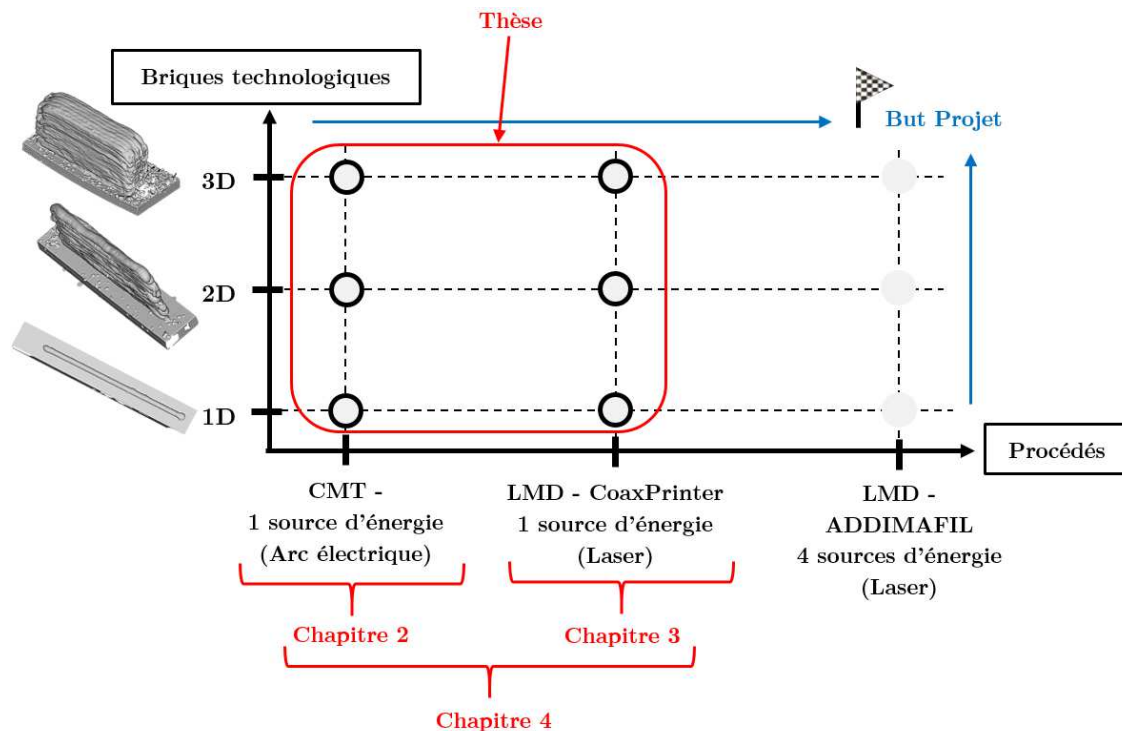


Figure 0-2 - Briques technologiques et procédés composant les travaux de ce manuscrit



---

# Chapitre I : Bibliographie

---

I.	Procédés de Fabrication Additive (FA).....	7
I.1.	Généralités .....	7
I.2.	Principaux procédés de fabrication additive .....	11
I.3.	Le procédé arc-fil MIG-CMT (Metal Inert Gaz – Cold Metal Transfer).....	15
I.4.	Le procédé LMD-w (Laser Metal Deposition – Wire) .....	24
II.	Le Titane pur et ses alliages.....	30
II.1.	Le titane pur .....	30
II.2.	Les alliages de titane.....	32
II.3.	L’alliage Ti-6Al-4V.....	35
II.4.	Structure de solidification du Ti-6Al-4V en fabrication additive – fil.....	39
II.5.	Caractéristiques métallurgiques du Ti-6Al-4V obtenu par fabrication additive fil.....	43
II.6.	Caractéristiques mécaniques du Ti-6Al-4V obtenu par fabrication additive fil.....	46
III.	Conclusion.....	48







---

---

# I. Procédés de Fabrication Additive (FA)

## I.1. Généralités

Selon la norme NF E67-001, la fabrication additive désigne « l'ensemble des procédés permettant de fabriquer, couche par couche, et par ajout de matière, un objet physique à partir de son modèle numérique provenant des outils de CAO » [4]. Apparue à la fin des années 1980 avec la stéréolithographie [2], la fabrication additive connaît actuellement une forte croissance. À ses débuts, elle était réservée au prototypage lors de la phase de développement des pièces. Elle permettait une meilleure visualisation en 3D du design des produits pour les ingénieurs en bureau d'études. De nos jours, elle est de plus en plus utilisée en production pour la réalisation de pièces fonctionnelles. Ce procédé innovant, désigné souvent par les termes « impression 3D, prototypage rapide, fabrication numérique directe... » se distingue des procédés de fabrication dits soustractifs tels que l'usinage ou la forge, qui procèdent respectivement par enlèvement de matière ou déformation d'un brut initial.

Aujourd'hui, la fabrication additive métallique est donc reconnue comme une alternative intéressante aux autres procédés conventionnels en raison notamment de sa capacité à produire directement des pièces de formes complexes, légères et avec de nombreuses fonctionnalités nouvelles, notamment des pièces creuses. Elle peut également répondre à différentes problématiques industrielles pour l'ajout de fonction à des pièces obtenues par fonderie ou forge. La fonctionnalisation de pièces est une opération permettant d'augmenter la valeur ajoutée des pièces produites. Ainsi, plutôt que de s'opposer aux procédés historiques tels que l'usinage ou la mise en forme par déformation plastique, la fabrication additive peut apparaître comme un procédé complémentaire. On parlera alors d'hybridation des procédés. Enfin, la fabrication additive peut être mise en œuvre pour la récupération de pièces rebutées suite à un problème de fabrication ou pour leur reconditionnement après utilisation.

Parmi les autres avantages apportés par les procédés de fabrication additive, nous pouvons citer :

- La diminution du nombre de pièces d'un système qui se traduit souvent par une amélioration de la fiabilité et de la durabilité de celui-ci, une plus grande rapidité de mise en œuvre de la pièce et de meilleures propriétés mécaniques en s'affranchissant de l'étape d'assemblage.
- Une économie de matière (meilleur ratio buy-to-fly ou mise au mille<sup>1</sup>), avec un matériau ajouté et non enlevé la production réduit au maximum le gaspillage de matériau.
- Un gain de masse pour les produits qui a pour résultat un allègement des structures dans le secteur des transports entraînant une diminution de la consommation en énergie et une réduction de l'impact environnemental.
- Un raccourcissement des délais de mise sur le marché des produits.
- Une réduction des stocks et coûts de maintenance, car les produits issus de la FA sont stockés sous forme numérique et non plus physique.
- Un coût unitaire stable dès la première pièce (hors mise au point du procédé), du fait de l'absence de besoin en moule.
- Un coût de production moins dépendant de la complexité des pièces à produire.

De nombreux industriels ont investi depuis plusieurs années dans la recherche sur les divers procédés de fabrication additive et plus récemment dans leur industrialisation. Plusieurs pièces obtenues par fabrication additive ont ainsi été produites et mises en service. Nous pouvons citer, par exemple, la

---

<sup>1</sup> La mise au mille désigne la quantité de matière première nécessaire à l'obtention de 1 000 kg de produit final.

production de 30000 injecteurs de moteur GE LEAP, 25% plus légers et cinq fois plus résistants à l'usure qu'une pièce obtenue de manière conventionnelle [5] ; la production de support de cabine en titane pour l'Airbus A350 XWB (Airbus et Concept Laser GmbH) avec une réduction de poids de plus de 30% [6] ; la production en une seule pièce (à la place d'une douzaine) d'injecteurs de carburant pour le turbomoteur Arrano avec des fonctions de refroidissement et d'injection avancées (Safran Helicopter Engines) [7] ou encore la production d'embouts d'échappement d'automobile Koenigsegg One 1 en titane avec un allègement de poids de 400 g sur cette pièce et un délai de production réduit à 3 jours grâce à la fabrication additive [8]. En plus de la maîtrise de poids et des délais d'exécution des pièces citées auparavant, une forte réduction du nombre d'assemblage est permis sur certaines pièces critiques grâce à la fabrication additive. Un des exemples est le turbopropulseur du moteur Catalyst™ de l'entreprise General Electric, celui-ci étant passé d'un assemblage de 855 pièces à 12 pièces uniquement, tout en ayant une puissance et un rendement énergétique améliorés par rapport à ses prédécesseurs [9].

Les principales limites actuelles des procédés de fabrication additive vis-à-vis des procédés plus conventionnels sont :

- Un manque de recul et de maturité par rapport aux autres procédés d'usinage. La palette de choix des matériaux est restreinte. Certains matériaux dits non-soudables ne semblent pas adaptés à la fabrication additive.
- Un manque de compétitivité par rapport aux procédés de fonderie pour la production de très gros volumes (Figure I-1.b).
- Une anisotropie de propriétés mécaniques suivant la stratégie de construction dans les pièces construites par procédés additifs. A noter que ce dernier point peut également être vu comme un atout s'il est intégré assez tôt dans le design de la pièce.

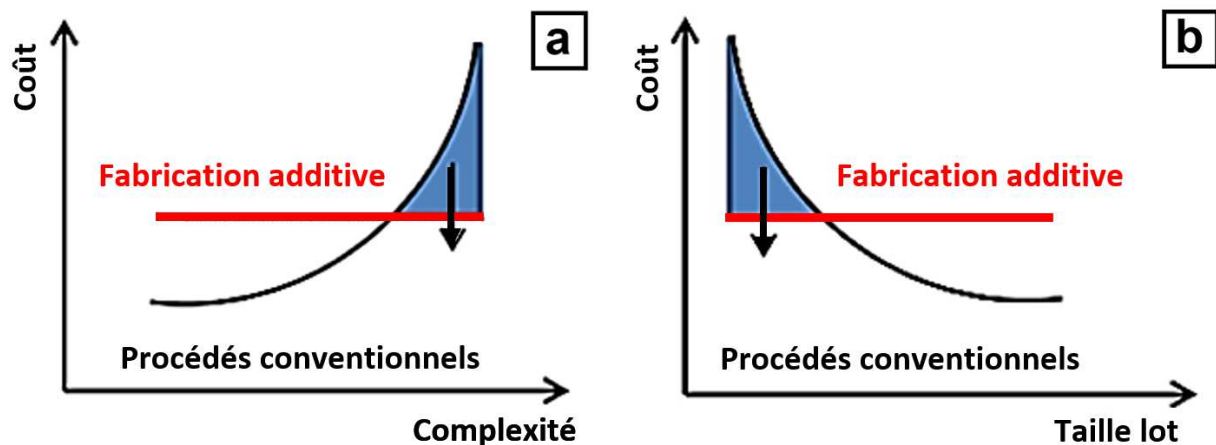


Figure I-1 – Comparaison du coût de fabrication d'une pièce en fonction de sa complexité (a) et de son volume de production (b) [10]

Plus largement, les principaux défis que devra relever le domaine de la fabrication additive au cours de ces dix prochaines années sont donnés à la Figure I-2.

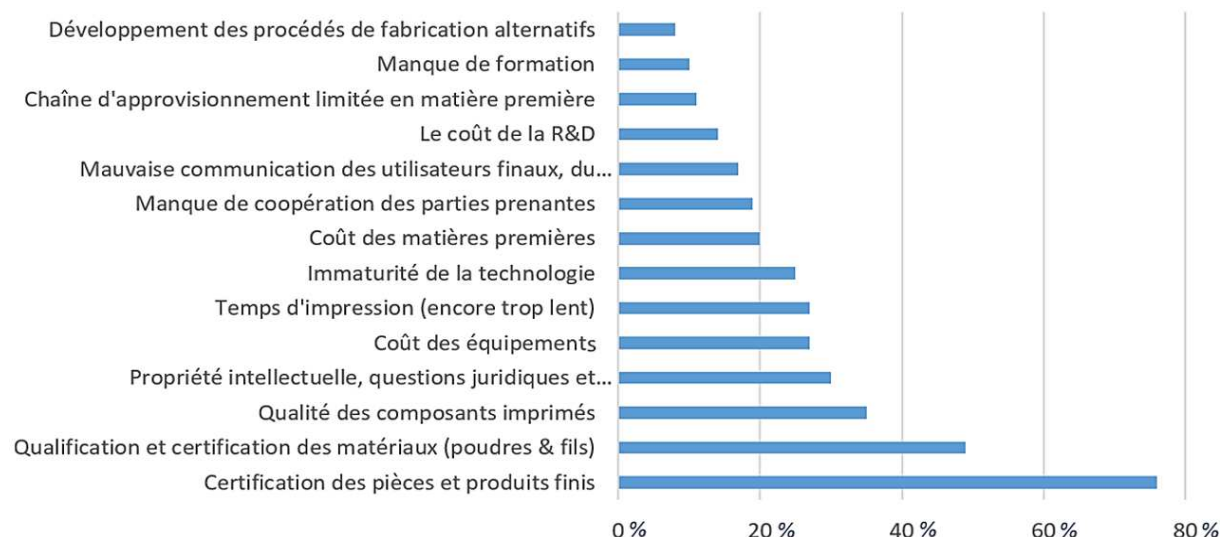


Figure I-2 – Principaux défis de la fabrication additive [11]

La fabrication additive est donc identifiée comme étant un ensemble de « techniques d'avenir », prometteuses pour le développement de « l'industrie 4.0 ». La maîtrise de celles-ci par les différents domaines industriels est donc un enjeu primordial afin de rester compétitif à l'échelle internationale dans les années à venir.

Cette importance future de la FA est illustrée par les énormes investissements consentis en R&D par différents pays. Parmi eux, nous pouvons citer les Etats-Unis d'Amérique (USA) qui ont lancé le « *National Additive Manufacturing Innovation Institute (NAMII)* ». Cet organisme est spécialement chargé de coordonner et financer des projets de recherche dans le domaine des technologies de FA, technologies constituant une priorité nationale pour l'industrie américaine [12]. Les pays d'Asie Pacifique concentrent quant à eux environ 30% des systèmes industriels de la FA, avec deux pays fortement investisseurs dans ces techniques. La Chine a lancé le plan de développement industriel et technique « *Made in China 2025* » qui s'est traduit par la mise en œuvre en 2016 du « Programme de fabrication additive et de fabrication de laser pour la fabrication additive ». Le Japon, dont le gouvernement considère la fabrication additive comme l'un des principaux moteurs de la compétitivité, a quant à lui investi ces dernières années environ 36,5 millions de dollars pour créer une nouvelle association de recherche, l'« Association de recherche technologique pour la fabrication additive pour l'avenir (TRAFAM) » afin de promouvoir l'utilisation des technologies de FA [13].

La fabrication additive représente également un enjeu majeur pour l'Union Européenne, dont les entreprises sont à l'origine de 47 % de toutes les inventions déposées dans le domaine de la fabrication additive à l'OEB (Office Européen des brevets) sur 10 ans [14]. Différentes stratégies sont mises en place pour promouvoir ce domaine comme différents programmes de recherche et plans de financement européens comme Horizon 2020 pour la période 2014-2020 et Horizon Europe pour la période allant de 2021 à 2027. Ce soutien se matérialise également à travers différentes associations visant à promouvoir et faciliter l'utilisation de la fabrication additive comme l'*European Association of the Machine Tool Industries (CECIMO)* ou « l'association des industries de la machine-outil » [15]. Un autre exemple de l'implication de l'union européenne en termes de R&D appliquée à la fabrication additive, est l'augmentation constante du nombre de projets liés à la FA ces dernières années. Une moyenne 5 projets collaboratifs est ainsi enregistrée sur la période FP3 à FP5 (*Framework Programme* ou Programmes cadre), pour passer à 12 projets collaboratifs sur la période FP6 et 60 projets pour la période FP7 [16].

Ce marché de l'impression 3D est également particulièrement important pour la France, pays classé 4<sup>ème</sup> au monde en 2019 d'après la dernière étude annuelle « *3D Printing Sentiment Index* » du fabricant

hollandais Ultimaker. Cette étude, traite des domaines de l'adoption des technologies 3D, de leurs plans d'investissement et de la connaissance du marché de la FA pour chaque pays. Celle-ci est basée sur les réponses de 2548 professionnels dans 12 pays différents (en Europe, Amérique et Asie), et classe la France comme l'un des pays où la fabrication additive est la plus utilisée. En effet, actuellement, la France est le deuxième pays au monde avec le taux d'adoption le plus élevé de ces technologies 3D (42 %) juste après la Chine [17]. Le domaine de la R&D en France représente également un axe majeur de développement et maîtrise de ces technologies, avec une recherche d'adéquation entre les matériaux et les procédés. Plusieurs projets Français (récents ou actuels) ayant un contexte aéronautique ont ainsi été initiés (Figure I-3).

<p><b>Projet PSPC SOFIA (2017-2022)</b> (« Solutions pour la Fabrication Industrielle Additive métallique »), avec Safran, Zodiac Aerospace, Aubert&amp;Duval, Volum-e, FusiA : développement de briques technologiques aboutissant à la fabrication de pièces robustes et avec une bonne productivité, notamment pour répondre aux exigences de l'industrie aéronautique.</p>	<p><b>Projet FUI NENUFAR (2015-2019)</b> (Nouveaux Emplois, Nouvelles Utilisations de la Fabrication Additive en Réparation) : Développement de la technique <i>DED</i> afin de permettre l'émergence d'une filière en France autour de cette technologie, en l'appliquant à la réparation de pièces neuves de fonderie avec des alliages théoriquement non soudables (aluminium et superalliages à base de nickel).</p>	<p><b>Projet IRT (Jules Verne) FACT (2016-2019) :</b> Mise au point de nouveaux procédés de FA composites pour production de pièces aéronautiques complexes et avec fortes contraintes.</p>
<p><b>Projet IRT (M2P) After-ALM (débuté en 2017) :</b> Étude des différents types de traitements de parachèvement, avec des procédés physiques et chimiques, et les problématiques de rugosité de surface et des supports, et d'amélioration de l'état de surface des pièces complexes.</p>	<p><b>Projet FUI PALOMA (débuté en 2017)</b> (Procédés Additifs Lit de Poudre : Optimisation et Modélisation Avancées) : Développement de quelques briques technologiques (fiabilité et contrôle procédé, optimisation topologique, post-traitements, risques HSE) pour les procédés lits de poudre (<i>EBM</i> et <i>LBM</i>) afin de maîtriser ces technologies pour les secteurs de l'aéronautique, du spatial et de la défense.</p>	<p><b>Projet FUI ADDIMAFIL (débuté en 2017)</b> (Additive Manufacturing par dépôt de fil) : Développement de la première cellule robotisée française de dépôt de fil pour pièces métalliques de grande dimension pour les groupes AIRBUS et SAFRAN</p>
<p><b>Projet FUI I AM SURE (2016-2018)</b> (Inspection de pièces en Additive Manufacturing : Santé-Usagesmétrologie-tEnue) : Projet avec Airbus et Thalès sur la mise en œuvre de techniques de contrôles géométrique, dimensionnel et santé matière pour les pièces obtenues par les procédés <i>LBM</i> et <i>DED</i>.</p>	<p><b>Projet FUTURPROD (débuté en 2016) :</b> optimisation multi-échelle du procédé de fabrication additive de type <i>LBM</i> pour applications aéronautiques du laboratoire I2M Bordeaux soutenu par la région Aquitaine et des industriels de cette région.</p>	<p><b>Projet R&amp;D AEROSAT2013 – ALMIA :</b> Travaux collaboratifs visant à la fabrication d'un support capteur pour satellite TARANIS du CNES, avec conception optimisée par SOGECLAIR et réalisation en FA aluminium par FusiA.</p>
<p><b>Projet DEFACTO (débuté en 2017) :</b> Mise en œuvre de panneaux de fuselage en aluminium avec raidisseurs fabriqués par WAAM avec STELIA Aerospace et Constellation.</p>	<p><b>Projet TOPASE</b> (Travaux d'Optimisation des Poudres pour procédés Additifs et Élaboration de MCMM Ti) : Mise en place d'une filière mature d'approvisionnement de poudres renforcées utilisables par les procédés additifs et destinée à la réalisation de pièces en composite à matrice titane ou à gradient de renfort</p>	<p><b>ANR FA2SCINAE</b> (Fabrication Additive et Fatigue de Structures Cellulaires Intégrées en Aéronautique) (2015-2020) : étude de la tenue en fatigue de pièces intégrant des structures cellulaires obtenues par FA.</p>

Figure I-3 – Projets nationaux sur la fabrication additive avec un contexte aéronautique [16]

Tous ces facteurs font du secteur de l'impression 3D (et plus particulièrement 3D métallique) un secteur relativement dynamique (nationalement et internationalement), avec une forte accélération de sa croissance à partir des années 2020 (Figure I-4).

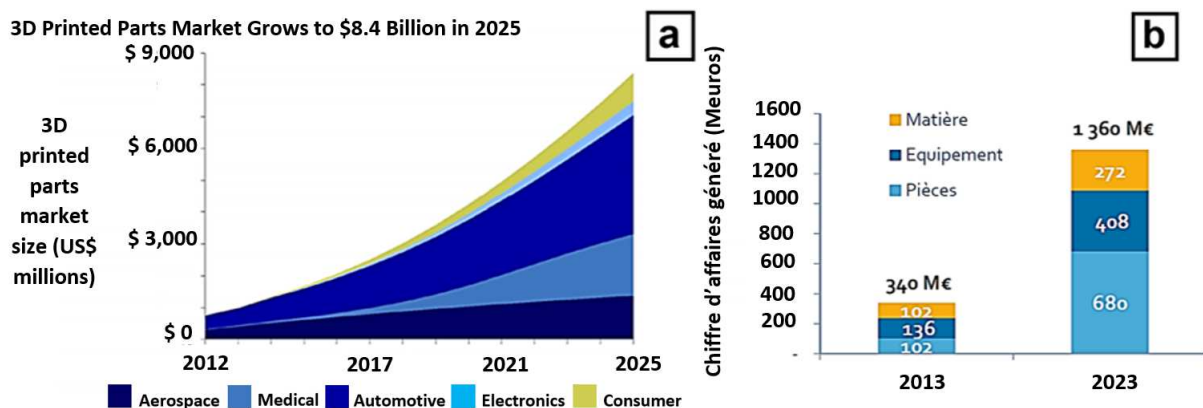


Figure I-4 – Perspectives de croissance du secteur de la fabrication additive (a) et répartition du marché mondial du secteur métallique par typologie de revenus [18]

## I.2. Principaux procédés de fabrication additive

Le terme de fabrication additive regroupe un ensemble de procédés de catégories différentes sous la norme ASTM F2792 / NF ISO 17296 – 2. Ces catégories sont ainsi classées soit en fonction de la nature des matériaux utilisés : alliage métallique, polymère, composite soit en fonction de l'état de la matière avant la fabrication (liquide, poudre ou fil). Les principaux procédés de fabrication additive métallique sont donnés à la Figure I-5.

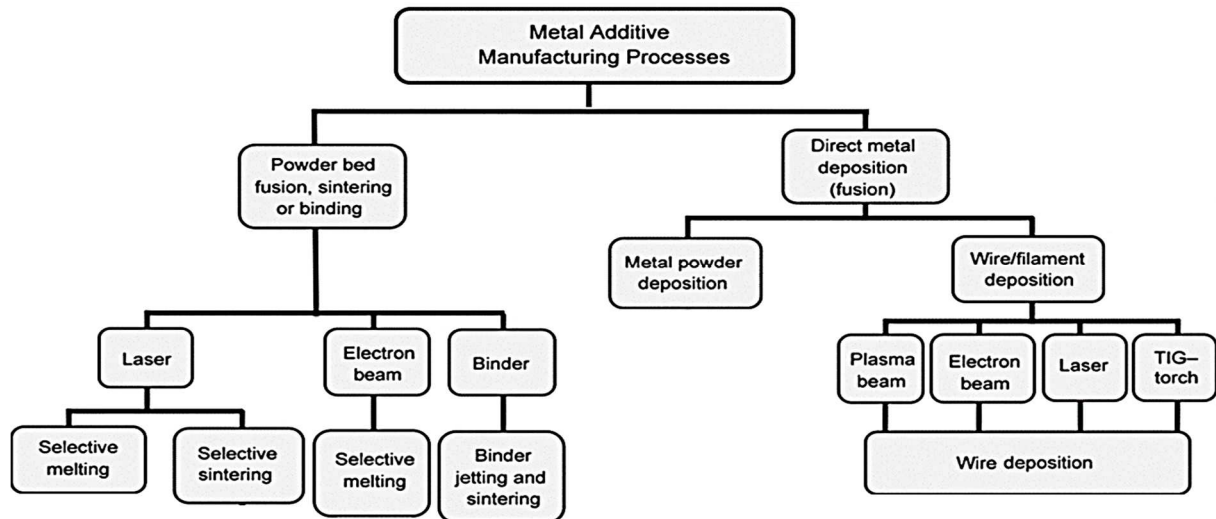


Figure I-5 – Principales techniques de fabrication additive métallique [19]

Concernant les matériaux métalliques, deux grandes familles de procédés émergent dans le monde industriel : les procédés de fabrication additive sur lit de poudre qui sont actuellement les plus maîtrisés et développés et les procédés de fabrication additive par fil. Ces derniers sont moins bien maîtrisés de nos jours mais présentent des perspectives d'évolution et d'applications considérables comme expliqué dans la suite de ce document.

### *Principales techniques de Fabrication Additive métallique par poudre*

Les procédés de fabrication additive à base de poudre se divisent en plusieurs familles. Les principales différences qui les distinguent sont :

- la source d'énergie mise en jeu pour fondre la matière (laser ou faisceau d'électron).
- les températures auxquelles le matériau est soumis (fusion ou frittage).
- le mode d'application de la poudre (lit de poudre ou jet de poudre).

Les grandes familles de procédés de fabrication additive métallique par poudre ainsi que leurs TRL (*Technology Readiness Level*) sont données à la Figure I-6 ci-dessous.



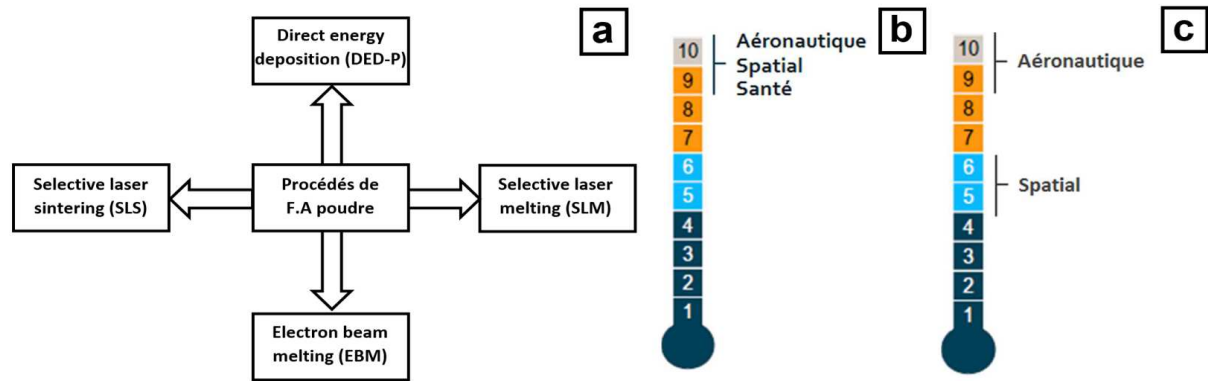


Figure I-6 – Principales technologies de fabrication additive par poudre (a) et niveau de maturité (TRL) des procédés SLM / EBM (b) et DED-P (c) par secteurs [10]

Le procédé de « dépôt de poudre sous flux d'énergie » ou « *direct energy deposition with powder (DED-w)* » est dérivé du *laser cladding*, technique utilisée depuis les années 1970 pour recharger les soudures métalliques [20]. Le principe de cette technique repose sur une buse, qui permet à la fois de concentrer le faisceau laser à un endroit spécifique puis d'y acheminer le matériau sous forme de poudre jusqu'au faisceau grâce à un gaz porteur. La poudre métallique est ensuite fondue par le faisceau laser et projetée sur le substrat, créant un bain de fusion (Figure I-7.a). En se déplaçant, la buse permet la réalisation de cordons perpendiculaires au faisceau laser. Ces cordons sont empilés les uns sur les autres dans le cas des constructions (Figure I-7.b). Enfin, afin de pouvoir accéder à des géométries complexes, la buse est généralement montée sur une structure cinq axes.

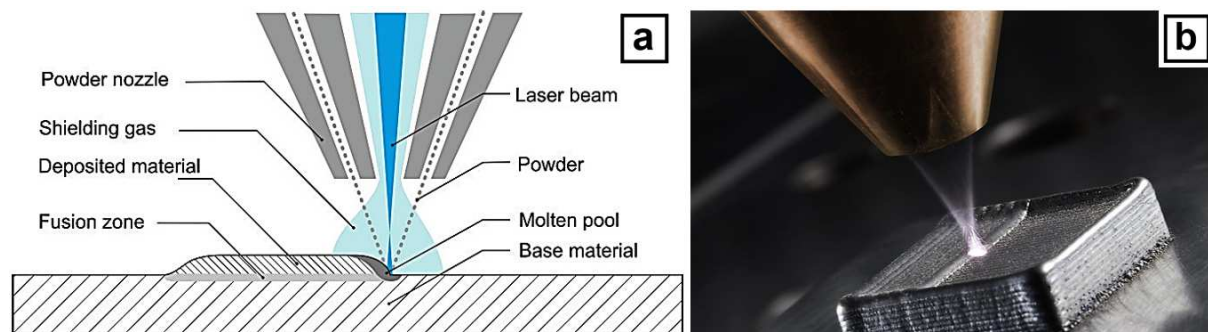


Figure I-7 – Vue schématique (a) [21] et réelle (b) [22] du procédé « Direct Energy Deposition powder (DED-P) »

Les développements récents de cette technologie sont dus à ses nombreux avantages, comme la possibilité de changer de matériau en cours de fonctionnement de manière continue, rendant possible l'obtention de pièces multi-matériaux [23]. La possibilité de changer de mode de projection en cours de fonctionnement représente également un avantage important permettant de minimiser voire supprimer l'utilisation de supports. De nombreuses contraintes sont cependant liées à son utilisation comme son fort impact environnemental lié au recyclage des poudres, la génération de pièces avec la présence de porosités affectant les propriétés mécaniques ainsi que ses faibles taux de dépôts couplés à une gestion moins efficace de la matière par rapport aux technologies additives par fil [24].

Le procédé de « fusion sélective sur lit de poudre » ou « *selective laser melting (SLM)* » qui est une technique dérivée du procédé SLS « *selective laser sintering* » a vu ses premiers développements durant les années 1980 par l'université du Texas [25]. Il représente actuellement la technique la plus utilisée pour l'impression d'objets métalliques industriels grâce à sa capacité à générer des géométries de pièces complexes, sa relative rapidité de construction (la vitesse de balayage du faisceau laser est comprise

entre 0,5 et 1 m.s<sup>-1</sup> en construction), une bonne densité de pièces obtenues et des propriétés mécaniques résultantes proches de celles issues des techniques conventionnelles.

Comme tout procédé de fabrication additive, la pièce finale souhaitée est imaginée par CAO, puis découpée virtuellement en plusieurs couches comme montré en Figure I-8.a.

Le principe de cette technique consiste en la fusion, dans une enceinte sous gaz neutre, de particules métalliques d'un lit de poudre, à l'aide d'un faisceau laser qui balaie la surface de façon sélective (Figure I-9). Après solidification de cette couche, le plateau de construction est abaissé d'une hauteur déterminée et une nouvelle couche de particules métalliques est étalée sur la couche précédemment fusionnée pour créer une section additionnelle. Cette nouvelle couche est à son tour fusionnée sélectivement grâce au faisceau laser sur une profondeur supérieure à sa hauteur, dans le but de créer une continuité métallurgique entre les différentes couches. Ces opérations sont répétées autant de fois que nécessaire, jusqu'à obtention de la pièce finale souhaitée. Le procédé SLM permet l'obtention de pièces de faibles dimensions, mais à la géométrie très complexe. Un exemple de pièce produite par cette technologie est donné en Figure I-8.b.

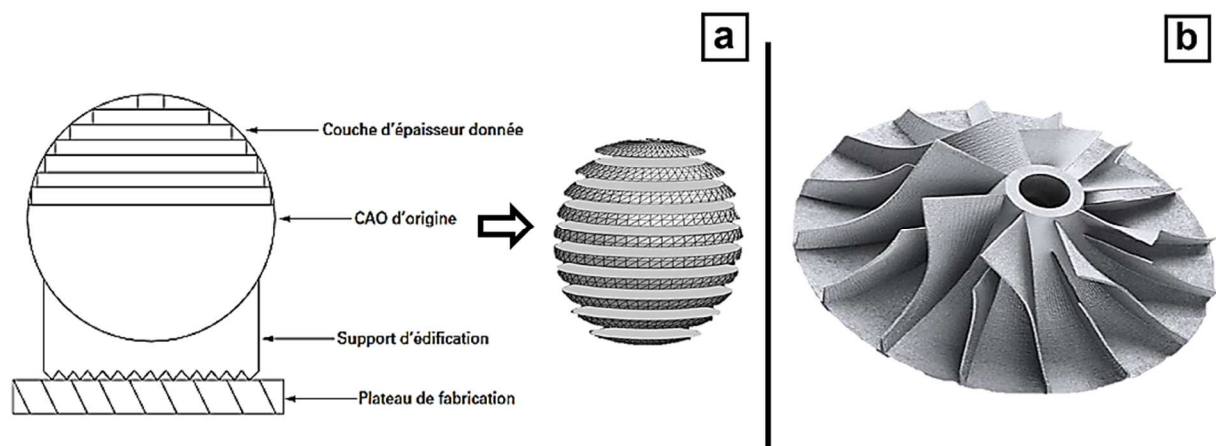


Figure I-8 – Principe d'impression d'une pièce en SLM (a) et exemple de pièce aéronautique fabriquée en SLM par Trumpf (b) [26]

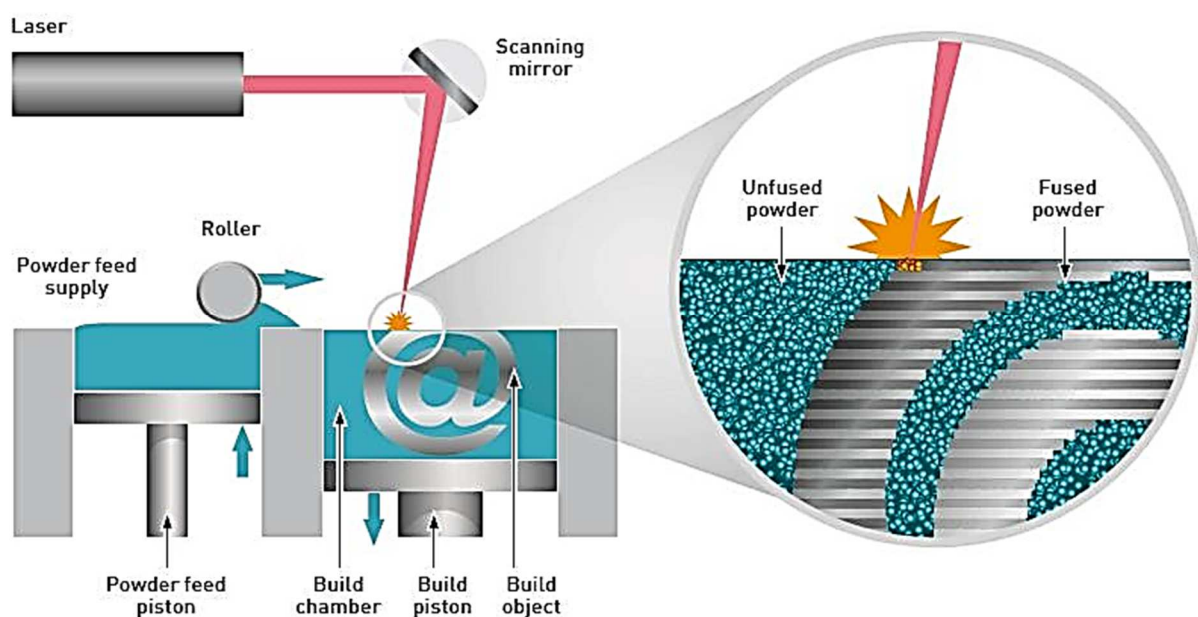


Figure I-9 – Vue schématique du procédé Selective Laser Melting (SLM) [27]



Cette technique présente également quelques limites par rapport aux techniques de fabrication additive par fil, comme par exemple des taux de dépôt beaucoup plus faibles, des contraintes hygiène, sécurité, environnement (HSE) liées à la manipulation des poudres métalliques fines donc réactives, une économie de matière moins maîtrisée, ou encore une limitation de la taille des pièces conçues par la taille du plateau de fabrication. Notons également un prix d'acquisition des machines important, combiné à un marché en perpétuelle évolution, engendrant des coûts procédés relativement élevés par rapport aux technologies de fabrication additive par fil comme montré par la suite.

### *Principales techniques de Fabrication Additive métallique par fil*

Actuellement, les techniques de fabrication additive métallique par dépôt de fil sont moins répandues que les autres techniques, principalement en raison de la difficulté de maîtriser et d'assurer un bain de fusion stable. Les précisions géométriques sont donc inférieures aux techniques utilisant la poudre. Ces techniques présentent cependant de réelles opportunités pour des pièces métalliques structurales de plusieurs mètres. Le taux de dépôt matière ainsi que le ratio buy-to-fly est bien supérieur aux autres techniques de fabrication additive par poudre comme indiqué au Tableau I-1.

*Tableau I-1 – Comparaison entre les procédés de fabrication additive poudre et fil*

Matériau d'entrée	Taux de dépôt (kg/h)	Épaisseur de couche ( $\mu\text{m}$ )	Taille max pièces (cm)	État de surface – Ra ( $\mu\text{m}$ )	Coût (£)	Rendement (%)
Poudre	0,1 à 0,2 [28]	20 à 500 [29] [30]	35 x 30 x 20 [31]	10 à 20 [32] [29]	500 £/kg [31]	10 à 60 [33]
Fil	1,5 à 4,2 [34] [35]	1000 à 2500 [35] [36]	Illimité [31]	200 à 2000 [33]	150 £/kg [31]	90 à 100 [33]

Les techniques de fabrication additive par fil découlent des techniques de soudage. De manière générale, une machine de fabrication additive par fil se compose :

- d'un effecteur : une tête de focalisation d'un faisceau laser ou une torche MIG, TIG ou Plasma, et un dispositif d'alimentation en fil le cas échéant.
- d'un dispositif de positionnement de l'effecteur, piloté en vitesse et position.

Le dépôt s'effectue sur la trajectoire programmée de l'effecteur, trajectoire calculée en fonction de la géométrie de la pièce cible, de la stratégie de construction, mais aussi des spécificités propres aux effecteurs considérés. La plupart des systèmes de positionnement utilisent un système à 4 ou 5 axes ou un bras robotisé (6 axes ou plus), de sorte que le procédé ne soit pas limité à des couches horizontales successives. Généralement, c'est l'effecteur qui dispose du plus grand nombre de degrés de liberté et l'objet fabriqué reste statique. Cependant, les opérations de fabrication de pièces complexes peuvent amener à ajouter des axes de mobilité à la pièce, avec l'emploi de vireurs simples ou de positionneurs à deux axes. Le choix dépend de la complexité de l'objet en cours d'impression [1]. Dans le cas particulier de l'emploi du faisceau d'électrons comme source, ce rapport est inversé, et c'est la pièce qui dispose du plus grand nombre de degrés de mobilité.

Comme suggéré plus haut, la fusion du matériau peut s'effectuer par laser (Figure I-10), faisceau d'électrons ou par arc électrique et dérivés (procédés de soudure à l'arc, TIG, MIG, MAG, plasma).

Durant ces travaux de thèse, deux procédés de fabrication additive par fil sont étudiés, le procédé WAAM-CMT et le procédé WLAM-LMD. Ils font l'objet des paragraphes suivants.

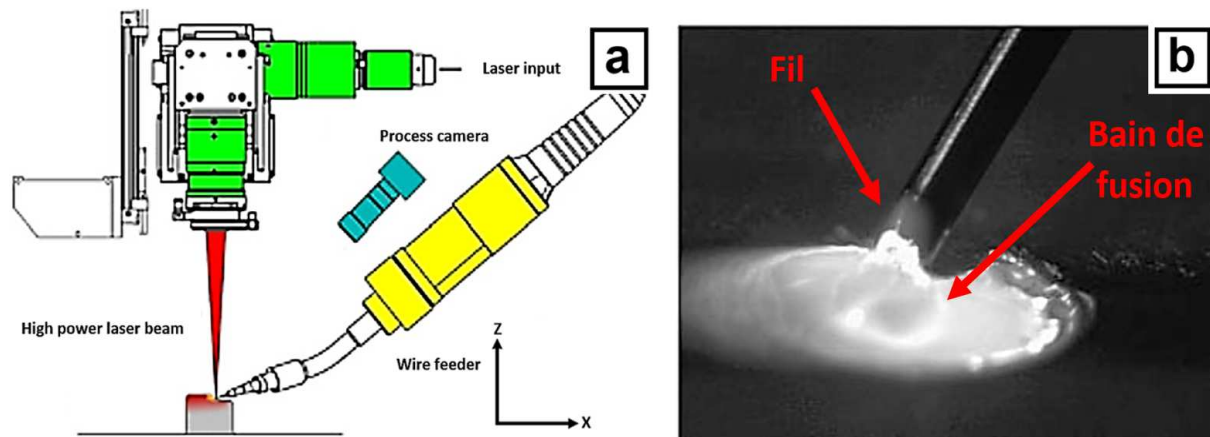


Figure I-10 – Vue schématique d'un effecteur LMD-w avec arrivée latérale de fil (a) et vue rapprochée du bain de fusion durant le déroulement du procédé (b) [37]

### I.3. Le procédé arc-fil MIG-CMT (Metal Inert Gaz – Cold Metal Transfer)

#### *Introduction*

Aujourd'hui, les premières applications industrielles utilisant le procédé CMT commencent à se développer à travers la réalisation de démonstrateurs par différentes équipes de recherche en Europe. L'université de Cranfield, qui est l'un des principaux acteurs dans le développement de ces procédés WAAM a pu par exemple imprimer avec succès un longeron d'aile d'avion de 1,2 mètres en Ti-6Al-4V, une pièce d'un système externe d'atterrissage également en Ti-6Al-4V, un longeron d'aile de 2,5 m en alliage d'aluminium ou encore un démonstrateur d'aile creuse en acier [38]. Ces pièces, bien que ne possédant pas de détails fins et précis, ont des dimensions souvent supérieures au mètre.

Le projet initié par l'entreprise MX3D en 2015 consistant en la réalisation d'une passerelle piétonne longue de 12,5 m et large de 6,3 m afin de relier deux rives d'un canal d'Amsterdam est également un bon exemple du potentiel de ces procédés WAAM (Figure I-11.a). Le résultat final, présenté en 2019, montre la pertinence de ces procédés et leurs capacités à produire des structures monobloc de grandes dimensions, difficilement réalisable par des méthodes conventionnelles de fonderie ou de forge [39]. L'impression de ce pont ouvre également les portes à la réalisation de structures architecturales métalliques bien plus complexes.

Enfin, le RAMLAB (Rotterdam's Additive Manufacturing Fiedlab) a développé une hélice de navire en WAAM de 1,35 m de diamètre et 400 kg en alliage Ni-Al-Cu-Sn, nommée WAAMPeller (Figure I-11.b). Le choix d'installer cette usine au port de Rotterdam (le plus important d'Europe) n'est pas singulier. Il témoigne de la volonté d'industrialiser rapidement ces technologies pour la réparation ou le rechange des pièces de bateau sur demande dans des délais très courts. Aujourd'hui, lorsqu'un navire a besoin d'une pièce de rechange, l'opération peut prendre des semaines voire des mois car il faut commander et se faire livrer la pièce. Or, le temps d'immobilisation des navires peut coûter des millions de dollars aux entreprises [40].

Des travaux de recherche effectués sur des alliages d'aluminium ont montré la pertinence de l'utilisation de ce procédé CMT pour la réparation de pièces. L'utilisation du Cold Metal Transfer a montré une affectation thermique limitée du métal de base et la génération de moins de défauts par rapport à d'autres technologies existantes comme les procédés TIG [41] [42].



Figure I-11 – Pont de l'entreprise MX3D (a) et hélice de navire RAMLAB (b) imprimés en WAAM

### Présentation du procédé

Bien que mis au point industriellement en 2004, le procédé CMT a une longue histoire, commencée en 1991 avec l'étude de la possibilité de souder de l'aluminium et de l'acier grâce à un arc-électrique. Viennent ensuite diverses améliorations avec l'ajout et la maîtrise de plusieurs fonctions entre les années 1991 et 2002 par l'entreprise Fronius, jusqu'à sa maîtrise et industrialisation en 2004 (Figure I-12) [43].

Procédé dérivé du soudage MIG, le procédé *Cold Metal Transfer* (CMT) ou « transfert de métal à froid », s'oriente aujourd'hui vers la fabrication additive métallique. Permettant des taux de dépôts importants, à des plus fortes pénétrations que les procédés MIG/MAG classiques [44] et une maîtrise de la thermique grâce à des phases de court-circuit, ce procédé semble adapté à la construction de pièces de grandes dimensions. Il offre un rapport rendement/coût très compétitif.

Ce procédé associe un contrôle précis du mouvement alterné du fil et de la forme d'onde du courant de soudage. Les phases de court-circuit facilitent le détachement des gouttes de métal fondu sans faire appel à des forces électromagnétiques de pincement, et donc à des intensités élevées. Ainsi, elles permettent une meilleure maîtrise de la thermique du bain de fusion.

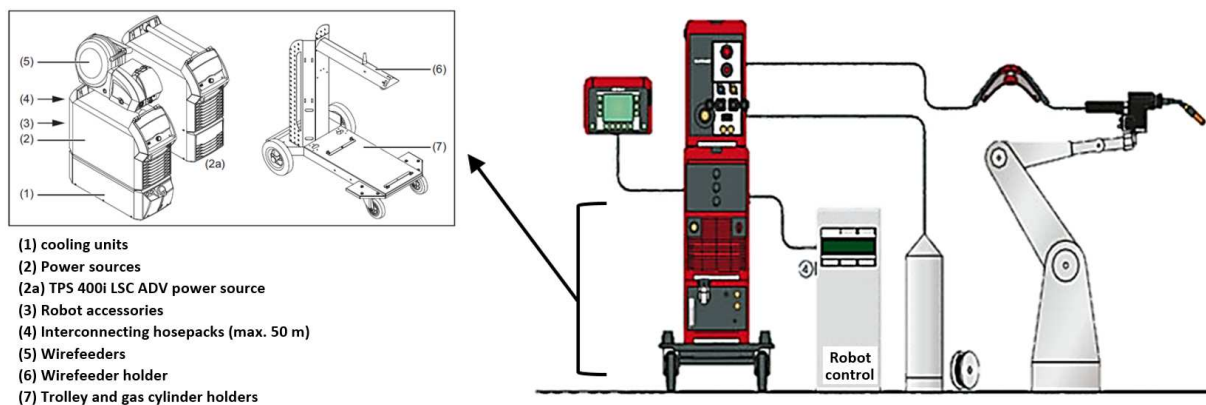


Figure I-12 – Principaux composants de la cellule CMT [45] [46]

La séquence d'un cycle CMT est la suivante (Figure I-13) :

- L'intensité de courant délivrée par le générateur augmente en début de cycle jusqu'à une valeur consigne pour fondre l'extrémité du fil d'apport sous forme d'une gouttelette liquide. Cette première phase est appelée « phase plasma ». Sa durée est fonction de la loi synergique utilisée ; elle est de l'ordre de quelques millisecondes afin de maintenir une température contrôlée, limitant les déformations des pièces construites ou soudées.
- Lorsque la goutte de métal fondu est en contact avec le bain de fusion, il se produit un court-circuit pouvant être accompagné d'une inversion de polarité pour certains modes CMT. On assiste à l'arrêt de l'arc électrique et à un abaissement de l'intensité.

- Le mouvement du fil s'inverse alors et se dirige vers l'arrière facilitant ainsi davantage le détachement des gouttelettes de métal fondu.
- L'intensité augmente par la suite pour recréer la phase plasma suivante assurant la fusion du fil, et un nouveau cycle s'amorce.

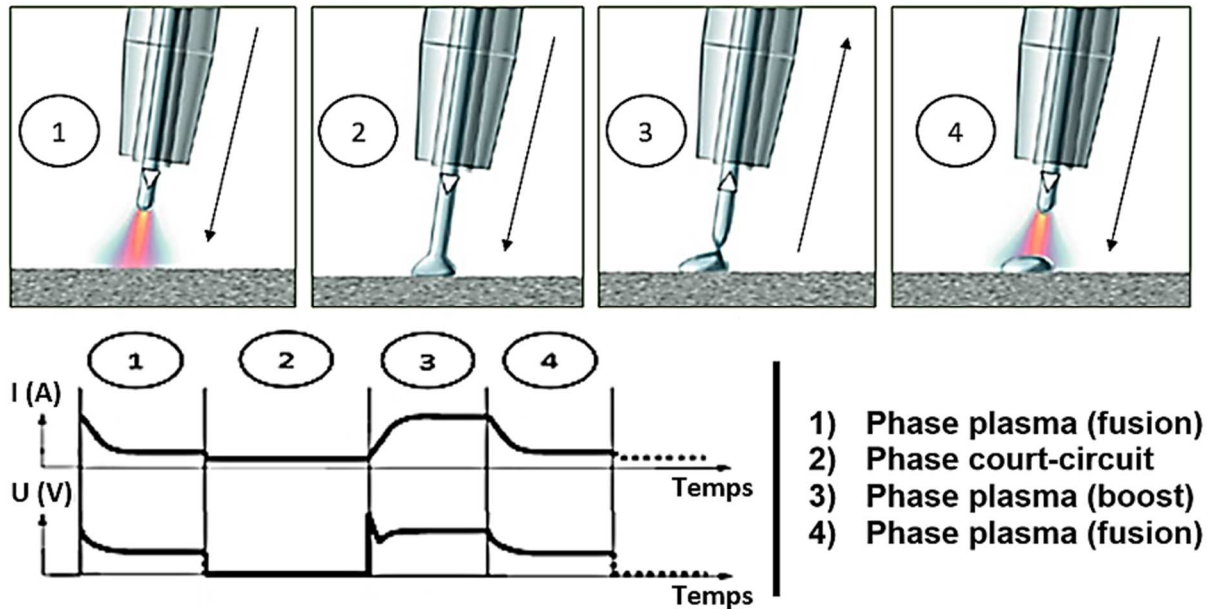


Figure I-13 – Représentation schématique et énergétique du cycle de transfert CMT [47]

Cette maîtrise du procédé permet l'obtention de dépôts sans projection (en mode CMT et CMT *advance* notamment), ainsi qu'une grande stabilité de l'arc électrique. La longueur de ce dernier est ajustée mécaniquement quelle que soit la surface de la pièce (distance fil-substrat ou *stick-out*) ou la vitesse de dépôt. Dans le cas de besoins spécifiques en puissance et en distribution d'énergie, différents leviers existent pour le procédé CMT :

- Un changement de « loi synergique » (chaque loi étant adaptée à un type d'alliage, dépendant de ses caractéristiques physico-chimiques).
- Un changement du « mode de fonctionnement » du procédé CMT (CMT classique, CMT pulsé, CMT *advance*, CMT Pulse *advance*, CMT Pin, CMT Dynamic...).

### Loi synergique

Une loi synergique est une représentation mathématique linéaire permettant de quantifier la tension et l'intensité nécessaire pour le bon fonctionnement du procédé CMT. Celle-ci est calculée en tenant compte des caractéristiques d'entrée du procédé tels que la nature du matériau, la correction dynamique du courant de court-circuit, la longueur de l'arc, le diamètre de fil ou encore le débit de fil. Une soixantaine de paramètres différents sont contrôlés lors du fonctionnement du procédé. Ainsi, un changement de matériau induit obligatoirement un changement de loi synergique. En revanche, pour des besoins spécifiques propres à un même matériau, il est possible de modifier intrinsèquement la loi en changeant certains paramètres. Ceux-ci sont au nombre de 3 : le débit de fil (*Wire Feed Speed* – WFS), la correction de la longueur de l'arc (*Arc Length Correction* – ALC) et la correction dynamique (*Dynamic correction* – DC).

Une augmentation de l'ALC engendre un procédé plus énergétique. Au contraire, une diminution de la valeur de l'ALC diminue la durée de la « phase plasma », abaissant la puissance totale du procédé [48].

Notons que l'ALC peut varier de  $\pm 30\%$  au maximum, d'où cette forme caractéristique des lois synergiques en procédé CMT (Figure I-14) [48].

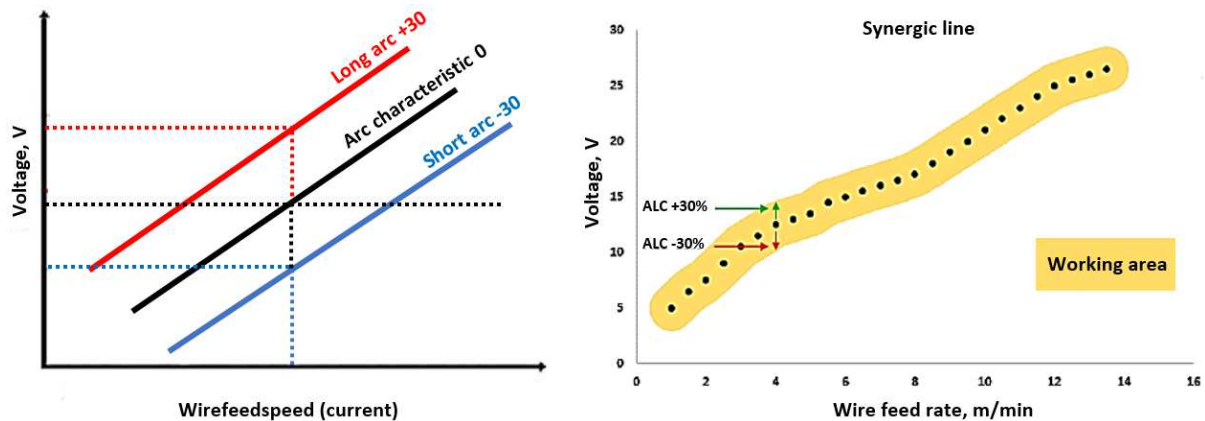


Figure I-14 – Représentation des différents points composant une loi synergique et les écarts d'arc autorisés [48]

Au contraire, la correction dynamique (DC) affecte l'inductivité, c'est-à-dire le niveau de courant pendant la phase de court-circuit et sert à ajuster la durée et les propriétés de coupure du court-circuit.

Des valeurs faibles de DC (égales à  $-5$ ) entraînent une augmentation de courant durant la phase de court-circuit d'environ  $60\%$ , et donc une fusion plus rapide du fil (sans pour autant augmenter la profondeur des zones refondues lors des dépôts) et une augmentation du nombre de projections. Au contraire, une augmentation de la valeur de DC entraîne une diminution du courant suite à la phase de court-circuit ce qui conduit à une réduction de l'apport de chaleur, une plus faible stabilité de l'arc, moins de pénétration et de projections [49]. Notons que ce paramètre (DC) peut être ajusté entre  $-5.0$  et  $+5.0$  au maximum durant le procédé CMT.

### Modes de fonctionnement du procédé CMT

L'utilisation du mode CMT *Pulse* (ou mode pulsé) permet par exemple de supprimer les limites de performance énergétiques du mode CMT en allant à des intensités et tensions plus élevées, tout en conservant ses avantages (stabilité de l'arc, court-circuit, mouvements inversés du fil). Ce mode particulier a été testé par Fronius et des utilisateurs pilotes pour le soudage d'assemblages critiques CrNi-acier et aluminium d'épaisseurs allant de  $0,5$  à  $3$  mm [50]. Les profils énergétiques des deux modes sont donnés ci-dessous. Sur ces profils, nous remarquons l'existence de phase similaire entre les modes (phase 1) correspondant à la phase CMT classique, détaillée en Figure I-15.a. Puis, une deuxième phase, propre au mode pulsé est présente, où des tensions mais surtout des intensités beaucoup plus élevées sont délivrées par le générateur. Durant cette phase, correspondant aux cycles de pulsations de I et U, nous avons dans un premier temps une phase d'augmentation linéaire puis non linéaire du courant pulsé (phases 9 et 10 sur la Figure I-15.b) suivie d'une phase de diminution linéaire puis non linéaire de l'intensité (points 13 et 14 sur la Figure I-15.b).



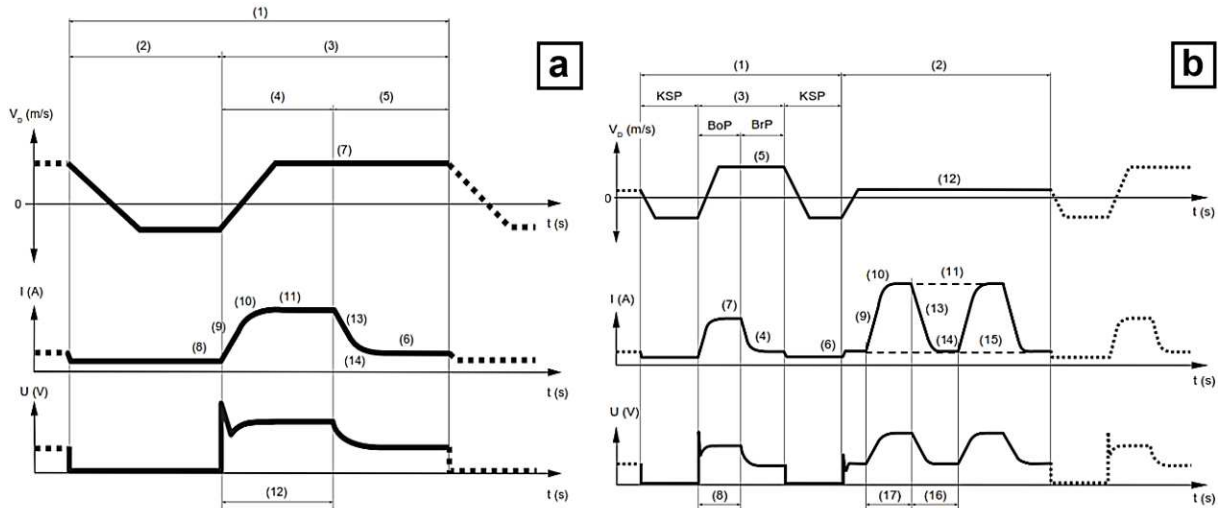


Figure I-15 – Courbes caractéristiques des trois variables principales (débit de fil  $V_p$ , courant  $I$  et tension  $U$ ) des modes CMT classique (a) et pulsé (b) [46]

Notons que contrairement au cycle CMT classique, où le débit de fil varie, celui-ci reste stable tout au long de la phase pulsée (phase 2 sur la Figure I-15) et sa vitesse de dévidage est faible comparé à celle relevée lors de la phase CMT classique.

Développés beaucoup plus récemment, les modes CMT *advance* et CMT *Pulse advance* permettent un contrôle encore plus efficace de la montée en température durant les dépôts grâce à une combinaison de cycles CMT conventionnels et en inversion de polarité (Figure I-16). Cette combinaison permet de rendre ces deux modes encore « plus froids » que les modes CMT classique et CMT pulsé. Ceux-ci tendent à améliorer la santé matière des dépôts dans certains cas grâce à la possibilité d'éliminer les couches d'oxydes pouvant être présentes sur le fil (cas de l'aluminium notamment) [51]. Ce mode permet également des taux de dépôts plus importants grâce à l'utilisation de valeurs de débits de fil plus élevées combinées à la production de gouttelettes de métal fondu plus grandes durant les cycles négatifs [49].

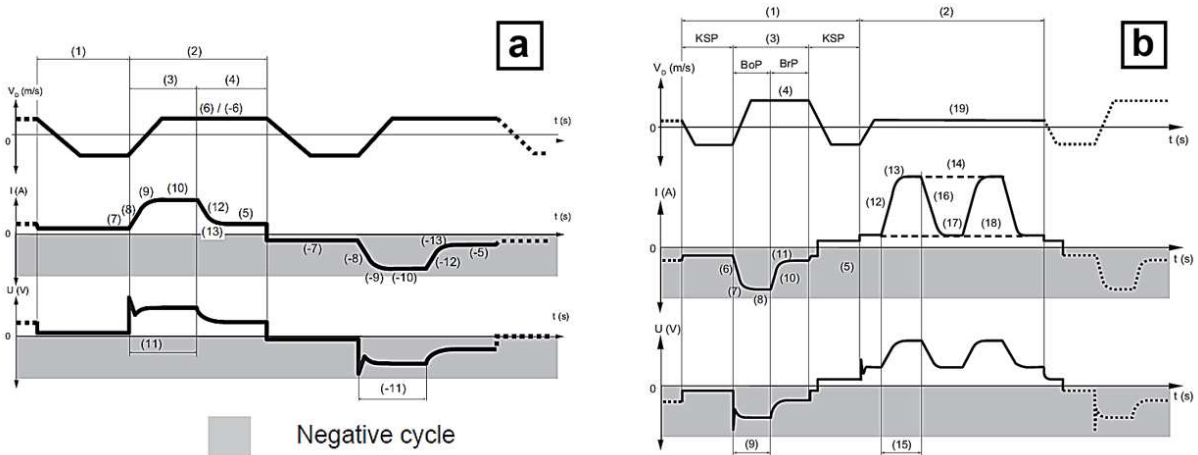


Figure I-16 – Courbes caractéristiques des modes CMT *advance* et *pulse advance* [46]

Le mode « *CMT dynamic* » est le mode CMT développé le plus récemment. Celui-ci permet de favoriser des bains de fusion plus profonds et d'augmenter encore les capacités du procédé à déposer de la matière grâce à une plus grande énergie mise en œuvre durant les dépôts et une augmentation de fréquence aller-retour du fil à 130 Hz [49].

### Principaux paramètres opératoires en fabrication additive Arc-fil

Les études récentes portant sur le développement des technologies WAAM se sont intéressées à plusieurs procédés de soudage. La société Norsk Titanium a par exemple développé une machine de type WAAM basée sur la technique de soudage Plasma et dédiée exclusivement à la production de pièces en titane [52]. De nombreux auteurs ont étudié les différentes problématiques induites par les procédés WAAM pour l'impression de monocordons et de murs composés d'empilement de plusieurs monocordons. Parmi ceux-ci, nous pouvons citer les travaux de Wang *et al.* sur des dépôts simples d'aluminium. Ces auteurs mettent en lumière les difficultés liées à la stabilité du transfert de matière et à la régularité géométrique des dépôts, directement dépendant du réglage des paramètres procédé [53] [54]. Cette difficulté est également étudiée par Hoye *et al.* à travers des modèles mathématiques pour le Ti-6Al-4V [55]. D'après de nombreux auteurs, les paramètres influençant la morphologie ainsi que la qualité du dépôt en procédé CMT sont :

- **La vitesse de déplacement de la torche.** Zhang *et al.* définissent la vitesse robot (Travel Speed TS) comme un paramètre important de ces procédés WAAM [56]. Une augmentation de la vitesse de robot entraîne une baisse de largeur des monocordons en raison d'une moindre quantité de métal déposé et une augmentation de mouillabilité. Ces conclusions sont également confirmées par Ding *et al.* [57]. Une augmentation de la vitesse de dépôt semble également provoquer une diminution de la profondeur du bain de fusion [56] [58].
- **Le débit d'alimentation du fil.** Ce paramètre est primordial dans le procédé CMT. Une augmentation du débit de fil engendre automatiquement une augmentation de l'intensité et de la tension de soudage car plus de matière est introduite dans le bain de fusion. Dans leurs études, Modenesi et Simonato concluent sur un plus fort impact de l'intensité de soudage ( $I$ ) sur la profondeur du bain de fusion, alors que la tension de soudage ( $V$ ) contrôle davantage le cône d'arc électrique (hauteur + diamètre) élargissant le bain de fusion (Figure I-17) [57] [58] [59].

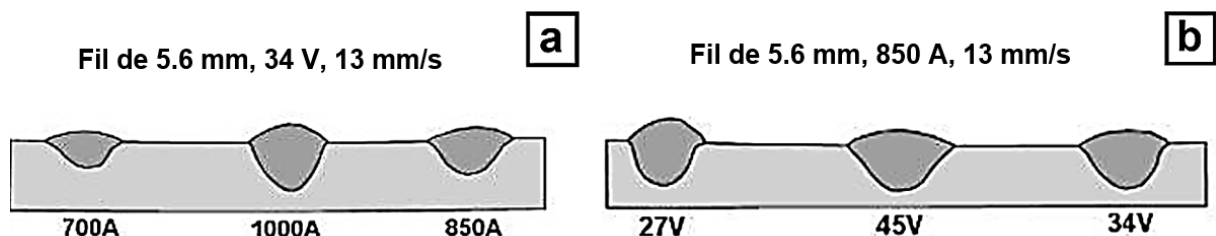


Figure I-17 – Comportement du bain de fusion en fonction de l'intensité ( $I$ ) et de la tension ( $U$ ) en procédé WAAM [57] [58]

Ces observations concernant l'impact de l'intensité et de la tension sur la profondeur du bain de fusion sont également confirmées par d'autres auteurs [60] pour les procédés Arc. Les paramètres électriques conditionnent le mode de transfert de gouttes de métal fondu. Selon Biloni *et al.*, Póvoa, Norrish et Richardson [61] [62] [63], un mode de transfert globulaire prédomine lors de l'utilisation de tension et d'intensité de soudage moyennes. Ce mode de transfert tend à se dégrader avec la production de gouttes de métal fondu de plus en plus grandes lors de l'abaissement du courant de soudage. Ce dernier favorise le détachement des gouttes loin du bain de fusion, par gravité, accentuant les phénomènes de projections.

Pour corréliser et comprendre le comportement du mode de transfert de gouttes de métal fondu, les paramètres du procédé et la géométrie des dépôts, Kovacevic *et al.* ont utilisé un système de vision rapide couplé à de la simulation thermique [64]. Les résultats montrent le fort impact du mode de transfert sur la régularité des dépôts avec l'obtention de dépôts très irréguliers, inadaptés pour l'empilement lors d'un transfert globulaire avec des puissances de soudage

moyennes. Au contraire, la profondeur de pénétration ne semble pas dépendre du débit de fil [56].

- **Les lois synergiques.** Le type de loi synergique est également un paramètre important en procédé WAAM-CMT car celui-ci va moduler les cycles de courant et de tension lors du dépôt. Aucune étude de l'impact de ces lois synergiques (pulsée, non pulsée) n'a été effectuée à notre connaissance sur le Ti-6Al-4V. Les seuls auteurs ayant abordé cette problématique sont Cong et al. et Simonato pour des dépôts d'alliages d'aluminium [34] [65] [59]. Pour ces alliages, le mode CMT pulsé semble permettre une plus grande profondeur de fusion grâce à des énergies plus importantes et une meilleure maîtrise de la santé matière par rapport au procédé CMT classique. Le mode CMT advance permet lui d'améliorer encore la santé matière grâce à l'inversion de polarité aidant à éliminer la couche d'oxyde sur le fil et ainsi réduire les inclusions. Il permet également un moindre apport énergétique par rapport au CMT classique et pulsé, autorisant de plus grandes vitesses de refroidissement et donc une moindre quantité de dihydrogène (responsable en partie de la formation de porosités) dissoute dans le métal en fusion [51]. Au sein d'une même loi synergique CMT, il est possible d'agir directement sur les paramètres intrinsèques la composant pour améliorer la régularité des dépôts par exemple. Cette approche est utilisée par Ortega et al. [66] afin d'améliorer la régularité de murs fins obtenus par CMT sur les alliages d'aluminium.
- **La stratégie de dépôt.** Des travaux sur les phases d'amorces et de fins de dépôts ont également été effectués. Ils montrent le fort impact de ces phases de construction sur la formation de défauts géométriques en ces zones et leurs accentuations avec l'augmentation de la hauteur de l'empilement [67] (Figure I-18). Pour éviter ces problématiques de début et de fin de dépôt, Zhang et al. concluent que déposer les couches N et N+1 en sens alterné ou avec un décalage de la position de démarrage de chaque couche dans les géométries de pièces fermées semblent être bénéfiques [67].

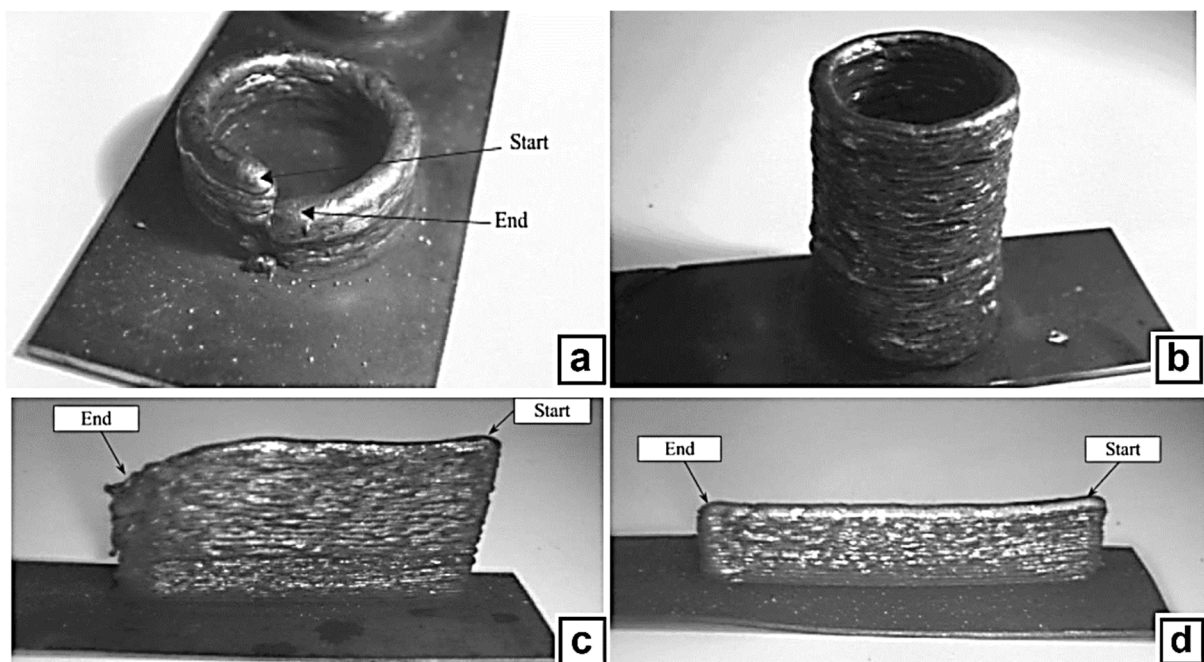


Figure I-18 – Défauts de raccordement d'une pièce cylindrique (a), de démarrage et arrêt (c) et leurs évolutions en fonction des optimisations des stratégies de construction (b, d) [67]



- **L'orientation de la torche.** Un fort impact de l'orientation de la torche de soudage sur la morphologie du bain de fusion est également rapporté. En « tirant » la torche de soudage, l'arc électrique se forme sur un bain de fusion fortement lié à la matière précédemment déposée, augmentant la pénétration et générant un dépôt plus étroit. Au contraire, le fait de déposer en « poussant » la torche de soudage entraîne la formation d'un bain de fusion moins profond et un dépôt plus large, avec une meilleure mouillabilité. En effet, l'arc électrique se forme principalement avec le substrat, plan et relativement froid (Figure I-19.a) [58] [68]. Un angle de torche compris entre 5 et 15° dans le sens poussé, ainsi qu'un stick-out compris entre 12 et 15 mm semblent donner de bons résultats en terme de mouillabilité pour les alliages d'aluminium [69] [70]. Hauser et al. préconisent également des inclinaisons de torche inférieures à 10° pour les premiers empilements de monocordons lors des constructions. Au-delà, une orientation de la torche comprise entre 20 et 40° semble donner de meilleurs résultats en terme de régularité de dépôt en alliage d'aluminium [71].
- **La nature du gaz de protection.** Les procédés WAAM sont également sensibles à la nature des gaz de protection. En plus de protéger le bain de fusion de l'oxydation, le gaz de protection agit sur la stabilité de l'arc et la profondeur de bain de fusion. Par exemple, un meilleur transfert thermique de l'arc électrique est observé lors de l'utilisation de l'hélium et du dioxyde de carbone comme gaz de protection par rapport à l'utilisation d'autres gaz de protection aux conductivités thermiques plus faibles comme l'argon [59] [72] [73] (Figure I-19.b).

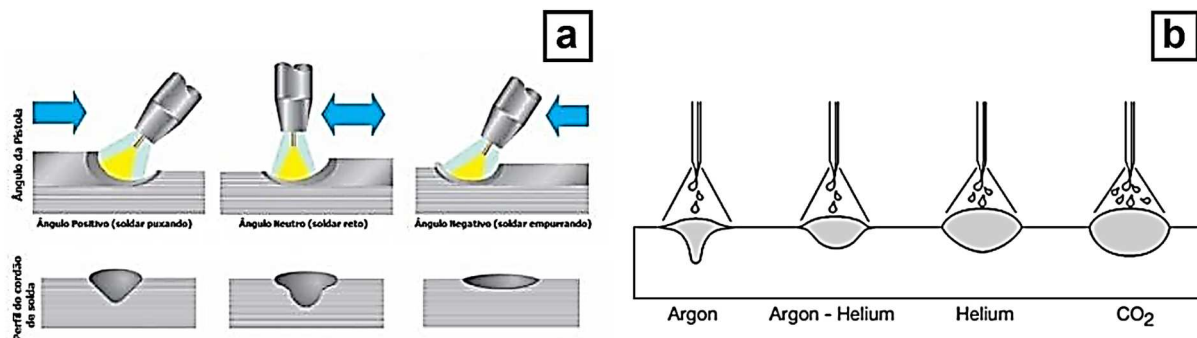


Figure I-19 – Influence de l'orientation de la torche et du sens de dépôt (a) et impact du gaz de protection (b) sur les dépôts en procédé WAAM [52]

- **Le débit du gaz de protection.** Autre paramètre important lors du déroulement du procédé CMT, le débit de gaz de protection. Fronius recommande d'avoir un débit de protection (L.min<sup>-1</sup>) égal à 10 à 12 fois le diamètre du fil utilisé (exprimé en mm) [74]. Une exception existe cependant pour une protection à l'hélium et/ou l'hydrogène, ou une augmentation de débit d'environ 50% est nécessaire en raison de leurs masses volumiques faibles [74].

### Développements récents

Afin de gagner en productivité et surtout créer de nouveaux alliages plus adaptés aux besoins industriels, de nouvelles torches apparaissent, impliquant l'utilisation de deux ou trois fils de dépôts à la fois (Figure I-20) [28]. Ces fils sont de composition chimique différente et offrent ainsi la possibilité de moduler finement la composition du dépôt. Les essais effectués sur de l'aluminium montrent des résultats prometteurs car une composition chimique satisfaisante et stable est maintenue tout au long du process, et participe à limiter l'apparition de phénomènes de fissuration à chaud.

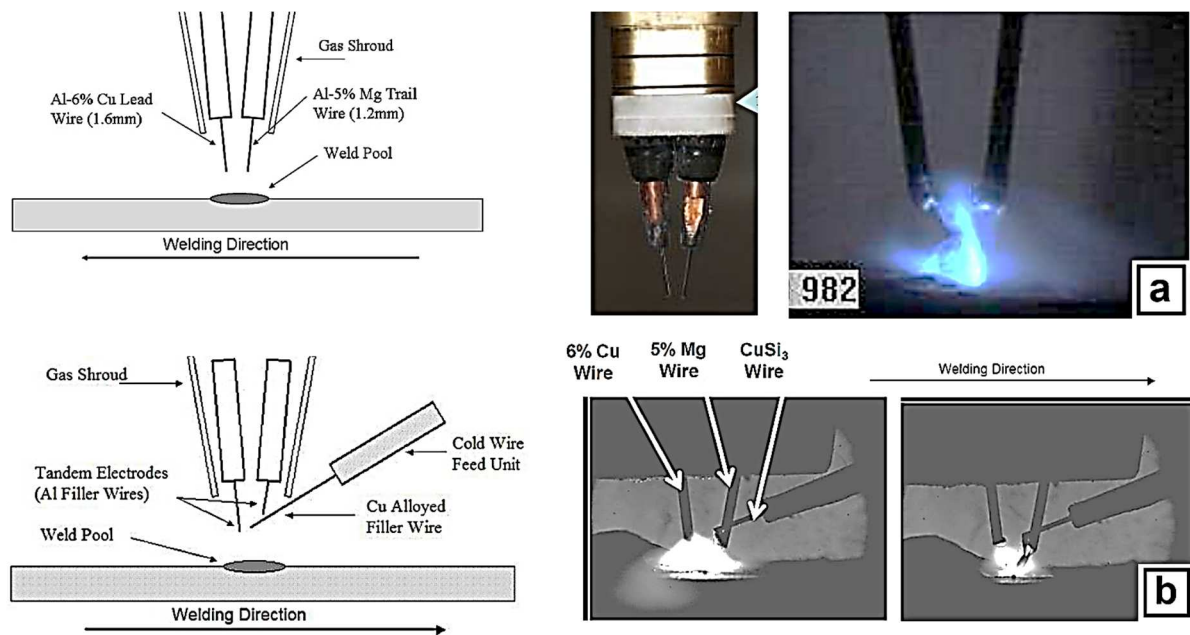


Figure I-20 – Procédé WAAM combinant deux (a) et trois (b) fils lors du dépôt [28]

La société Fronius a d'ailleurs récemment développé deux variantes bi-fil du procédé CMT classique pour accroître le rendement et la maîtrise de ces procédés de dépôts. Ces procédés sont le « CMT *Twin* » et « CMT *Time Twin* ». Le « CMT *Twin* » permet d'associer deux arrivées de fil sur le même process en utilisant deux sources de courant travaillant de manière indépendante. Cette nouvelle technologie, unique sur le marché permet des vitesses et des taux de dépôt élevés (jusqu'à des débits de fil de 26 m.min<sup>-1</sup>) tout en garantissant un arc électrique extrêmement stable, et peu de projections [75]. Le « CMT *TimeTwin* » utilise quant à lui, deux arcs électriques (« *Lead* » et « *Trail* »), pulsés ou non, avec un décalage des phases d'une demi-période. Durant ce procédé, le fil « *Lead* » se trouve en mode pulsé, et le fil « *Trail* » en mode CMT classique. Le CMT « *TimeTwin* » représente en conséquence un bon choix lorsque les taux de dépôt et vitesses de soudage doivent être augmentés [75] [76].

Afin d'améliorer les propriétés mécaniques et de limiter les distorsions des pièces produites par procédés WAAM, certains auteurs utilisent un système de martelage lors de la fabrication [77]. Le principe repose sur l'application d'un effort localisé et répété sur la surface d'un bloc imprimé en WAAM dans le but d'améliorer sa résistance mécanique et son allongement à rupture. Ces opérations de martelage entraînent cependant des vibrations et des efforts importants au niveau de l'effecteur. De plus, cela augmente le temps de fabrication et nécessite l'emploi de systèmes de déplacements très rigides.

Enfin, pour améliorer la santé matière et mieux contrôler les microstructures résultantes en procédé WAAM, certains auteurs se dirigent vers une hybridation du procédé de fabrication additive avec un matricage (ou forgeage) [78] [79] [80]. Cela consiste par exemple à exercer un effort constant et contrôlé à l'aide d'un galet sur le cordon nouvellement déposé, lors de la phase de refroidissement (Figure I-21). Ceci tend à refermer les porosités et crée un écrouissage dans la couche en question. Ce dernier phénomène permet, avec l'influence du chargement thermique des couches successives, de provoquer une recristallisation, tendant à réduire l'anisotropie des propriétés mécaniques en effaçant la structure granulaire colonnaire. Durant ces hybridations, différents profils de galets sont utilisés selon la géométrie de la pièce. Les essais réalisés pour l'instant sont limités à des murs composés d'empilement de monocordons linéaires, puisque les systèmes de roulages s'accrochent difficilement de géométries plus

complexes. De plus, les efforts mis en jeu lors des opérations de matriçage ne sont pas compatibles avec les robots multi-axes du fait de leur manque de rigidité.

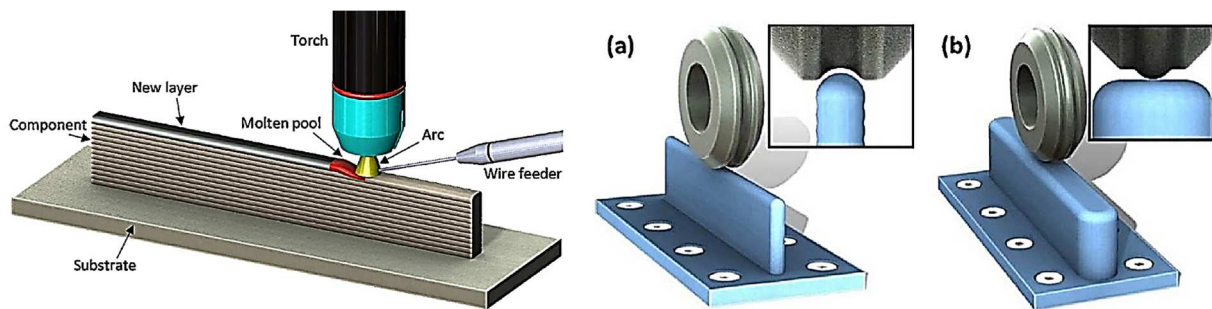


Figure I-21 – Principe de l'hybridation du procédé WAAM [79]

Une hybridation des technologies WAAM avec celles en LMD-w est également explorée pour combiner les avantages des deux procédés comme décrit dans la partie suivante. L'ajout d'une source laser en CMT engendre par exemple une amélioration de la régularité géométrique et de la rugosité de la pièce finale construite [81].

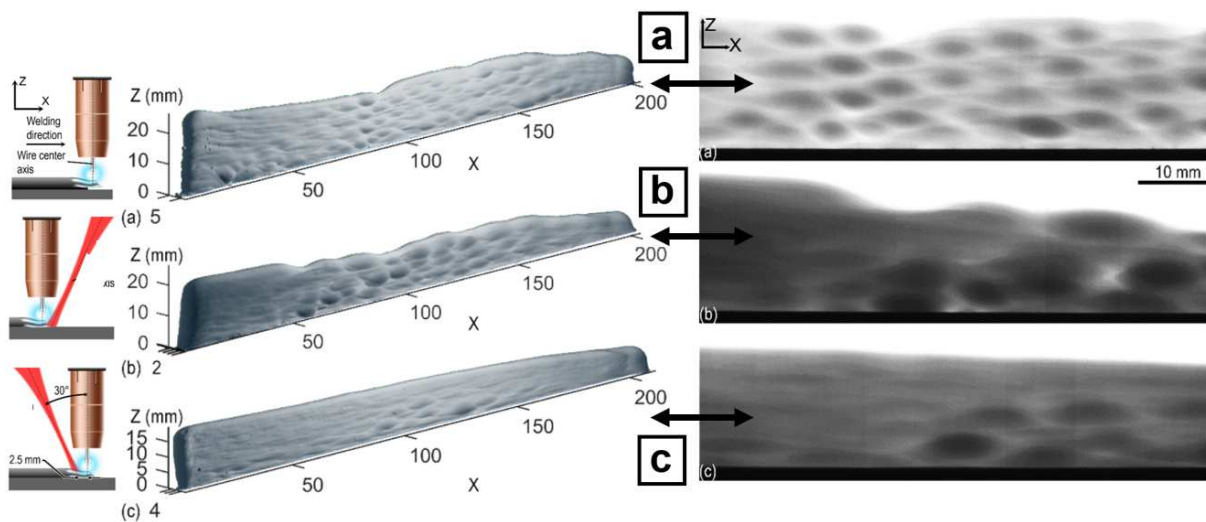


Figure I-22 – Etat de surface de blocs construits par CMT (a), CMT + Laser de 30° en aval (b) et CMT + Laser de 30° en amont du bain de fusion (c) [81]

#### I.4. Le procédé LMD-w (Laser Metal Deposition – Wire)

##### Introduction

Actuellement très peu de travaux ont été développés sur ce type de technologies. La seule pièce connue en alliage Ti-6Al-4V dans l'industrie aéronautique est l'œuvre de la société britannique GKN pour le constructeur américain Boeing [82]. Des bossages ou raidisseurs ont été réalisés sur une pièce existante en Ti-6Al-4V (Figure I-23.a) mais des pièces complexes complètement élaborées par LMD-w sont à l'étude (Figure I-23.b).

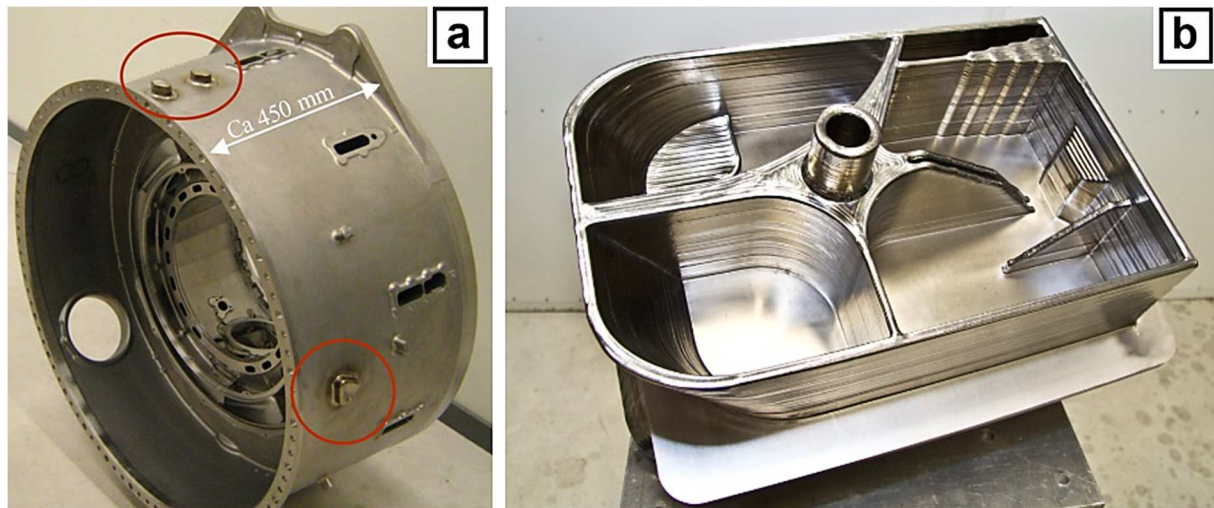


Figure I-23 – Applications en LMD-w par l'entreprise GKN [31]

Les premières têtes laser à destination spécifique du procédé LMD-w pour pièces de grandes dimensions commencent à voir le jour. Celles-ci sont présentées à la Figure I-24.

Nom	FRAUNHOFER ILT (a)	ADDITEC (b)	ADDHERE (c)	Coaxworks (d)	PRECITEC (e)
Diamètre fil autorisé (mm)	0.8 – 1.2	0.6 - 1	0.8 – 1.2	0.8 – 1.2	0.8 – 1.2
Puissance Laser max (kW)	3	0.6	4	4	4
Domaine utilisation	R&D (≈12 mois)	Industriel	industriel	Industriel	Industriel
Prix	-	≈ 90 k\$	-	-	≈ 50 k€

Figure I-24 – Exemples de têtes de dépôt laser-fil (LMD-w) existantes sur le marché actuellement ainsi que leurs principales caractéristiques [83]

### Présentation du procédé

Comme évoqué plus haut, le procédé LMD-w met donc en œuvre un faisceau laser pour fondre le fil. L'apport de chaleur est plus localisé et est assuré de façon continue (ou quasi-continue) engendrant un procédé *a priori* plus énergétique que les procédés arc-fil (Figure I-25.a). L'interaction entre la source énergétique et la matière est fondamentalement différente entre procédés WAAM et LMD-w engendrant un comportement différent du bain de fusion. En effet, les procédés WAAM impliquent un régime de formation du bain liquide ne faisant appel qu'à des phénomènes de convection-conduction. L'emploi d'un faisceau peut quant à lui mener à une formation de bain liquide en mode « *keyhole* ». Ce mode se met en place généralement au-delà d'une densité de puissance supérieure à  $10^6 \text{ W.cm}^{-2}$ . Ce mode *keyhole*, entraînant une augmentation brusque de l'absorption et de la profondeur de pénétration, est formé lorsque la cible (le substrat) est vaporisée. La pression de recul générée par la vapeur formée entraîne



alors la formation d'une dépression en surface du métal fondu. Les gradients de température dans le bain de fusion sont alors créés, entraînant des mouvements de convection qui repoussent le liquide vers les parois du creux ainsi formé (Figure I-25.b). C'est ce creux à fort facteur de forme (profondeur / diamètre) dans le matériau qui est appelé capillaire, ou *keyhole* (trou de serrure) [84]. Cela maximise l'efficacité énergétique du faisceau laser (et donc du procédé) par une minimisation des pertes par conduction, un meilleur couplage laser-matière à travers une baisse de la réflectivité et une meilleure absorption du faisceau laser (absorption de Fresnel) permise par les multiples réflexions le long des parois du capillaire.

Outre ce phénomène particulier aux faisceaux à hautes densités de puissance, l'emploi du laser comme source d'énergie offre comme avantage de n'être que peu influencé par la géométrie du dépôt en cours de formation. Cet aspect-là est à mettre en perspective par rapport aux problèmes de stabilité et de localisation de l'arc parfois rencontrés avec les techniques WAAM.

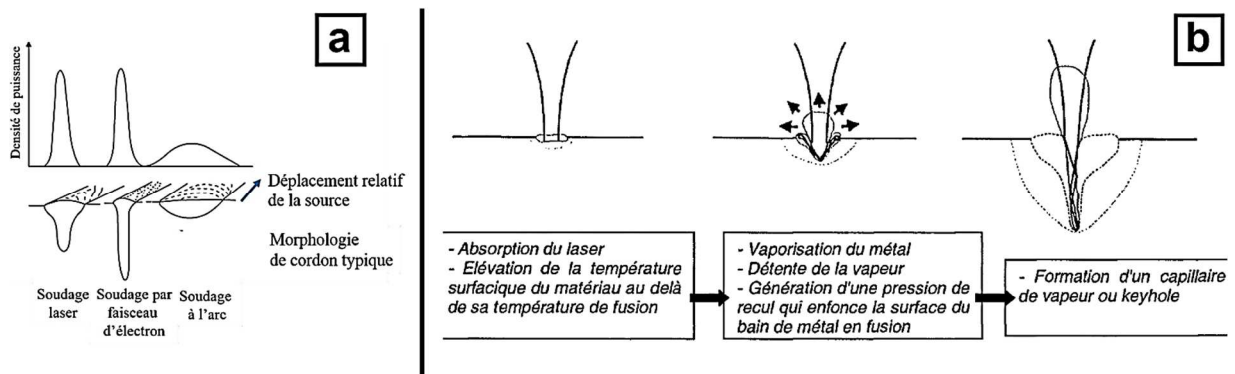


Figure I-25 – Densités d'énergie pour des sources énergétiques courantes, et géométries des cordons associés (a) [85] et étapes de formation d'un capillaire de vapeur en soudage laser (b) [84]

Un deuxième avantage important de ces techniques laser-fil par rapport aux techniques par arc-fil réside dans leur très grande précision de dépôt grâce à la stabilité et l'étroitesse du faisceau laser. Cela permet ainsi d'obtenir un meilleur état de surface final, et des rugosités moindres. Ces technologies laser permettent également de moduler la puissance, la taille mais aussi la forme du spot laser et sa distance de focalisation ouvrant le champ à de nombreuses adaptations à des applications variées. Cependant, les technologies par laser-fil offrent des taux de dépôts moindres comparés aux techniques par arc-fil, mais tout de même très supérieurs aux procédés de fabrication additive par poudre.

### Principaux paramètres opératoires en fabrication additive laser-fil

La littérature scientifique portant sur le procédé LMD-w est, à ce jour, encore très réduite. Cela s'explique en partie par le fait que ces technologies soient des technologies de rupture [86], avec des effecteurs spécifiques rares et récents. Parmi les rares études, nous pouvons citer les travaux de Shaikh *et al.* ayant réussi à imprimer des parois minces et inclinées en acier inox 316L [87]. Brandl *et al.* ont obtenu des parois minces [88] et Héralic *et al.* des structures cylindriques [37] en alliage Ti-6Al-4V. Medrano Téllez [89] a, quant à lui, réalisé des parois fines et cylindriques en alliage Ti-6Al-4V et acier inoxydable. Tous ces auteurs ont utilisé des puissances laser variant entre 1150 et 3500 W et des vitesses de dépôt comprises entre 0,15 et 2,4 m.min<sup>-1</sup> pour des dépôts simples ou des constructions multicouches en alliage de titane.

Pour réussir les différentes impressions 3D citées auparavant, les auteurs s'accordent sur l'importance de la maîtrise des paramètres procédé (densité de puissance, débit de fil, vitesse robot, hauteur d'incrément Z). Ils mettent en évidence une très forte sensibilité de ce procédé qui peut rapidement dériver entraînant la dégénérescence des dépôts [31]. D'après Héralic *et al.* [90] et Medrano Téllez [89], les paramètres influençant la qualité du dépôt en procédé LMD-w sont les suivants :

- **La disposition du fil par rapport au sens de dépôt.** Le procédé dépend de l'emplacement de l'alimentation en matière (fil) par rapport au laser (que ce soit laser Nd : YAG [91], ou laser à fibre [89]). En effet, placer le fil en avant du laser permet un dépôt plus homogène, et un procédé plus stable. Dans cette configuration, des surfaces plus lisses avec des rugosités moindres sont obtenues [91].

L'angle entre le substrat et le fil influe sur la quantité de matière à fondre, et est donc directement lié au débit d'alimentation du fil. Dans la littérature, les angles d'amenée du fil se situent entre 30 et 60° (sachant que plus l'angle est petit, plus la quantité de fil en interaction avec le laser est grande). En général, une valeur d'angle d'arrivée du fil de 45° et 55° est généralement admise dans la littérature. Kim et al. ont révélé que pour les matériaux à base nickel et titane, le compromis idéal est d'avoir un fil arrivant en avant du bain de fusion en configuration « tirage » ou front feeding (Figure I-26) [92]. En revanche, Xiao et al. considèrent la position back feeding comme la plus adaptée pour la stabilité du procédé LMD-w pour les alliages d'aluminium [93]. Enfin, Syed et al. et Mok et al. considèrent la position latérale (side feeding) comme la plus appropriée en terme d'état de surface du monocordon imprimé [94] [95].

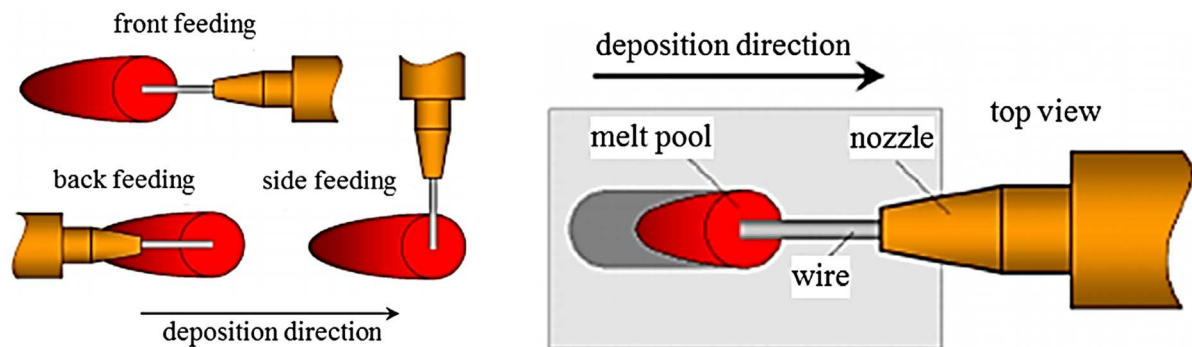


Figure I-26 – Différentes positions d'alimentation du bain de fusion en fil lors du procédé LMD-w [89]

- **Le type de laser utilisé.** Le type de laser utilisé a une influence très importante sur le procédé LMD-w puisque la réflectivité des matériaux dépend de la longueur d'onde du rayonnement. De manière générale, la longueur d'onde du laser CO<sub>2</sub> de 10,6 μm est fortement réfléchiée par les alliages métalliques, alors que la réflectivité est plus faible pour les longueurs d'onde des lasers Nd : YAG (1,06 μm), Yb : YAG (1,03 μm) et certains lasers à diode (0,808 μm et 0,940 μm). Le rendement croissant des sources YAG et les difficultés de mise en œuvre des lasers CO<sub>2</sub> sont autant d'explications au fait que ces derniers sont peu employés en LMD-w.
- **Le diamètre focal du faisceau laser.** Plus le diamètre du faisceau laser est grand, plus la puissance délivrée devra être grande pour assurer une densité de puissance suffisante à la formation d'un bain liquide dans le substrat et une fusion adéquate du fil. En corolaire, la zone fondue sera plus importante et le dépôt obtenu plus large.
- **La puissance du laser.** Pour un diamètre focal fixé, plus la puissance est importante, plus les températures atteintes seront élevées, et moins de temps sera nécessaire pour la fusion de la matière. Notons qu'une augmentation de la puissance du laser diminue légèrement la hauteur du dépôt et augmente légèrement sa largeur [88].
- **La vitesse de déplacement de la tête laser.** C'est l'un des principaux paramètres régissant le procédé LMD-w, puisque celui-ci, combiné à la puissance du faisceau, détermine la quantité d'énergie appliquée par unité de longueur de dépôt. Par exemple, selon Ding et al., une

augmentation de la vitesse de translation du laser tend à diminuer la hauteur et la largeur de dépôt et augmente les angles de mouillage (jusqu'à un certain seuil) [57].

- **La distance focale du faisceau laser.** Elle contrôle la façon dont le faisceau laser est collimaté sur le substrat. Elle conditionne, entre autres, la longueur de Rayleigh et donc la distribution de densité de puissance le long de l'axe optique. Une longueur de Rayleigh importante tend à réduire la sensibilité du procédé aux variations de *stick-out*.
- **L'angle laser/substrat.** L'angle entre le faisceau laser et le substrat influence la réflexion du faisceau laser, et donc l'énergie absorbée.
- **Le débit d'alimentation du fil.** Ce paramètre est primordial dans le procédé LMD-w. Le débit de fil conditionne la régularité du dépôt, la quantité de matière à fondre, mais aussi la façon dont le métal d'apport interagit avec le bain de fusion (phénomène de goutte). Par exemple, une augmentation du débit de fil entraîne une hauteur et une largeur du dépôt plus importante jusqu'à un certain seuil. Au-delà, le dépôt n'est plus homogène car le métal d'apport ne reçoit plus suffisamment d'énergie pour fondre.
- **Le diamètre du fil.** Plus le diamètre du fil est petit, plus le dépôt est précis et les rugosités moins importantes. Or, le prix du fil augmente avec la diminution de son diamètre. Les études portant sur le Ti-6Al-4V citées plus haut ont toutes été effectuées avec un fil de 1,2 mm de diamètre.
- **La distance pointe du fil / substrat.** Si, sous le faisceau laser, la distance entre la pointe du fil et le substrat est grande, alors la pointe fondue formera des gouttelettes qui tomberont dans le bain fondu, perturbant son équilibre mécanique et produisant un dépôt irrégulier.
- **L'alignement du fil.** La gestion de l'alignement du fil à la sortie du guide fil de la tête laser doit être assurée. En effet, la buse du dévidoir de fil peut s'user à force d'utilisation, surtout à son extrémité. Dans ce cas, un jeu apparaît à l'extrémité de la buse. Le fil déposé peut ainsi osciller très légèrement lors de son dévidage, ce qui conduit à un dépôt irrégulier voire instable. Il est donc nécessaire de vérifier le bon alignement du fil avant le début du procédé, afin de ne pas détériorer la qualité du dépôt [89].

Quatre de ces paramètres semblent être les plus impactant sur la qualité des dépôts de Ti-6Al-4V par LMD-w d'après Heralic *et al.* [90] et Medrano Téllez [89] : le diamètre du faisceau laser, la puissance du faisceau laser, la vitesse de déplacement et le débit de fil.

Outre ces paramètres opératoires, la stratégie mise en œuvre lors de la dépose conditionne fortement les échanges thermiques dans la pièce. Medrano Téllez s'est également intéressé à ces stratégies de fabrication et à la gestion des échanges thermiques lors du procédé LMD-w [89]. Celui-ci observe que lorsque la première couche est déposée sur un substrat froid, la vitesse de refroidissement est élevée. Au fur et à mesure de l'avancement de la construction de la pièce, la capacité de dissipation de chaleur de la pièce diminue, ce qui conduit à un échauffement global de celle-ci. Cela conduit à des dépôts plus larges et moins hauts et des bains de fusion plus profonds. La diminution de hauteur des monocordons entraîne à son tour une augmentation de la distance entre l'effecteur et le dépôt (*stick-out*). Dès lors, le mode peut évoluer de « dépôt lisse » à « dépôt sous forme de gouttelettes » menant ainsi à des dépôts irréguliers et instables. Afin d'éviter cela, il est nécessaire de réduire l'apport de chaleur (en réduisant la

puissance du laser). Dans ces travaux, Medrano Téllez a réduit la puissance du laser entre la 6<sup>ème</sup> et la 7<sup>ème</sup> couche pour garder la température du mur stable [89].

Tout comme les procédés WAAM, les phases d'amorce et d'arrêt de dépôts sont problématiques dans les procédés laser-fil. Lors du procédé LMD-w, il est important de maîtriser la temporisation entre le démarrage du faisceau laser et l'arrivée du fil. En effet, un temps d'interaction laser-fil trop important entraîne la fonte du fil loin du bain de fusion ; ce phénomène de goutte entraîne l'apparition de dépôts irréguliers. Au contraire, une temporisation trop courte entraîne un dépôt hétérogène puisque le fil déposé n'est plus totalement fondu. Dans ces travaux, Medrano Téllez démarre le laser environ 0,3 secondes après le début du dévidage de fil.

En fin de dépôt, le robot ralentit avant de s'arrêter. Si le débit de fil et la puissance ne sont pas corrigés, cela engendre une augmentation de métal déposé par unité de longueur. Lors de la construction d'un mur en alliage Ti-6Al-4V, les empilements à répétitions engendrent une pente à l'extrémité du mur. Afin de s'affranchir de ce problème, il est nécessaire d'adapter les paramètres de construction entre début et fin de couche déposée. Dans ces travaux, Medrano Téllez a utilisé l'approche suivante :

- Dépôt de la première couche avec une vitesse de la tête laser et un débit de matière constant (0,2 m.min<sup>-1</sup> pour la tête laser, 0,8 m.min<sup>-1</sup> pour le débit de fil).
- Ensuite, au début de la deuxième couche, lorsque l'axe Z commence à se déplacer vers le haut, le débit d'alimentation en fil est considérablement réduit (0,4 m.min<sup>-1</sup>), puis augmente progressivement jusqu'à atteindre la valeur nominale de 0,8 m.min<sup>-1</sup>.

Comme une couche est déjà déposée et que l'axe Z commence tout juste à se déplacer vers le haut, la distance entre la pièce et la pointe du fil est faible, ce qui limite les risques d'un dépôt de goutte de métal fondu lorsque la vitesse d'avance du fil est réduite. L'utilisation de cette approche a permis de réduire la formation de gouttes mais pas de l'éliminer totalement comme on peut l'observer sur la Figure I-27.

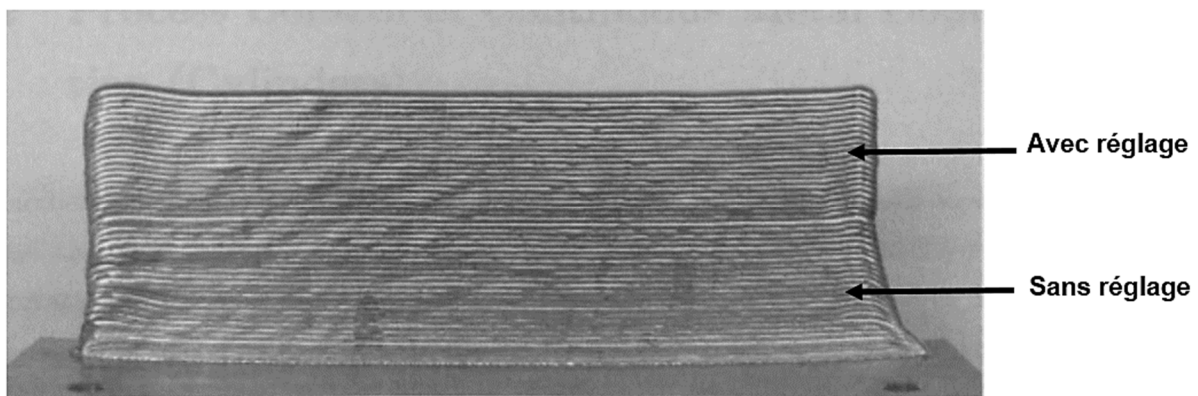


Figure I-27 – Etat du mur de Ti-6Al-4V avant et après réglage des paramètres de dépôt [89]

### Développements récents

Plusieurs pistes d'amélioration du procédé LMD-w sont étudiées. Afin de gagner en productivité et en souplesse, la direction suivie par certains auteurs semble être l'hybridation de ces procédés laser avec les procédés WAAM précédemment décrits [96]. L'association d'une source d'arc électrique à la source laser permettrait de combiner les avantages du laser (forte pénétration des zones de fusion en mode « *keyhole* » notamment, faible transfert thermique vers la pièce et par voie de conséquence faibles



distorsions) aux avantages de l'arc électrique (augmentation de certaines propriétés mécaniques des pièces grâce aux vitesses de refroidissement plus lente et meilleur rendement) [96].

D'autres auteurs semblent privilégier l'utilisation et la combinaison de plusieurs faisceaux laser afin de mieux contrôler le process. Ding *et al.* ont par exemple réussi à construire une géométrie carrée et cylindrique inclinée en utilisant 3 têtes et 8 faisceaux laser simultanément avec cette technologie LMD-w [97]. Enfin, une dernière approche est actuellement à l'étude par l'entreprise Midwest Engineered Systems via sa division ADDere. Elle consiste à chauffer le fil avant son entrée dans la tête laser afin de pouvoir en augmenter le débit tout en s'assurant de sa fusion correcte. Outre les gains en termes de taux de dépôt, et donc de productivité, l'abaissement de la puissance laser nécessaire à la fusion du fil permet de limiter l'apport énergétique dans le bain de fusion. Cela permet également d'utiliser des tâches focales plus grandes pour la réalisation de dépôts stables. Des premiers résultats encourageants ont été obtenus avec la possibilité de déposer entre 3 et 10 kg de titane par heure, permettant l'impression d'un bloc en titane de 55 kg en un temps record de 6 heures [98].

Avant d'aller plus avant sur l'état de l'art de la fabrication additive laser-fil, il est nécessaire de s'intéresser à la métallurgie du titane et à celle de l'alliage de Ti-6Al-4V en particulier. C'est l'objet de la partie suivante.

## II. Le Titane pur et ses alliages

### II.1. Le titane pur

Le titane, découvert en 1791 dans un minerai de Menachanite par le chimiste anglais William Gregor, est le 9<sup>ème</sup> élément le plus abondant sur Terre (0,44% à 0,6% de la croûte terrestre), et se classe 7<sup>ème</sup> dans la liste des métaux les plus abondants après le fer, l'aluminium et le magnésium [99]. Son appellation « Titane » a été donnée par Klaproth en 1795 et vient directement de la Grèce antique où « Titan » était le symbole de la force et du pouvoir. On trouve le Titane surtout sous formes de minerais de leucoxène, de rutil, ou d'ilménite. Historiquement, le titane pur est extrait principalement d'ilménite  $\text{FeTiO}_3$  et de rutil  $\text{TiO}_2$  par procédé KROLL et VAR. Actuellement, de nouveaux procédés d'extraction se développent, plus adaptés à une demande en titane sans cesse croissante. Parmi eux le procédé Armstrong développé par le groupe cristal en Arabie-Saoudite, ou le procédé TiRO développé par le groupe SCIRO en Australie. Ce procédé permet la production directe de poudre de Titane à granulométrie contrôlée utilisable dans les méthodes de fabrication additive (notamment lit de poudre) [100].

Le titane fait partie des métaux de transition (colonne IVB du tableau périodique) et possède la configuration électronique  $[\text{Ar}] 4s^2 3d^2$ . À température ambiante et pression atmosphérique, celui-ci se présente sous une structure cristalline Hexagonale pseudo-Compacte (HC), de groupe d'espace  $P63/mmc$ , appelée phase  $\alpha$ .

À 882°C, se produit une transformation allotropique, qui correspond à la transformation de la phase  $\alpha$  en la phase  $\beta$ , Cubique Centrée (CC). Cette température est appelée « température de transus  $\beta$  » (Figure I-28.a).

Cette transformation  $\alpha \leftrightarrow \beta$  s'effectue sans diffusion, et présente des caractères spécifiques de la transformation martensitique, selon le mécanisme proposé par Burgers pour le zirconium [101], et confirmé plus tard pour le titane. Un réarrangement de structure est produit par un léger déplacement de atomes lors du passage de la phase cubique centrée à la phase hexagonale (Figure I-28). En effet, dans le cas du réseau cubique centré l'angle entre les directions  $\langle 111 \rangle$  est de 70,53° alors que dans le cas du réseau hexagonal compact l'angle entre les directions  $\langle 110 \rangle$  est de 60°. Pour faire coïncider les axes  $\langle 110 \rangle$  et  $\langle 111 \rangle$  une rotation de 5,26° des axes  $\langle a \rangle$  est nécessaire. Cette rotation s'accompagne

d'une distorsion de réseau (distorsion de Bain) liée à la différence entre le paramètre de maille de la phase  $\alpha$  ( $a = 2,98 \text{ \AA}$ ) et la taille de la demi-diagonale contenue dans un plan (110) de la phase  $\beta$  ( $d = 2,86 \text{ \AA}$ ) à la température de transus [102].

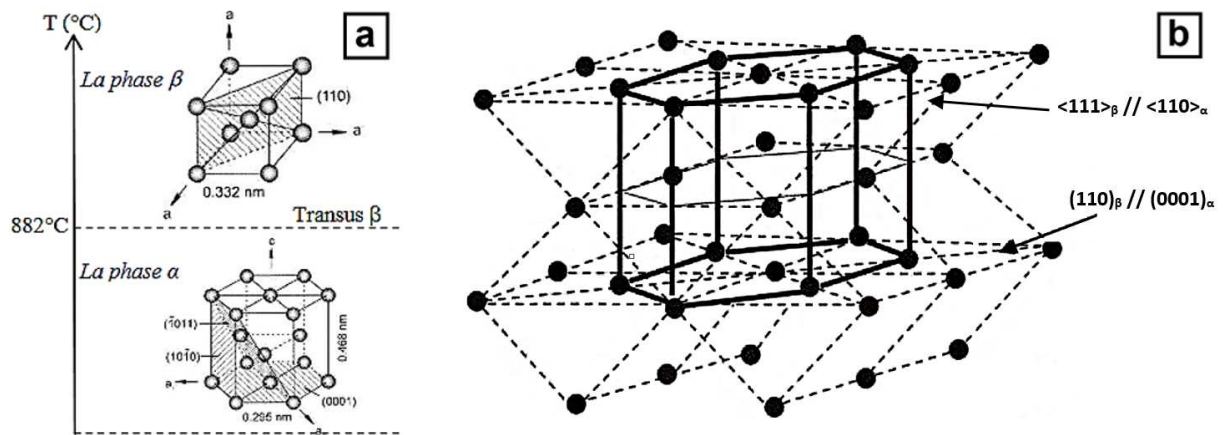


Figure I-28 – Structure cristallographique du titane (a) et relations d'orientation de Burger entre  $\alpha$  et  $\beta$  (b)[101]

Cette transformation conduit aux relations de Burgers suivantes [101] :

$$(110)_\beta // (0001)_\alpha \text{ et } [111]_\beta // [11\bar{2}0]_\alpha$$

Ainsi, pour un grain  $\beta$  subissant la transformation allotropique, la phase  $\alpha$  peut apparaître sous douze configurations cristallines différentes, appelées « variants » (Figure I-29).

Le titane commercialement pur est généralement disponible sous quatre nuances, allant du grade 1 au grade 4 (norme ASTM B 265). Ceux-ci sont généralement utilisés lorsqu'une très grande résistance à la corrosion ou une grande ductilité est exigée, pour des températures d'utilisation maximales de l'ordre de  $100\text{-}150^\circ\text{C}$ . En effet, au-dessus de ces températures, les propriétés mécaniques du titane commercialement pur deviennent très faibles. L'ajout d'éléments d'alliage est donc nécessaire pour augmenter les propriétés mécaniques à température ambiante, mais aussi à des températures plus élevées.

Variantes	Relations d'épitaxie		Angles d'Euler		
	Plan	Direction	$\varphi_1$ (°, Z)	$\Phi$ (°, A)	$\varphi_2$ (°, Z)
1	$(110)_\beta // (0001)_\alpha$	$[\bar{1}\bar{1}1]_\beta // [11\bar{2}0]_\alpha$	$-45^\circ$	$-90^\circ$	$-90^\circ$
2	$(110)_\beta // (0001)_\alpha$	$[\bar{1}11]_\beta // [11\bar{2}0]_\alpha$	$-45^\circ$	$90^\circ$	$90^\circ$
3	$(1\bar{1}0)_\beta // (0001)_\alpha$	$[\bar{1}\bar{1}1]_\beta // [11\bar{2}0]_\alpha$	$45^\circ$	$90^\circ$	$90^\circ$
4	$(1\bar{1}0)_\beta // (0001)_\alpha$	$[\bar{1}11]_\beta // [11\bar{2}0]_\alpha$	$45^\circ$	$-90^\circ$	$-90^\circ$
5	$(101)_\beta // (0001)_\alpha$	$[\bar{1}\bar{1}1]_\beta // [11\bar{2}0]_\alpha$	$-90^\circ$	$135^\circ$	$0^\circ$
6	$(101)_\beta // (0001)_\alpha$	$[\bar{1}11]_\beta // [11\bar{2}0]_\alpha$	$90^\circ$	$45^\circ$	$0^\circ$
7	$(\bar{1}01)_\beta // (0001)_\alpha$	$[\bar{1}\bar{1}1]_\beta // [11\bar{2}0]_\alpha$	$-90^\circ$	$45^\circ$	$0^\circ$
8	$(\bar{1}01)_\beta // (0001)_\alpha$	$[\bar{1}11]_\beta // [11\bar{2}0]_\alpha$	$90^\circ$	$135^\circ$	$0^\circ$
9	$(011)_\beta // (0001)_\alpha$	$[\bar{1}\bar{1}1]_\beta // [11\bar{2}0]_\alpha$	$0^\circ$	$135^\circ$	$0^\circ$
10	$(011)_\beta // (0001)_\alpha$	$[\bar{1}\bar{1}1]_\beta // [11\bar{2}0]_\alpha$	$180^\circ$	$45^\circ$	$0^\circ$
11	$(0\bar{1}1)_\beta // (0001)_\alpha$	$[\bar{1}11]_\beta // [11\bar{2}0]_\alpha$	$0^\circ$	$45^\circ$	$0^\circ$
12	$(0\bar{1}1)_\beta // (0001)_\alpha$	$[\bar{1}11]_\beta // [11\bar{2}0]_\alpha$	$0^\circ$	$-135^\circ$	$180^\circ$

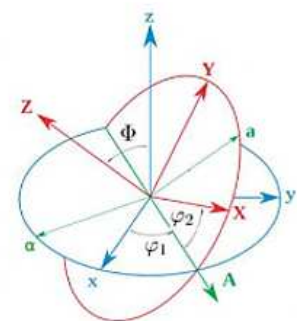


Figure I-29 – Relations de Burgers entre le réseau cristallin de la phase  $\alpha$  et celui de la phase  $\beta$ , et angles d'Euler permettant le passage de la base orthonormée de la phase  $\beta$  à celle de la phase  $\alpha$  [101]

## II.2. Les alliages de titane

Le titane peut former des solutions solides avec un nombre important d'éléments d'additions qui ont un rayon atomique plus ou moins égal ( $\pm 20\%$ ) à celui du titane. L'ajout de ces éléments d'alliages joue un rôle fondamental sur les propriétés mécaniques, mais va également impacter la température de transus. Leur influence sur le comportement du titane est fonction de la nature des solutés. En effet, les éléments d'alliages peuvent être classés en quatre groupes.

### *Les éléments d'addition neutre*

Les éléments neutres sont généralement ajoutés en faibles proportions dans le titane, et ont un pouvoir alphasagène ou bêtagène très faible ce qui produit peu d'effet sur les températures de transformations. L'ajout d'éléments neutres (très solubles dans la phase  $\alpha$ ) permet cependant le durcissement de l'alliage de titane et une meilleure résistance en fluage. Parmi ces éléments dits neutres, les plus utilisés sont le zirconium et l'étain.

### *Les éléments alphasagènes*

En se dissolvant dans la phase  $\alpha$ , ces éléments augmentent la température du transus  $\beta$  et accélèrent la cinétique de formation de la phase  $\alpha$  hexagonale au refroidissement. Les principaux éléments alphasagènes sont l'aluminium, l'oxygène, l'azote et le carbone. L'aluminium, de rayon atomique plus important ( $r = 125$  pm) forme une solution solide de substitution  $\alpha$  engendrant le durcissement de l'alliage. Notons que la teneur en cet élément ne doit pas excéder 7% en masse ; au-delà, l'alliage se trouve fragilisé à cause de la précipitation de l'intermétallique  $Ti_3Al$  (ou phase  $\alpha_2$ ) [103]. Un équivalent en éléments alphasagènes est proposé par la formule suivante [104] :

$$[Al]_{\acute{e}q} = [Al] + \frac{[Sn]}{3} + \frac{[Zr]}{6} + 10 [O_{\acute{e}q}]$$

Dans cette formule, nous remarquons la présence d'éléments dit « neutres » comme l'étain et le zirconium, mais pouvons apprécier leur faible influence.

### *Les éléments bêtagènes*

Contrairement aux éléments alphasagènes, les éléments bêtagènes se dissolvent préférentiellement dans la phase  $\beta$  et abaissent la température du transus  $\beta$  en élargissant le domaine de stabilité de cette phase. C'est le cas du niobium, du vanadium, du molybdène et du tantale. Ces éléments sont dits bêtagènes isomorphes (Figure I-30.a). D'autres éléments bêtagènes, partiellement miscibles dans la phase  $\beta$  du titane forment au contraire des composés eutectoïdes. Parmi ces éléments, les plus courants sont le chrome, le fer, le nickel, le cuivre, le manganèse et le silicium. Ces éléments sont identifiés comme bêtagènes eutectoïdes (Figure I-30.b).

Le pouvoir bêtagène des éléments d'addition est quantifié en prenant comme référence le molybdène équivalent selon la formule suivante [104] :

$$[Mo]_{\acute{e}q} = [Mo] + 2.5 [Fe] + \frac{2}{3} [V] + 1,25 [Cr + Ni + Cu] + \frac{1}{3} [Nb]$$

Le choix de ces éléments d'alliages (neutre, stabilisant ou non la phase  $\alpha$  ou  $\beta$ ) permet de contrôler les propriétés mécaniques et microstructurales des alliages souhaitées. Puisqu'en fonction de ces éléments d'additions vont découler trois grandes familles d'alliages de titane aux propriétés mécaniques et applications très différentes. Ces trois grandes familles sont les suivantes :

- Les alliages de type  $\alpha$ , définis par  $[Mo]_{\acute{e}q} < 1 + 0,125 [Al]_{\acute{e}q}$
- Les alliages de type  $\alpha + \beta$ , définis par  $[Mo]_{\acute{e}q} > 1 + 0,125 [Al]_{\acute{e}q}$
- Les alliages de type  $\beta$ , définis par  $[Mo]_{\acute{e}q} > 27 + [Al]_{\acute{e}q}$

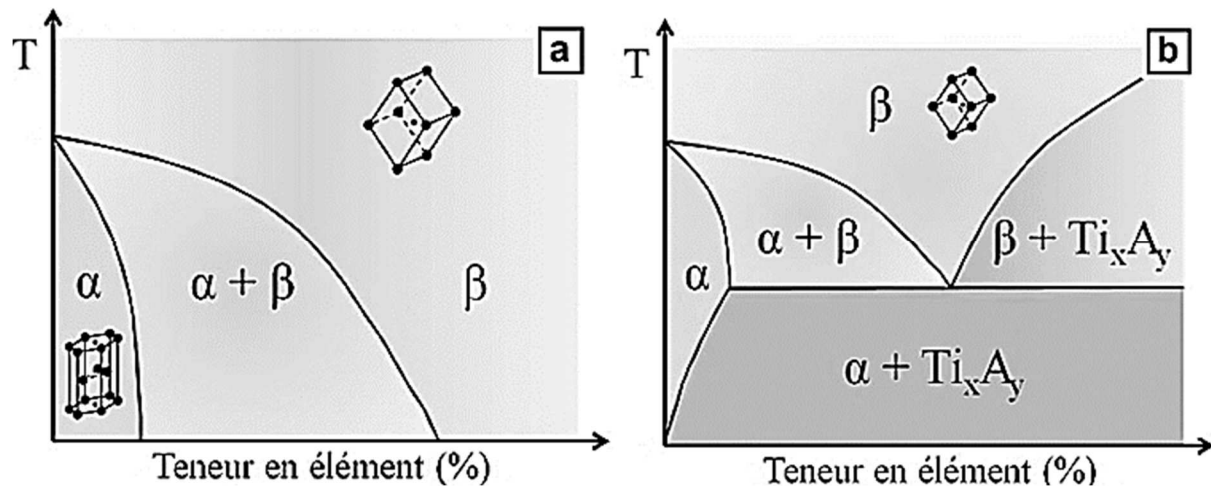


Figure I-30 – Influence des éléments d'addition bêtagènes (isomorphe à gauche, et eutectoïde à droite) sur le transus  $\beta$  du titane [105]

Certains alliages de type  $\alpha$  ne sont pas composés à 100% de phase  $\alpha$ , mais contiennent généralement une petite quantité de phase  $\beta$  [106] [107]. La classification précédente (alliages  $\alpha$ ,  $\beta$ , et  $\alpha+\beta$ ) peut être élargie en 5 sous-groupes :

- Les alliages  $\alpha$ ,
- Les alliages quasi  $\alpha$ ,
- Les alliages  $\beta$  métastables,
- Les alliages  $\beta$ ,
- Les alliages  $\alpha+\beta$ .

- **Les alliages  $\alpha$**

Les alliages de type  $\alpha$  sont constitués à 100% de phase  $\alpha$  à température ambiante. Cette phase leur confère une bonne soudabilité et de bonnes propriétés mécaniques depuis les températures cryogéniques jusqu'à environ 550°C [108]. Les alliages  $\alpha$  ne durcissent pas par traitement thermique à cause de leur faible teneur en éléments d'addition, et sont difficiles à déformer à froid. Cependant, certaines nuances d'alliages de titane de type  $\alpha$  voient la formation de composés intermétalliques  $\alpha_2$  ( $Ti_3Al$ ) par précipitation dans une matrice  $\alpha$ -aculaire suite à une trempe et un revenu. C'est pourquoi la valeur de 7% en teneur d'aluminium ne doit jamais être dépassée pour les éléments alphagènes au risque de former ces composés intermétalliques, très fragilisant pour l'alliage.

- **Les alliages quasi  $\alpha$**

Les alliages quasi  $\alpha$  sont des alliages dans lesquels a été ajoutée une faible quantité d'éléments bêtagènes. Il en résulte la présence d'une faible fraction volumique (inférieure à 5%) de phase  $\beta$  métastable dans la microstructure. Ces alliages possèdent une meilleure résistance mécanique que les alliages  $\alpha$  à froid et à chaud. Enfin, ce type d'alliage est particulièrement adapté au soudage (tout comme les alliages  $\alpha$ , du fait d'une microstructure quasi-monophasée à température ambiante).

- **Les alliages  $\beta$  métastables**

Les alliages  $\beta$  métastables présentent une large palette de microstructures et de propriétés mécaniques. Ils peuvent évoluer vers une microstructure  $\alpha + \beta$  lors d'un traitement thermique. Ce type d'alliage contient au moins 10% d'éléments bêtagènes, qui entraînent la formation d'au moins 20% en volume de phase  $\beta$ . Pour conserver la phase  $\beta$  métastable dans ce type d'alliage à température ambiante, il est nécessaire de réaliser un refroidissement rapide car la température de transformation martensitique  $M_s$

est inférieure à la température ambiante. Le principal avantage de ce type d'alliage par rapport aux alliages  $\beta$  est leur facilité de mise en œuvre, associé à une faible densité.

- **Les alliages  $\beta$**

Ils sont composés de 100% de phase  $\beta$  grâce à une grande quantité d'éléments bêtagènes (en général plus de 30%) qui leur confère une grande stabilité thermodynamique. Contrairement aux alliages de type  $\alpha$ , les alliages  $\beta$  de structure cubique centrée possèdent une bonne formabilité même à froid, une excellente dureté et réagissent bien aux traitements thermiques. Les alliages  $\beta$  montrent en revanche une moins bonne tenue à l'oxydation et au fluage que les alliages de types  $\alpha$ . Ces alliages sont généralement utilisés pour les applications nécessitant une grande résistance à la corrosion et une bonne tenue au feu. D'un point de vue métallurgique, ce type d'alliage présente un intérêt limité du fait de l'absence de mécanisme de durcissement structural.

- **Les alliages  $\alpha+\beta$**

Ces alliages contiennent à la fois des éléments alphagènes et bêtagènes (généralement 5 à 6%). Ils se présentent donc comme des alliages biphasés à température ambiante, avec la coexistence des deux phases  $\alpha$  et  $\beta$  (Figure I-31). À température ambiante, les alliages  $\alpha+\beta$  possèdent une grande diversité de microstructures (lamellaire/équiaxe/bimodale). Cette microstructure est fortement dépendante de la composition, des conditions de traitements thermo-mécaniques subis par l'alliage.

Ces alliages sont les plus utilisés en industrie, et particulièrement dans le domaine aéronautique grâce à un excellent compromis en termes de propriétés mécaniques, obtenues par leur aptitude aux traitements thermiques. Toutefois, les alliages de type  $\alpha+\beta$  ne sont stables que pour des températures inférieures à 450°C. Ceci limite leurs usages sur des plages de températures plus importantes. Aujourd'hui, l'alliage Ti-6Al-4V (ou TA6V / grade 5) domine le marché aéronautique et spatial. Cette place importante dans le milieu industriel est justifiée par un excellent rapport densité/propriétés mécaniques et une bonne formabilité. Une description plus détaillée est donnée dans le paragraphe suivant.

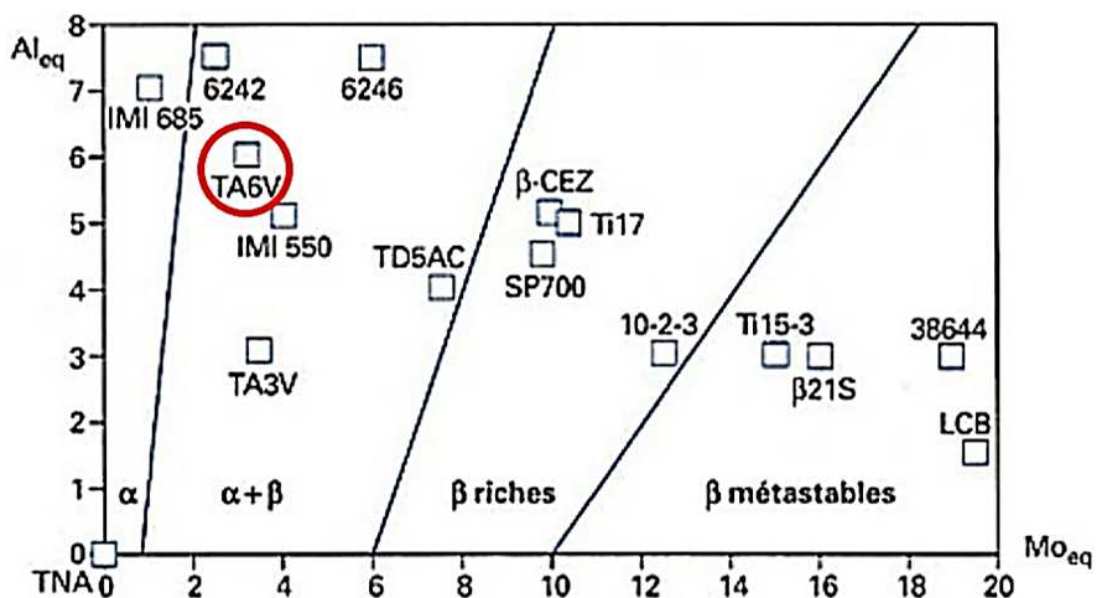


Figure I-31 – Diagramme  $Al_{eq} = f(Mo_{eq})$  pour les alliages de titane



## II.3. L'alliage Ti-6Al-4V

### Généralités

Alliant d'excellentes propriétés mécaniques, une faible masse volumique, et une très bonne tenue à la corrosion, l'alliage Ti-6Al-4V est l'alliage de titane  $\alpha+\beta$  le plus répandu dans le monde industriel. Il voit ses applications se diversifier (aéronautique, spatial, défense, médicale, automobile...) malgré un prix encore relativement élevé et un comportement tribologique assez médiocre (Figure I-32).

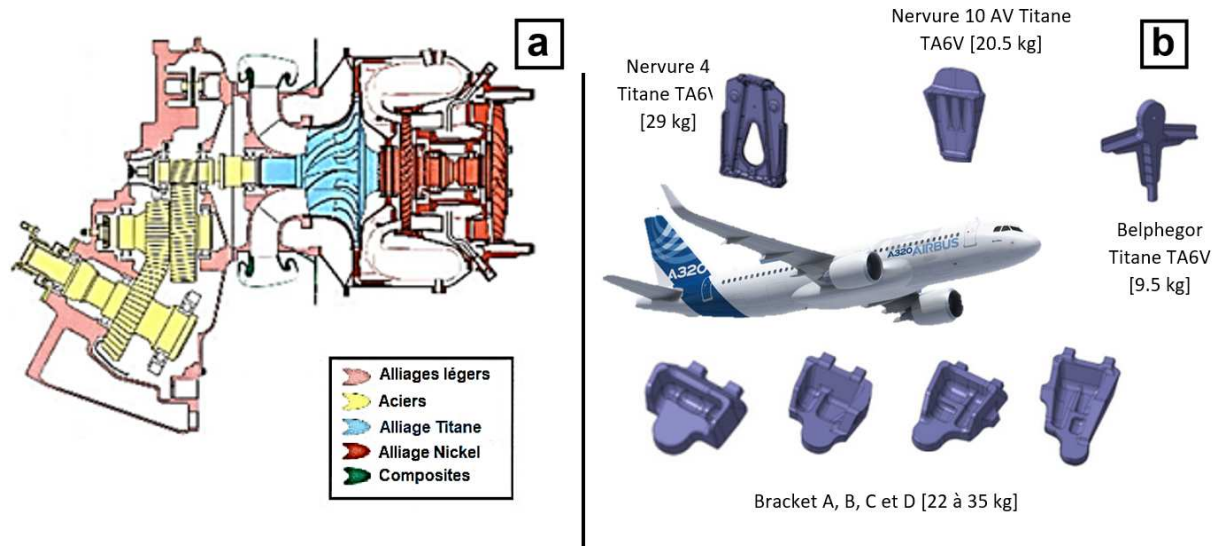


Figure I-32 – Exemples d'utilisation des alliages de titane dans le milieu aéronautique (moteur ARRIUS 2B) et quelques composants en Ti-6Al-4V dans un avion A320 d'Airbus [109]

La composition chimique de cet alliage ainsi que ses principales propriétés mécaniques sont détaillées dans les Tableau I-2 et Tableau I-3.

Tableau I-2 – Composition chimique nominale de l'alliage Ti-6Al-4V [110]

	Al	V	Fe	O	C	N	Ti
% massique	5,5 – 6,75	3,5 – 4,5	0.25	0.20	0.08	0.05	Bal

Tableau I-3 – Principales propriétés mécaniques et physiques de l'alliage Ti-6Al-4V [111]

Propriétés	Symbole	Valeur (SI)
Densité		4430 kg.m <sup>-3</sup>
Transus	T	982°C – 1010°C
Point de fusion (liquidus)	T <sub>fus</sub>	1655°C
Module de Young (à 20°C)	E	114,5 GPa
Module de cisaillement (à 20°C)	G	43 GPa
Coefficient de Poisson (à 20°C)	$\nu$	0,31
Limite d'élasticité à 0,2 % (à 20°C)	R <sub>p0,2</sub>	877 MPa à l'état recuit 1103 MPa mise en solution et vieillissement
Résistance mécanique (à 20°C)	R <sub>m</sub>	947 MPa à l'état recuit 1172 MPa après mise en solution et vieillissement
Allongement à rupture (à 20°C)	A	14 % à l'état recuit 10 % après mise en solution et vieillissement

### Transformation de phase à l'état solide

Sa température de transformation de phases  $\alpha \rightarrow \beta$  (ou transus  $\beta$ ) se situe à 995°C. Il a cependant été montré que cette température de transformation est sensible à l'histoire thermique du matériau et à sa composition chimique. Ainsi, pour des vitesses de chauffage supérieures à 100°C/s, le transus  $\beta$  peut s'élever jusqu'à 1050°C [108].

La cinétique de refroidissement influe fortement sur les microstructures observées dans le Ti-6Al-4V. Ainsi, une phase martensitique ( $\alpha'$ ) se forme lors des refroidissements rapides ( $M_s = 950$  °C ;  $M_f = 650$  °C), alors que des cinétiques/vitesses de refroidissement relativement lentes vont produire une microstructure de Widmanstätten combinant les phases  $\alpha$  et  $\beta$ . Cette relation entre vitesses de refroidissement et microstructures obtenues impacte directement les propriétés mécaniques de cet alliage. Cela est visible au travers du diagramme TRC de cet alliage proposé en Figure I-33. Afin de mieux comprendre cette relation entre histoire thermique et propriétés mécaniques de l'alliage Ti-6Al-4V, une description minutieuse de la microstructure est donc nécessaire.

Lorsque l'alliage est mis en solution dans le domaine  $\beta$  et refroidi de façon brutale, la phase subit une transformation martensitique conduisant à la formation de la phase  $\alpha'$  ou microstructure aiguillée. Quand la vitesse de refroidissement diminue, les aiguilles laissent place à des lamelles d'épaisseurs de plus en plus importantes, c'est la microstructure lamellaire  $\alpha + \beta$ .

Transformation	Température (°C)	
$T_{\alpha+\beta \rightarrow \beta}^{ns}$	890	ns = nucleation start
$T_{\alpha+\beta \rightarrow \beta}^{ps}$	930	ps = precipitation start
$T_{\alpha+\beta \rightarrow \beta}^f$	985	f = finish
$T_{\beta \rightarrow \beta+\alpha}^s$	950	s = start
$T_{\beta \rightarrow \beta+\alpha}^f$	870	

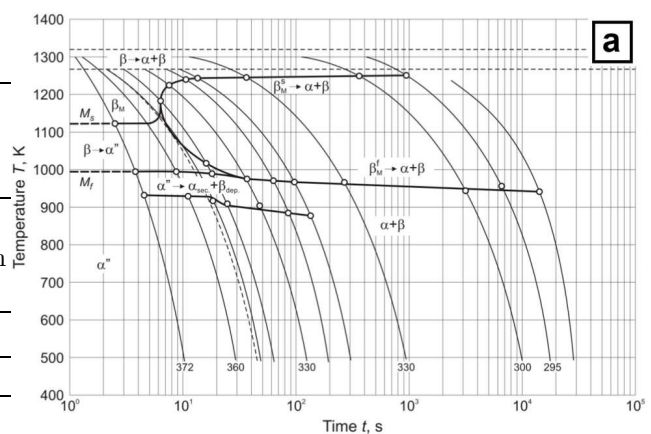


Figure I-33 – Températures des transformations de phases  $\alpha + \beta \leftrightarrow \beta$  et diagramme TRC (a) du Ti-6Al-4V [112]

Cette microstructure est biphasée ( $\alpha+\beta$ ) organisées en lamelles de phase  $\alpha$  séparées par de fins liserés de phase  $\beta$ . Ces lamelles peuvent être organisées en colonies (ensemble de lamelles parallèles) ou alors en vannerie (appelées aussi structures de Widmanstätten). La formation de ces lamelles est illustrée à la Figure I-34.

Pour des vitesses de refroidissement encore plus faibles (inférieure à 1°C/s), il est possible d'observer des microstructures duplex ou équiaxe (Figure I-35). Ce type de microstructure peut également se former à partir des deux citées auparavant par traitement thermomécanique (déformation à chaud ou simple traitement thermique sur structures déformées) en brisant les lamelles  $\alpha$  et en les recristallisant ou à partir du domaine  $\alpha+\beta$  avec refroidissement lent.

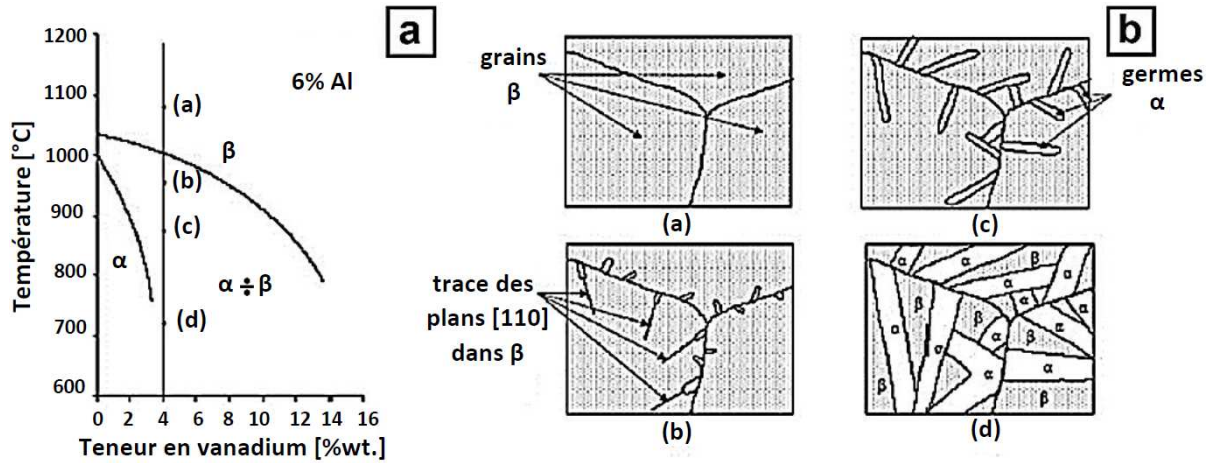


Figure I-34 – Illustration de la formation de la microstructure de Widmanstätten  $\alpha + \beta$  dans le Ti-6Al-4V [113]

D’après Bridier et al., la phase  $\beta$  est plus dure que la phase  $\alpha$ . Ceci est mis en évidence lors d’un essai de traction in situ sous MEB avec des analyses EBSD sur du Ti-6Al-4V de microstructure bimodale. Lors de cet essai, il est observé une déformation des grains  $\alpha$  bien avant les colonies lamellaires, composées de  $\beta$  et de  $\alpha_s$ , et ceci à des contraintes inférieures à la limite d’élasticité conventionnelle à 0,2% [114] [115].

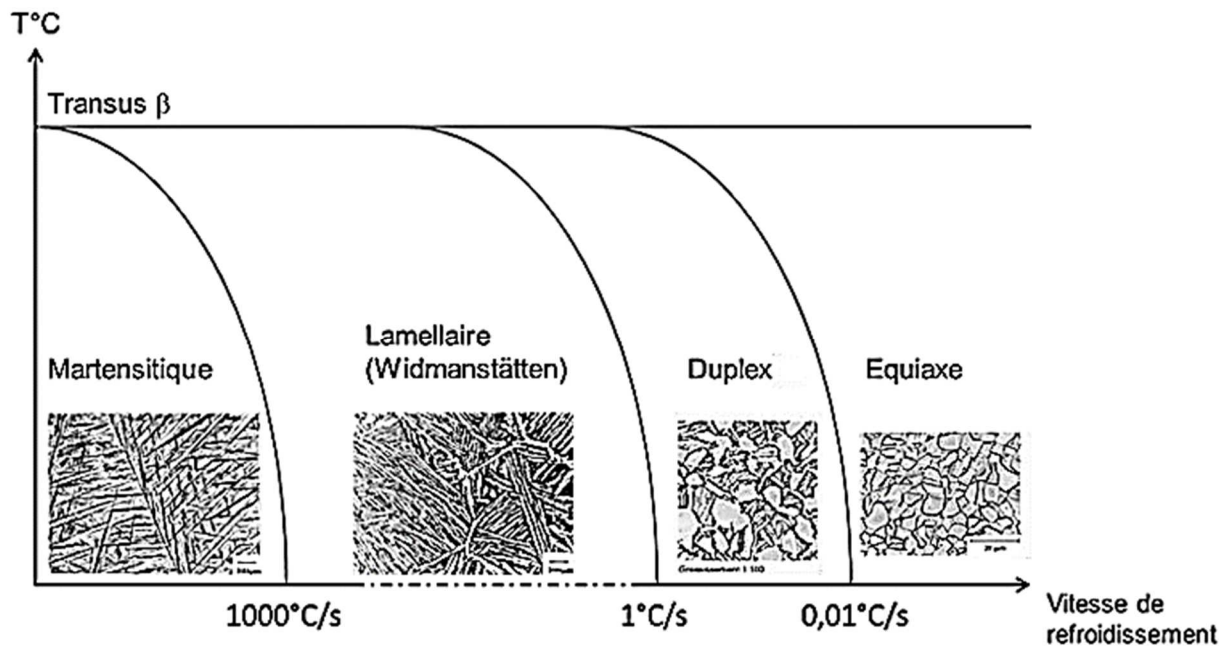


Figure I-35 – Types de microstructures obtenues pour différentes vitesses de refroidissement pour l’alliage  $\alpha + \beta$  Ti-6Al-4V [116]

Les propriétés mécaniques du Ti-6Al-4V sont donc dépendantes du type de microstructure de l’alliage (Figure I-35). Leyens et Peters montrent ainsi une évolution des propriétés mécaniques en traction de l’alliage Ti-6Al-4V en fonction de la morphologie et de la taille des microstructures le composant [110].

D’autres paramètres peuvent également venir impacter les propriétés mécaniques du Ti-6Al-4V comme la présence d’éléments interstitiels ou d’impuretés. Une bonne maîtrise et connaissance de ces paramètres est donc nécessaire, notamment en fabrication additive où des températures extrêmes sont atteintes.



Ceci d'autant plus qu'en phase liquide, l'alliage peut absorber plus facilement les éléments interstitiels.

- **Influence de l'hydrogène (H)**

Tant que l'hydrogène est accepté en solution solide dans Ti- $\alpha$ , il s'insère sous forme atomique et de manière aléatoire dans les sites tétraédriques. À température ambiante, la solubilité de l'hydrogène dans le titane est très faible (Figure I-36.a), et augmente fortement avec la température [117].

Cette faible solubilité de l'hydrogène est positivement influencée par la présence d'autres éléments interstitiels (O, C, N) à une teneur inférieure à 7% atomique. Au-dessus de ce seuil, la solubilité de l'hydrogène dans le titane diminue [118].

L'hydrogène n'a pas d'influence majeure directe sur les propriétés mécaniques et entraîne même une légère amélioration de cela pour des faibles teneurs comme le montre l'étude menée par Hardie et Ouyang [119]. Cependant, sa précipitation sous forme d'hydruure provoque une baisse de la ductilité et une fragilisation, surtout sensible en fatigue (Figure I-36.b).

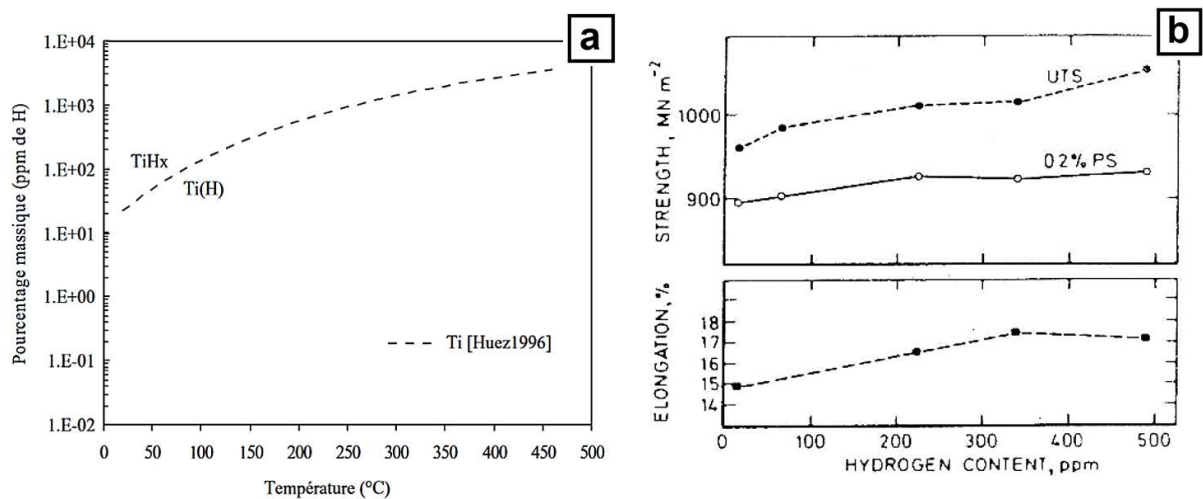


Figure I-36 – Limite de solubilité de l'hydrogène dans le titane (a) - [117] et influence de la teneur en hydrogène sur les caractéristiques mécaniques d'un alliage de Ti-6Al-4V (b) [47]

- **Influence de l'oxygène (O), du carbone (C) et de l'azote (N)**

De par leurs petites tailles, ces trois éléments viennent se placer en soluté augmentant la résistance mécanique et la dureté (par durcissement par solution solide) au détriment de la ductilité et de l'allongement à rupture. Dans le titane, les limites de solubilité maximales de l'oxygène sont d'environ 33%<sub>at</sub> dans la phase  $\alpha$ , et de 8 %<sub>at</sub> dans la phase  $\beta$  [120] [121]. Ces limites de solubilité sont approximativement de 32 %<sub>at</sub> dans le Ti $\alpha$  et 6 %<sub>at</sub> dans le Ti $\beta$  pour l'azote [122]. Pour quantifier les effets de ces éléments interstitiels, la notion d'oxygène équivalent peut être utilisée :

$$\%(\text{O}_{\text{éq}}) = (\% \text{O}) + 2 (\% \text{N}) + 0.67 (\% \text{C})$$

Ainsi, une augmentation de 0,1% d'O<sub>éq</sub> correspond à une augmentation de 123 MPa de la résistance mécanique [123].

## II.4. Structure de solidification du Ti-6Al-4V en fabrication additive – fil

### Formation du bain liquide

En fabrication additive par fil, la forme du bain de fusion dépend principalement de la vitesse de dépôt. Celle-ci influence la cinétique de solidification à travers le contrôle de la vitesse de croissance du front de solidification comme montré à la Figure I-37.b. Pour des vitesses de dépôts importantes, la forme du bain de fusion aura tendance à s'étirer vers l'arrière créant un front de solidification quasiment plan. Les grains vont ainsi se développer perpendiculairement au front de solidification dans la direction du gradient de température maximal pour se rejoindre au centre du dépôt formant une ligne centrale de joints de grains successifs. Pour des vitesses de dépôts moins rapides, le gradient maximal de température varie continuellement en direction, entraînant un bain de fusion de forme plus elliptique. Les grains vont ainsi s'incurver progressivement lors de la solidification avec une croissance compétitive jusqu'à l'axe du dépôt ou ils vont devenir quasi parallèles à celui-ci [124] (Figure I-37.a).

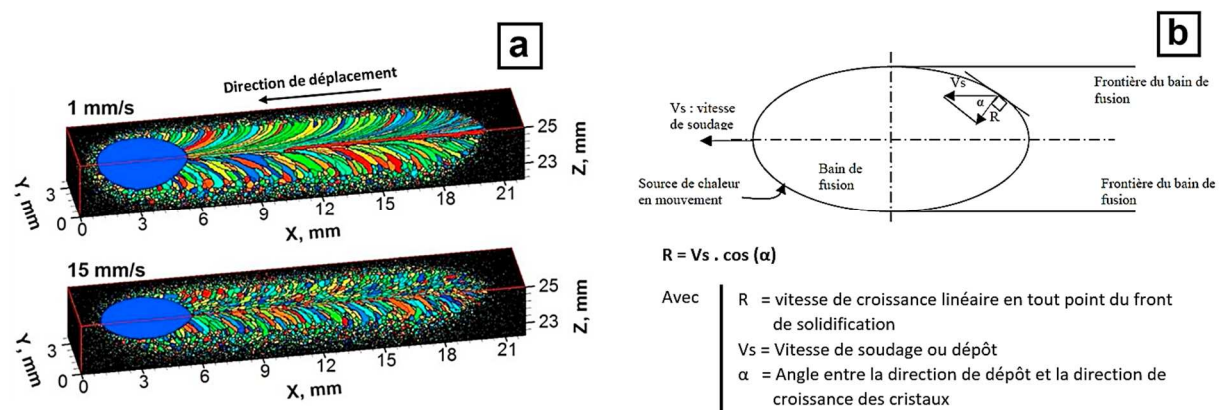


Figure I-37 – Simulation de l'influence de la vitesse de soudage et du gradient thermique sur la croissance des grains dans un cordon de soudure (a) [125] et représentation schématique de la vitesse de croissance et de son évolution en fonction de la vitesse de soudage (b) [124]

### Structure de solidification du bain liquide

Lors du refroidissement, la structure de solidification se réalise à partir de l'interface solide-liquide selon la direction du gradient thermique maximal. Cette zone de croissance initiale est généralement le substrat dans les procédés étudiés (WAAM / LMD-w). Lors du dépôt d'un monocordon unitaire sur un substrat, un gradient de température et de refroidissement existe. Cela entraîne l'apparition de macro- et microstructures différentes au sein d'un même dépôt. Habituellement, ces zones sont divisées en quatre grandes zones, dont l'état microstructural témoigne de l'histoire thermique vue par chaque zone comme expliqué en Figure I-38. Ces zones sont appelées :

- Zone fondue (ZF),
- Profondeur de pénétration (PP) ou zone refondue (ZRF),
- Zone affectée thermiquement (ZAT),
- Le métal de base (MB).

D'un point de vue métallurgique, la zone fondue et la zone refondue sont le siège des transformations liquide-solide. La macrostructure associée se compose d'ex grains  $\beta$  colonnaires (ou à croissance épitaxiale) orientés dans le sens du plus grand gradient thermique. La microstructure associée est de type « Widmanstätten » ou martensitique en fonction des vitesses de refroidissement.

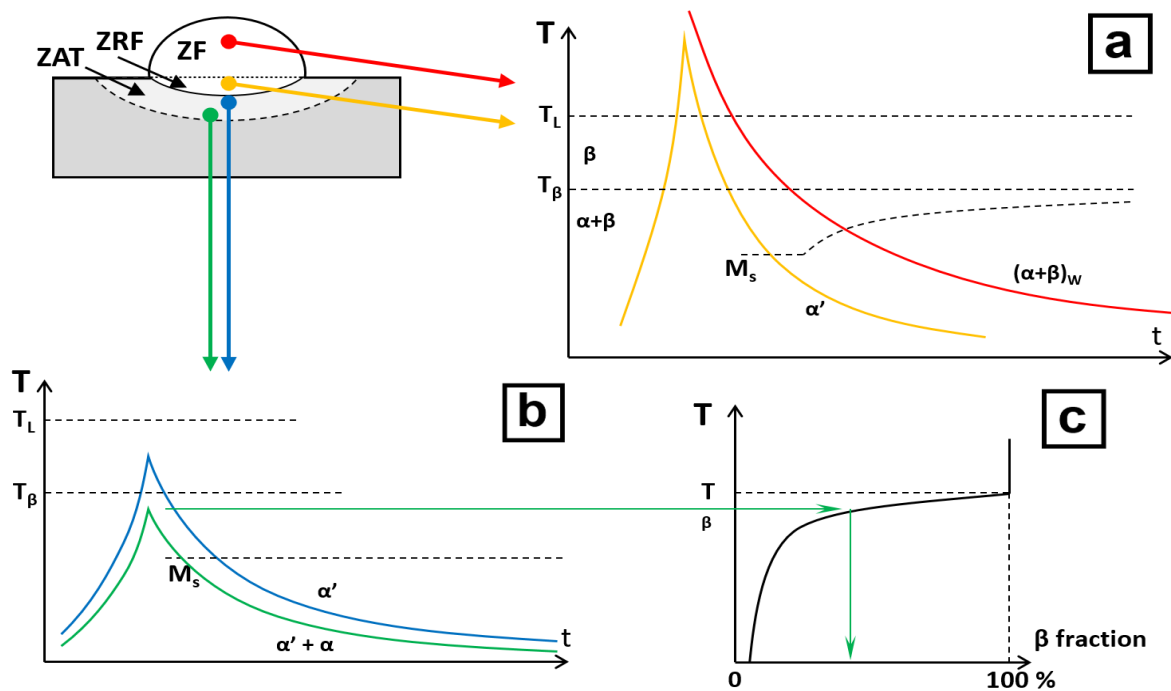


Figure I-38 – Représentation schématique de l'histoire thermique des différentes zones du cordon : zone fondue et refondue (a), et zone affectée thermiquement (b) et (c)

La zone refondue (ZRF) ou profondeur de pénétration (PP) représente la partie du métal de base passée à l'état liquide durant le dépôt. Le brassage avec le métal d'apport a lieu, grâce notamment aux mouvements convectifs dans le bain, ainsi qu'aux forces de Marangoni (Figure I-39.a). Notons que les macro- et microstructures de cette zone sont continues avec celles de la zone fondue, avec une composition chimique similaire grâce aux mécanismes de brassage susnommés. La macrostructure est donc elle aussi constituée d'ex-grains  $\beta$  colonnaires avec croissance dans la direction  $\langle 100 \rangle$  et la microstructure est habituellement de type martensitique grâce à des vitesses de refroidissement légèrement plus rapide que celles de la zone fondue.

La zone affectée thermiquement (ZAT) se situe juste en dessous de la zone refondue (ZRF). Les températures atteintes dans cette zone sont inférieures au solidus mais suffisamment élevée pour permettre des transformations à l'état solide, modifiant la microstructure du métal de base et ses propriétés mécaniques. Cette zone très complexe est habituellement découpée en sous-zones, selon les transformations métallurgiques subies : « zone de croissance des grains », « zone recristallisée », « zone partiellement revenue » et « zone revenue ». La macrostructure présente dans la ZAT est de type grains équiaxes et non colonnaires comme dans les deux zones supérieures. Proche de la ZRF, les températures atteintes sont largement supérieures au transus  $\beta$ , et on observe des ex-grains bêta d'une taille assez importante, ayant grossi par recristallisation secondaire. En s'éloignant de la zone refondue, les températures subies étant moindres, les ex-grains bêta voient leur taille augmenter de manière moins importante. Au-delà d'une certaine distance de la ZRF, les températures atteintes ne sont plus supérieures au transus  $\beta$ , et seule une fraction de la microstructure effectivement subit la transformation  $\alpha \rightarrow \beta \rightarrow \alpha'$  (Figure I-38.b, c). Il est à noter que cette transformation incomplète limite le grossissement des grains bêta. Enfin, pour des distances encore plus grandes, la transformation martensitique ne peut plus se produire, et les fractions bêta de la microstructure se transforment en  $\alpha + \beta$  lamellaire. Dans un souci de simplification de notre étude, une caractérisation globale de la ZAT sera effectuée sans évoquer les différentes sous-zones la composant.

Le métal de base est présenté ici par le substrat de dépôt. Celui-ci n'est pas affecté thermiquement par le processus de dépôt. Cela est dû aux températures atteintes dans cette zone, qui ne sont pas très élevées

pour causer des transformations macro ou microstructurales. Bien que cette zone soit inchangée métallurgiquement, celle-ci présente (tout comme les autres zones) un état de contraintes résiduelles transversales et longitudinales induit par le dépôt.

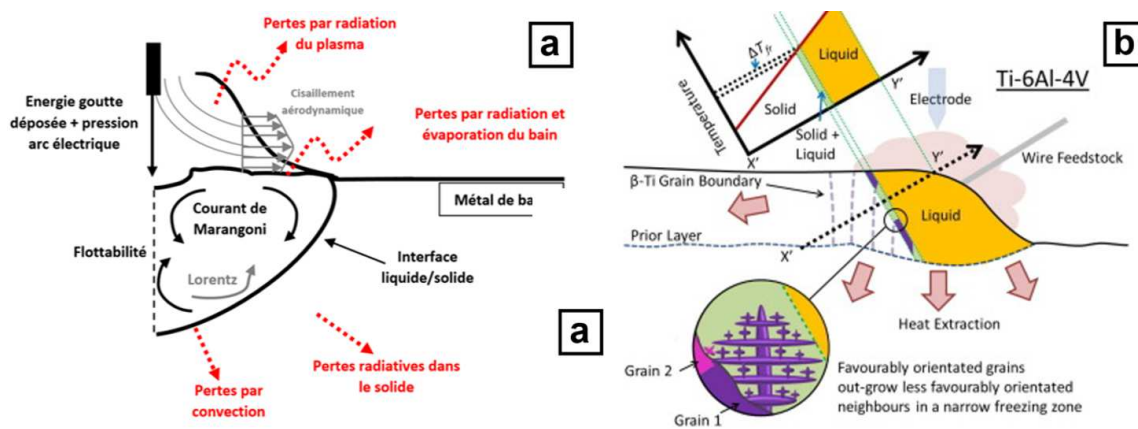


Figure I-39 – Représentation schématique des forces et courants de convections présents dans le bain de fusion lors des dépôts WAAM (a) [126] et mécanismes de croissances des ex-grains dans le monocordon (b) [127]

### Sous structure de solidification du bain liquide

À une échelle plus fine, les conditions de solidification hors-équilibre pendant la fabrication additive impliquent la déstabilisation du front plan solide-liquide avec la formation d'une sous-structure de solidification [128]. Dans le cas général, chaque grain colonnaire de la structure d'un dépôt peut ainsi présenter une sous-structure de solidification sous forme cellulaire ou dendritique. Cette sous structure est contrôlée par le produit  $G \times R$  (Figure I-40.b),  $G$  représentant le gradient thermique et  $R$  la vitesse de solidification [129]. Ainsi, plus ce produit  $G \times R$  sera important et plus les différentes structures cellulaires, dendritiques colonnaires et dendritiques équiaxes seront fines. L'espacement entre les bras de dendrites est également influencé par ce facteur  $G \times R$ . Une faible vitesse de refroidissement favorisera un espacement plus grand et donc un effet de grossissement de la sous structure (Figure I-40.a).

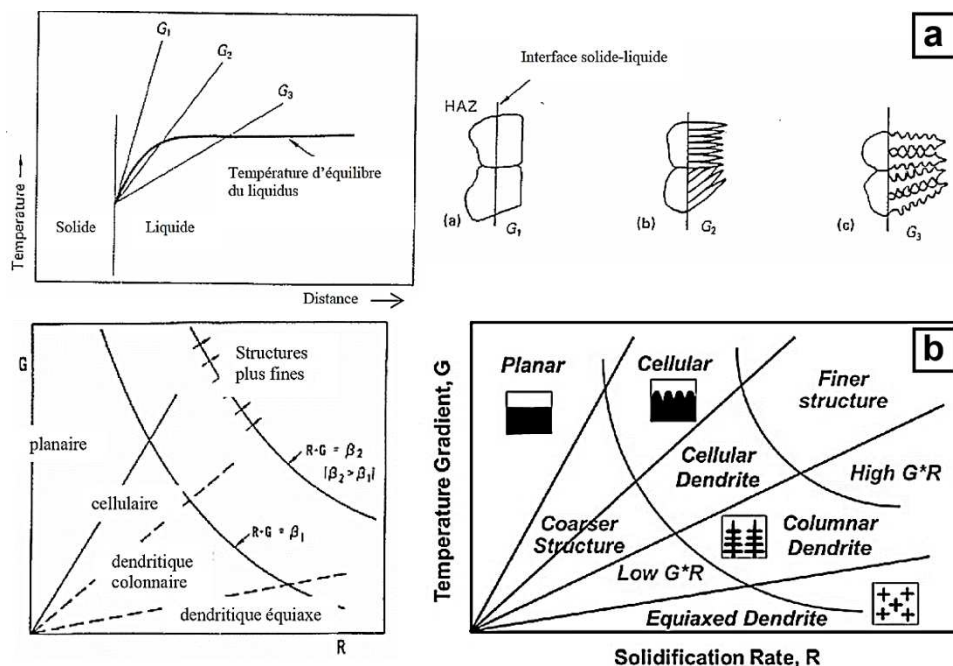


Figure I-40 – Effet du gradient de température sur le mode de solidification des soudures pour une vitesse constante [128] (a) et Modes de solidification possibles en fonction du gradient de  $T^\circ$  et de la vitesse de croissance [129] (b)

Il en résulte des macro- et microstructures finales différentes pour l'alliage Ti-6Al-4V comme montré en Figure I-41. Ainsi, pour un faible rapport G/R, les macrostructures résultantes sont exclusivement équiaxes. Au contraire, un haut rapport G/R entraîne la présence de macrostructure exclusivement colonnaire.

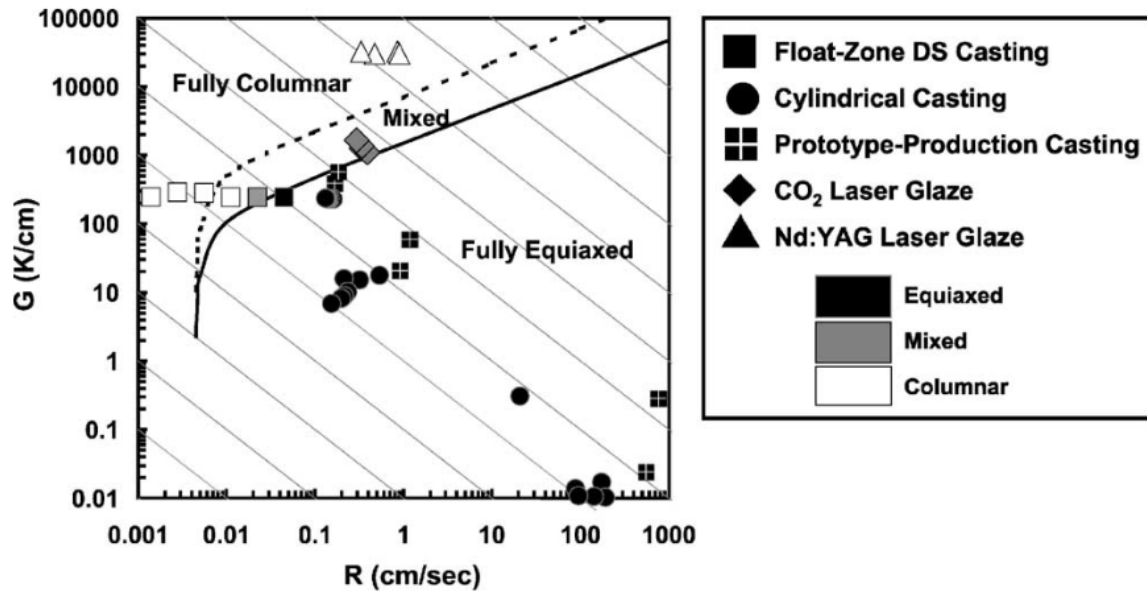


Figure I-41 – Diagramme G/R pour l'alliage Ti-6Al-4V lors de l'utilisation d'un laser CO<sub>2</sub> et Nd : YAG [130]

En fabrication additive par fil, des ségrégations ou micro-ségrégations peuvent exister lors de la solidification. Celles-ci sont le résultat de différences de composition entre le cœur et la périphérie de la sous structure. Les macro-ségrégations sont définies comme des ségrégations se produisant à l'échelle de plusieurs grains ou ex-grains comme montré en Figure I-42. Dans les alliages de titane, ces macro-ségrégations apparaissent sous forme de bandes (localisées en fonction du front de solidification) pouvant être enrichies ou appauvries en solutés tels que le vanadium ou l'aluminium dans le cas du Ti-6Al-4V [129]. Elles sont attribuées à des variations thermiques dans le bain de fusion qui changent la vitesse d'avance de l'interface solide-liquide. Ce phénomène a été montré pour le vanadium et le fer en fabrication additive fil du Ti-6Al-4V (Figure I-42) [131]. Un appauvrissement en éléments d'alliage est constaté lors des constructions en WAAM sur plusieurs couches de Ti-6Al-4V empilées. Des observations de ségrégations ont également été mises en lumière par D'Annessa [129] en soudage TIG du Ti-6Al-4V.

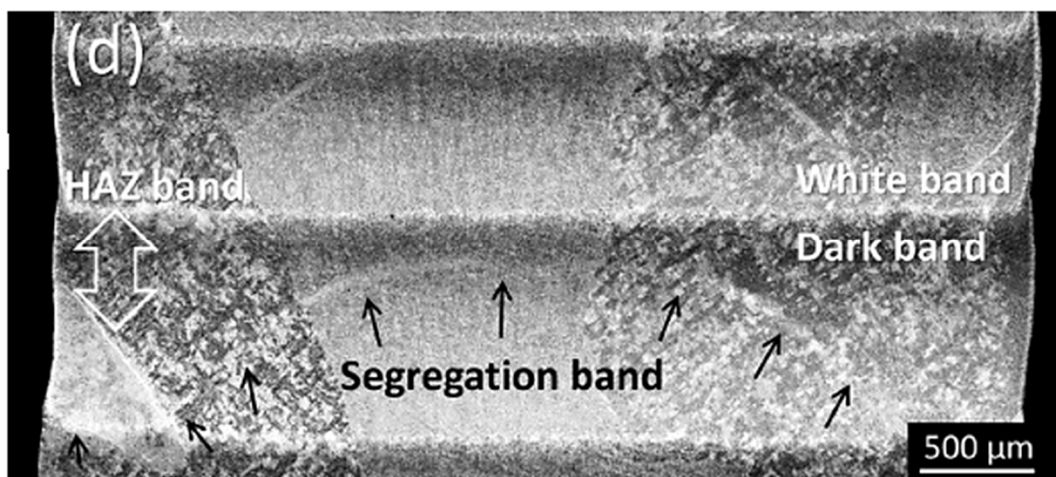


Figure I-42 – Macrographie montrant un phénomène de ségrégations dans un mur de Ti-6Al-4V obtenu par fabrication additive arc-fil (WAAM) [131]



La décomposition de la phase  $\beta$  au refroidissement dépend de la composition chimique locale de l'alliage et donc de l'ampleur des résidus de la ségrégation encore présents à la température de transformation. Dans les alliages de titane quasi  $\alpha$  et  $\alpha+\beta$  peu stabilisés en éléments bêtagènes, peu d'effets de la macro-ségrégation ont été observés. À l'inverse, des bandes de solutés associées à une macro-ségrégation importante, ont été détectés lors du soudage d'alliages  $\alpha+\beta$  à haute teneur en éléments d'alliages bêtagènes entre eux ou en association avec un alliage  $\beta$  [132].

En plus des macro-ségrégations, des micro-ségrégations peuvent également être présentes dans les alliages de titane. Elles sont dues aux ségrégations intercellulaire ou inter-dendritique des éléments d'alliages engendrés par la solidification hors équilibre des dépôts, entraînant une sous-structure de solidification cellulaire ou dendritique par déstabilisation de l'interface plan solide-liquide. Ces micro-ségrégations sont difficilement observables dans l'alliage Ti-6Al-4V [133] car les éléments d'alliages comme l'aluminium et le vanadium présentent un coefficient de partage à l'équilibre ( $K$ ) proche de 1. En revanche, ces micro-ségrégations sont plus facilement observables dans les alliages de titane  $\beta$  métastable grâce à un taux d'éléments d'addition plus important entraînant une différence de ségrégation plus marquée, et à l'absence de structure  $\beta$  transformée dans la zone de fusion totalement composée de phase  $\beta$  présente à température ambiante.

## II.5. Caractéristiques métallurgiques du Ti-6Al-4V obtenu par fabrication additive fil

En FA fil d'alliage Ti-6Al-4V, plusieurs auteurs [134] [57] [24] s'accordent sur la présence de macro et microstructures différentes au sein d'un même monocordon, en fonction de l'histoire thermique vue par chaque zone. Ainsi, 4 zones sont définies dans un monocordon déposé sur un substrat. Celles-ci sont présentées à la Figure I-43 et décrites ci-dessous.

1. Le métal de base de cette étude présente une structure bimodale, constituée de nodules  $\alpha$  dans une matrice à structure lamellaire en vannerie. Cette microstructure est caractéristique d'un traitement thermique particulier, éloigné du recuit complet (voir plus haut, Figure I-35).
2. La zone affectée thermiquement (Heat Affected Zone – HAZ)<sub>( $\alpha+\beta$ )</sub> : c'est une zone qui se situe sous la zone refondue, et qui se distingue du métal de base par sa microstructure. Cette zone peut être subdivisée en trois parties dont l'histoire thermique est légèrement différente au cours du procédé.
  - La zone HAZ<sub>( $\alpha+\beta$ )2</sub>. Cette zone a une microstructure bimodale très similaire au métal de base. La structure lamellaire  $\alpha+\beta$  y est légèrement plus grossière. En effet, les températures atteintes dans cette zone sont légèrement supérieures à 708°C, qui est la température à partir de laquelle l'équilibre des fractions de phases  $\alpha$  et  $\beta$  se modifie notablement. La structure nodulaire  $\alpha$  ne subit quant à elle pas de modifications significatives.
  - La zone HAZ<sub>( $\alpha+\beta$ )1</sub>. Cette zone se compose d'une microstructure différente de la zone HAZ<sub>( $\alpha+\beta$ )2</sub>. En effet, Brandl y observe une structure lamellaire  $\alpha$  beaucoup plus fine que dans les deux zones précédemment mentionnées. Les températures atteintes dans cette zone sont toujours inférieures au transus  $\beta$  mais plus élevées que celles atteintes dans la zone HAZ<sub>( $\alpha+\beta$ )2</sub>. La structure en vannerie laisse sa place à une structure en colonies de lamelles.
  - La zone HAZ<sub>( $\beta$ )</sub>. Cette zone se situe au-dessus des zones précédemment étudiées, et se caractérise par une histoire thermique et une microstructure différente de ces dernières. Les températures atteintes dans cette zone sont supérieures au transus  $\beta$ , ce qui a pour conséquence la dissolution complète des grains  $\alpha$  primaires. En même temps, les grains  $\beta$  voient leurs tailles augmenter de façon plus ou moins importante en fonction de la température atteinte dans la zone considérée. La microstructure finale est généralement martensitique ou en vannerie très fine.

3. La zone partiellement fondue (Partly melted zone – PMZ) : considérant l'intervalle de solidification de cet alliage et l'importance des gradients de températures dans ces dépôts, elle ne constitue pas un domaine significatif ni même observable.
4. La zone de fusion (Melted zone/Columnar grain zone – CG) : La température dans cette zone dépasse la température de fusion. La matière s'y trouvant est donc totalement fondue. On distingue la zone de fusion (FZ) ou dilution et la zone de matière ajoutée (AM) de microstructures très proches. Dans la zone de fusion (CG), Brandl et al. [134] observent une microstructure de type Widmanstätten avec présence de structure martensitique (confirmée par analyse DRX), surtout dans la partie supérieure de cette zone où les vitesses de refroidissement sont très importantes. À cause de l'histoire thermique vue par cette zone, la microstructure est composée de grains colonnaires (ex grains  $\beta$ ) orientés dans le sens du gradient thermique.

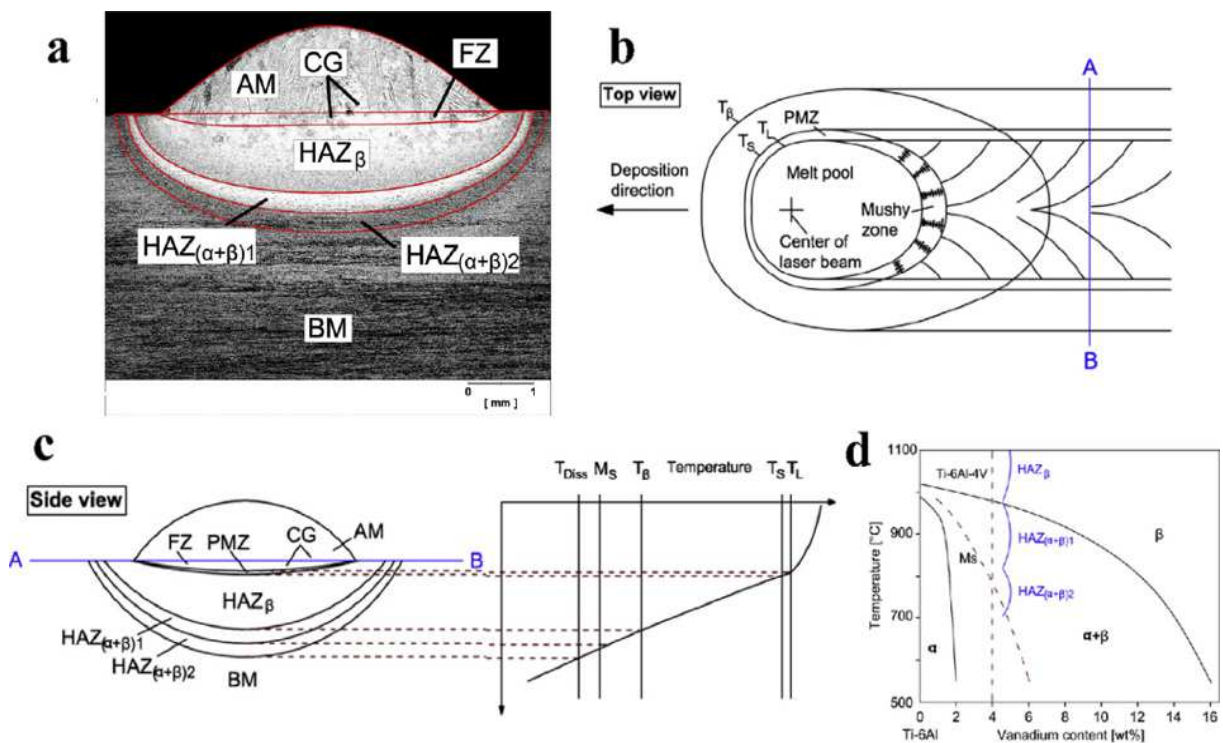


Figure I-43 – Macrographie d'une coupe transverse d'un monocordon Ti-6Al-4V LMD-w (a) et vue des différentes zones le constituant et les températures associées (b,c) et diagramme de phase binaire du Ti-6Al-4V indiquant les zones de températures correspondant aux différentes zones du dépôt (d) [134]

Pendant la solidification, la direction de croissance des grains est opposée au flux de chaleur. Les grains ont tendance à croître dans la direction perpendiculaire à l'interface solide/liquide, direction où la force motrice est maximale puisqu'elle suit le sens du gradient thermique.

Dans le cas du Ti-6Al-4V, celui-ci se solidifie selon la structure  $\beta$  (phase CC), sa direction de croissance préférentielle est donc la direction  $\langle 100 \rangle$ . Les grains dont la direction de croissance est disposée selon la direction du gradient thermique vont donc croître plus rapidement que les autres, entraînant la formation de colonies hétérogènes.

Concernant le procédé LMD-w, Brandl *et al.* s'accordent sur le fait que [134]:

- L'augmentation de la puissance du faisceau laser engendre un grossissement de la structure colonnaire des ex grains  $\beta$  dans la zone de fusion (CG) et une augmentation de la taille des

grains  $\beta$  dans la zone HAZ ( $\beta$ ). Cela s'explique par des températures plus importantes dans les dépôts, entraînant un maintien plus important au-dessus de transus  $\beta$ . Ces affirmations sont confirmées par plusieurs auteurs sur d'autres procédés de fabrication additive pour le matériau Ti-6Al-4V. Sandgren *et al.* ont par exemple observé une largeur d'ex grains  $\beta$  pouvant aller jusqu'à 4 mm pour les procédés LMD poudre [135]. Simonelli *et al.* ont quant à eux montré une largeur d'ex grains  $\beta$  de 103  $\mu\text{m}$  pour les procédés SLM [136]. Enfin, une largeur moyenne des ex-grains  $\beta$  égale à 246  $\mu\text{m}$  a pu être observée par Lancaster *et al.* sur les procédés EBM [137].

- L'augmentation de la vitesse du laser entraîne une diminution des grains  $\beta$  dans la ZAT, et une structure colonnaire plus fine. Cela est dû à une densité énergétique moindre dans le bain de fusion entraînant une baisse des températures atteintes et des vitesses de solidification plus importantes.
- L'augmentation du débit de matière (fil de Ti-6Al-4V) entraîne un élargissement de la structure colonnaire des ex grains  $\beta$  dans la zone de fusion (CG), et une augmentation de la taille des grains  $\beta$  dans la zone affectée thermiquement. Les temps de refroidissement sont de plus en plus longs en fonction de la quantité de matière déposée.

Antonysamy [24] compare les microstructures obtenues par WAAM et par procédé lit de poudre (SLM et EBM). Il est remarqué un épaississement des lamelles  $\alpha/\beta$ , dans le cas du WAAM, dû aux plus faibles vitesses de refroidissement observées. Ceci est dû à la plus forte quantité d'énergie apportée par l'arc par rapport à celle apportée par les faisceaux haute énergie. De même, de minces liserés  $\alpha$  sont présents aux joints de grain, ils sont plus épais que ceux observés pour les procédés laser ou électrons. Cette différence est encore due aux refroidissements moins rapides pour les procédés WAAM [138].

Lors de l'empilement de plusieurs monocordons (constructions 3D), des grains colonnaires de grande taille, traversant plusieurs couches de dépôts sont observés. Leur croissance se fait épitaixialement au travers de plusieurs couches déposées. Antonysamy explique que cette croissance se fait préférentiellement sur les ex-grains  $\beta$  ayant leur direction  $\langle 001 \rangle$  parallèle à l'axe z (normal à la base/substrat) suivant lequel le gradient thermique lors des refroidissements est le plus élevé [24]. Ils mesurent des grains de 0,50 à 2,50 mm de large pour 15 à 36 mm de hauteur. Addison montre quant à lui des grains de 1 à 2 mm de large [139].

Après attaque chimique, des bandes horizontales parallèles à la direction de déposition apparaissent sur les échantillons. Kelly et Kampe excluent l'hypothèse selon laquelle ce contraste est dû à un contraste de composition/ségrégation chimique [133]. Ils mettent en avant que ce contraste optique est lié à un gradient de microstructure induit par l'histoire thermique complexe lors des procédés de fabrication additive. Les bandes sombres sont des zones où la matière a subi un traitement thermique supplémentaire dans le domaine ( $\alpha + \beta$ ). Lors de cet ultime traitement, la température reste trop faible et pendant trop peu de temps pour engendrer une structure de type Widmanstätten comme dans le reste du matériau. Ces « *banding* » sont absents sur plusieurs couches de dépôt en fin de construction. Ceci est dû à une histoire thermique incomplète vue par ces zones. La microstructure dans ces zones est plutôt de type martensitique, contrairement aux zones où le *banding* est présent.

Lors de l'impression des murs en Ti-6Al-4V par procédés FA-fil, une coloration de la surface extérieure des constructions est observée par plusieurs auteurs [131] [140] (Figure I-44). Cette coloration correspond à l'oxydation superficielle du titane. D'un point de vue microstructural, cette oxydation peut s'accompagner de la présence de couche d'alpha case à la surface. Son épaisseur varie en fonction de la durée d'exposition à l'oxygène (Figure I-44.c) [140], mais aussi à la performance du système d'inertage (technique d'inertage et pureté des gaz employés). La couche d'alpha case est généralement indésirable car elle est dure et fragile, source d'initiation de fissures et difficile à usiner [140] [141].



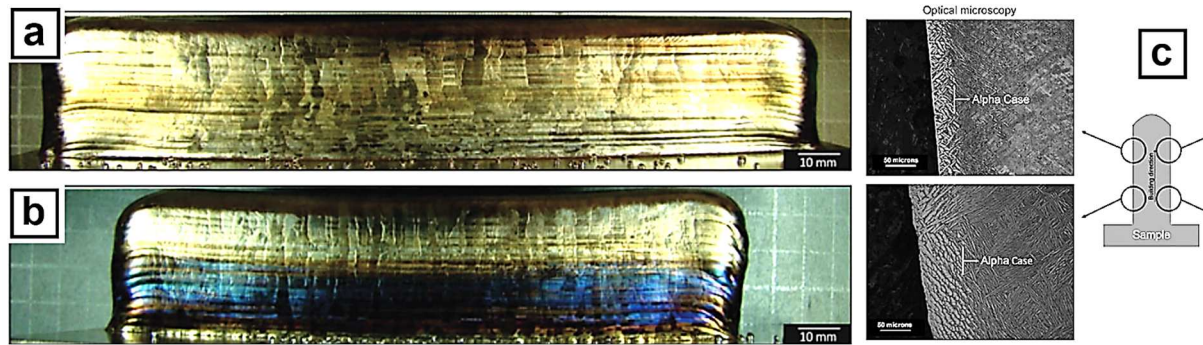


Figure I-44 – Murs en Ti-6Al-4V construits avec les mêmes paramètres de dépôt mais en utilisant un temps de pause différents, 60 s (a) 30 s (b) et micrographies montrant la couche d'alpha case (c)

Caballero *et al.* concluent que l'épaisseur de cette couche d'alpha case est sensible à la stratégie de construction et aux puissances utilisées durant les dépôts. Un maintien et une exposition aux hautes températures des impressions FA-fil accroît l'épaisseur de cette couche indésirable. Qui plus est, à paramétrie de dépôt identique, des niveaux d'oxygène plus élevés dans l'environnement d'inertage conduisent à une couche d'alpha case plus profonde. Enfin, la teneur en oxygène du fil ne semble pas être un paramètre impactant dans la formation de cette couche d'oxyde ou d'alpha case [140].

## II.6. Caractéristiques mécaniques du Ti-6Al-4V obtenu par fabrication additive fil

Comme indiqué dans le paragraphe précédent, la microstructure des pièces obtenues par procédé Arc-fil ou Laser-fil présente une anisotropie morphologique voire cristallographique. Pour étudier les propriétés mécaniques des pièces imprimées en fabrication additive, deux directions de prélèvement des éprouvettes sont toujours caractérisées : la direction verticale (direction de fabrication) et la direction horizontale (direction de dépôt de couches). Les résultats des principales études effectuées sur des pièces obtenues par procédés WAAM et LMD-w montrent des propriétés mécaniques intermédiaires, entre les minimas préconisés par les spécifications pour pièces de fonderie d'une part et celles de corroyage d'autre part (Tableau I-4).

Tableau I-4 – Propriétés mécaniques de l'alliage Ti-6Al-4V obtenu par différents procédés : WAAM, LMD-w, fonderie et corroyage

Procédés	Traitement thermique	Orientation éprouvette	Rp <sub>0,2</sub> (MPa)	Rm (MPa)	A %	Source
Fonderie	-	-	825	895	6	ASTM B367 - 13
Fonderie	-	-	758	860	8	ASTM F1108
Forgeage	-	-	828	895	10	ASTM B381 - 13
Forgeage	-	-	820 – 860	895 – 930	8 – 10	ASTM 4928
Forgeage	-	-	950	990	16	[142]
Soudage Plasma	Brut	H	909 ± 14	988 ± 19	7	[143]
Soudage Plasma	Brut	H	877 ± 19	968 ± 13	12	[143]

<b>Soudage TIG</b>	Brut	H	881 – 931	963 – 1008	11 – 18	[144]
<b>Soudage TIG</b>	Brut	H	950	1033	12	[145]
<b>Soudage TIG</b>	Brut	V	803	918	14	[145]
<b>Soudage TIG</b>	Brut	H	844 – 892	958 – 1049	10	[146]
<b>WAAM</b>	Brut	V	805	918	14	[139]
<b>WAAM</b>	Brut	H	865	965	8	[139]
<b>WAAM</b>	Brut	H	895 ± 18	956 ± 18	5,6 ± 1,8	[147]
<b>WAAM</b>	Brut	V	805 ± 16	897 ± 15	13 ± 2,9	[147]
<b>WAAM</b>	Brut	H	899 ± 28	970 ± 13	5,5 ± 1,4	[147]
<b>WAAM</b>	Brut	V	874 ± 24	950 ± 20	7,4 ± 1	[147]
<b>LMD-w</b>	Brut et TTH	H + V	697 – 884	790 – 960	13 – 26	[91]
<b>LMD-w</b>	Brut	H + V	-	900 – 1100	4 – 8	[148]
<b>LMD-w</b>	TTH 600°C/4h	H + V	-	900 – 1100	4 – 10	[148]
<b>LMD-w</b>	TTH 843°C/2h	H + V	-	850 – 1000	7 – 12	[148]
<b>LMD-w</b>	Brut	H	-	1140 ± 12	5 – 6	[149]
<b>LMD-w</b>	Brut	V	-	1115 ± 21	5 – 6	[149]
<b>AMS 4999<sup>2</sup></b>	Recuit	H	799	889	6	[150]
<b>AMS 4999<sup>2</sup></b>	Recuit	V	765	855	5	[150]

L'orientation du prélèvement des éprouvettes a une influence non négligeable sur les résultats. Les éprouvettes orientées selon la direction de déposition (direction horizontale) possèdent des valeurs de contrainte à rupture et de limite élastique plus élevées que les éprouvettes prélevées selon la direction verticale du mur (direction de construction). L'allongement à la rupture est cependant plus élevé pour les échantillons orientés verticalement. Ces disparités sont explicables par l'orientation préférentielle des ex grains  $\beta$  remarquée dans la partie précédente. Toutefois, aucune variation significative au sein d'un même plan de prélèvement n'est observée en fonction de la position de prélèvement dans le mur. Des mesures de dureté effectuées sur les murs obtenus par procédés LMD-w montrent une légère baisse de dureté entre haut et bas du mur. Cela est dû aux différents cycles thermiques générant des microstructures différentes entre ces deux zones comme expliqué auparavant. Baufeld *et al.* n'observent pas de variation de dureté dans les murs imprimés en procédé WAAM [148]. Ceci s'explique par des vitesses de refroidissement plus lentes, obtenues pour les procédés Arc-fil, engendrant un gradient macro et microstructural moindre entre hauts et bas des murs. Enfin, une pollution à l'oxygène jusqu'à une valeur de 4000 ppm ne semble pas altérer de façon significative les propriétés mécaniques en traction. Une augmentation de pollution à l'oxygène de 100 à 4000 ppm engendre ainsi uniquement une

<sup>2</sup> AMS 4999A : Titanium Alloy Laser Deposited Products 6Al-4V Annealed

augmentation de la résistance et une réduction contenue de l'allongement comme montré au Tableau I-5 [140].

Tableau I-5 – Propriétés en traction du Ti-6Al-4V WAAM pour différents environnements de protection [140]

Oxygen content in shielding environment (ppm)	Direction	PS (MPa)	SD	UTS (MPa)	SD	% Elongation	SD
100	Vertical	816.5	14.8	907.8	11.7	21.5	2.6
	Horizontal	840.6	13.3	909.1	4.2	15.8	3.1
	Average	825.3	18.2	908.3	9.4	19.8	3.7
4000	Vertical	852.0	17.1	938.0	17.5	20.4	0.8
	Horizontal	864.4	31.8	952.5	6.3	10.3	1.4
	Average	858.7	25.8	945.9	14.2	15.4	5.5

Average and direction-specific results.  
PS, proof strength; UTS, ultimate tensile strength; SD, standard deviation.

Des traitements thermiques sont effectués sur des murs en procédé LMD-w par Brandl *et al.* Les résultats montrent une modification des propriétés mécaniques des éprouvettes de Ti-6Al-4V fabriquées par ce procédé. Le traitement thermique à 600°C pendant 4h tend à augmenter la résistance des éprouvettes, mais à baisser leur ductilité. Au contraire, un traitement thermique à 1200°C pendant 2 h tend à abaisser la résistance de l'alliage. Cette augmentation de la résistance et baisse de ductilité pour les traitements thermiques à 600°C pendant 4h a pour origine une variation de la microstructure du mur de Ti-6Al-4V fabriqué par LMD-w. En effet le traitement thermique engendre un durcissement par précipitation de particules de  $Ti_3Al$  ( $\alpha_2$ ) cohérentes avec la matrice [138].

Les valeurs de duretés sont également différentes, avec une augmentation de celle-ci lors d'un traitement thermique à 600°C pendant 4h, alors que le traitement thermique de 1200°C pendant 2h abaisse la dureté. Ce résultat est également confirmé par Baufeld *et al.* [148]. Cela est dû à une meilleure redistribution de l'aluminium et du vanadium dans la matrice. Cette homogénéisation des distributions de ces éléments expliquerait l'augmentation de la dureté observée par un processus de durcissement en solution solide par les éléments d'alliage cités (Al, V, O, N).

### III. Conclusion

Ce chapitre de revue bibliographique a permis de définir et d'expliquer le mode de fonctionnement des deux procédés de fabrication additive à étudier durant ces travaux de thèse. De plus, les principales caractéristiques métallurgiques et mécaniques de l'alliage Ti-6Al-4V mis en œuvre par ces procédés sont abordées. L'étude approfondie de la bibliographie montre l'existence d'un plus grand nombre de travaux s'intéressant aux procédés WAAM, par rapport au procédé LMD-w. Certains points ne sont cependant pas abordés à notre connaissance. Ceux-ci constituent la voie suivie pour ces travaux de recherches.

Les travaux sur le procédé CMT visent une confrontation entre deux lois synergiques, l'une pulsée et l'autre non pulsée. Une étude complète de l'effet d'un changement de loi synergique sur la morphologie, la métallurgie et les propriétés mécaniques des monocordons est menée de façon approfondie. Ceci étant connu, différents blocs en trois dimensions sont construits afin d'étudier leurs microstructures et leurs propriétés mécaniques en traction à différentes échelles. Les influences non seulement des lois synergiques mises en œuvre mais également des stratégies de construction associées sont investiguées. Comme souligné dans cette étude bibliographique, à court terme une hybridation des procédés de fabrication additive avec les procédés existants devrait être effective dans l'industrie. Un apport de matière par rechargement pour une fonctionnalisation des pièces est envisagé par procédé WAAM. Il nous a donc paru pertinent de s'intéresser également aux gradients de microstructure et de propriétés mécaniques à l'interface substrat – dépôt. Cette étude, à notre connaissance, est la première à être effectuée sur ce

---

---

procédé pour l'alliage Ti-6Al-4V. Les travaux sur le procédé WAAM font l'objet du chapitre 2 de ce manuscrit.

Concernant le procédé LMD-w, très peu de travaux sont présents dans la bibliographie, donnant un panorama restreint du potentiel de ces technologies notamment pour la réalisation de pièces en alliage de titane Ti-6Al-4V. Pour ces travaux, la tête Precitec Coaxprinter est choisie avec une arrivée de fil coaxiale par rapport au faisceau. Cette configuration confère une grande stabilité de l'ensemble, rendant son utilisation intéressante en fabrication additive laser-fil comme expliqué dans l'introduction générale. Une étude exploratoire est donc réalisée afin de déterminer l'influence des principaux paramètres que sont le débit de fil, la puissance et la vitesse de déplacement du robot sur l'état métallurgique de cordons ou de massifs. Pour les constructions de blocs en trois dimensions, une stratégie originale est testée et son impact sur les grandeurs morphologie, métallurgie et mécanique quantifié. Cette étude du domaine de fonctionnement de la tête Precitec Coaxprinter servira de base expérimentale pour la mise en œuvre de la tête d'impression laser coaxiale constituée de quatre lasers, développée dans le cadre du projet ADDIMAFIL. Ces travaux sur le procédé LMD-w sont développés dans le chapitre 3 de ce manuscrit.

Enfin, la confrontation des procédés WAAM / LMD-w en fabrication additive fil n'est que très peu abordée par les différents auteurs. Le chapitre 4 de ces travaux est donc une contribution à une étude comparative des domaines de fonctionnement de ces deux procédés, préalablement déterminés à partir des données morphologiques, microstructurales et mécaniques des monocordons. Des modèles de prédiction sont établis pour les monocordons et une discussion est menée sur l'influence des stratégies mise en œuvre sur les caractéristiques physico-chimiques des murs.



---

# Chapitre II : Fabrication additive par « Cold Metal Transfer »

---

Introduction.....	53
I. Méthodologie et démarche scientifique des travaux en WAAM-CMT.....	53
I.1. Etat métallurgique du fil.....	53
I.2. Présentation de la cellule robotisée CMT .....	55
I.3. Plan d'expérience et lois synergiques .....	57
II. Mise au point du procédé – étude sur monocordons.....	59
II.1. Évolution morphologique des monocordons .....	60
II.2. Évolution métallurgique des monocordons.....	67
II.3. Influence de de la stratégie de juxtaposition des monocordons.....	80
II.4. Synthèse .....	88
III. Construction de briques technologiques 3D : murs fins .....	90
III.1. Méthodologie et stratégie de construction .....	90
III.2. Morphologie et dimensions .....	93
III.3. Etat métallurgique .....	95
III.4. Propriétés mécaniques en traction .....	103
IV. Construction de briques technologiques 3D : murs larges.....	112
IV.1. Méthodologie et stratégies de construction.....	112
IV.2. Morphologie et dimensions .....	114
IV.3. Etat métallurgique .....	116
IV.4. Propriétés mécaniques en traction .....	122
IV.5. Synthèse .....	132
V. Conclusion.....	133





## Introduction

Procédé dérivé du soudage MIG, le *Cold Metal Transfer* (CMT) s'oriente aujourd'hui vers la fabrication additive métallique. Permettant des taux de dépôts de matière importants et une maîtrise de la thermique grâce à un système de gestion de la phase de court-circuit, ce procédé semble adapté à la construction de pièces de grandes dimensions. Il présente également un rapport rendement/coût très compétitif comparé aux procédés de fabrication additive par poudre (SLM/DED), mais aussi à d'autres techniques de fabrication additive, comme le procédé laser-fil, objet du chapitre 3.

Les travaux présentés dans ce chapitre ont une triple finalité. La première consiste à contribuer à la connaissance du procédé WAAM à travers l'exploration de fonctionnalités encore peu étudiées, comme l'utilisation de lois synergiques pulsées pour effectuer des constructions 3D. Le deuxième objectif de ces travaux est la montée en compétences dans le cadre du projet ADDIMAFIL dans la mise en œuvre du procédé WAAM pour des applications de construction mais également de rechargement et réparation de pièces. Le troisième et dernier objectif est de se servir de ce procédé comme base de comparaison pour l'étude du deuxième procédé abordé durant ces travaux, la fabrication additive par laser-fil *Wire Laser Additive Manufacturing* (WLAM) ou *Laser Metal Deposition Wire* (LMD-w).

Pour cela, une première partie de ce chapitre est consacrée à la compréhension et à la mise au point du procédé CMT. L'étude de monocordons (première brique technologique) permet de cerner l'influence des paramètres d'ordre un sur les grandeurs et les propriétés géométrique, thermique, métallurgique et mécanique pour les deux types de lois synergiques testées (loi pulsée et loi non pulsée). Le comportement du bain liquide et sa solidification sont également abordés et les spécificités de chaque type de loi discutées.

La deuxième partie s'intéresse, quant à elle, à la construction et à la caractérisation géométrique, métallurgique et mécanique de massifs (identifiables à des briques technologiques de niveau plus élevé) de différentes tailles et dimensions, obtenus grâce à la juxtaposition et l'empilement de plusieurs monocordons.

## I. Méthodologie et démarche scientifique des travaux en WAAM-CMT

### I.1. Etat métallurgique du fil

Le fil de Ti-6Al-4V de 1,2 mm de diamètre est fourni par Technalloy. Sa composition chimique est donnée dans le tableau ci-dessous.

*Tableau II-1 – Composition chimique du fil fournie par Technalloy*

Eléments chimiques	Ti	Al	V	Fe	C	O	N	H
<b>Composition (% massique)</b>	Bal	6,24	4,15	0,11	0,015	0,12	0,005	0,003

La macro- et microstructure ont été observées par microscopie optique (microscope PMG3 Olympus) et microscopie électronique à balayage (MEB EVOHD 15 de Zeiss) (Figure II-1). Les observations montrent un fil dense, avec absence totale de porosité et une microstructure nodulaire fine, composée de grains équiaxes laminés dans le sens longitudinal du fil (Figure II-1.d).



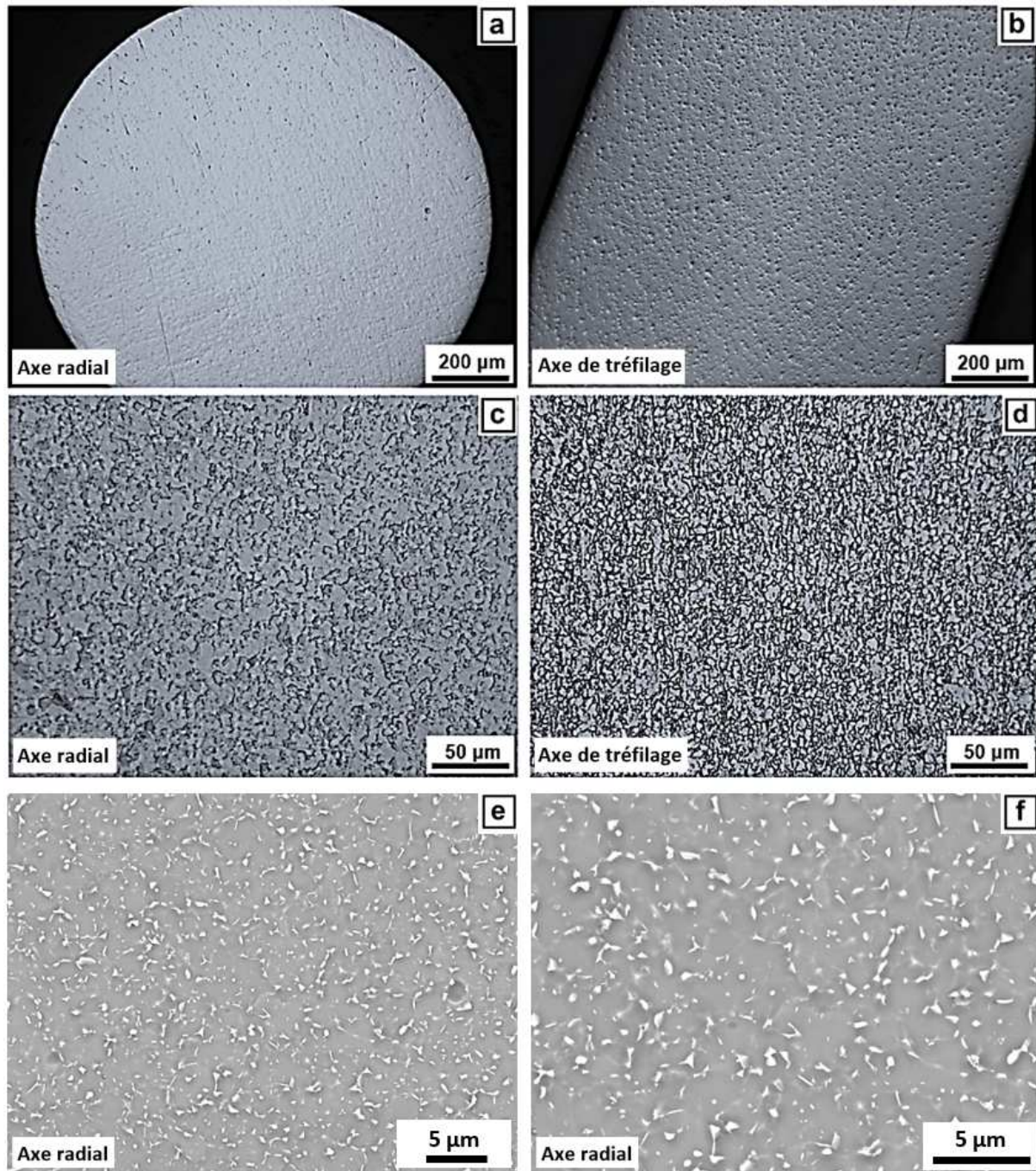


Figure II-1 – Macrographies optiques du fil après polissage miroir (a,b), micrographies optiques après attaque chimique (c,d) et micrographies MEB avant attaque chimique (e, f)

Des microanalyses par spectrométrie à dispersion d'énergie X (EDS Oxford, X-Max 50 mm<sup>2</sup>) confirment les teneurs des éléments majeurs de l'alliage données dans la fiche matière du fournisseur.

La répartition des éléments chimiques est majoritairement homogène sur toutes les coupes contrôlées. Une légère variation est cependant à noter aux ex-joints de grains comme montré en Figure II-2. Celle-ci correspond à la phase  $\beta$  de l'alliage et confirme la microstructure nodulaire du fil.

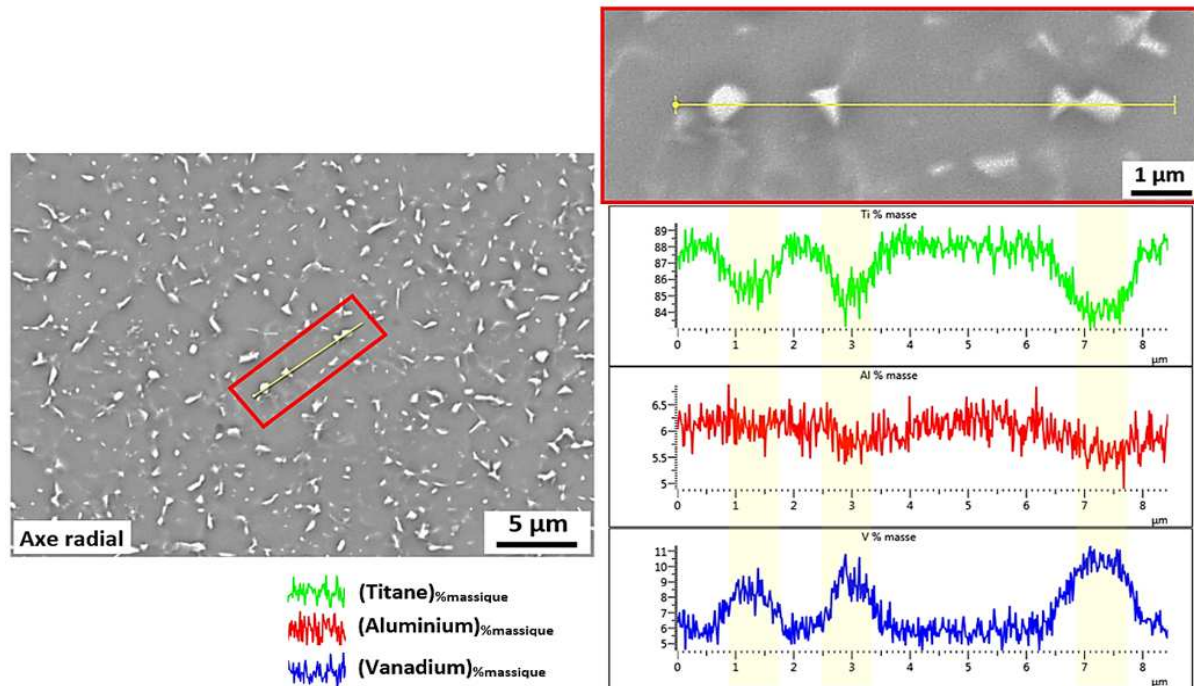


Figure II-2 – Évolution locale de la composition des principaux éléments chimiques dans le fil

Enfin, des essais de dureté à une charge de 300 g effectués dans le sens longitudinal du fil, révèlent une dureté de  $421 \pm 13 \text{ HV}_{0.3}$ . Cette valeur est élevée en regard de la microstructure qu'il présente. Elle peut s'expliquer par l'érouissage du fil lors de sa fabrication.

## I.2. Présentation de la cellule robotisée CMT

Durant ces travaux, tous les échantillons ont été réalisés sur la plateforme Addimadour de l'ESTIA inaugurée en 2017. Ils ont été réalisés avec le concours de Henri Bernard, Guénoé Bras et Anaïs Domergue. Une station de soudage FRONIUS TPS 3200 CMT REMOTE a est utilisée. Cette station est couplée à un dévidoir de fil FRONIUS VR 7000-CMT 4R/G/W/F++ avec entrainement à 4 galets intégrés. La torche constitue l'effecteur d'un robot 6 axes KUKA KR100-2 HA 2000 équipé d'un contrôleur KUKA KR C2 (Figure II-3). Ces équipements ont été installés au cours de ce projet de recherche.

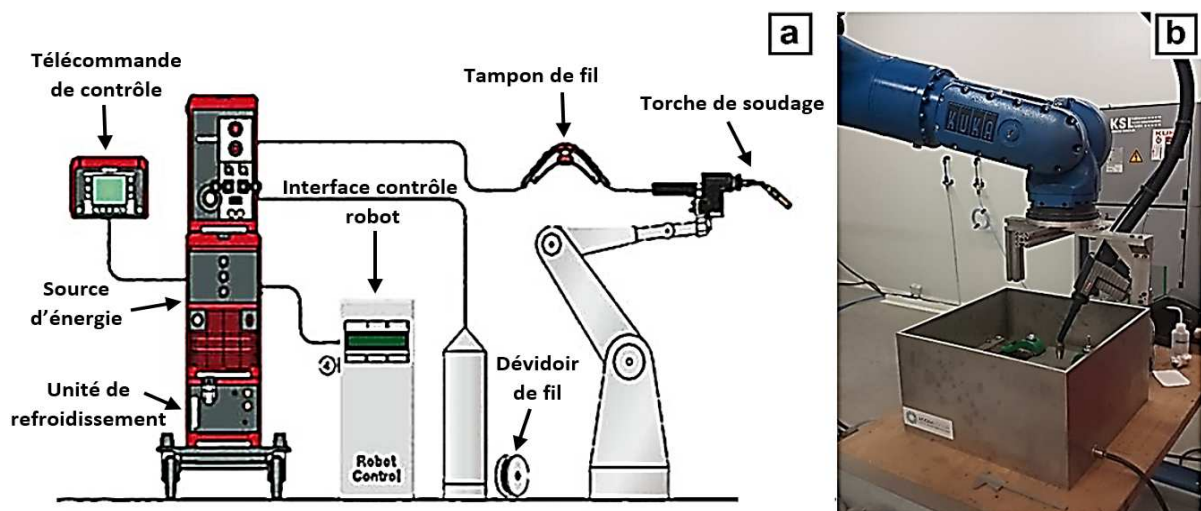


Figure II-3 – Composants du procédé CMT (a) et photographie du robot et de la cuve d'inertage de ces travaux (b)



Après le procédé de dépôt, les données énergétiques moyennes (courant et tension moyen) des différentes impressions sont récupérées grâce à l'unité centrale de commande et de régulation, ainsi que le logiciel FRONIUS XPLOERER.

Une cuve d'inertage spécifique a été mise en place pour assurer la protection gazeuse lors des dépôts de l'alliage de titane. Celle-ci se compose de trois éléments distincts :

- Une cuve en acier de dimensions 500 x 500 x 300 mm (Figure II-4). Chargée de contenir une atmosphère gazeuse, cette cuve protège aussi l'environnement des éventuelles projections et du flash lumineux.
- Un diffuseur en bronze poreux disposé sur le fond de la cuve. Il permet de répartir de façon homogène l'argon nécessaire à la protection du bain de fusion lors des dépôts. Le gaz est insufflé sous ce diffuseur. Cette solution permet de limiter les turbulences et le brassage d'air dans la cuve.
- Une table de soudage, posée sur le diffuseur, sur laquelle sont bridés les substrats.

La conception de cette cuve est basée sur la différence de densité entre l'argon et l'air. L'argon étant plus dense que l'air celui-ci va progressivement chasser l'air de la cuve par le haut. Le temps d'inertage est fixé à 10 minutes avant le lancement des impressions des monocordons et le flux d'argon laminaire est maintenu pendant quelques secondes après la fin de leur réalisation pour éviter l'oxydation des dépôts lors du refroidissement. Pour les constructions des briques technologiques 2D et 3D (partie IV de ce chapitre), un détecteur à oxygène (Rapidox 2100 Oxygen Analyser) est utilisé pour mesurer le taux d'oxygène au sein de la cuve d'inertage. Le démarrage des impressions n'est effectué que lorsque le taux d'oxygène dans la cuve d'inertage est inférieur à 50 ppm. En général, les impressions sont lancées à un taux de  $O_2$  de l'ordre de 40 ppm. Combiné à cela, une protection localisée du bain de fusion est mise en place au niveau de la buse de fabrication. Un débit de  $17 \text{ L}\cdot\text{min}^{-1}$  d'argon est maintenu pour toutes les briques technologiques (1D, 2D et 3D).

La distance buse de soudage - substrat est fixée à 15 mm et une distance fil-substrat (*Stick-Out*) égale à  $10 \pm 1$  mm en début de fabrication est vérifiée. Notons que malgré une épaisseur de substrat identique entre chaque dépôt (10 mm), un double contrôle de la valeur de *Stick-Out* est mise en place avec une vérification manuelle en début de dépôt.

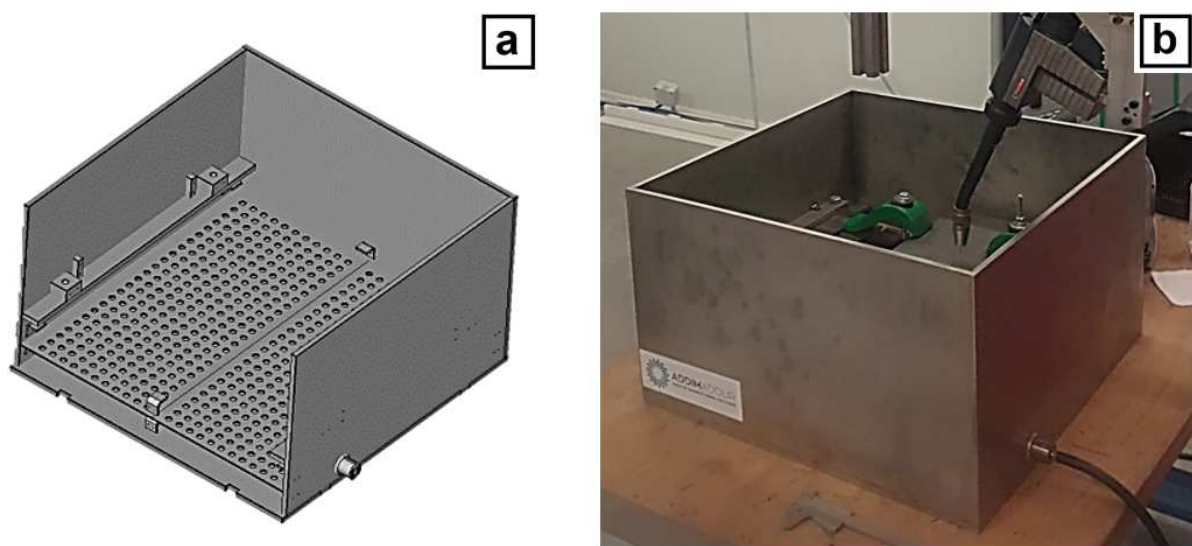


Figure II-4 - Modèle CAO de la cuve d'inertage du procédé CMT, présentée ici sans le diffuseur, ni la table de bridage. Pour une meilleure visualisation, le 4ème flanc de la cuve n'est pas représenté (a) et photographie réelle de la cuve (b)

Enfin, le déroulement du procédé est filmé grâce à la caméra rapide XIRIS XVC-1000<sup>e</sup>, spécifique au procédé CMT (Figure II-5).

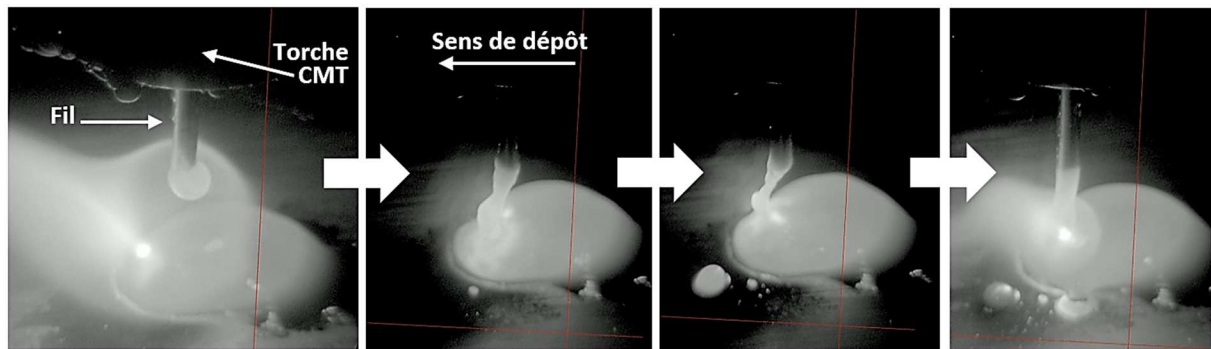


Figure II-5 – Séquence vidéo montrant un dépôt de monocordon en CMT

### I.3. Plan d'expérience et lois synergiques

Comme évoqué dans le chapitre I, différents paramètres peuvent influencer les dépôts en fabrication additive par fil. La maîtrise de ces paramètres est ainsi primordiale pour réussir à comprendre dans un premier temps le fonctionnement du procédé au cours de la dépose de monocordons et réussir par la suite à passer à l'étape de construction.

Dans la bibliographie, les auteurs s'intéressant à la fabrication additive par arc-fil se sont tous accordés à définir le débit de fil (*Wire Feed Speed*, WFS) et la vitesse de dépôt (*Travel Speed*, TS) comme les paramètres les plus influents pour ces procédés.

Concernant plus spécifiquement le procédé CMT, un autre paramètre semble être important. Il s'agit de la « loi synergique », qui régit directement les séquences du cycle. Ces travaux mettent donc à l'œuvre une méthodologie impliquant deux lois synergiques différentes. Ces deux lois synergiques, une pulsée et l'autre non pulsée, proviennent de la base de données 0290 et 0979 de FRONIUS. Elles sont appelées respectivement « loi 1007 pulsée » et « loi NIBAS ». Notons que dans ces travaux, aucune modification intrinsèque des courbes caractéristiques des lois synergiques fournies par le fabricant FRONIUS n'a été effectuée.

Pour chaque loi, une étude a été menée sur l'influence de la vitesse de déplacement (TS) à débit de fil constant (WFS) ainsi qu'une étude de la variation du débit de fil (WFS) à vitesse robot (TS) constante. Au cours de ces quatre campagnes préliminaires, un dépôt sous forme de monocordon linéaire de longueur égale à 120 mm par substrat de Ti-6Al-4V est effectué. Les dimensions des substrats sont : 150 x 30 x 10 mm. Cette démarche « d'un dépôt par substrat » vise à supprimer toute influence thermique d'un deuxième dépôt sur un même substrat. Elle nous permet donc d'avoir la certitude de toujours déposer sur un substrat à température ambiante, avec une déformation initiale nulle.

Avant chaque dépôt, un polissage mécanique du substrat avec un disque MD - Piano 220 est effectué. Ce polissage a pour but d'enlever toute trace d'oxyde ou d'impureté présente sur le substrat. Un rinçage à l'eau puis à l'éthanol et un séchage minutieux est ensuite effectué afin d'éliminer toute trace d'eau pouvant induire des filiations de porosités à l'interface. En effet, cette présence d'eau résiduelle peut entraîner l'oxydation des dépôts et l'emprisonnement de gaz au sein du métal lors de sa solidification, sous forme de porosités sphériques. On rappellera aussi que la dissolution de l'oxygène -et des interstitiels en général- dans le titane augmente sa dureté et tend à le fragiliser (cf. Chapitre 1, partie II.3).

Les substrats sont ensuite bridés à la plaque de soudage de la cuve d'inertage via deux brides disposées chacune en bout de substrat. Après dépôt, le refroidissement des monocordons imprimés s'effectue

naturellement, en maintenant la protection gazeuse.

Dans l'optique d'obtenir le maximum d'informations sur nos monocordons, plusieurs techniques de caractérisation sont mises en place. Une première analyse géométrique globale du dépôt est menée en s'appuyant sur les maquettes numériques (fichiers STL) générées par un scanner 3D. Pour ce faire, les monocordons sont, au préalable, recouverts par une fine couche de révélateur blanc MR70 afin de faciliter leur numérisation grâce au scanner ATOS TRIPLE SCAN. Les fichiers de points obtenus sont analysés grâce aux logiciels CATIA V5 et Abviewer 14 afin de mesurer de façon très précise la hauteur, la largeur, et la régularité des dépôts, mais aussi les distorsions du substrat (Figure II-6.a, b). Ces données sont autant d'informations nécessaires à la sélection des monocordons pour les applications de construction et de rechargement développées dans la suite de ce chapitre.

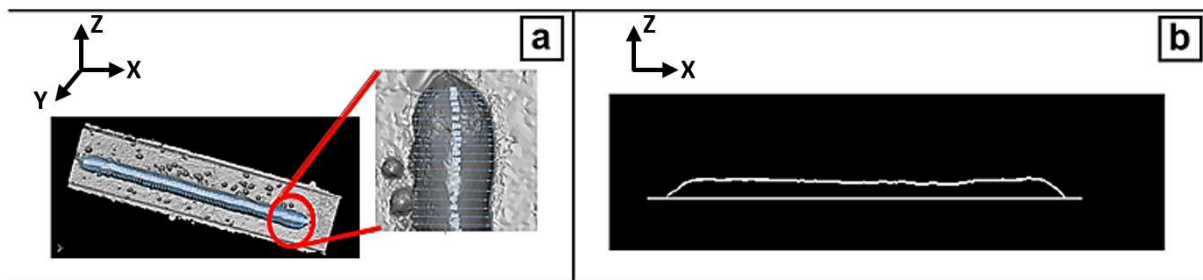


Figure II-6 – Analyse morphologique des monocordons par mesure optique

Une étude macro- et microstructurale est ensuite effectuée à partir de coupes micrographiques. Les monocordons sont découpés à l'aide de tronçonneuse et micro-tronçonneuse équipées de disques spéciaux titane (Struers 20S35), selon les plans de prélèvement illustrés en Figure II-7. Les différents échantillons sont ensuite pré-polis mécaniquement avec du papier SiC, en partant de grains P80 pour les échantillons découpés à la tronçonneuse, et grains P320 pour ceux découpés à la micro-tronçonneuse, jusqu'au papier P4000. Un polissage mécano-chimique est ensuite effectué grâce à une solution de finition composée de 90% de suspension de silice colloïdale (OP-S) et 10 % de peroxyde d'hydrogène ( $H_2O_2$ ) jusqu'à obtention d'une finition « poli miroir ». Durant ces travaux, aucun enrobage ni polissage automatique n'est effectué. L'ensemble des échantillons présentés durant ces travaux sont polis manuellement. Une attention particulière a été portée durant les étapes de découpe et de polissage afin d'éviter tout échauffement ou déformation pouvant perturber les microstructures hors équilibre de nos pièces. Les différents échantillons sont ensuite attaqués au réactif de Kroll (2 ml de HF, 3 ml de  $HNO_3$  et 95 ml de  $H_2O$ ) pendant environ 10 à 20 secondes pour révéler leurs macros et microstructures.

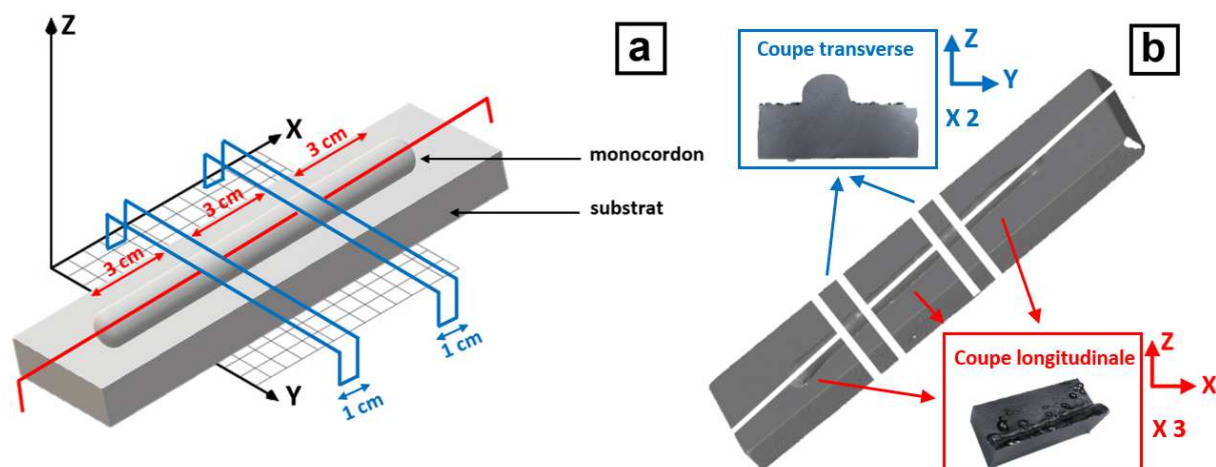


Figure II-7 – Représentation schématique (a) et scannée (b) des plans de prélèvements et d'analyse des monocordons

Différentes données microstructurales ont été déterminées à partir de l'analyse de ces coupes métallographiques. La taille des porosités a été mesurée par microscopie optique grâce au logiciel de mesure par analyses d'images « ELLIX<sup>TM</sup> » de la suite Microvision Instruments. La taille des différentes zones constitutives du monocordon (hauteur de zone fondue ZF, profondeur de zone de refondu ZRF, profondeur de zone affectée thermiquement ZAT, angles de raccordements ou de contact  $\alpha$ ) ont été obtenus à partir des deux coupes transverses (plan YZ). Les coupes longitudinales permettent quant à elles d'apprécier la régularité de la microstructure, de mesurer la largeur moyenne des ex-grains bêta et leur inclinaison  $\delta$ . Ces mesures ont été effectuées à mi-hauteur de ceux-ci, par la méthode des intercepts.

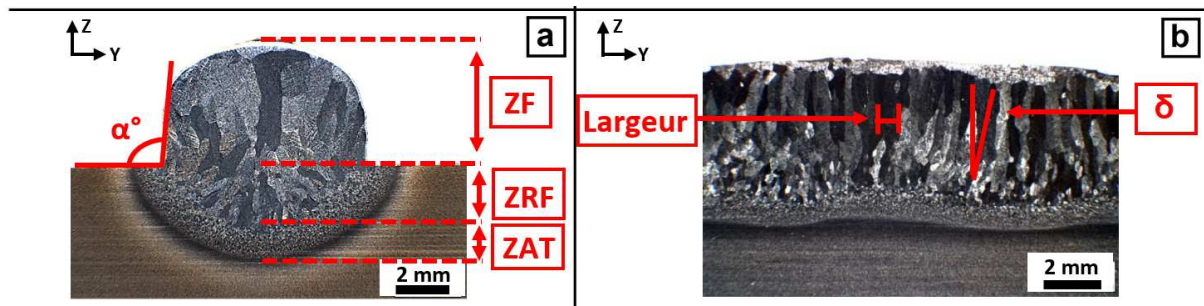


Figure II-8 – Observations optiques des monocordons en coupe transverse (a) et longitudinale (b).

En fonction de leurs caractéristiques morphologiques, microstructurales et mécaniques, une sélection de monocordons a été effectuée. Ces conditions de déposition sont mises en œuvre dans un deuxième temps pour étudier différentes stratégies de juxtaposition de monocordons dans le plan avant de réaliser les massifs. Les différentes techniques d'analyses et d'observations sont globalement les mêmes pour étudier les dépôts dans le plan ou les massifs. Des techniques plus spécifiques telles que les analyses EBSD ou bien encore les analyses par corrélations d'images (DIC) lors des essais de traction feront l'objet d'une description plus détaillée dans la suite de ce chapitre.

## II. Mise au point du procédé – étude sur monocordons

Durant ces travaux, et comme expliqué auparavant, les paramètres procédés d'ordre un sont le débit de fil, la vitesse de dépôt et le type de loi synergique. Dans cette partie, 36 monocordons au total (26 avec la loi 1007 et 10 avec la loi NIBAS) sont imprimés pour caractériser finement l'impact de la variation de ces paramètres procédé sur nos impressions. Le détail du plan d'expérience suivi est présenté au Tableau II-2.

Tableau II-2 – Plan d'expérience pour l'obtention de monocordons

Essais à débit de fil variable				Essais à vitesse de translation variable			
Loi synergique	Référence essai	WFS (m.min <sup>-1</sup> )	TS (m.min <sup>-1</sup> )	Loi synergique	Référence essai	WFS (m.min <sup>-1</sup> )	TS (m.min <sup>-1</sup> )
1007 P	P - 0	2	0,36	1007 P	P - 13	8,5	0,06
	P - 1	4			P - 14		0,24
	P - 2	6			P - 15		0,3
	P - 3	6,5			P - 16		0,36
	P - 4	7			P - 17		0,42
	P - 5	7,5			P - 18		0,48
	P - 6	8			P - 19		0,54
	P - 7	8,5			P - 20		0,6
	P - 8	9			P - 21		0,66
	P - 9	9,5			P - 22		0,72

	P - 10	10			P - 23		0,78
	P - 11	10,5			P - 24		0,9
	P - 12	12			P - 25		1,2
NIBAS	N - 1	2	0,36	NIBAS	N - 6	8,5	0,06
	N - 2	4			N - 7		0,3
	N - 3	6			N - 8		0,6
	N - 4	8			N - 9		0,9
	N - 5	10			N - 10		1,2

Notons que les différences de variation du pas de WFS et TS ainsi que du nombre d'échantillons entre les lois 1007 et NIBAS sont dues uniquement à notre montée en maturité sur ce type de procédé. En effet, les campagnes expérimentales avec la loi synergique 1007 ayant été effectuées en premier, le pas fixé pour chaque variable s'est révélé relativement faible au regard des évolutions des données de sortie ( $\Delta_{(WFS)} = 0,5 \text{ m.min}^{-1}$  et  $\Delta_{(TS)} = 0,06 \text{ m.min}^{-1}$ ) et ce sur des plages restreintes. Or, les succès de ces premiers essais nous ont poussé à explorer des plages plus étendues, d'où l'élargissement de ce pas pour la suite des essais à un  $\Delta_{(WFS)}$  de  $2 \text{ m.min}^{-1}$  pour un domaine allant de 2 à  $12 \text{ m.min}^{-1}$  et un  $\Delta_{(TS)}$  de  $0,3 \text{ m.min}^{-1}$  pour une extension à  $0,06$  et  $1,2 \text{ m.min}^{-1}$ .

## II.1. Évolution morphologique des monocordons

### *Influence du débit de fil (WFS)*

En augmentant le débit de fil, à vitesse robot constante, nous notons logiquement une augmentation de la largeur et de la hauteur des monocordons imprimés, et ce pour les deux lois synergiques utilisées. L'évolution de ces grandeurs caractéristiques des monocordons imprimés diffère cependant en fonction du type de loi synergique utilisée (Figure II-9).

Il est ainsi observé des dépôts légèrement plus larges et surtout plus hauts avec la loi NIBAS par rapport à ceux de la loi 1007 pulsée (Figure II-9.a, b). Nous avons ainsi, par exemple, pour le monocordon imprimé à  $WFS = 6 \text{ m.min}^{-1}$  et  $TS = 0,36 \text{ m.min}^{-1}$ , une hauteur de 5,14 mm avec la loi NIBAS, alors que celle-ci n'est que de 3,45 mm avec la loi 1007 P. Le facteur de forme<sup>3</sup> des monocordons obtenus avec la pulsée est moins important que celui des monocordons de la loi NIBAS (Figure II-9.c). Cela est caractéristique des lois pulsées, où le bain de fusion est plus perturbé par rapport à celui résultant d'une synergie non pulsée. Cela entraîne plus d'écoulement et de mouvement dans le bain liquide, favorisant l'étalement de la matière sur le substrat.

<sup>3</sup> Facteur de forme = rapport hauteur/largeur



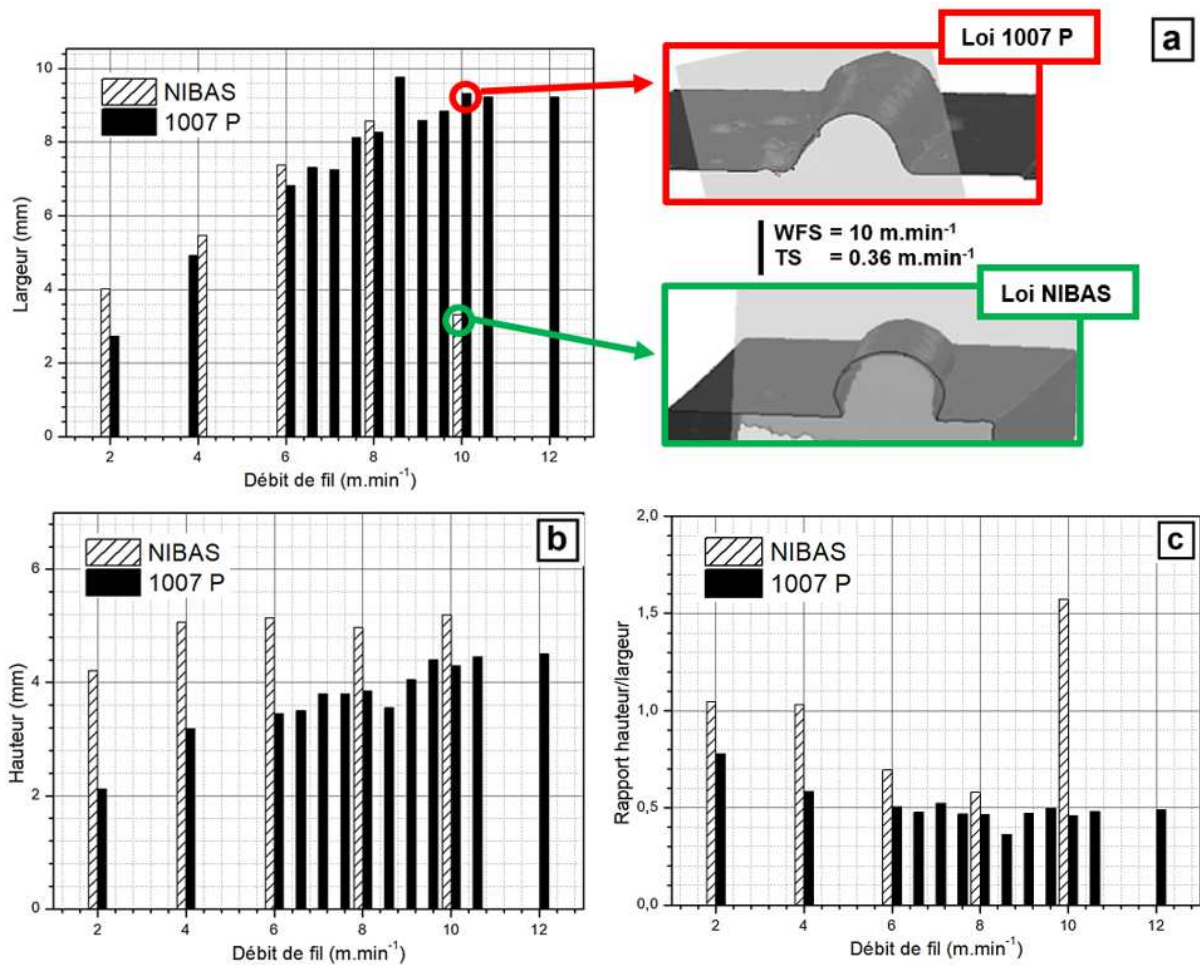


Figure II-9 – Évolution des largeurs et hauteurs des monocordons en fonction du débit de fil (WFS)

Lors de l'augmentation du débit de fil, l'écart de matière déposée en faveur des monocordons issus de la loi NIBAS semble s'accroître. Ceci pourrait être lié à une éventuelle augmentation du nombre de projections (donc de pertes) lors de l'utilisation de la loi 1007 P lorsque le débit de fil augmente alors qu'aucune projection n'est observée en augmentant le débit de fil lors de l'utilisation de la loi NIBAS.

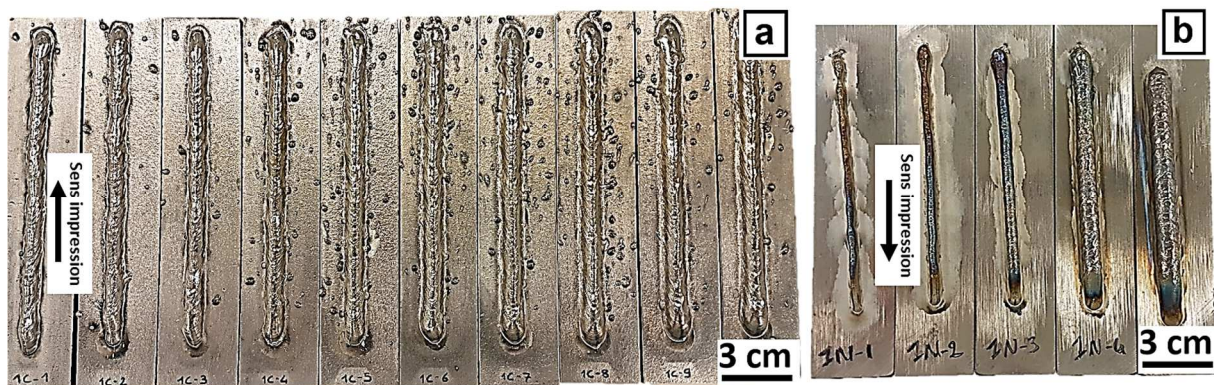


Figure II-10 - Photographies de quelques monocordons imprimés avec les lois 1007 P (a) et NIBAS (b) avec un débit de fil croissant de gauche à droite

Pour confirmer ces premières observations qualitatives, la totalité des projections présentes par monocordon est comptée manuellement puis tracée en fonction du débit de fil (Figure II-11.d). Le nombre de projections par monocordon croît lors de l'augmentation du débit de fil lorsque la loi 1007 pulsée est

utilisée. Nous passons ainsi d'un nombre de projections variant de 7 à 12 projections par monocordon pour un WFS compris entre 2 et 4 m.min<sup>-1</sup>, à un nombre de projections variant entre 51 et 63 pour les débits de fil les plus importants comme montré à la Figure II-11.d et e. L'orientation des projections est parallèle à la direction de déposition et semble être constante tout au long de l'impression (Figure II-11.a, b, c).

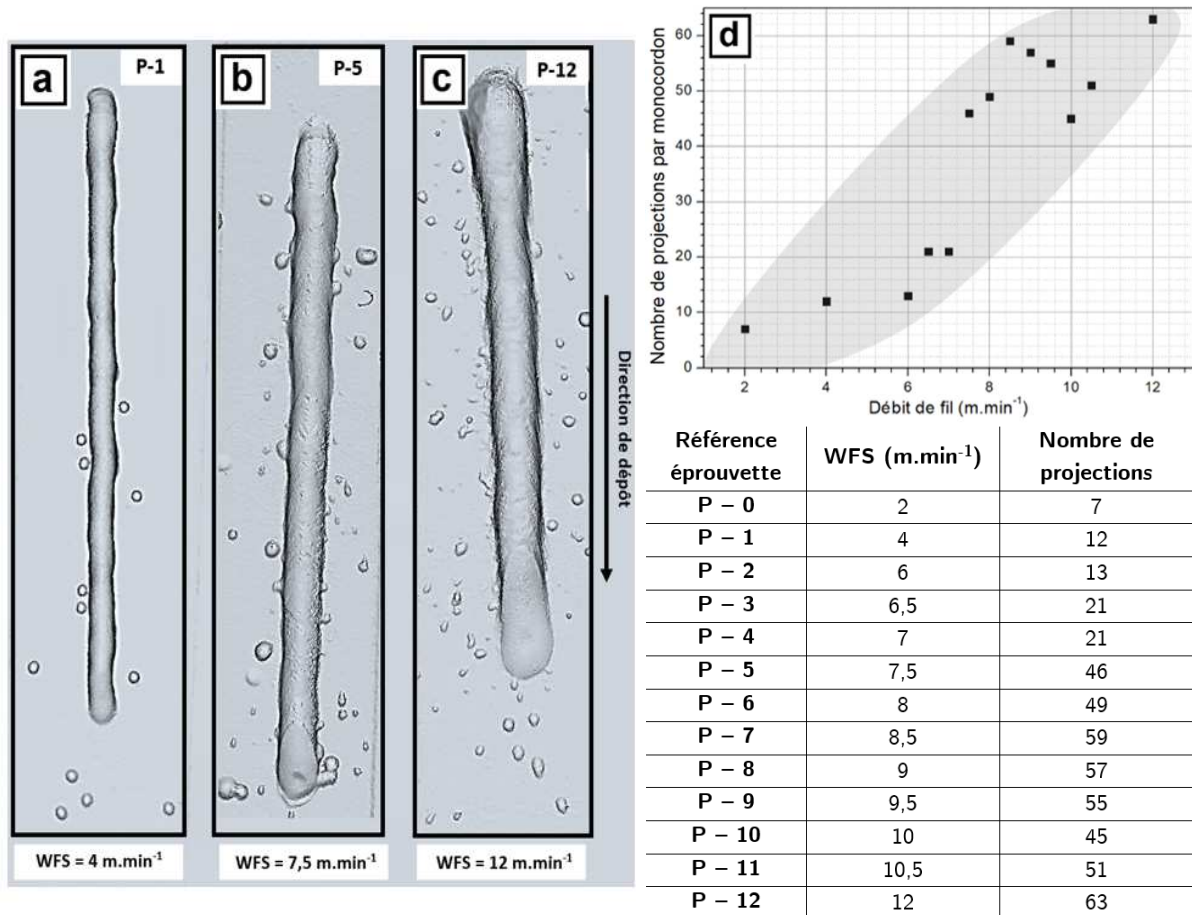


Figure II-11 – Évolution du nombre de projections par monocordon en fonction de débit de fil (loi 1007 P)

En plus de la présence de projections pour seulement une des deux lois, une deuxième différence est apparue cette fois en termes de forme du profil de dépôt en fonction du débit de fil. Les monocordons imprimés avec la loi NIBAS voient en effet leurs profils de dépôt « s'inverser » au-delà d'un débit de fil de 10 m.min<sup>-1</sup> avec un profil de dépôt en forme de « champignon », favorisant la largeur à mi-hauteur du monocordon en dépit de sa base (Figure II-9.a). Cela engendre des dépôts avec des angles de contact inférieurs à 90° et rend cette géométrie inadaptée pour la construction et l'empilement de couches dans les plans 2D et 3D. En imprimant avec la loi 1007 P, ce comportement n'est pas observé. Les profils de dépôt restent identiques quels que soient les débits de fil. Ces analyses nous permettent ainsi d'éliminer l'utilisation de la loi NIBAS pour des débits de fil supérieurs à 10 m.min<sup>-1</sup> lors de nos futures constructions des briques technologique 2D et 3D.

À présent, il convient de s'intéresser à la régularité de dépôt. En effet, ce paramètre est essentiel pour les constructions 2D et surtout 3D, car une trop grande irrégularité du cordon unitaire entraîne des difficultés de juxtaposition de ceux-ci, et perturbe le correct empilement de couches. De plus, les ondulations présentes à la surface des pièces augmentent les pertes de matière par usinage, et peuvent parfois mener à un effondrement de bain de fusion et donc à l'arrêt des constructions dans le pire des cas. Nous proposons, comme indicateur de la régularité des dépôts, la valeur de l'écart-type de la largeur

des monocordons. Celle-ci est mesurée sur la totalité de leur longueur à partir de la maquette numérique issue du scan. Le nombre minimal de mesures est ici de soixante par monocordon (Figure II-6.a).

Nous remarquons une amélioration de la régularité lorsque le débit de fil augmente, et cela pour les deux lois synergiques étudiées. Ainsi, l'écart-type sur la largeur des dépôts pour un débit de fil de  $2 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$  est égal à  $0,37 \text{ mm}$  soit  $10 \%$  de la largeur du monocordon pour la loi NIBAS et  $1,24 \text{ mm}$  soit  $45 \%$  de la largeur du monocordon pour la loi 1007 P. Cette valeur passe sous la barre des  $10 \%$  pour les deux lois à partir d'un débit de fil de  $6 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ . Ainsi, pour les deux lois synergiques, l'irrégularité la plus faible a été observée pour les WFS de l'ordre de  $8 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$  ( $0,2 \text{ mm}$  soit  $2,4 \%$  de la largeur du monocordon NIBAS, et  $0,5 \text{ mm}$  soit  $5,7 \%$  de la largeur du monocordon 1007 P). Cette amélioration de régularité lorsque le débit de fil augmente peut-être expliquée par la conjonction de deux phénomènes.

En premier lieu, l'augmentation du débit de fil engendre une variation de régime de dépôt. Ainsi, pour de hauts débits de fil, la distance séparant la goutte de métal fondu du bain de fusion tend à se réduire, car la nouvelle goutte est déposée sur la précédente et cette dernière n'a pas eu le temps de s'étaler sur le substrat (Figure II-12.b, c). Alors que pour des valeurs plus faibles de débit de fil, cette distance est plus grande, la précédente goutte s'étalant sur le substrat. La stabilité du bain liquide semble donc améliorée pour des débits de fil plus importants. Le deuxième phénomène est observé au contraire pour les faibles débits de fil (et plus spécifiquement lors de l'utilisation de la loi 1007 pulsée). Celui-ci se caractérise par une déviation de l'arc électrique vers les projections en amont du dépôt. Cette déviation de l'arc engendre une déviation des gouttes de métal successives (séquence d'images de Figure II-12.d, e et f). Le dépôt ne suit donc plus une trajectoire régulière, mais oscille entre les projections créées. Ce phénomène est minimisé pour les hauts débits de fil car une importante quantité de matière est déposée par unité de temps, et les éventuelles projections ne sont plus suffisamment importantes en regard de la section des monocordons déposés pour perturber leur régularité. Ceci expliquerait bien la différence de régularité des dépôts entre la loi 1007 (ou de nombreuses projections sont présentes) et la loi NIBAS (générant très peu de projection). Ainsi, les monocordons imprimés avec la loi NIBAS sont toujours plus réguliers que ceux de la loi 1007 à iso paramètres (WFS et TS) comme présenté en Figure II-12.a.

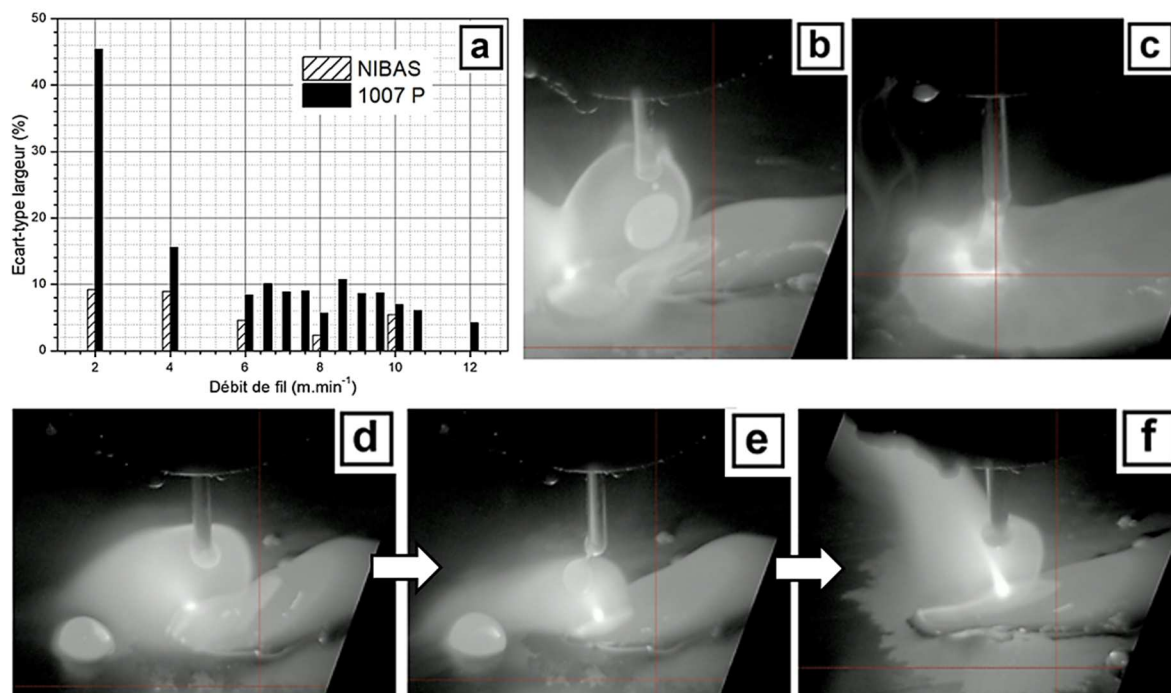


Figure II-12 – Évolution des écarts types sur la largeur des dépôts, en fonction du débit de fil (a), séquences d'images issues des vidéos enregistrées lors des dépôts : Loi 1007 P, WFS =  $12 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ , images (b) et (c) ; Loi 1007 P, WFS =  $4 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ , images (d), (e) et (f).



Les angles de contact, d'une manière générale, augmentent avec le débit de fil, de 105° à 141° pour la loi 1007 P (Figure II-13.a). Mais, passé 9,5 m.min<sup>-1</sup>, ils tendent à diminuer. Pour la loi NIBAS, ils sont compris entre 110° à 120° pour un débit de fil inférieur à 10 m.min<sup>-1</sup>. Au-delà, le comportement s'inverse, et l'angle de contact passe à 87° pour le dépôt NIBAS effectué à ce débit de fil. Il semble cependant difficile de tirer des tendances claires par analyses statistiques (Figure II-13.b).

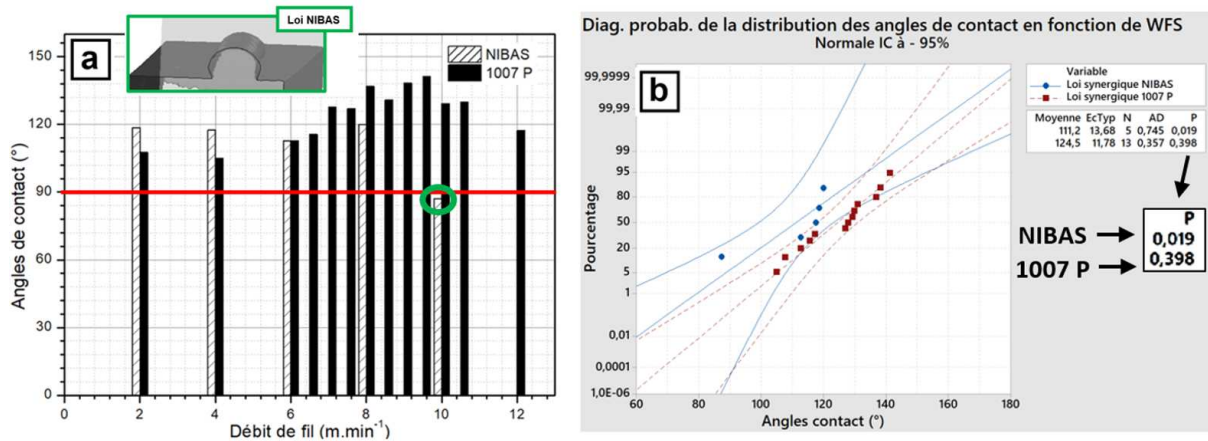


Figure II-13 – Évolution des angles de contact en fonction de WFS pour les deux lois synergiques (a) et diagramme de probabilité de ces angles en fonction du débit de fil (b)

En comparant les angles de contact à iso paramétrie entre loi 1007 P et NIBAS, nous remarquons qu'ils sont légèrement plus grand dans le cas des monocordons 1007 P. La loi pulsée 1007 semble donc générer des monocordons aux profils légèrement plus étalés (angles de mouillage plus élevés et hauteurs plus faibles) que ceux de la loi NIBAS.

### Influence de la vitesse robot (TS)

Dans cette partie l'influence de la vitesse de dépôt sur la morphologie des monocordons est étudiée. Pour cela, 18 monocordons (13 avec la loi 1007 P et 5 avec la loi NIBAS) sont imprimés en variant la vitesse de translation du robot à débit de fil constant (Tableau II-2). Une partie des impressions effectuées est montrée à la Figure II-14. Comme lors de la variation du débit de fil, aucune projection n'est présente pour les monocordons obtenus avec la loi NIBAS. La loi 1007 pulsée présente, elle, de nombreuses projections (Figure II-14.a).

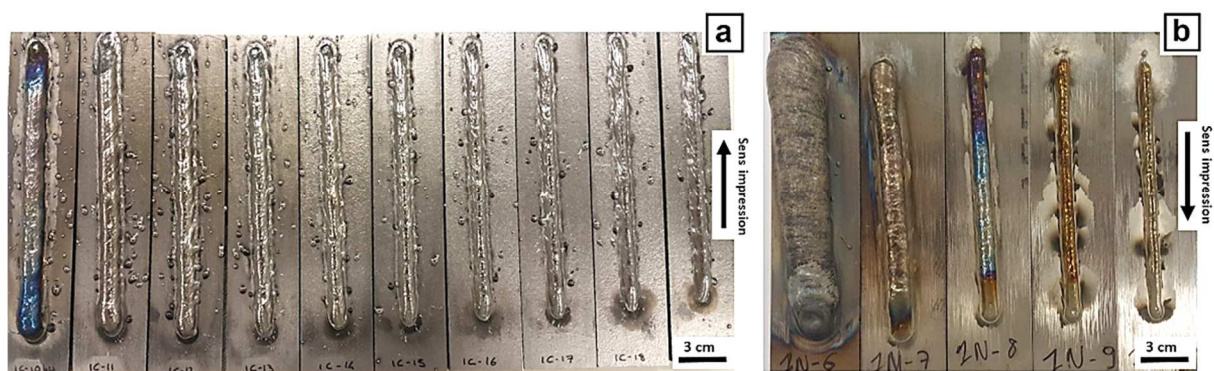


Figure II-14 – Photographies de quelques monocordons imprimés avec les lois 1007 P (a) et NIBAS (b) avec une vitesse de dépôt décroissante de gauche à droite

En représentant l'évolution du nombre de projection en fonction de la vitesse robot, nous remarquons que celles-ci sont de plus en plus importantes lorsque la vitesse robot diminue (Figure II-15). Cela n'est cependant pas probant, car en ralentissant, le temps d'impression d'un monocordon augmente,

augmentant par la même l'occasion de projections. Pour s'affranchir de cela, le nombre de projections est représenté en fonction du temps. Le taux de projections varie ainsi entre 150 et 250 projections par minute pour l'ensemble des monocordons imprimés (Figure II-15.e) excepté pour le monocordon déposé avec la vitesse la plus faible ( $TS = 0,06 \text{ m.min}^{-1}$ ).

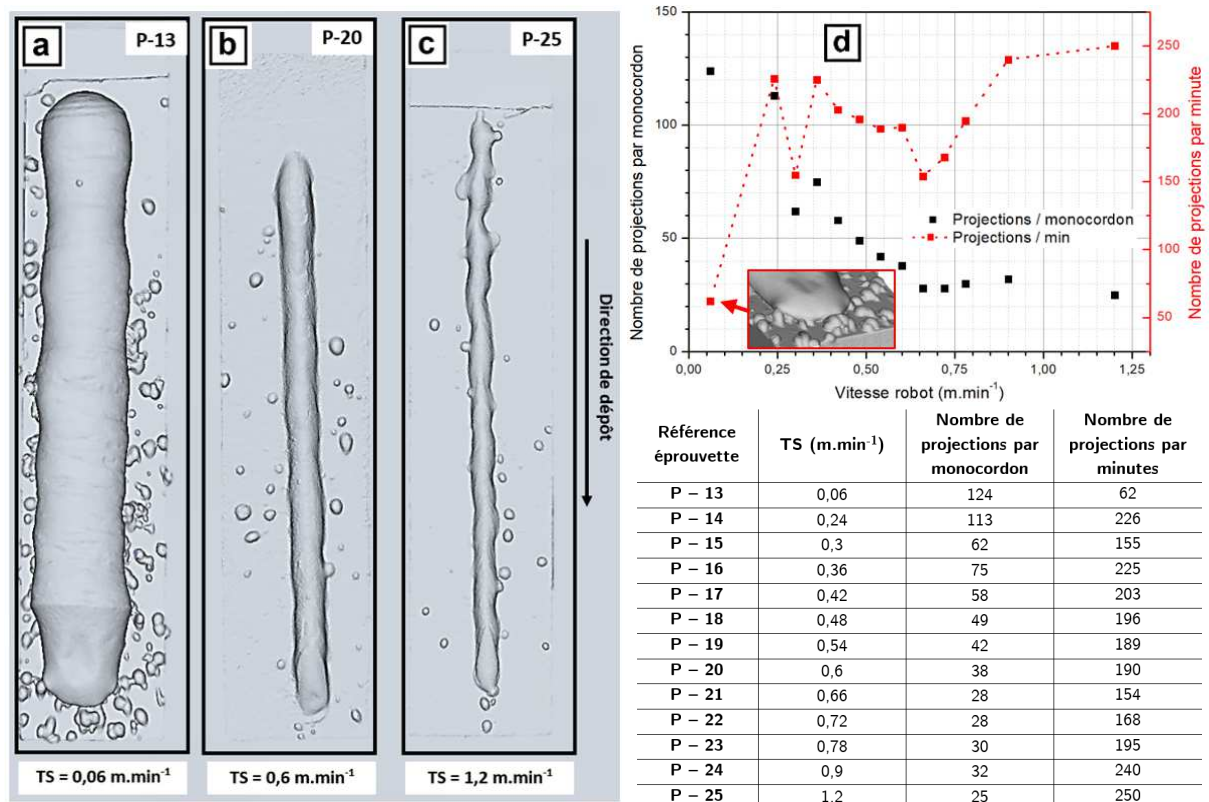


Figure II-15 – Évolution du nombre de projections par monocordon en fonction de la vitesse robot (loi 1007 P)

Cette baisse du nombre de projections par unité de temps pour le monocordon imprimé aux vitesses robot les plus faibles n'est pas due au procédé lui-même mais au mode de comptage. Une agglomération de plusieurs projections dans un même amas est observée pour cette condition. Cela engendre une sous-estimation du nombre de projections lors du comptage d'où un nombre de projections par minute deux à quatre fois plus faible que pour le reste des monocordons imprimés avec cette loi synergique. Une représentation de ce phénomène d'agglomération des projections est montrée à la Figure II-15.

Les hauteurs et largeurs des monocordons sont ensuite étudiées. En augmentant la vitesse robot, nous remarquons une diminution de la largeur et de la hauteur des monocordons imprimés, pour les deux lois synergiques utilisées (Figure II-16). Cela semble logique, puisqu'en augmentant la vitesse de dépôt pour un même débit de fil, moins de matière est déposée par unité de longueur. De manière générale, pour une même vitesse robot, les dépôts obtenus avec la loi NIBAS sont toujours plus hauts et moins larges que ceux obtenus avec la loi 1007 P. Cela confirme les conclusions précédentes ayant trait à la variation de WFS. Ainsi, les hauteurs et largeurs mesurées pour les plus faibles vitesses robot sont respectivement de 9,2 mm pour la loi 1007 P et 9,7 mm pour la loi NIBAS, avec des largeurs de 16,6 mm (1007 P) et 13 mm (NIBAS). Alors que celles-ci sont de 2,4 mm pour la loi 1007 P et 3,2 mm pour la loi NIBAS avec des largeurs respectives de 4,9 et 4,3 mm pour les vitesses de translation robot les plus élevées. Le taux d'utilisation de matière première suit la même tendance que celle observée auparavant, avec une meilleure utilisation par la loi NIBAS grâce notamment à la quasi-absence de projections.

Les profils de dépôts sont proches entre les lois NIBAS et 1007 P avec des angles de contacts supérieurs à  $90^\circ$  à partir d'une vitesse robot de  $0,24 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ . En dessous de cette vitesse, une inversion du profil de dépôt est détectée, quelle que soit la loi synergique utilisée, avec un dépôt en forme de « champignon » comme présenté en Figure II-16.a. Notons que, comme observé lors de la variation du débit de fil, les angles de contact des monocordons imprimés avec la loi 1007 P sont supérieurs à ceux imprimés avec la loi NIBAS excepté pour les faibles vitesses. Ces angles de contact semblent légèrement augmenter avec l'augmentation de la vitesse robot, ce phénomène est surtout observé avec la loi 1007 pulsée, où les angles de contact passent d'une valeur de  $106^\circ$  pour une TS de  $0,24 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$  à une valeur de  $135^\circ$  pour une TS de  $1,2 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ . Ces constatations semblent logiques et en accord avec la littérature [56] [57]. Par exemple, pour un alliage de magnésium imprimé en WAAM, Zhang *et al.* [56] voient les angles de contact de leurs dépôts passer de  $115^\circ$  pour des vitesses robot de  $8 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ , à  $121^\circ$  pour des vitesses robot de  $14 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ . Sur alliage d'aluminium imprimé par procédé WAAM, Gomez Ortega *et al.* arrivent aux mêmes conclusions [151]. Ils observent ainsi, une baisse de largeur et hauteur des monocordons en fonction de l'augmentation de la vitesse robot et également une augmentation des angles de contact. Les angles de contact passent ainsi d'environ  $100^\circ$  pour des TS de  $0,5 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$  à des angles proches de  $140^\circ$  pour des TS de  $2,4 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ , et cela pour différentes paramétries de dépôts.

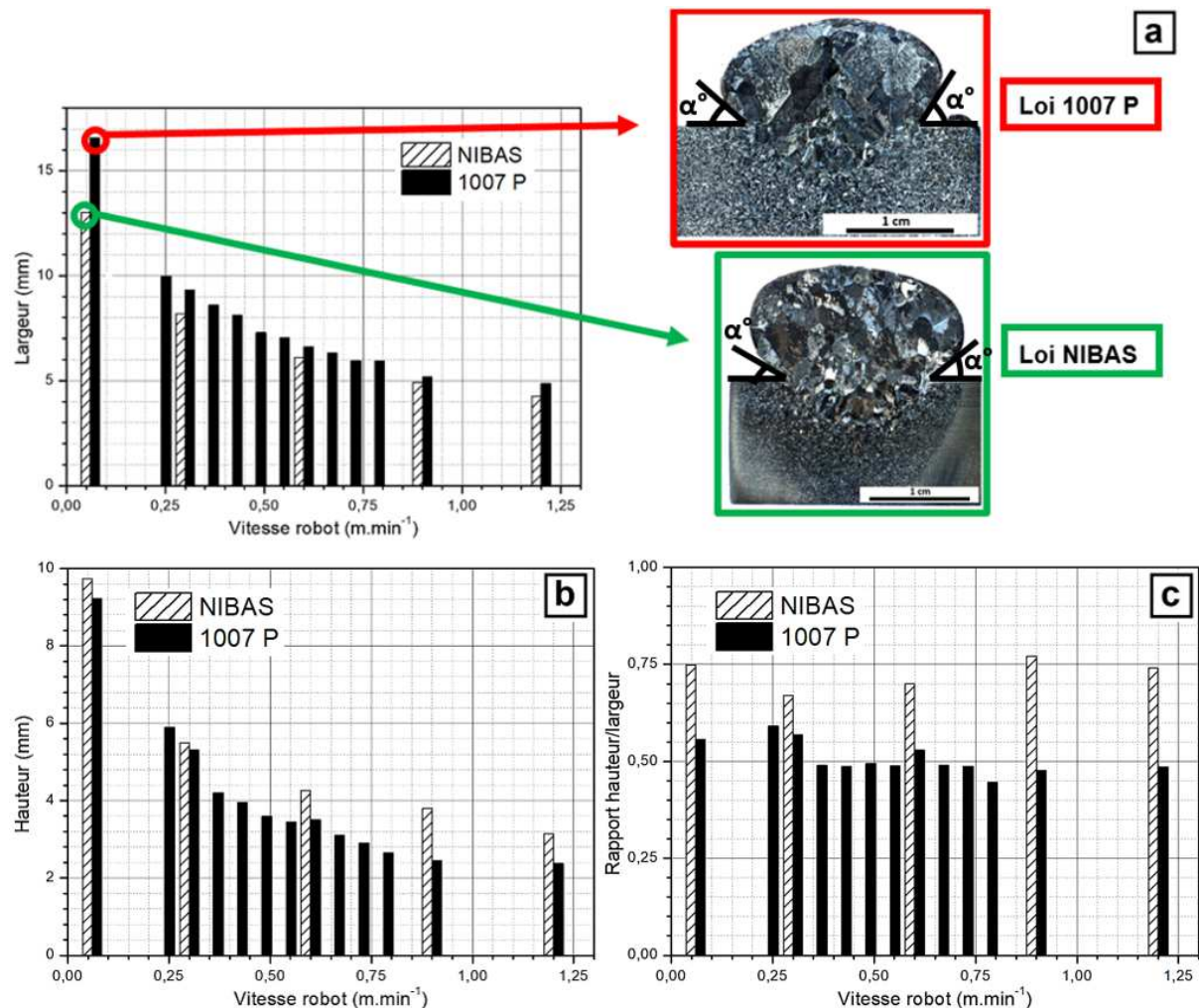


Figure II-16 – Évolution de la largeur (a), hauteur (b) et rapport hauteur / largeur (c) en fonction de la vitesse de dépôt (TS) pour les monocordons, pour un débit de fil fixe de  $8,5 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$

En plus d'avoir une influence sur les largeurs, hauteurs et angles de contact, la variation de la vitesse robot impacte également la régularité de la morphologie des monocordons (Figure II-17). En effet, les



monocordons les plus réguliers sont obtenus pour les vitesses robot intermédiaires, et cela pour les deux lois synergiques étudiées. Lors de l'utilisation de vitesses de dépôts importantes, le cordon déposé est plus fin. Les projections collées au dépôt vont donc impacter davantage sa régularité, augmentant la dispersion de largeur et donc son irrégularité. Il a ainsi été mesuré un écart-type de largeur pouvant atteindre 0,8 mm soit 16 % de la largeur du monocordon en utilisant la loi 1007 pulsée et 0,3 mm soit 7 % de la largeur du monocordon pour la loi NIBAS pour une vitesse robot de 1,2 m.min<sup>-1</sup>. L'utilisation de trop faibles vitesses robot entraîne également une irrégularité de dépôt plus importante, notamment due à la forme particulière de dépôt (Figure II-15.a). De manière générale, et comme cela était le cas lors de la variation du débit de fil, les monocordons imprimés avec la loi NIBAS sont plus réguliers que ceux imprimés avec la loi 1007 pulsée. Une régularité maximale de dépôts a ainsi été obtenue avec la loi NIBAS pour une vitesse robot de 0,3 m.min<sup>-1</sup>. Pour les monocordons issus de la loi 1007 P, la régularité maximale de dépôt est atteinte pour une vitesse robot de 0,6 m.min<sup>-1</sup> (Figure II-17.b).

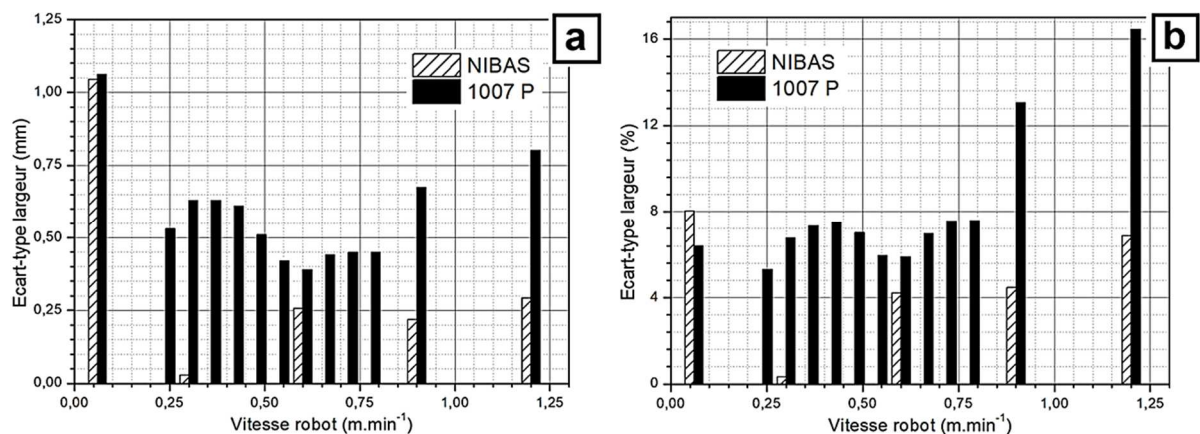


Figure II-17 – Évolution de la régularité des dépôts en fonction de la vitesse de translation du robot : évolution de l'écart-type sur la largeur du dépôt en valeur absolue (a) et en valeur relative (b)

## II.2. Évolution métallurgique des monocordons

### *Etude de santé matière*

La santé matière des différents monocordons a été contrôlée dans les deux plans de prélèvement comme expliqué à la Figure II-8 avant et après attaque chimique. Ces caractérisations ont permis de révéler la présence de quelques porosités sphériques et allongées de tailles respectivement comprises entre 11 et 310  $\mu\text{m}$  et 33 et 377  $\mu\text{m}$ . Quelques filiations de porosités sphériques sont également détectées en bout de cordon comme montré en Figure II-18.b. Elles sont essentiellement localisées au niveau de l'interface substrat / dépôt et plus rarement au niveau de l'interface zone refondue / zone affectée thermiquement (Figure II-18.d).



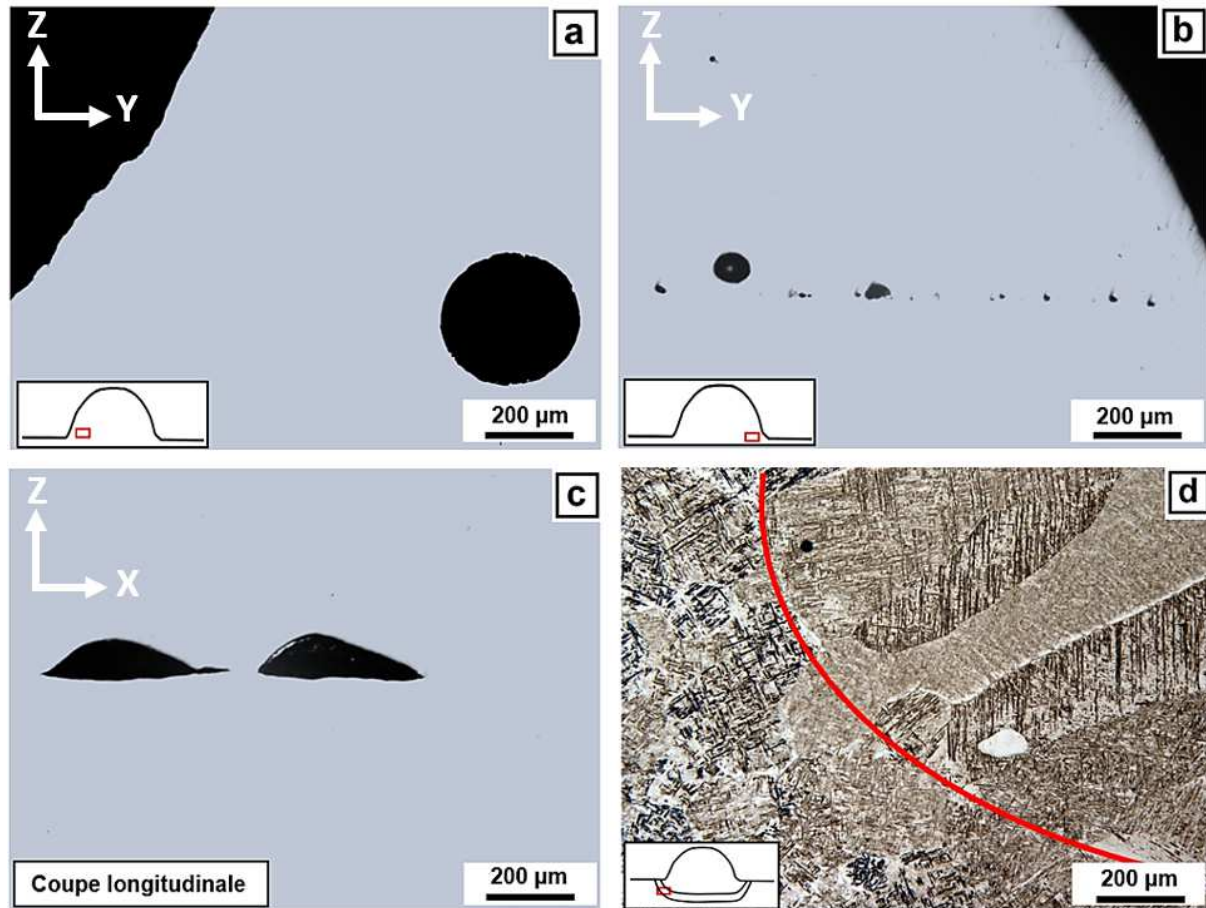


Figure II-18 – Micrographies montrant quelques porosités rencontrées dans les monocordons : macroporosité (a) et filiations de microporosités observées à l'interface ZRF/ZF sur des sections transversales (b) ; sur des sections longitudinales (c) ; microporosité à l'interface ZRF/ZAT (d).

Ces analyses ont également révélé l'impact négligeable du débit de fil et de la vitesse robot sur la distribution des porosités, et ce quelle que soit la loi synergique (Figure II-19). Elles ont cependant mis en évidence un impact direct de la préparation de surface avant dépôt sur l'état de santé matière. En effet, deux méthodes de préparation de surface ont été mises en œuvre avant dépôt :

- La première a été effectuée sur le substrat après son bridage sur la table de soudage. Elle consiste en un polissage effectué avec un tambour de ponçage monté sur une mini-perceuse de type Dremel, suivi d'un nettoyage à l'éthanol puis un séchage à l'air comprimé. Suite à cela l'inertage est lancé et le dépôt est effectué.
- La deuxième méthode, mise en place suite aux mauvais résultats de la précédente, consiste en un polissage mécanique du substrat avec un disque MD-Piano 220 pour éliminer toute trace d'oxydes et d'impuretés. Un rinçage à l'eau puis à l'éthanol et un séchage minutieux est ensuite effectué.

Ce changement de préparation de surface a ainsi permis de réduire d'environ 80% le taux de porosité. La première préparation produisait en moyenne 8 porosités par monocordon, d'une taille moyenne égale à 110 μm ; la seconde, 1,5 porosités en moyenne, d'une taille moyenne de 59 μm.

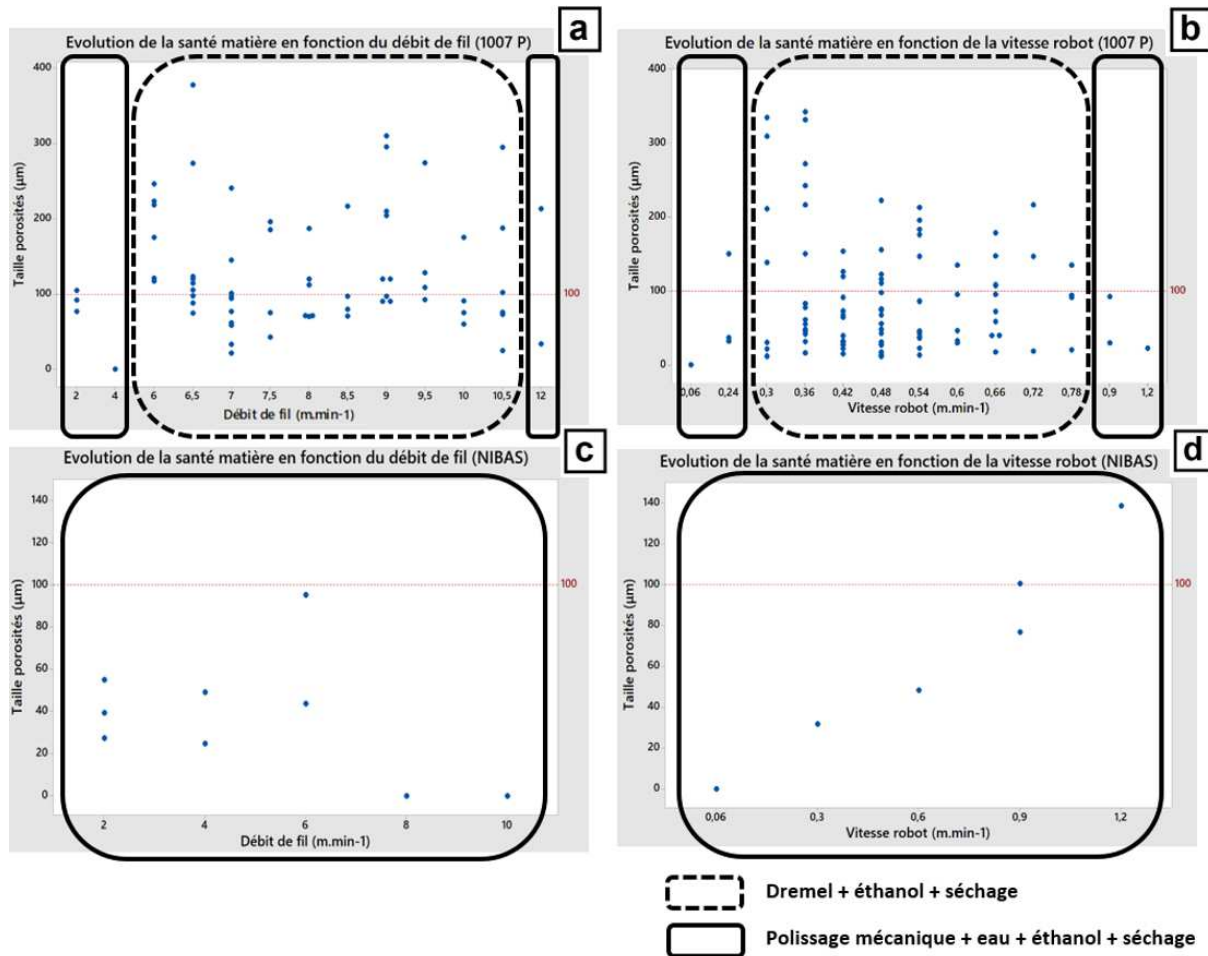


Figure II-19 – Distribution des porosités dans les monocordons en fonction de WFS et TS pour les deux méthodes de préparation de surface, pour les lois 1007 P (a) et (b) et NIBAS (c) et (d)

L'enlèvement de la couche d'oxyde naturelle hydratée et adsorbant potentiellement des hydrocarbures, et les précautions prises entre ce nettoyage et le début du dépôt permet d'éliminer presque complètement les filiations de porosités alignées à l'interface substrat / dépôt. Les porosités résiduelles, bien moins nombreuses, demeurent d'un diamètre inférieur ou égal à la centaine de micromètres. Notons qu'à méthode de préparation de surface similaire, la santé matière entre les lois NIBAS et 1007 pulsée sont très proches, tant en nombre de porosités qu'en dimensions (Figure II-19.c, d).

Ces analyses de santé matière sur les 36 monocordons (181 porosités au total), permettent également de garantir et de contrôler le comportement futur de notre procédé CMT sur cet alliage à l'aide de l'introduction du paramètre de limite supérieure de sécurité (LSS) défini à «  $X + 3\sigma$  » et cela pour les deux méthodes de préparation de surfaces (Figure II-20). Ainsi, la présence de porosités de tailles supérieures à la LSS lors des futures impressions signifiera que le process a dérivé et que les monocordons imprimés présentent une santé matière différente de celle validée durant ces travaux. Une recherche des causes racine de la dérive devra alors être engagée.

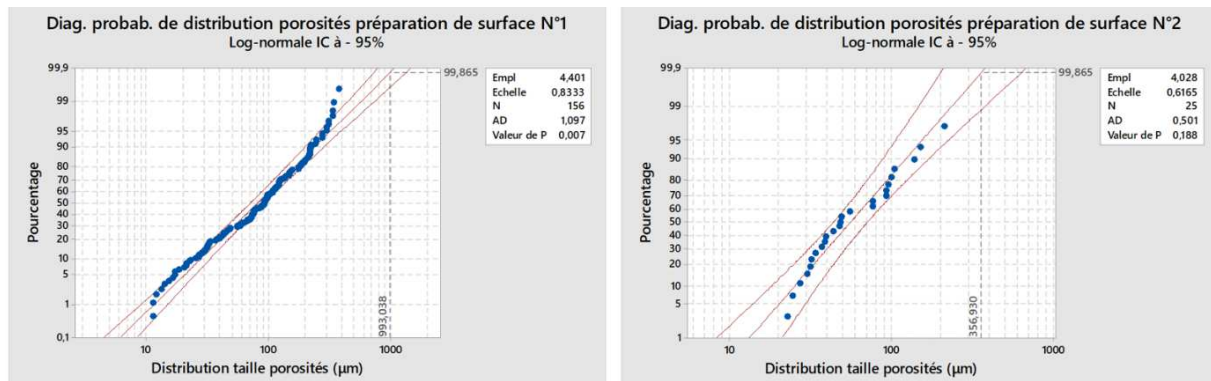


Figure II-20 – Diagramme de probabilité de la distribution des singularités en fonction de la méthode de préparation de surface

Ces limites hautes de sécurité sont de 993  $\mu\text{m}$  en imprimant avec la première méthode de préparation de surface, et de 357  $\mu\text{m}$  en utilisant la deuxième méthode de préparation de surface (polissage mécanique).

### Etude des zones métallurgiques

Dans cette partie, les résultats de l'étude de la macro- et microstructure des monocordons sont présentés. Les différentes zones associées à chaque monocordon sont étudiées en fonction des paramètres procédés. Ces zones (ZF, ZRF, ZAT) sont constituées de microstructures très différentes, dépendantes de l'histoire thermique vue par chaque zone comme expliqué par la bibliographie.

De manière générale, les profondeurs de ZRF évoluent de 1,45 à 4,45 mm avec la diminution de la vitesse robot et de 1,09 à 2,95 mm avec l'augmentation du débit de fil pour la loi NIBAS. Pour la loi 1007 P, cette même profondeur de zone varie entre 1,20 et 3,94 mm lors de la variation de TS et entre 0,88 et 2,86 mm lors de la variation de WFS (Figure II-21). Les profondeurs des zones affectées thermiquement varient quant à elles, entre 0,83 et 6,16 mm lors de la variation de TS et entre 0,91 et 1,67 mm lors de la variation de WFS pour la loi NIBAS. Les monocordons imprimés avec la loi 1007 P voient leurs profondeurs de ZAT comprises entre 0,53 et 4,96 mm lors de la variation de TS et entre 0,59 et 1,02 mm lors de la variation de WFS. Pour tous les monocordons imprimés, nous remarquons donc une plus grande profondeur des zones refondues par rapport aux profondeurs de ZAT (Figure II-21). La majeure partie de l'énergie fournie par le générateur du CMT sert donc à fusionner le fil et à fondre le substrat et non à le chauffer.

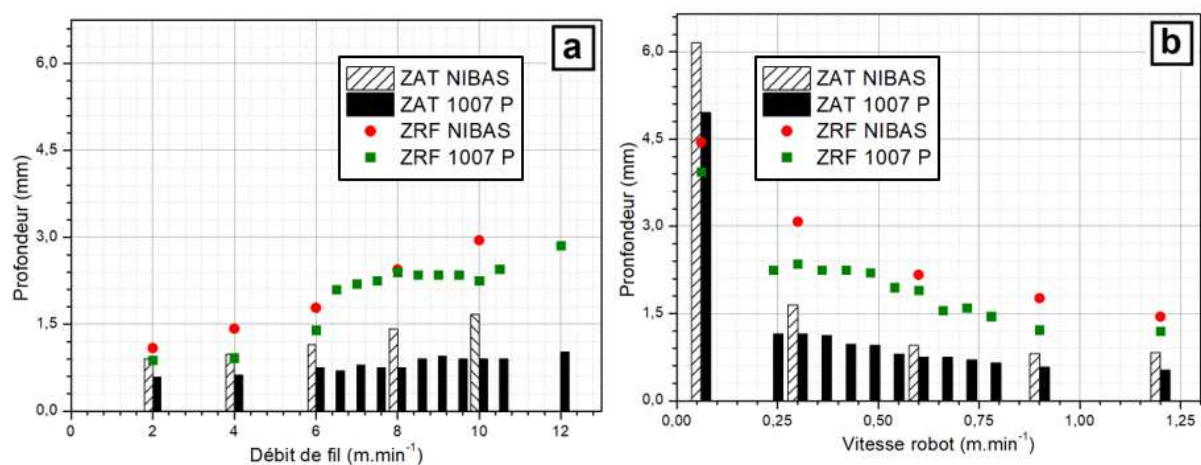


Figure II-21 – Évolution des profondeurs des ZAT et ZRF en fonction de la vitesse robot (a) et du débit de fil (b)



Ces observations sont également très intéressantes car elles nous renseignent sur l'évolution exacte de ces deux zones pour chaque couple de paramètres. La variation de la vitesse robot semble être le paramètre le plus influent sur la profondeur des ZRF et ZAT. Des augmentations d'un facteur 3 de la ZRF et d'un facteur 8 de la ZAT sont enregistrées entre une vitesse de dépôt de  $1,2 \text{ m.min}^{-1}$  et  $0,06 \text{ m.min}^{-1}$ , et cela pour les deux lois synergiques testées. Au contraire, la variation du débit de fil sur les plages min/max autorisées par les deux lois synergiques entraîne une variation moins importante de la taille de ces deux zones avec une augmentation moyenne d'un facteur 2 de la ZRF et inférieur à 2 pour la ZAT entre un débit de fil de  $2 \text{ m.min}^{-1}$  et  $10 \text{ m.min}^{-1}$ , et cela pour les deux lois synergiques testées. Notons que d'un point de vue géométrique, la forme globale (rapport largeur / hauteur) de ces deux zones reste semblable quel que soit le paramètre variable.

En s'intéressant à la microstructure de ces zones refondues, on remarque que les ex-grains  $\beta$  composant les zones refondues sont de moins en moins larges avec l'augmentation de la vitesse robot (Figure II-23). Ceci témoigne d'un temps de séjour au-dessus du transus moins importants, combiné à des vitesses de solidification de plus en plus rapides lorsque la vitesse de dépôt augmente.

Les microstructures composant la zone affectée thermiquement (ZAT) et la zone refondue (ZRF) sont uniquement martensitiques, et ce quels que soient la vitesse robot ou le débit de fil utilisé (Figure II-21). Le substrat, d'une grande massivité par rapport au dépôt, impose à ces zones des vitesses de refroidissement élevées. Ces observations microstructurales nous permettent de conclure que malgré une variation énergétique (à travers la variation de TS notamment), les vitesses de refroidissement restent supérieures à la vitesse critique de formation de la martensite, de l'ordre de  $410 \text{ }^\circ\text{C/s}$  pour le TA6V [152].

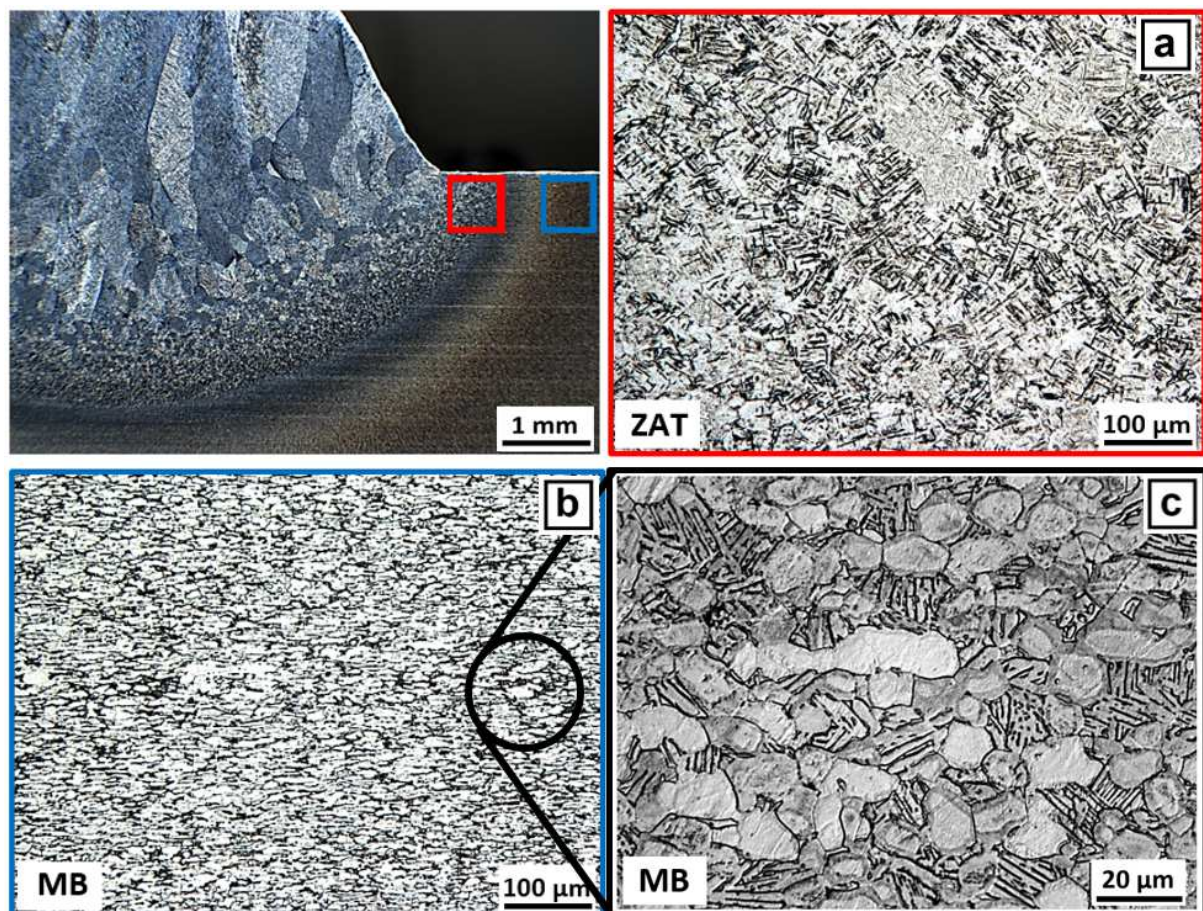


Figure II-22 – Micrographies  $\times 50$  et  $200$  montrant la différence de microstructure entre la ZAT (a) et le métal de base (b, c)

En s'intéressant aux zones fondues des différents monocordons selon les différentes sections métallographiques, il a été remarqué une géométrie stable des ex-grains bêta sur toute la longueur des monocordons. Les largeurs et inclinaisons moyennes des ex-grains bêta sont identiques quelle que soit la zone de mesure (coupe longitudinale de début, milieu ou fin de monocordon). En revanche, la largeur moyenne de ces ex-grains composant les zones fondues varie en fonction de la vitesse robot, et cela pour les deux lois synergiques étudiées (Figure II-23). Ainsi, pour la loi NIBAS, une largeur moyenne d'ex-grains est égale à  $0,32 \pm 0,05$  mm pour la vitesse robot la plus élevée et augmente à  $1,13 \pm 0,1$  mm pour la vitesse de dépôt la plus faible. Cette largeur moyenne, mesurée sur les coupes longitudinales des différents monocordons, est comprise entre  $0,24 \pm 0,06$  et  $1,28 \pm 0,10$  mm lors de la variation de la vitesse robot en utilisant la loi 1007 pulsée. Au contraire, la largeur moyenne reste stable, comprise entre  $0,42 \pm 0,05$  et  $0,59 \pm 0,10$  mm quel que soit le débit de fil utilisé, et cela pour les deux lois synergiques.

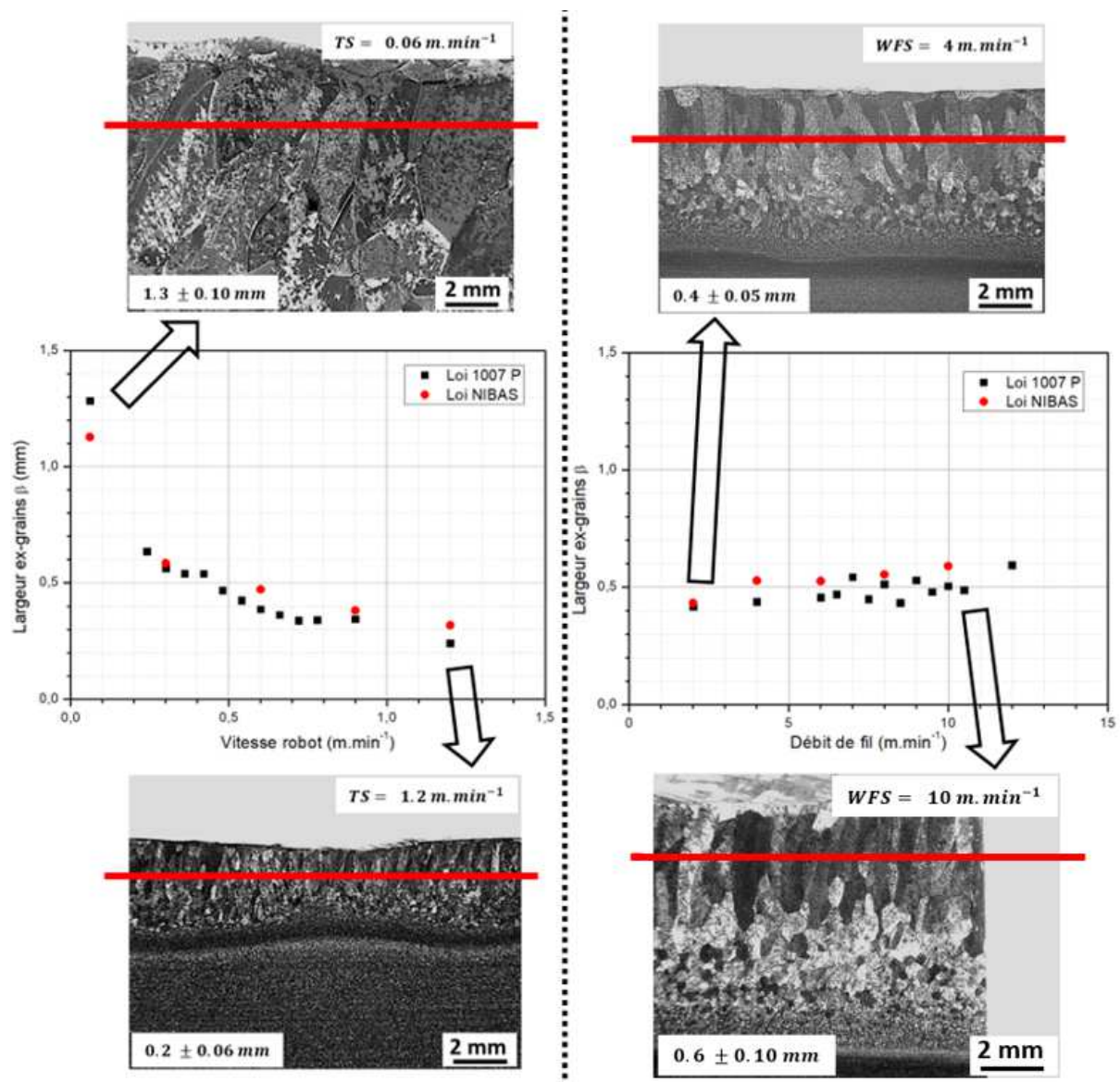


Figure II-23 – Évolution de la largeur moyenne des ex-grains en fonction de TS et WFS, pour les lois synergiques utilisées ; les lignes rouges sur les micrographies sont les lignes d'analyses par méthode des intercepts

Notons enfin qu'il existe une certaine inclinaison dans le sens de dépôt de ces ex-grains  $\beta$  par rapport à la verticale. Ces inclinaisons  $\delta$  témoignent de la direction de solidification du bain de fusion, et sont plus marquées lorsque la vitesse de dépôt baisse avec des valeurs comprises entre  $5^\circ$  pour les vitesses les plus



rapides et  $29^\circ$  pour les vitesses de dépôts les plus lente. Cet angle  $\delta$  reste par contre stable quel que soit le débit de fil utilisé lors des impressions comme montré à la Figure II-24.b.

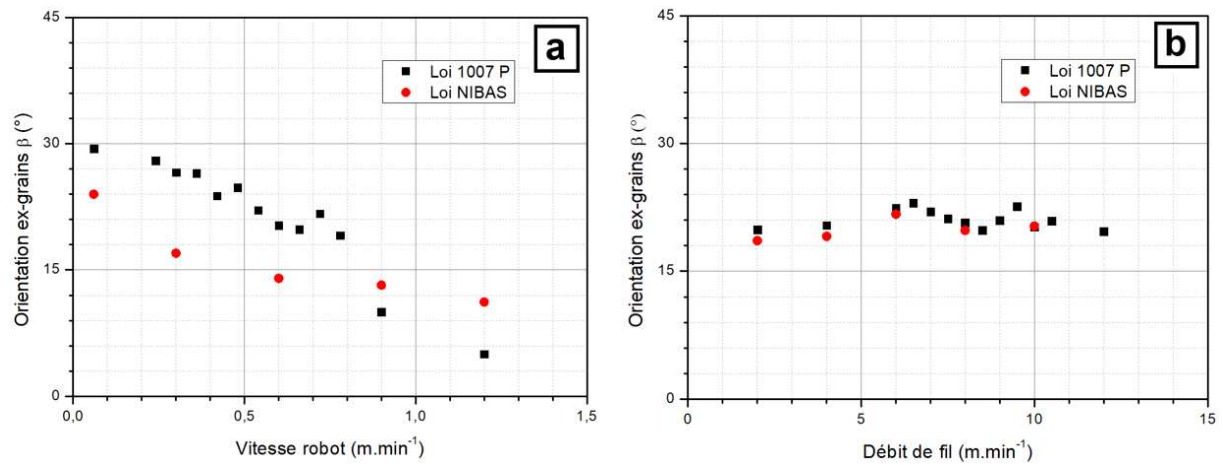


Figure II-24 – Évolution de l'orientation des ex-grains en fonction de TS (a) et WFS (b), pour les lois 1007 P et NIBAS

La microstructure des dépôts est essentiellement de type martensitique, avec cependant la présence de microstructures de Widmanstätten fine (notamment au niveau de la zone fondue) pour certains monocordons. En variant le débit de fil, peu de changements de microstructures sont observés, et cela pour les deux lois synergiques étudiées et les trois zones caractérisées (zone fondue, refondue et affectée thermiquement). La microstructure est essentiellement de type martensitique (Figure II-25).

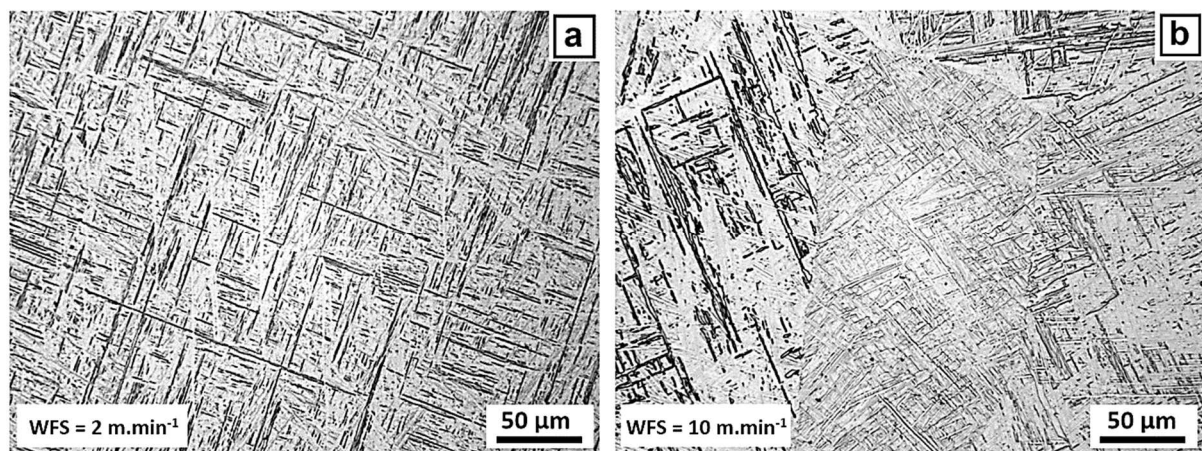


Figure II-25 – Micrographies de la ZF des monocordons imprimés avec la loi 1007 P pour WFS = 2 m.min<sup>-1</sup> (a) et 10 m.min<sup>-1</sup> (b) ; la microstructure est ici exclusivement martensitique

Au contraire, la variation de la vitesse robot (TS) entraîne une variation de la microstructure, avec une microstructure martensitique pour les vitesses robot les plus rapides, et une microstructure de type Widmanstätten fine pour les vitesses robot les plus faibles (Figure II-26). Notons que ces différences microstructurales sont présentes pour les deux lois synergiques testées. Elles viennent confirmer les caractérisations macrostructurales présentées précédemment concernant l'impact de la variation du débit de fil et de la vitesse robot sur les vitesses de refroidissement.



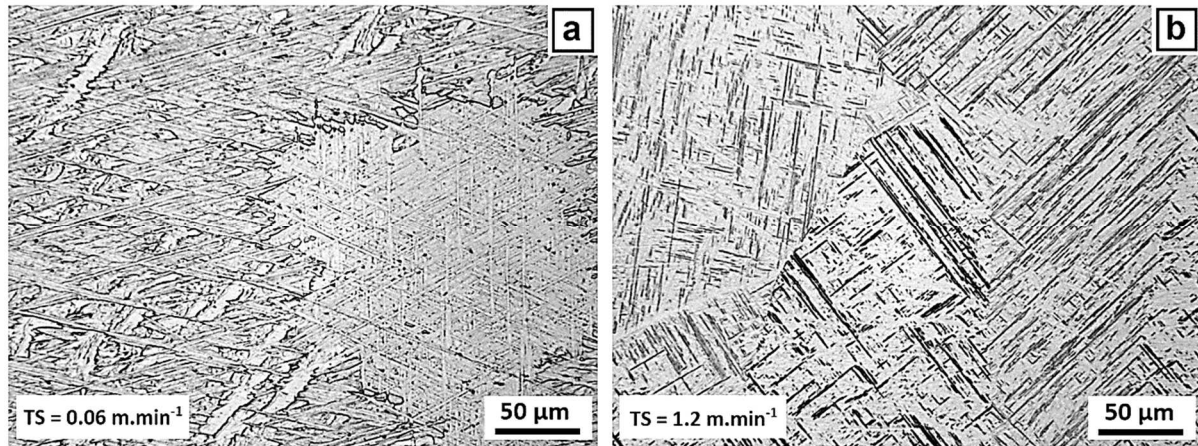


Figure II-26 – Micrographies de la ZF des monocordons imprimés avec la loi 1007 P pour  $TS = 0,06 \text{ m.min}^{-1}$  (a = Widmanstätten) et  $1,2 \text{ m.min}^{-1}$  (b = martensite)

Ce changement de microstructure (martensitique - Widmanstätten fin) commence à se produire lorsque la vitesse robot descend en dessous de  $0,24 \text{ m.min}^{-1}$  pour la loi 1007 P et entre  $0,3$  et  $0,06 \text{ m.min}^{-1}$  pour la loi NIBAS (probablement une vitesse proche de  $0,24 \text{ m.min}^{-1}$  aussi). Ces observations sont confirmées par des analyses EBSD (détecteur Nordlys Fast Oxford équipant un MEB FEG JEOL 7000F) comme montré dans les cartographies ci-dessous (Figure II-27 et Figure II-28).

En fonction du débit de fil, quelles que soient les deux lois synergiques, peu de variation de largeur des lamelles  $\alpha'$  est observé avec la loi NIBAS (Figure II-27.a, b). L'évolution de la largeur de la sous-structure  $\alpha'$  en fonction du débit de fil est donnée à la Figure II-29.a pour les deux lois synergiques étudiées. La largeur moyenne des lamelles  $\alpha'$  est respectivement égale à  $2,07 \pm 0,17 \mu\text{m}$  et  $2,66 \pm 0,23 \mu\text{m}$  pour un WFS de  $2 \text{ m.min}^{-1}$  et  $10 \text{ m.min}^{-1}$ .

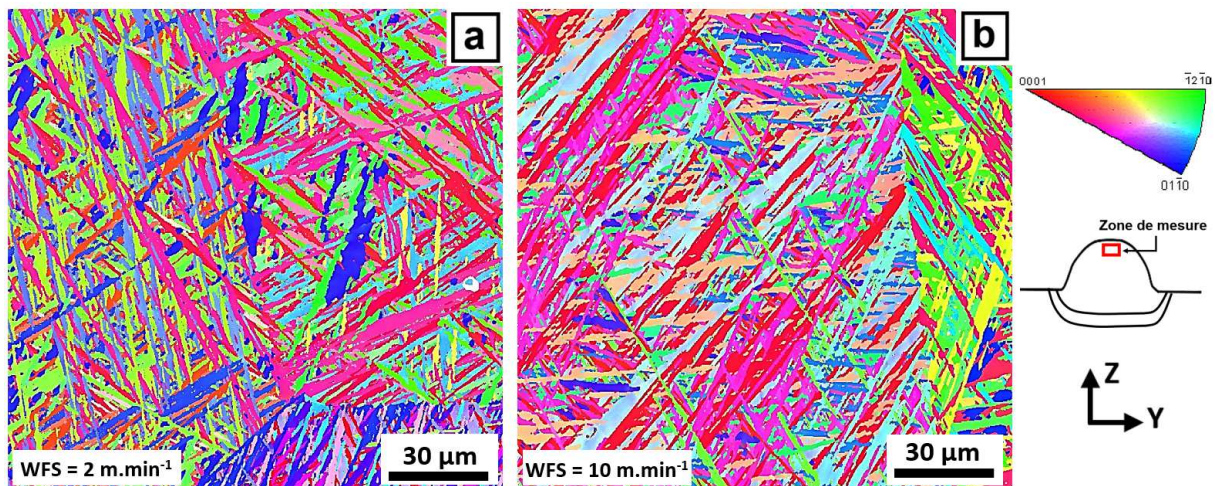


Figure II-27 – Cartographies EBSD en IPF-Z de la ZF des monocordons imprimés avec la loi NIBAS pour  $WFS = 2 \text{ m.min}^{-1}$  (a) et  $10 \text{ m.min}^{-1}$  (b) ; la microstructure est ici exclusivement martensitique

Il en est différemment en fonction de la vitesse de translation du robot. En variant la vitesse robot, l'évolution de la sous-structure  $\alpha$  est davantage marquée (Figure II-28 et Figure II-29). La largeur des lamelles diminuent de  $6,18 \pm 0,26 \mu\text{m}$  ( $\alpha$ ) à  $2,38 \pm 0,06 \mu\text{m}$  ( $\alpha'$ ) lorsque la vitesse de dépôt croît de  $0,06 \text{ m.min}^{-1}$  à  $1,2 \text{ m.min}^{-1}$ .



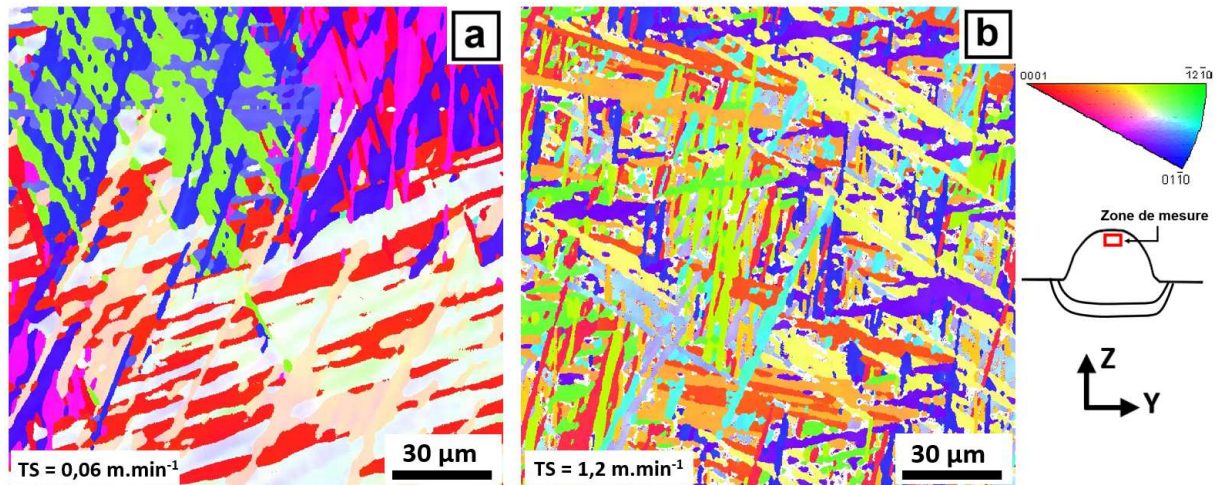


Figure II-28 – Cartographies EBSD en IPF-Z de la ZF des monocordons imprimés avec la loi NIBAS pour  $TS = 0,06 \text{ m.min}^{-1}$  (a) et  $1,2 \text{ m.min}^{-1}$  (b) ; la microstructure est ici martensitique pour  $TS = 1,2 \text{ m.min}^{-1}$  et Widmanstätten pour  $TS = 0,06 \text{ m.min}^{-1}$

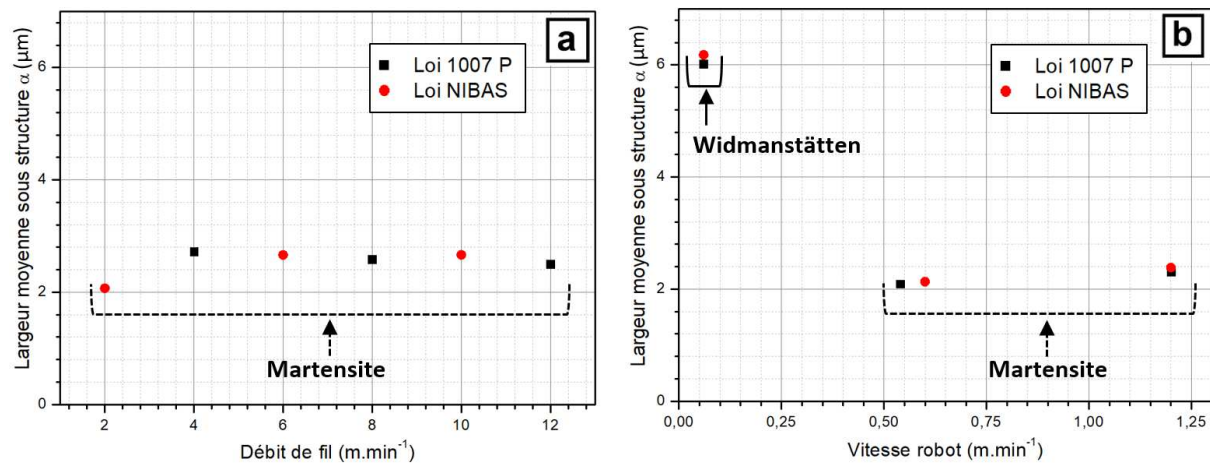


Figure II-29 – Évolution de la sous structure en fonction des paramètres procédé d'ordre 1 (WFS – a) ( $TS$  – b) pour les deux lois synergiques

Les comparaisons de largeur de lamelles précédentes en fonction des paramètres procédés ont été réalisées toutes pour une même zone de la ZF. En effet, il a été observé également une très légère variation de taille de microstructure entre haut et bas de la zone fondue au sein d'un même monocordon issus de ces dernières conditions de dépôt (Figure II-30.a, b). La microstructure est légèrement plus fine dans la zone refondue par rapport au haut de la zone fondue. Cette observation est d'autant plus marquée lorsque la hauteur de zone fondue est importante. Cela s'expliquerait par un gradient de vitesse de refroidissement au sein même du monocordon, avec une vitesse de refroidissement légèrement plus élevée en bas de celui-ci (zone refondue) par rapport au haut (zone fondue). Ainsi, le substrat jouerait le rôle de puit thermique dissipant rapidement la chaleur du dépôt à sa base, et plus lentement en haut des monocordons. Ce gradient thermique explique d'ailleurs la présence d'ex-grains  $\beta$  colonnaires dans le sens du gradient thermique au sein du monocordon. Ces observations, à peine perceptibles en microscopie optique, sont mieux cernées par analyses EBSD comme présenté en Figure II-30.

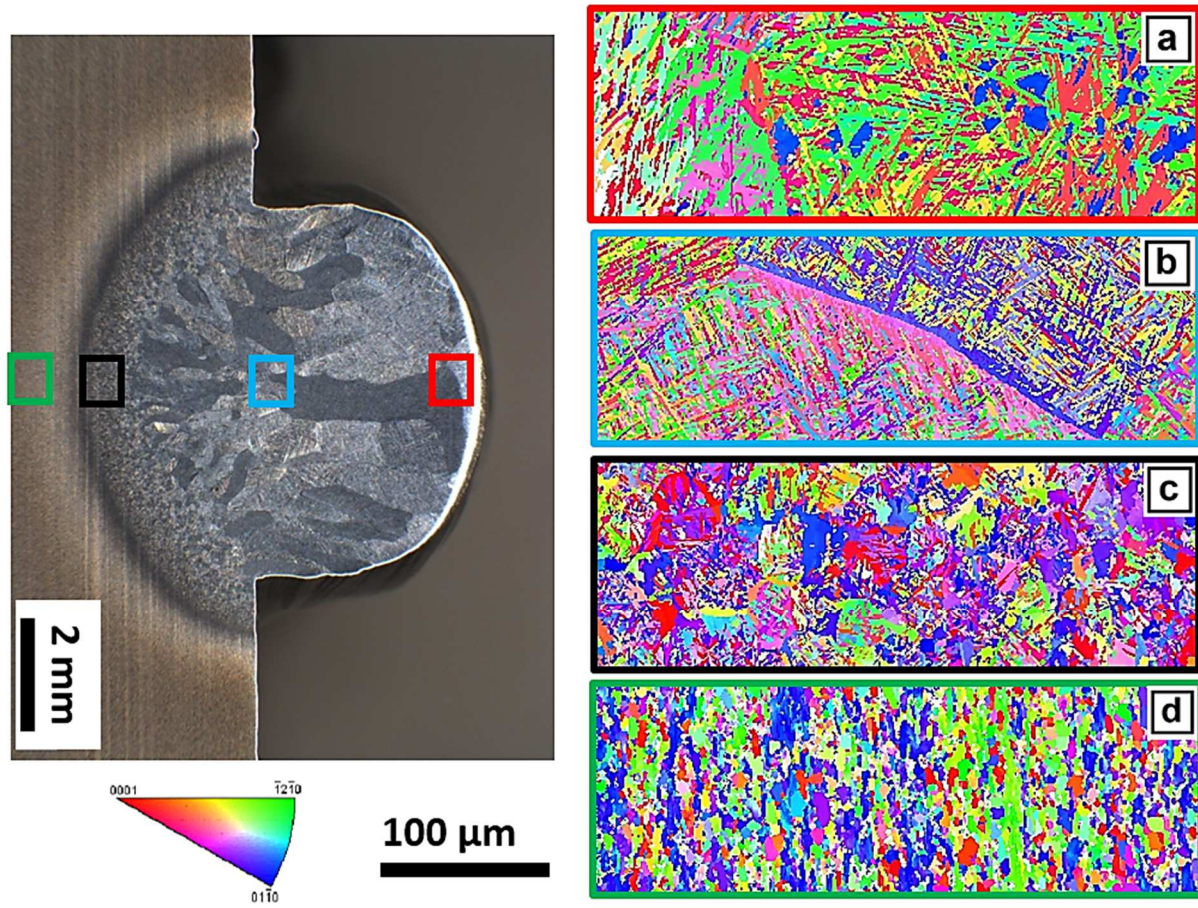


Figure II-30 – Cartographies EBSD en IPF-Z des microstructures des différentes zones des monocordons – Loi 1007 P / WFS = 6,5 m.mir<sup>1</sup> / TS = 0,36 m.mir<sup>1</sup>

### Etude des propriétés mécaniques

Afin de compléter les observations métallurgiques, des essais de dureté Vickers ont été effectués, après polissage miroir et attaque chimique dans les deux plans de caractérisation de nos dépôts. Pour avoir une mesure sensible aux variations de microstructures, il a été décidé d'utiliser une charge d'essais de 300 grammes. Ces essais ont pour but de détecter une variation de dureté dans les différentes zones constituant les monocordons (ZF, ZRF, ZAT) (plan transverse) et une variation de dureté au sein d'un même monocordon dans les zones de début, milieu et fin de dépôt (plan longitudinal) et ce pour les différents monocordons imprimés (Figure II-31). Afin de respecter les normes ISO 6507 et ASTM E384, les temps de mise en charge et de maintien sont supérieurs à 15 secondes et un espacement inter-empreintes supérieur à 3 fois la diagonale de l'empreinte est respecté.



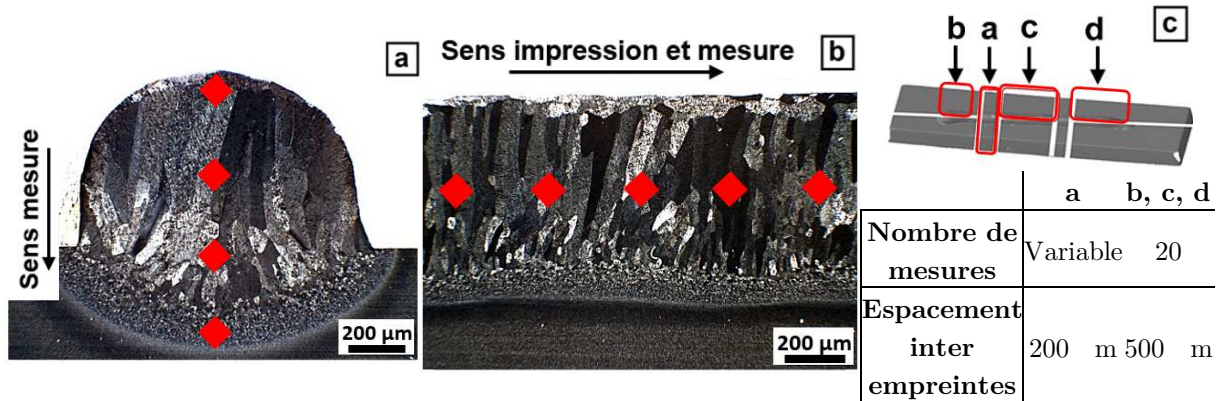


Figure II-31 – Méthodologie et nombre de mesures de dureté sur dépôts, pour les deux plans d’analyses

Les résultats des essais de dureté effectués au sein des trois zones (ZF, ZRF, ZAT) selon le plan longitudinal d’un même dépôt sont présentés à la Figure II-32. Les valeurs de dureté obtenues au niveau de ces trois zones varient peu (entre 328 et 354 HV<sub>0.3</sub>) et sont similaires d’un point de vue statistique. Ainsi, quels que soient les paramètres procédé (WFS, TS, lois synergiques) les monocordons présentent une dureté constante sur toute leur longueur (150 mm). Ces observations confirment les analyses précédentes, démontrant une macro et une microstructure stables sur toute la longueur de nos impressions.

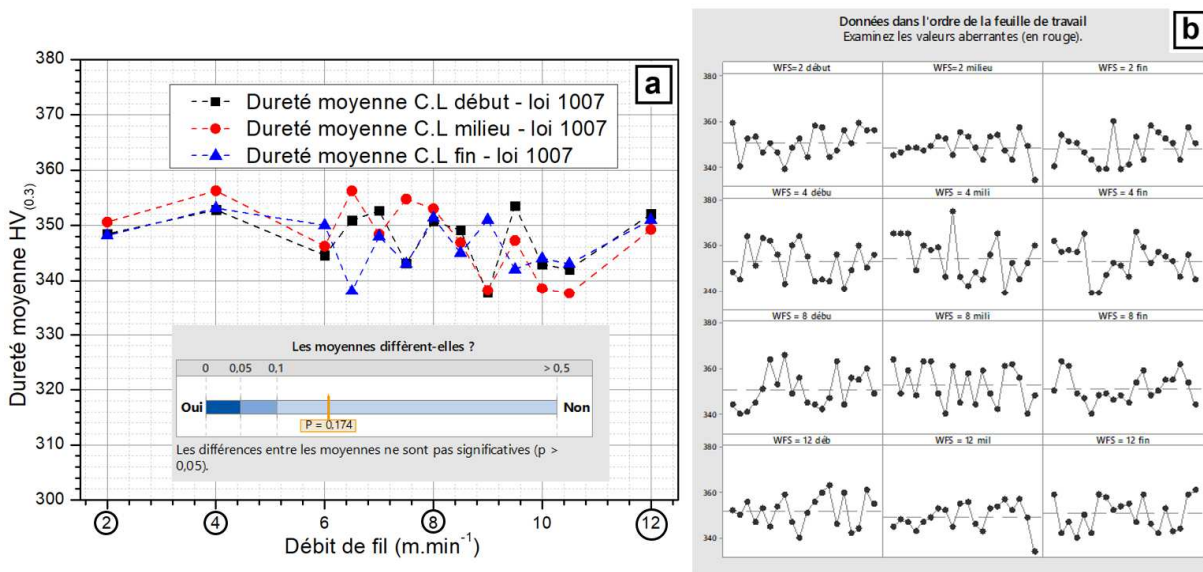


Figure II-32 – Évolution de la dureté moyenne sur coupes longitudinales entre début, milieu et fin des dépôts (a) et évolution de la dureté des 20 points composant chaque zone (b)

L’influence de la variation des paramètres « lois synergiques, débit de fil et vitesse robot » a également été étudiée. A paramétrie similaire, peu de variations de dureté sont observées entre un monocordon imprimé avec la loi NIBAS et un avec la loi 1007 comme montré à la Figure II-33. De plus, en fonction du débit de fil, nous remarquons une stabilité de dureté. Les duretés des différents monocordons imprimés sont ainsi comprises entre 338 ± 8 et 356 ± 10 HV<sub>0.3</sub> pour la loi 1007 P et entre 344 ± 5 et 353 ± 6 HV<sub>0.3</sub> pour la loi NIBAS. En revanche, une augmentation de la vitesse robot engendre une augmentation de la dureté comme indiqué en Figure II-33.b. Nous avons ainsi des valeurs de dureté évoluant entre 321 ± 12 HV<sub>0.3</sub> pour les vitesses robot les plus lentes et 354 ± 6 HV<sub>0.3</sub> pour celles les plus rapides (loi NIBAS). Cette variation de dureté est comprise entre 326 ± 8 HV<sub>0.3</sub> et 347 ± 13 HV<sub>0.3</sub> pour les monocordons imprimés avec la loi 1007 P, lors de l’augmentation de la vitesse robot. L’influence de ces deux paramètres

a été confirmée par analyses statistiques ANOVA ( $P > 0,05$  pour WFS et  $P < 0,05$  pour TS), et sont en accord avec les observations métallurgiques précédentes. En effet, la microstructure martensitique, observée pour des monocordons imprimés à des vitesses de dépôt élevées est plus dure que la microstructure de Widmanstätten obtenue pour des vitesses robot plus faibles.

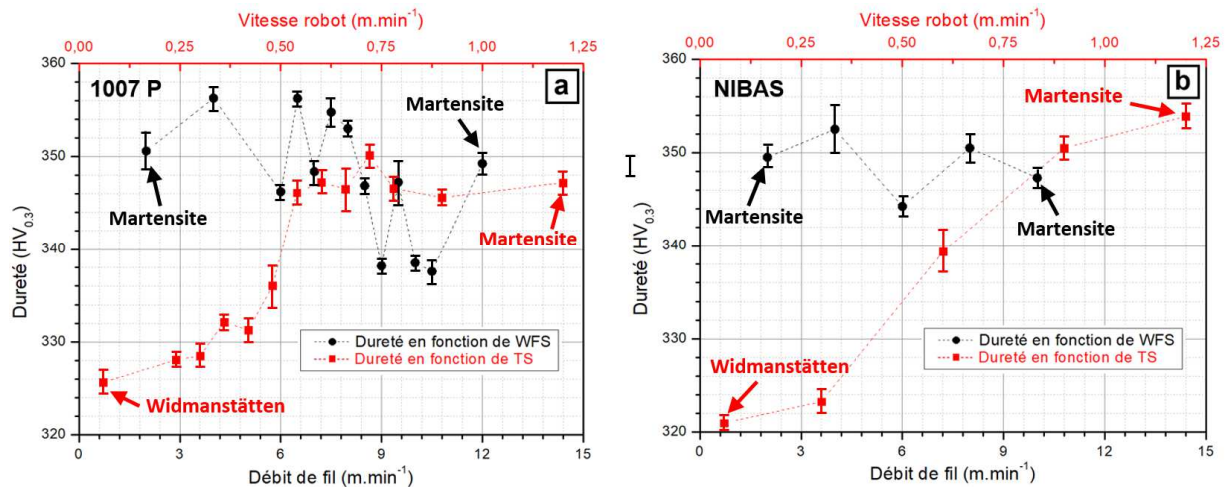


Figure II-33 – Évolution de la dureté des différents dépôts en fonction de WFS et TS (a) 1007 P et (b) NIBAS

Notons enfin que ces valeurs de dureté sont en accord avec celles de la bibliographie pour l'alliage Ti-6Al-4V de microstructure martensitique, obtenu par fabrication additive fil [138] [88]. Une étude complémentaire de la dureté est effectuée selon le même principe et à des charges similaires, sur les coupes transverses (Figure II-31). Cette étude a pour but de déceler l'existence de gradient de dureté entre les différentes zones composant les monocordons. Les résultats montrent une dureté similaire entre zones fondues et refondues.

Ces essais de dureté ont été complétés par des mesures de flèche du substrat afin d'estimer le niveau de contraintes résiduelles dans les monocordons en fonction des paramètres procédés. Nous remarquons, par exemple, une quasi-stabilité d'un point de vue statistique de ces déformations quel que soit le débit de fil (Figure II-34.a). Nous avons ainsi pu mesurer des flèches égales à  $0,68 \pm 0,03$  mm (loi 1007 P) et  $0,46 \pm 0,05$  mm (loi NIBAS) pour un WFS de  $2 \text{ m.min}^{-1}$ . Pour un débit de fil de  $10 \text{ m.min}^{-1}$  ces valeurs sont portées respectivement à  $0,66 \pm 0,1$  mm et  $0,39 \pm 0,05$  mm pour les lois 1007 P et NIBAS. L'ensemble des valeurs de flèches mesurées varie ainsi entre  $0,63 \pm 0,08$  et  $0,68 \pm 0,03$  mm pour la loi 1007 pulsée et entre  $0,39 \pm 0,05$  et  $0,59 \pm 0,12$  mm pour la loi NIBAS. Notons enfin que des déformations moindres sont enregistrées avec la loi NIBAS.

Par contre, une baisse significative de la flèche des substrats est enregistrée en fonction de la vitesse de translation du robot (Figure II-34.b). Nous passons ainsi d'une déflexion moyenne de  $0,95 \pm 0,12$  mm et  $0,64 \pm 0,09$  mm pour les lois 1007 P et NIBAS à  $TS = 0,06 \text{ m.min}^{-1}$ , à une déflexion de  $0,43 \pm 0,05$  et  $0,32 \pm 0,05$  mm (loi 1007 P / loi NIBAS) pour une vitesse robot égale à  $1,2 \text{ m.min}^{-1}$ .

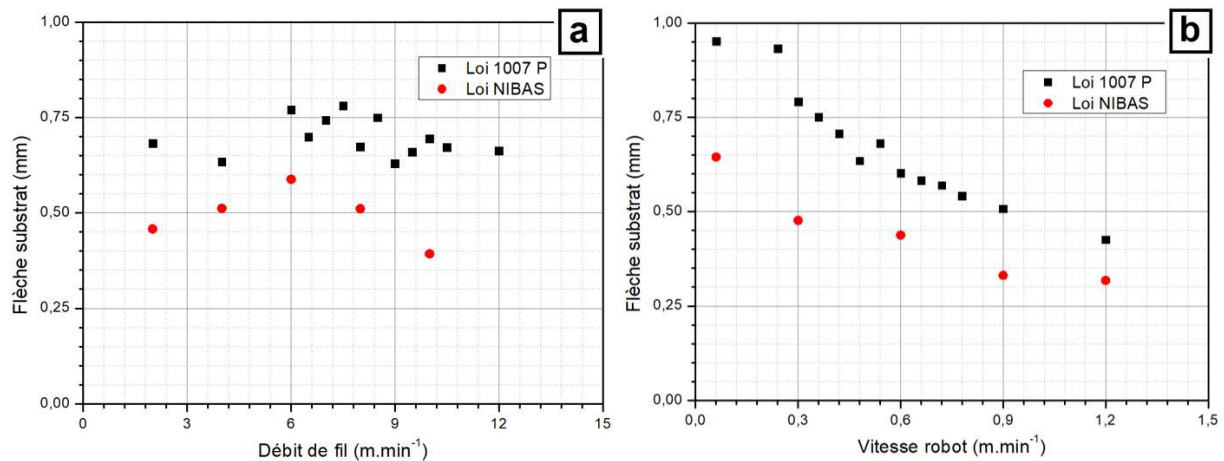


Figure II-34 – Évolution de la flèche en bout de substrat lors de la variation du débit de fil (a) et de la vitesse de dépôt (b)

### Synthèse

Suite aux différentes campagnes expérimentales portant sur la réalisation de monocordons linéaires, une certaine compréhension du procédé CMT a été acquise. Les principales similitudes et différences entre l'utilisation de la loi 1007 pulsée et la loi NIBAS non pulsée ont été déterminées. Cette étude a mis en évidence une plus forte influence de la variation de la vitesse de dépôt sur les composantes morphologiques, métallurgiques et mécaniques des monocordons par rapport à la variation du débit de fil. La variation du paramètre débit de fil semble uniquement impacter la morphologie des monocordons avec une augmentation de largeur et hauteur lorsque le débit de fil augmente.

Ces différences de comportement s'expliquent par une étude énergétique du procédé CMT. En l'absence de monitoring du procédé, permettant un suivi précis de l'évolution de la tension et l'intensité au cours des dépôts, une puissance moyenne par monocordon est utilisée. Les différents calculs énergétiques du procédé CMT abordé dans ces travaux sont donc basés sur le produit suivant :  $P_{moy} = I_{moy} \times U_{moy}$ .

En considérant cela, il en ressort qu'en variant le débit de fil, le générateur adapte automatiquement l'intensité et la tension délivrés pour rester dans les plages énergétiques fixées par le constructeur (à travers les lois synergiques), engendrant cette stabilité métallurgique et mécanique (Figure II-35.a). L'augmentation de taille des monocordons s'explique par une quantité de matière fondue plus importante. En revanche, la vitesse de dépôt n'étant pas gérée par les lois synergiques, sa variation n'engendre pas d'adaptation du courant ou de la tension lors de l'impression par le générateur (Figure II-35.b). Ceci entraîne une baisse de la densité volumique de puissance pour les vitesses de dépôts les plus rapides, en accord avec les observations métallurgiques et mécaniques observées sur les différentes campagnes d'impressions.





cette stratégie pour l'étude de la juxtaposition des monocordons dans le plan avec cette méthode contour. Seule la paramétrie suivante a été testée : loi 1007 pulsée, WFS = 8,5 m.min<sup>-1</sup>, TS = 0,9 m.min<sup>-1</sup>. Pour cela, 9 monocordons ont été imprimés côte à côte en variant le pas d'espacement inter-cordons entre 2,5 et 6 mm (Figure II-37). Les analyses par microscopie 3D montrent que les meilleurs états de surface de la couche (régularité / continuité inter-monocordons) se situent aux alentours d'un pas  $\Delta y$  variant entre 3 et 3,5 mm. Les analyses métallurgiques en coupe (Figure II-37) confirment cette plage de distance inter-cordons comprise entre 3 et 3,5 mm. Pour des valeurs plus faibles, la hauteur de la couche a tendance à augmenter et sa morphologie devient irrégulière. Au contraire pour des valeurs plus importantes de distance inter-cordons, un creux se forme entre les monocordons et devient prépondérant lorsque  $\Delta y$  augmente. Qui plus est, il est intéressant de noter que l'épaisseur de la zone refondue évolue également en fonction de cet espacement inter-cordons. En effet, pour les  $\Delta y$  faibles, un risque de collage existe comme montré à la Figure II-37. Ce phénomène est dû à l'amorce de l'arc sur le monocordon précédent et non le substrat. La continuité métallurgique est donc assurée pour la même plage de distance inter-cordons définie précédemment (entre 3 et 3,5 mm). Elle correspond à des profondeurs de zones refondues de l'ordre de 1,2 mm.

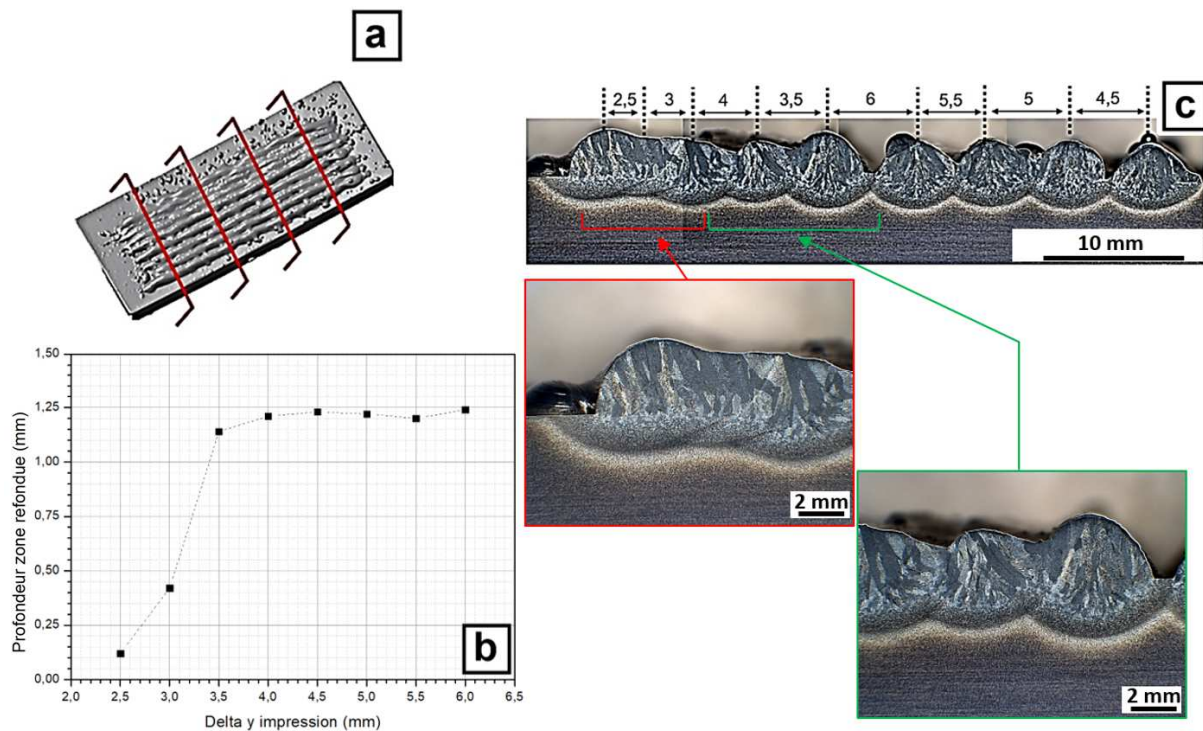


Figure II-37 – Étude métallurgique pour la détermination du pas  $\Delta y$  du mur linéaire large 1007 P avec le monocordon sélectionné (a - c) et évolution de la profondeur de la ZRF en fonction du pas  $\Delta y$  (b)

Par conséquent, un pas  $\Delta y_{(\text{linéaire})}$  égal à 3,3 mm est choisi. Celui-ci sera utilisé pour cette paramétrie (WFS = 8,5 m.min<sup>-1</sup>, TS = 0,9 m.min<sup>-1</sup>) lors de l'impression du mur large linéaire avec la loi 1007 P.

### Stratégie balayée dite « en zigzag »

Dans cette partie, une étude de la stratégie de construction en zigzag (Figure II-38) est présentée. Théoriquement, cette stratégie est plus adaptée aux constructions larges (ou volumineuses) car elle permet de s'affranchir de la limitation de largeur de monocordon en imprimant tout un plan 2D, de surface quelconque en une seule étape. Elle minimise donc les problèmes de mouillabilité ou de manque de fusion entre les cordons unitaires. L'utilisation de cette stratégie peut donc être intéressante pour une utilisation avec la loi synergique NIBAS.



Autre argument en faveur de cette stratégie, celle-ci permet, à paramétrie procédé identique à la stratégie « contour parallèle », d'obtenir des densités d'énergie plus élevées, pouvant être potentiellement favorable aux applications de rechargement abordées par la suite. En s'appuyant sur les études de monocordons linéaires, il a été choisi de faire varier uniquement la vitesse de dépôt lors de ces essais, en utilisant la loi NIBAS (Tableau II-2). La loi 1007 pulsée n'a pas été retenue pour cette étude car elle induisait de nombreuses projections et n'apportait pas de plus-value en regard de la loi NIBAS pour cette stratégie de balayage. Une stratégie de dépôt en zigzag de période **b** égale à 4 mm et de largeur **2 x h** égale à 28 mm sont testés (Figure II-38.a). Le choix de la période est basé sur des essais expérimentaux montrant une bonne stabilité de hauteur du plan 2D pour cette période. La largeur fixée est-elle de 28 mm afin de se rapprocher des largeurs des murs voulues, qui est de 30 mm. La longueur totale d'impression est conservée (120 mm) et tous les autres paramètres et moyens d'inertage sont identiques à l'étude précédente sur les monocordons.

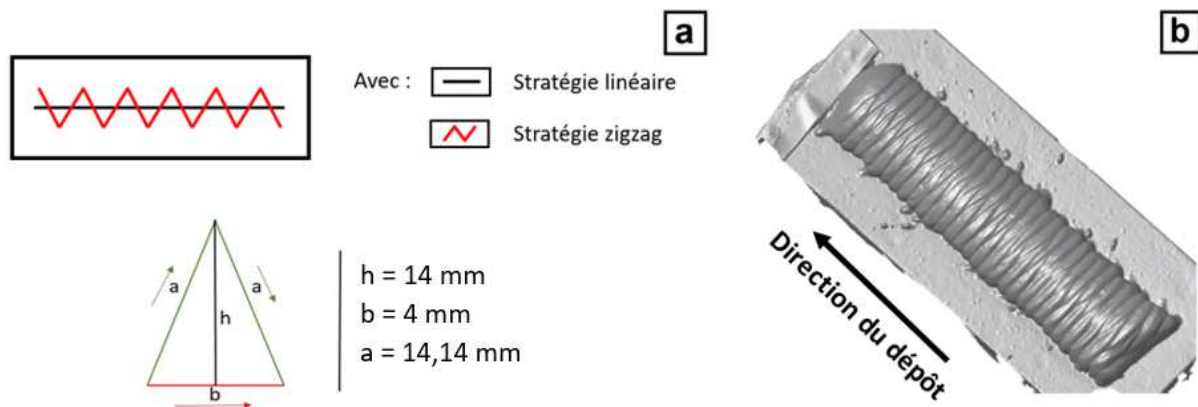


Figure II-38 – Principe de réalisation des dépôts avec la stratégie dite « en zigzag (a) et scan d'un dépôt (b)

Tableau II-3 - Plan d'expérience suivi pour les dépôts élaborés avec la stratégie dite « en zigzag »

Loi synergique	Référence essai	TS ( $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$ )	WFS ( $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$ )
NIBAS	Z - 7	0,3	8,5
	Z - 8	0,6	
	Z - 9	0,9	
	Z - 10	1,2	

Lors des impressions avec cette stratégie, une limitation du procédé est rapidement apparue. Une impossibilité de déposer des cordons a été constatée pour des vitesses robot inférieures à  $0,6 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ . En effet, en dessous de cette vitesse, la hauteur du dépôt devient supérieure au stick-out (15 mm) engendrant un contact entre le bain de fusion et le tube-contact de la buse de dépôt. Un dépôt à une vitesse de  $0,3 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$  a ainsi été arrêté très rapidement après son lancement (Figure II-39.a). Une deuxième impression similaire a été lancée pour vérification pour un même résultat.

En s'intéressant à l'évolution de la hauteur des monocordons en fonction de la baisse de vitesse robot, nous remarquons une rapide croissance de celle-ci, très supérieure à celle observée à paramétrie identique lors des monocordons (Figure II-39.b). Nous avons ainsi une augmentation de hauteur de plus de 150 % entre une vitesse robot variant de  $1,2$  à  $0,6 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ , alors que cette augmentation de hauteur n'est que de 73 % pour les dépôts linéaires pour la même plage de vitesses de translation.

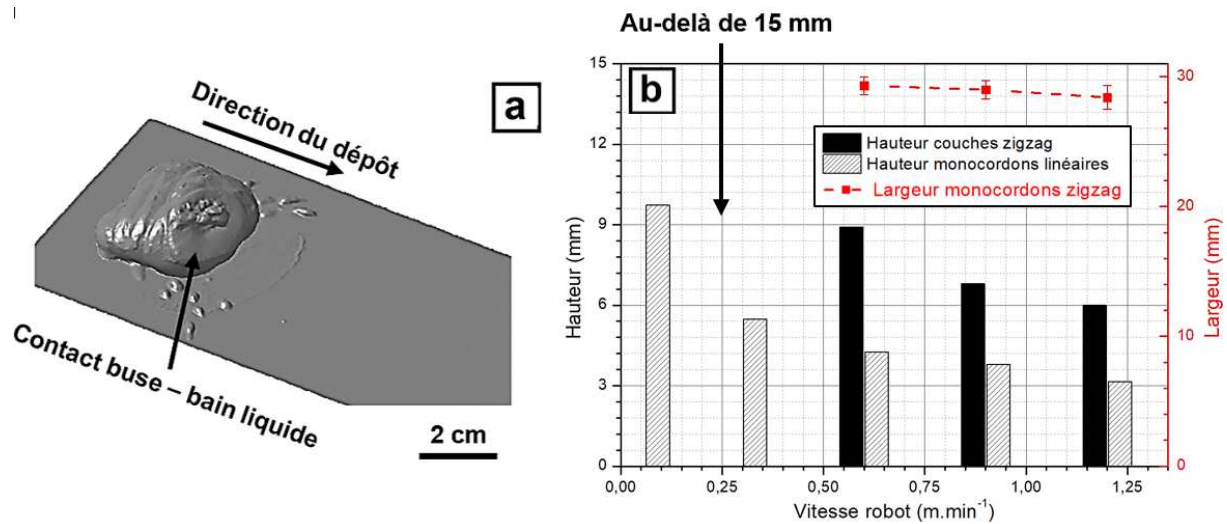


Figure II-39 – Problématique de contact « buse-dépôt » rencontrée (a) et évolution de la hauteur des cordons en fonction de la vitesse robot (b)

Cette augmentation importante de hauteur peut être expliquée notamment par l'augmentation de la quantité de matière introduite dans le bain de fusion, au fur et à mesure que le robot ralentit à l'approche des phases de changement de direction. Cette matière, comme lors des dépôts linéaires NIBAS, n'aurait pas tendance à s'étaler mais à s'accumuler. Les angles de contacts en bord de couche déposée n'augmentent pas lorsque la vitesse robot baisse, témoignant de l'absence d'étalement du surplus de matière. Au contraire, ils ont tendance à baisser, pour passer en dessous de 90° pour les faibles vitesses de dépôts, engendrant un dépôt en forme de « champignon » comme cela était le cas pour les dépôts linéaires effectués à faible TS (Figure II-40.b). Ce changement de forme de dépôt apparaît pour des vitesses robot bien supérieures par rapport aux dépôts linéaires avec la même loi synergique et les mêmes paramètres procédé.

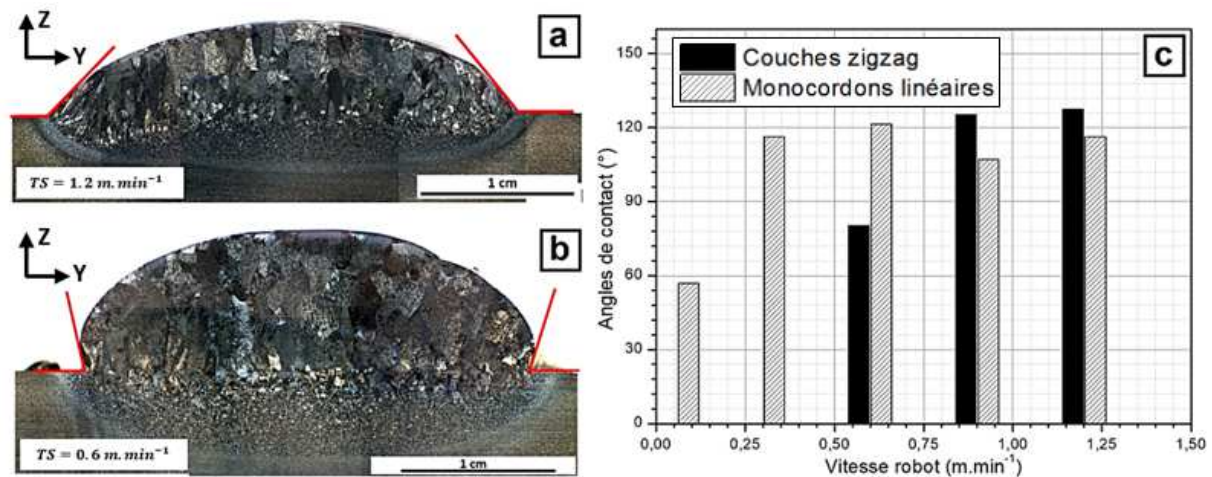


Figure II-40 – Évolution des angles de contact des dépôts zigzag en fonction de TS

La régularité des dépôts effectués par stratégie zigzag est satisfaisante, et est proche de celles des dépôts linéaires à vitesse robot et débit de fil égaux (Figure II-41).

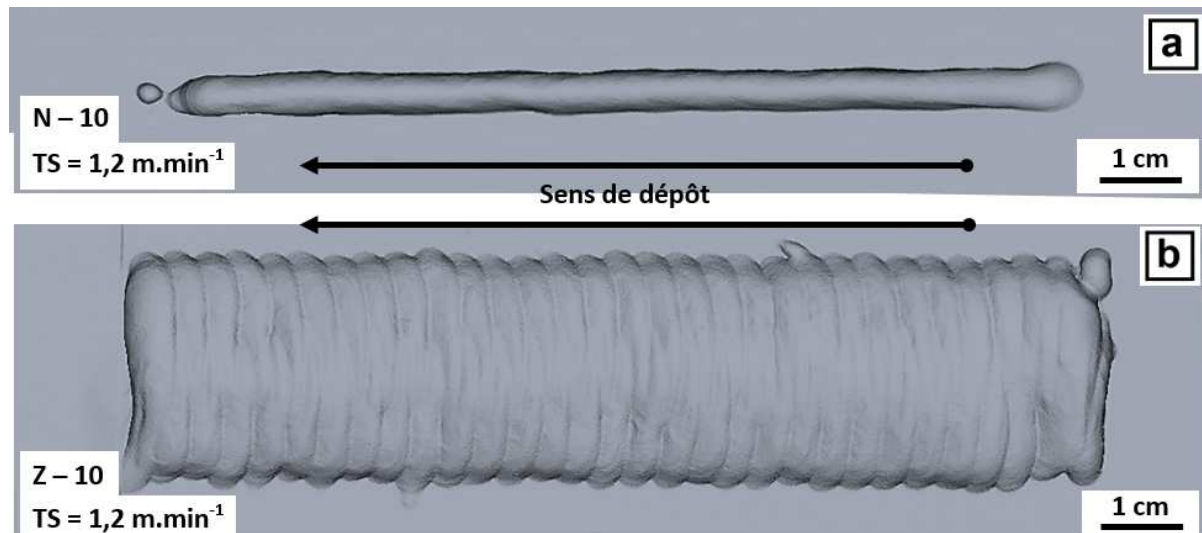


Figure II-41 – Maquettes numériques d'un monocordon linéaire (a) et couche zigzag (b) obtenus avec les mêmes paramètres procédé ( $WFS = 8,5 \text{ m.min}^{-1} / TS = 1,2 \text{ m.min}^{-1}$ ) et la loi NIBAS

L'arc électrique semble également stable durant tout le dépôt. La seule exception concerne le premier segment de trajectoire, en tout début de cordon, où l'arc semble légèrement fuyant. Celui-ci se stabilise cependant rapidement lors du deuxième segment et le demeure jusqu'à la fin d'impression. Nous avons ainsi pu calculer, grâce aux scans des dépôts, un écart type en largeur de 0,91 mm pour une largeur de dépôt égale à 28,4 mm (soit 3,2 %), pour une vitesse robot de 1,2 m.min<sup>-1</sup>. Pour une vitesse robot de 0,6 m.min<sup>-1</sup>, un écart type en largeur de 0,68 mm pour une largeur de dépôt égale à 29,3 mm (soit 2,3 %) est relevé.

L'étude microstructurale selon les coupes transverses et longitudinales après polissage miroir, montre la présence de nombreux défauts localisés à l'interface dépôt/substrat. Contrairement aux dépôts linéaires, des filiations de défauts linéaires sont présentes, en plus des porosités sphériques (Figure II-42). La taille de ces défauts dépasse largement ce qui avait été constaté sur les monocordons linéaires, avec l'existence de manque de fusion atteignant une longueur supérieure à 2 millimètres. La localisation, mais surtout la forme de ces défauts laisse présager un possible collage.

L'analyse microstructurale après attaque chimique révèle le phénomène de collage, avec des profondeurs de zones refondues (ZRF) très faibles voire nulle, et des profondeurs de zones affectées thermiquement (ZAT) importantes (Figure II-43). Des profondeurs de ZRF égales à  $1,45 \pm 0,17 \text{ mm}$  et  $2,17 \pm 0,20 \text{ mm}$  pour des vitesses robot respectives de 1,2 et 0,6 m.min<sup>-1</sup> avaient été enregistrées pour les dépôts linéaires. Celles-ci chutent à  $0,31 \pm 0,30$  et  $0,45 \pm 0,30 \text{ mm}$  pour les mêmes vitesses pour les dépôts élaborés avec la stratégie « zigzag ». À l'opposé, les profondeurs de ZAT suivent une tendance comparable à celle constatée sur les monocordons linéaires (Figure II-43.b), bien qu'à des niveaux largement supérieurs.

Il est à noter que la forme des zones refondues est très particulière. Elle présente au niveau de la périphérie du dépôt, une profondeur plus importante qu'en son centre (Figure II-43.c), et cela quelle que soit la vitesse robot utilisée. Ce phénomène observé est dû à la stratégie utilisée. En passant deux fois à un endroit quasiment identique en fin de zigzag, des zones refondues plus profondes que le reste du trajet sont générées. Ce phénomène est accentué par le ralentissement du robot lors de son virage dans ces zones extérieures.

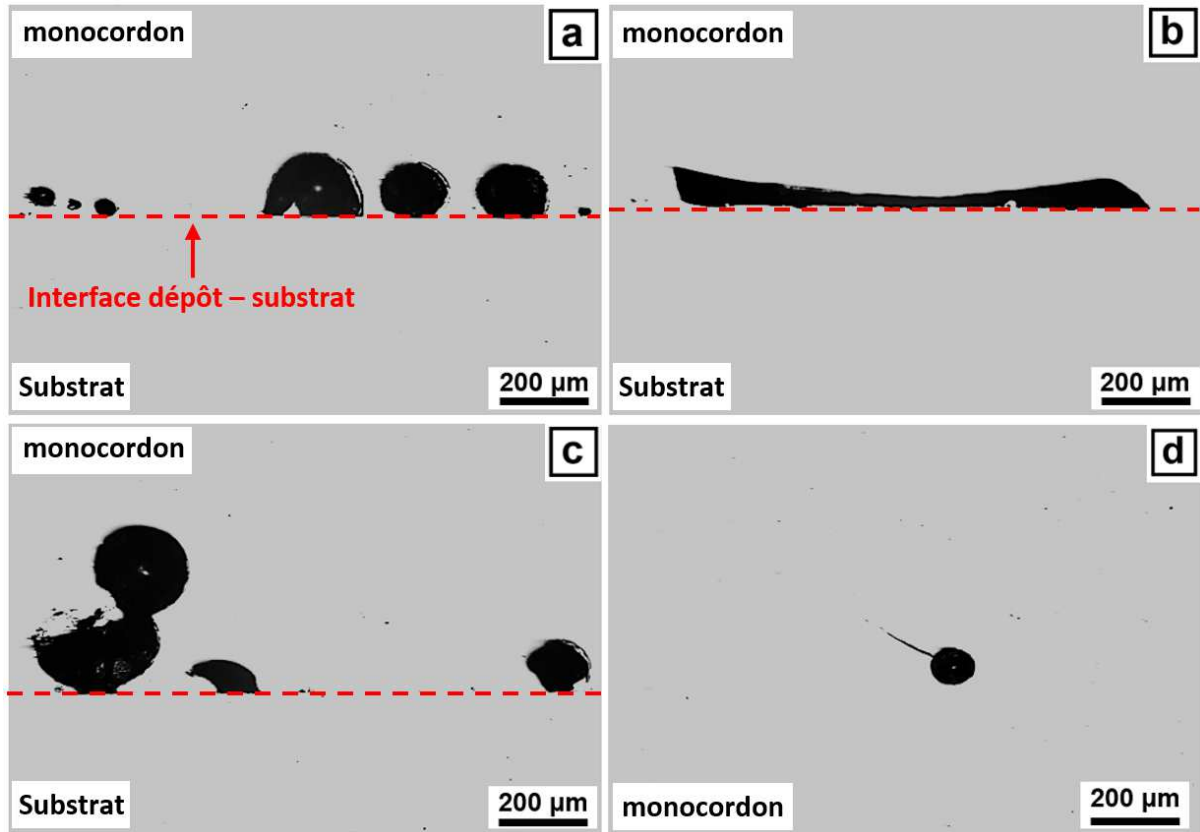


Figure II-42 – Micrographies x50 montrant des singularités sphériques (a, c, d) et linéaires (b) de dépôts élaborés avec la stratégie « zigzag »

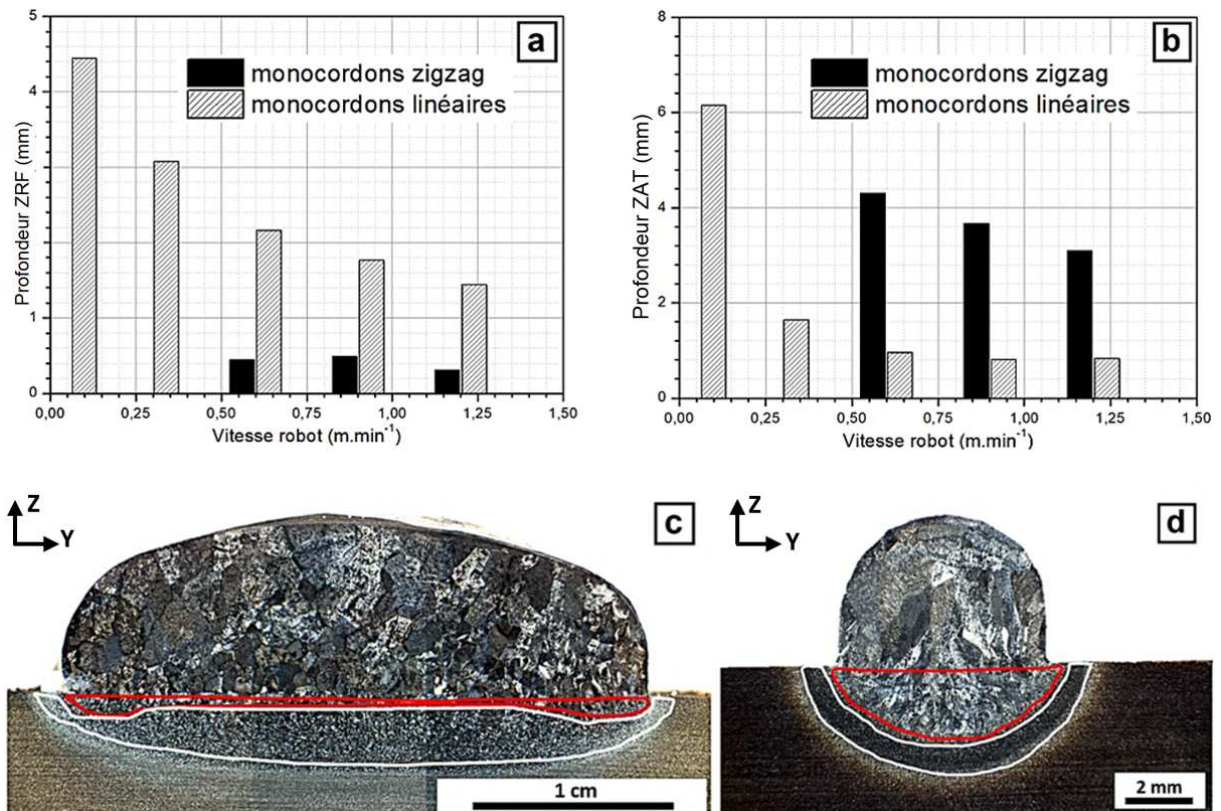


Figure II-43 – Évolution des profondeurs de ZRF (a) et ZAT (b) en fonction de TS et sections métallographiques après attaque chimique de deux dépôts : balayé Z-8 (c), linéaire N-8 (d) (WFS = 8,5 m.min<sup>-1</sup> et TS = 0,6 m.min<sup>-1</sup>)



Ces observations témoignent d'une utilisation très différente de l'énergie du process pour les stratégies zigzag. En effet, celle-ci ne semble pas être utilisée pour fondre notablement le substrat comme lors des dépôts linéaires (Figure II-43.d). Pour tenter de comprendre l'origine de ce phénomène, un suivi du procédé a été effectué grâce à la caméra XIRIS XVC-1000e. Les séquences d'images (Figure II-44.a, b) montrent une amorce de l'arc électrique du segment n sur la matière auparavant déposée (segment n-1) au lieu d'amorcer sur le substrat pour le fondre et générer un bain de fusion comme pour les dépôts linéaires. Notons que les paramètres d'entrée de la loi synergique demeurent inchangés, mais un étalement important de la matière auparavant déposée semble réduire la longueur d'arc. Ces affirmations sont confirmées grâce aux observations macrostructurales dans le plan longitudinal de dépôt.

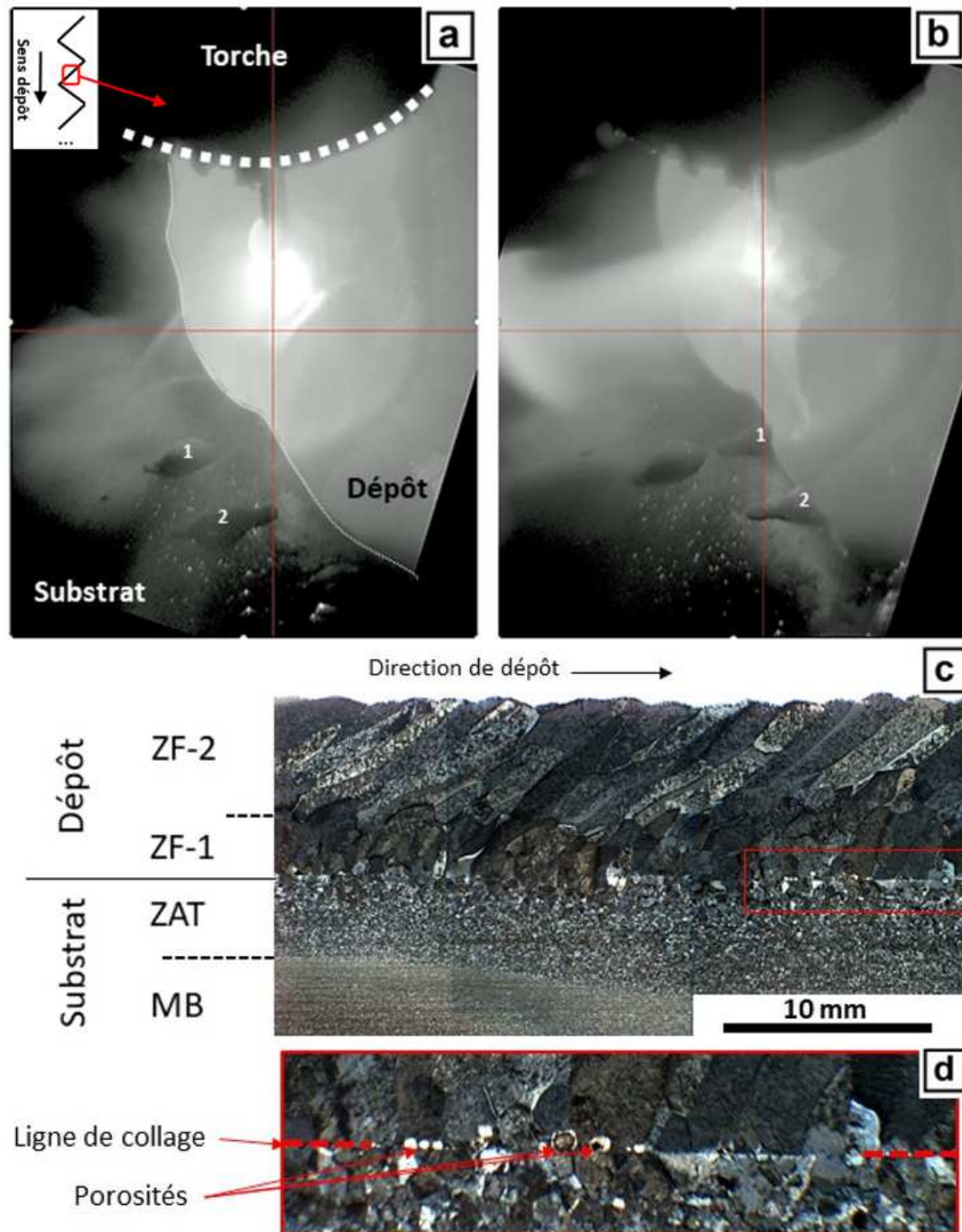


Figure II-44 – Images extraites des séquences vidéo enregistrées pendant le dépôt Z-8 à 50% d'avancement du dépôt (a, b) et macrographies sur coupe longitudinale présentant la refusion dans le dépôt et le collage avec le substrat (c, d)



La macrostructure de ces dépôts est aussi beaucoup plus grossière. La largeur moyenne des ex-grains varie entre 0,86 et 1,57 mm, contre 0,32 à 0,47 mm pour les dépôts linéaires à iso paramétrie. La microstructure observée est à 100 % de type Widmanstätten sur les trois dépôts imprimés. Combiné à cela, des duretés plus faibles sont mesurées. Celles-ci sont comprises entre  $309 \pm 11 \text{ HV}_{0.3}$  pour une TS de  $1,2 \text{ m.min}^{-1}$  et  $310 \pm 14 \text{ HV}_{0.3}$  pour une TS de  $0,6 \text{ m.min}^{-1}$ , alors que les duretés respectives des dépôts linéaires iso-paramétriques sont de  $353 \pm 6$  et  $339 \pm 10 \text{ HV}_{0.3}$ .

En se basant sur ces observations, cette stratégie de dépôt en zigzag est logiquement écartée. Les défauts qu'elle génère (importants collages et porosités) sont critiques pour les propriétés mécaniques de nos futures briques technologiques. Une recherche de changement de période et de largeur de dépôt aurait pu être entreprise suite à ces essais pour trouver les conditions idéales évitant les problématiques rencontrées. Ce travail n'a pas été effectué pour des raisons de priorités dans le projet de recherche ADDIMAFIL. De plus, celui-ci n'est aucunement viable avec nos applications futures puisqu'une limitation en termes de période, ou de débit de fil (pour éviter d'avoir trop de matière étalée dans le sens du dépôt) serait un réel désavantage pour tirer profit au maximum de ce procédé CMT. Enfin, des problématiques d'excédent de matière persisteront toujours aux extrémités des couches (fin de 1<sup>er</sup> demi zigzag, et début de deuxième). Car contrairement aux apparences, la vitesse de dépôt n'est jamais stable, mais varie durant le process avec cette stratégie.

### *Stratégie balayée dite « en créneau »*

Pour s'affranchir des problématiques rencontrées avec la stratégie décrite précédemment, une stratégie balayée dite « en créneau » a été analysée. Celle-ci à l'avantage de garder un pas d'impression  $\Delta y$  stable. La stratégie précédente ayant montré l'impossibilité de juxtaposer des monocordons en utilisant un pas  $\Delta y$  variable.

Deux conditions de paramétrie ont été testées. Celles-ci sont :

- loi 1007 pulsée, WFS =  $8,5 \text{ m.min}^{-1}$ , TS =  $0,9 \text{ m.min}^{-1}$ , espacement entre créneaux variant de 2,5 à 6 mm avec un pas d'incrément de 0,5 mm.
- loi NIBAS, WFS =  $8,5 \text{ m.min}^{-1}$ , TS =  $1,2 \text{ m.min}^{-1}$ , espacement entre créneaux compris entre 1,5 et 4 mm avec un pas d'incrément de 0,5 mm.

Deux dépôts de 24 mm de large sont à chaque fois effectués au sein d'un même substrat de dimensions 150 x 60 x 10 mm (Figure II-45.b).

Les analyses par microscopie 3D montrent une plus grande stabilité de la couche pour un espacement  $\Delta y$  de 4 mm pour le monocordon de la loi 1007 P (Figure II-45). Le monocordon de la loi NIBAS à lui la plus grande régularité de juxtaposition pour des  $\Delta y$  de l'ordre de 3,5 mm.

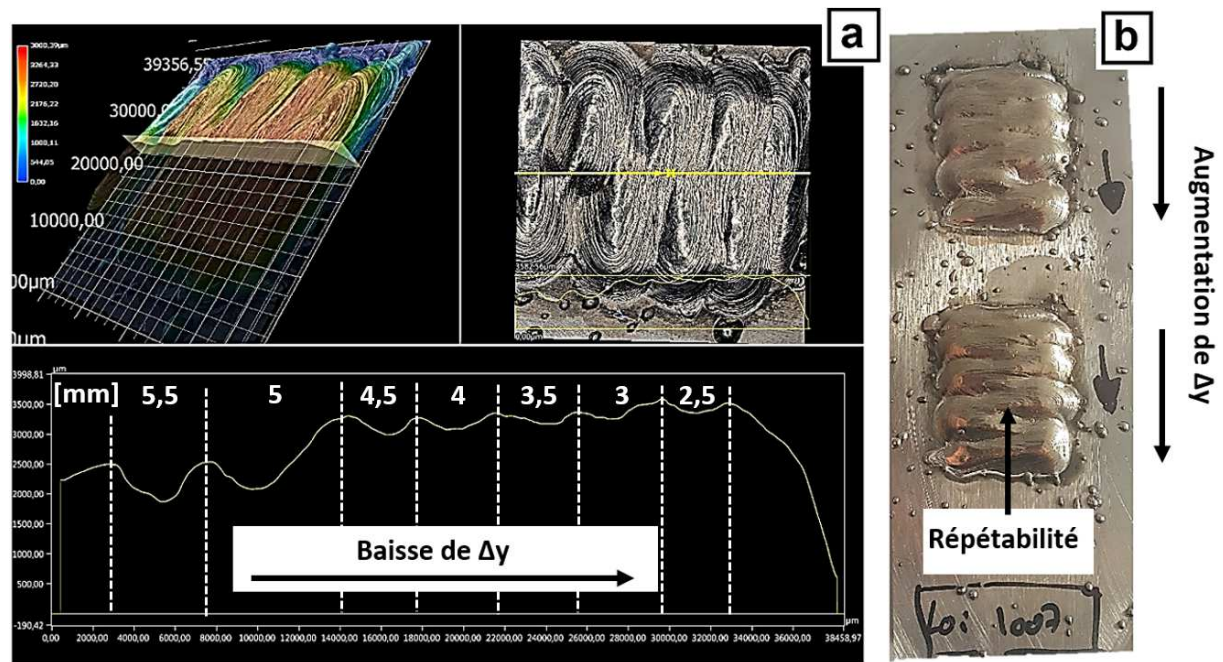


Figure II-45 – Étude par microscopie 3D de la détermination du pas  $\Delta y$  du mur balayé large 1007 P avec le monocordon sélectionné

Les analyses métallurgiques en coupe longitudinale attestent d'une absence de collage pour les deux  $\Delta y$  présélectionnés par microscopie 3D. Un exemple de coupe métallographique est donné pour la couche élaborée avec la loi 1007 pulsée (Figure II-46). En utilisant cette stratégie, une légère baisse de profondeur des zones refondues est présente. Celle-ci est cependant moins importante que celle présente lors de l'impression avec la stratégie balayée en zigzag. Des pas d'impression avec cette stratégie de 4 mm et de 3,5 mm sont respectivement choisis pour la loi 1007 pulsée et la loi NIBAS. Ces pas  $\Delta y$  seront utilisés pour les différentes impressions de massifs par la suite.

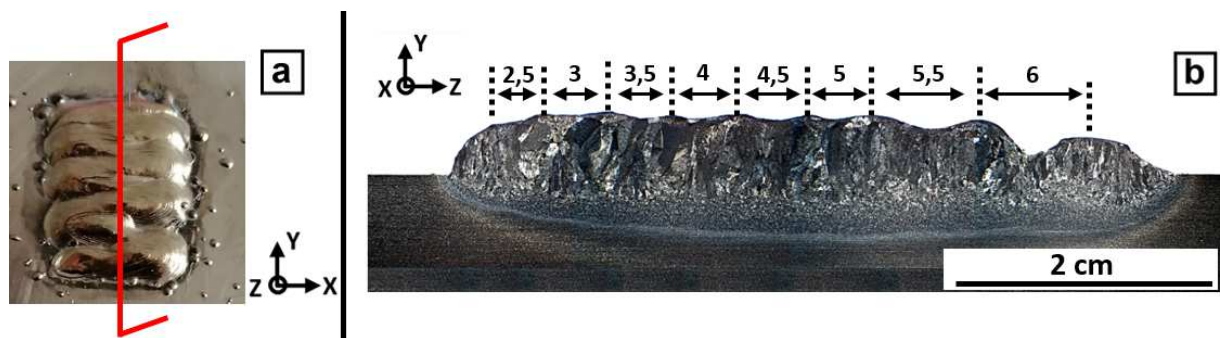


Figure II-46 – Étude métallurgique pour la détermination du pas  $\Delta y$  du mur large balayé 1007 P

## II.4. Synthèse

Les différentes campagnes expérimentales menées sur les monocordons et les monocouches en fonction des stratégies d'impression nous ont permis d'acquérir une certaine compréhension et maîtrise du procédé CMT. Toutes ces données forment ainsi notre base de données pour la sélection de nos paramètres de construction et de rechargement de pièces, en minimisant de risque d'apparition de défauts durant le process. Ces défauts peuvent être d'ordre morphologique ou métallurgique comme la présence de collage lors des applications rechargement. Notons qu'au vu des profondeurs de ZRF et ZAT atteintes avec ce procédé, il a été décidé de choisir un unique couple de paramètres pour les applications visées de construction et de rechargement.

En fabrication additive par fil de pièces de grandes dimensions, les principaux critères à respecter sont :

- Une bonne régularité de dépôt pour éviter au maximum les sur-épaisseurs à usiner en fin de process.
- L'absence de défauts (porosités) et la continuité métallurgique inter-couches, afin d'assurer les propriétés mécaniques de la pièce.
- La maîtrise de l'échauffement de la pièce, pour éviter un effondrement du bain lors du déroulement du procédé. Ce phénomène constitue à ce stade encore un verrou technologique. Le comportement énergétique lors de l'empilement de nombreux monocordons est difficile à prévoir expérimentalement. Celui-ci dépend en effet de nombreuses variables comme la stratégie de construction, sa temporalité (pause inter-couches), l'évacuation de chaleur par le substrat et la table de bridage, etc.

Sont décrits dans les paragraphes suivants les conditions de paramétrie et de stratégie d'impression mises en œuvre pour l'obtention de murs fins (empilement de monocordons) ou de murs larges (empilement dont la largeur est supérieure à un monocordon et qui fait appel à une stratégie de dépose de couches).

### Cas des murs fins

Pour les constructions fines utilisant les deux lois synergiques, les couples de paramètres présentés ci-dessous sont choisis (tableau de la Figure II-47). Ceux-ci présentent une forme géométrique adaptée favorisant l'empilement de monocordons (régularité de surface, angles de contacts proches de 90°, ...), une très bonne santé matière, une zone refondue et une zone affectée thermiquement profondes et une hauteur de dépôt (ou zone de fusion) assez importante. De plus, l'utilisation de ces deux jeux de paramètres possèdent l'avantage de pouvoir être utilisés pour des applications de construction mais également de rechargement. Pour cette dernière, le gradient de microstructures et de propriétés à l'interface substrat-dépôt doit être parfaitement maîtrisé. Qui plus est, ces paramètres ont été choisis car ils permettent l'obtention de murs avec une largeur utile permettant le prélèvement d'éprouvettes de traction par la suite afin d'en étudier les propriétés mécaniques.

Référence essai	Loi 1007 P	Loi NIBAS
WFS (m.min <sup>-1</sup> )	6,5	8,5
TS (m.min <sup>-1</sup> )	0,36	0,6
P <sub>moy</sub> (W)	2289	3057
E <sub>(linéique)</sub> (J.mm <sup>-1</sup> )	382	306
Largeur (mm)	7,3 ± 0,7	6,1 ± 0,3
Angle de contact (°)	116	118
Hauteur ZF (mm)	3,5	4,3
Profondeur ZRF (mm)	2,1	2,2
Profondeur ZAT (mm)	0,7	1

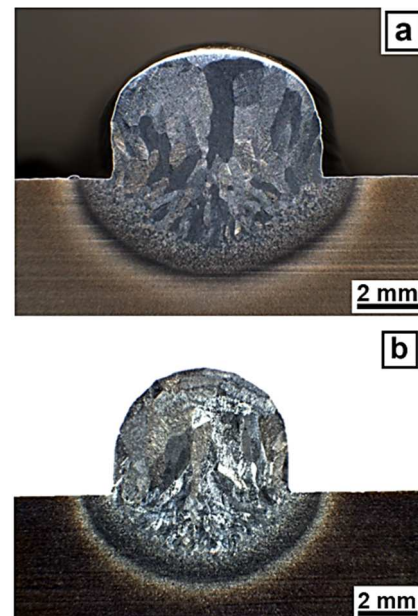


Figure II-47 – Paramètres procédé et principales caractéristiques des monocordons sélectionnés pour les murs fins ; sections des dépôts obtenus avec les lois 1007 P (a) et NIBAS (b)

Notons que lors de ces constructions, les substrats utilisés seront les mêmes que ceux utilisés lors des campagnes de monocordons (150 x 30 x 10 mm). Un empilement de couches de 55 mm de haut sera

considéré comme suffisant pour étudier les propriétés mécaniques de ces briques technologiques. Concernant les murs réalisés pour étudier les applications de rechargement, les substrats seront plus épais (30 mm au lieu de 10 mm) afin d'étudier les propriétés mécaniques de l'interface par traction.

### Cas des murs larges

Tout comme pour les constructions fines, le choix des paramètres est essentiellement effectué en se basant sur des critères géométriques, métallurgiques, mais aussi énergétiques. Ainsi, un dépôt avec des angles de contact important (relativement difficile à obtenir avec la loi NIBAS) et une énergie la plus faible possible est choisie (Figure II-48.b). Cette faible énergie par unité de matière déposée nous permet de garder une certaine maîtrise énergétique durant le process, et ainsi tenter de limiter les phénomènes d'effondrement. Cela permettrait *in fine* de limiter les contraintes résiduelles et les distorsions induites. Enfin, durant ces constructions, des pauses sont effectuées entre chaque couche, afin de se rapprocher le plus possible du comportement énergétique et thermique d'une pièce de grandes dimensions.

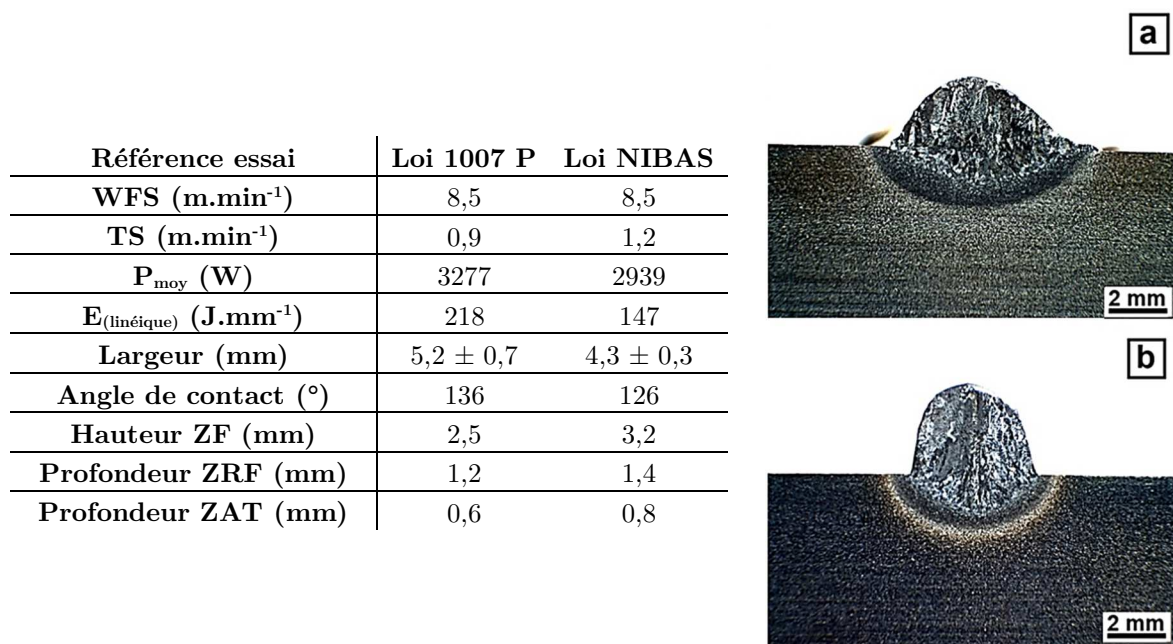


Figure II-48 – Paramètres procédé et principales caractéristiques des monocordons sélectionnés pour les murs larges ; sections des dépôts obtenus avec les lois 1007 P (a) et NIBAS (b)

Les substrats employés dans cette partie de l'étude sont élargis à 60 mm pour permettre la construction de massifs pouvant atteindre 30 mm de large. De plus, les substrats pour les applications rechargement sont plus épais (30 mm au lieu de 10 mm).

## III. Construction de briques technologiques 3D : murs fins

### III.1. Méthodologie et stratégie de construction

Comme évoqué précédemment, l'impression 3D d'une pièce passe par la maîtrise de plusieurs briques technologiques telles que l'obtention de monocordons linéaires (1D), de couches simples (2D) et bien sûr de massif (3D). Dans le cas des constructions fines, le passage du monocordon vers une couche dans le plan (XY) n'est pas nécessaire puisque l'empilement de dépôt se fait uniquement suivant l'axe z. Cela n'enlève cependant rien à la complexité de la mise en œuvre et de la maîtrise du procédé. De plus, la double application visée par ce procédé (rechargement et construction) nous contraint à avoir une



maitrise métallurgique et mécanique, tant au niveau de l'empilement des dépôts (pour les applications constructions) qu'à l'interface substrat / dépôt (pour les applications rechargement).

Des murs de 120 mm de longueur et 55 de mm de hauteur sont réalisés pour les applications de construction et de 120 mm de long et seulement 30 mm de hauteur pour les applications de rechargement. Les mêmes paramètres sont choisis pour les deux applications visées du projet. L'unique différence se situera donc au niveau de l'épaisseur du substrat de dépôt (10 et 30 mm) et des zones où la caractérisation sera menée. La stratégie de dépôt choisie pour ces murs est une stratégie alternée (aller-retour) sans temps de pause. Cette alternance de sens de dépôt permet de s'affranchir du léger effondrement constaté en fin de dépôt (Figure II-49). Celui-ci, difficile à maîtriser, est le résultat de la combinaison de l'arrêt brutal de l'arc et du retrait du fil. Une optimisation des paramètres des lois synergiques (NIBAS et 1007 P) aurait pu être menée pour corriger cette singularité, il a cependant été décidé de s'en affranchir pour deux raisons. D'une part, cette singularité n'est pas critique pour nos constructions 3D durant ces travaux. D'autre part, lors de l'impression de futures pièces de grandes dimensions, la construction s'opérant en continu, l'apparition de cette singularité se fera uniquement en fin de process, dans une zone qui sera identifiée comme à ébouter ou à usiner.

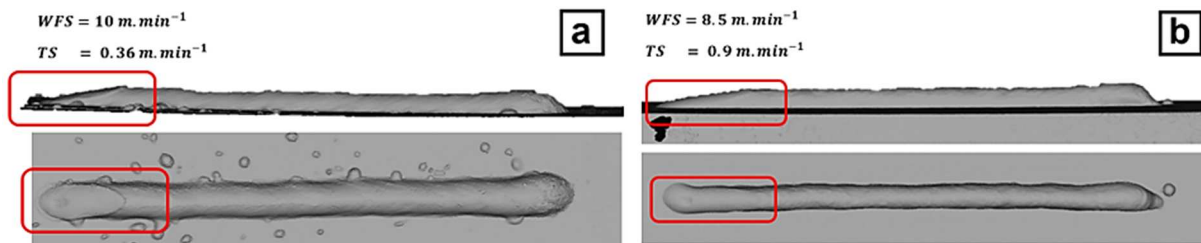


Figure II-49 – Singularités rencontrées en fin de dépôts de monocordons linéaires

Lors des constructions 3D, le système d'inertage est identique à celui utilisé pour les différentes campagnes de monocordons. Le bridage est renforcé par l'ajout, aux deux extrémités, de deux brides en aluminium. L'inertage est démarré environ 10 min avant le début des constructions. Celui-ci est maintenu pendant quelques minutes après la fin des constructions pour éviter l'oxydation du mur lors de son refroidissement. Le taux d'oxygène au sein de la cuve avant et lors des impressions est vérifié grâce à l'analyseur d'oxygène « Rapidox – 2100 gas analyser ». Les impressions démarrent à obtention au sein de la cuve d'un taux en  $O_2$  inférieur à 50 ppm. Contrairement aux dépôts de monocordons, aucun suivi par caméra n'est effectué pour ces constructions. Enfin, une hauteur d'incrémenter inter-couches ( $\Delta z$ ) égale à la hauteur des deux monocordons unitaires choisis est suivie tout au long de la construction. Ces hauteurs d'incrémenter  $z$  sont de 3,5 mm pour les constructions avec la loi 1007 pulsée et de 4,3 mm pour celles avec la loi NIBAS.

En suivant cette méthodologie, quatre murs fins pour application construction (Figure II-50.a, c) et deux murs fins pour application rechargement sont imprimés en utilisant les lois synergiques NIBAS et 1007 pulsée (Figure II-50.b, d). Notons qu'une première campagne de construction de murs fins NIBAS et 1007 P a été effectuée, puis une deuxième trois mois plus tard. Les résultats obtenus tant d'un point de vue géométrique, métallurgique et mécanique confirment la répétabilité de notre procédé.



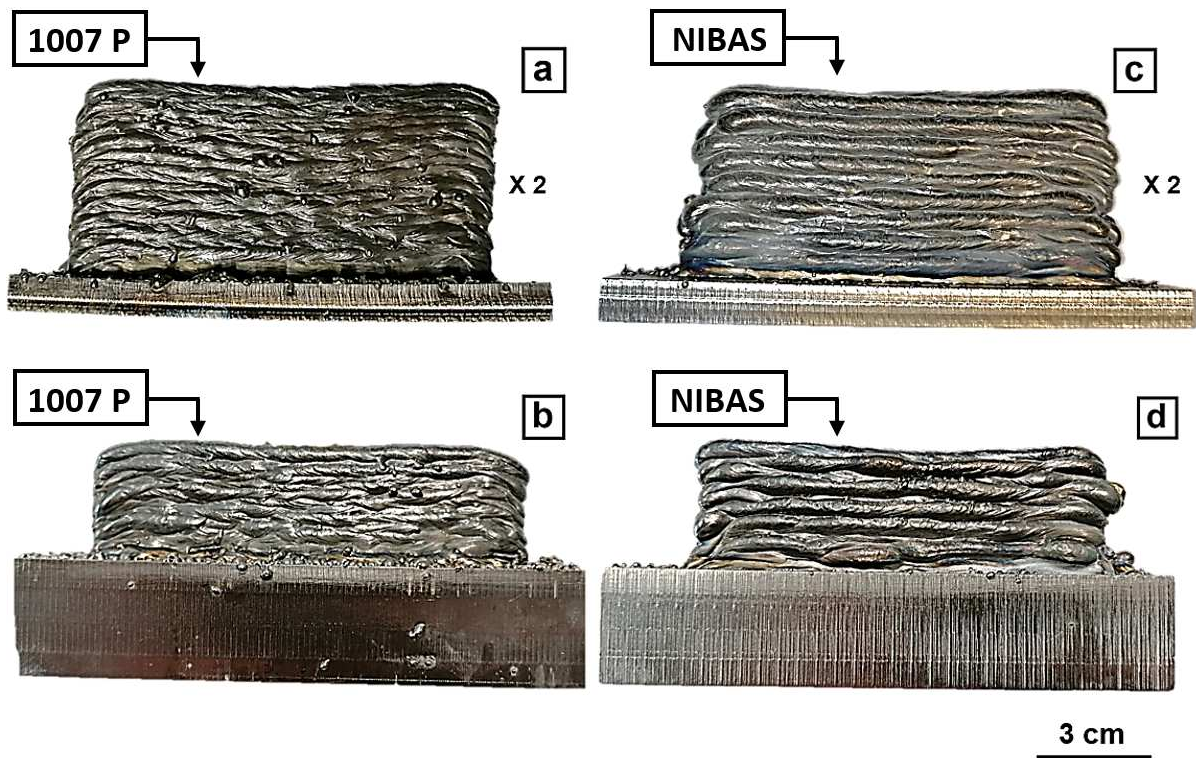


Figure II-50 – Photographies des constructions fines obtenues avec la loi 1007 P (a, b) et NIBAS (c, d)

L'aspect extérieur des différents murs imprimés est similaire en termes de coloration. Une coloration grise, témoignant de phénomènes d'oxydation beaucoup plus importants que ceux des monocordons est présente (Figure II-50). Celle-ci résulte d'un plus grand temps de maintien aux hautes températures. Pour quantifier l'épaisseur de ces couches d'oxyde (ou alpha case), des mesures par microscopie optique sont effectuées sur des coupes transverses. Celles-ci révèlent la présence de couches d'alpha case d'épaisseurs comprise entre 80 et 120  $\mu\text{m}$  pour l'ensemble des murs fins étudiés (Figure II-51).

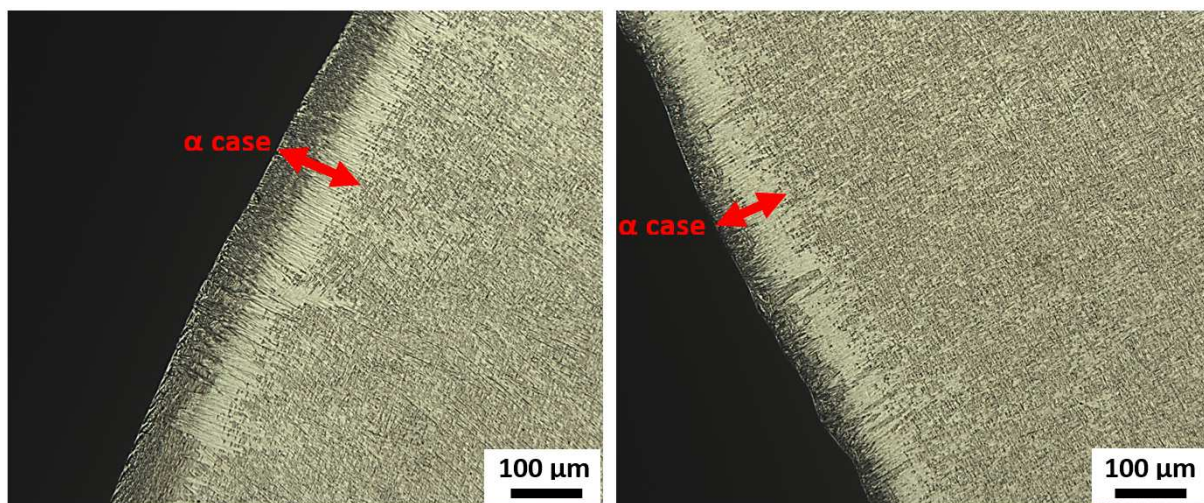


Figure II-51 – micrographies optiques montrant la couche  $\alpha$  case sur le mur NIBAS fin rechargement

En observant ces couches d'alpha case à plus fort grandissement, deux zones au contraste différent sont visibles (Figure II-52). Une zone en contact direct avec la microstructure de Widmanstätten. Puis plus à l'extérieur, un liseré fortement pollué à l'oxygène, d'une épaisseur moyenne de 10  $\mu\text{m}$  où des amorces de fissures sont bien visibles (Figure II-52). Cette couche, plus fortement polluée et donc plus dure, entraîne ces amorces de fissures. Lors des impressions, des mesures effectuées par l'analyseur de taux

d'oxygène dans la cuve montrent une augmentation du taux d'oxygène au sein de la cuve de maximum 50 ppm avant le début des constructions, à une concentration comprise entre 0,5 à 0,6 % lors du déroulement des impressions. Cela est dû à la nature de la cuve, partiellement ouverte sur le haut. Ainsi, lorsque le robot se déplace et que la pièce s'échauffe, les mouvements de brassage (mécanique et thermoconvectifs) peuvent amener de l'oxygène au contact de cette dernière. Malgré cela, il est décidé de garder cette solution d'inertage car les analyses effectuées sur les différents murs obtenus (cf. partie suivante) ont montré une localisation de cette pollution sur une faible épaisseur, comprise entre une épaisseur de 100 à 120  $\mu\text{m}$ . Le reste des murs est totalement sain. L'épaisseur des différentes couches d'oxydes ainsi que l'étendue de la fissuration sont très inférieures à l'épaisseur d'usinage. La solution d'inertage utilisée pour ces impressions est donc toujours satisfaisante.

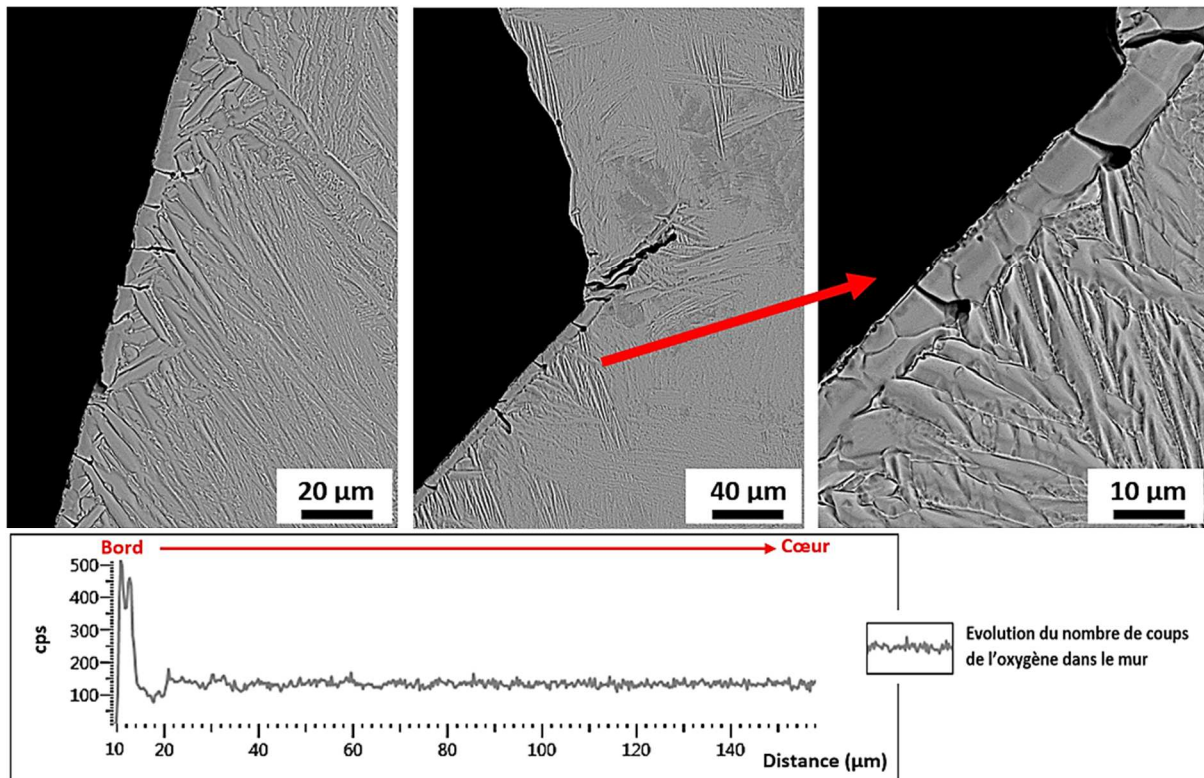


Figure II-52 – Clichés MEB montrant les deux zones composant la couche d'oxyde sur le mur NIBAS fin rechargement

### III.2. Morphologie et dimensions

Durant les constructions, l'empilement des monocordons (16 dans le cas de la loi 1007, et 13 pour la loi NIBAS) s'est révélé aisé et satisfaisant. Aucun effondrement de bain ni ondulation excessive des dépôts n'est constatée avec les deux lois synergiques testées. Comme observé lors des campagnes sur monocordons unitaires, les murs construits avec la loi pulsée présentent beaucoup plus de projections que ceux obtenus avec la loi non pulsée. Quelques projections sont cependant à noter lors des derniers empilements de couches en utilisant la loi NIBAS. Ceux-ci pourraient provenir d'une légère variation de stick-out au fur et à mesure de l'avancée du procédé. En effet, le stick-out mesuré en fin de nos constructions est légèrement supérieur au 15 mm de départ, mais toujours compris dans la fourchette 15 mm  $\pm$  30 % permise par ce procédé. Cette augmentation de stick-out peut être imputée à l'augmentation de la température au fur et à mesure de l'avancée des constructions, engendrant un étalement des différents dépôts unitaires.



Afin d'obtenir des données quantitatives, l'étude morphologique des murs a été effectuée à partir de leurs maquettes numériques. La régularité des empilements selon l'axe Z a été quantifiée à l'aide de deux coupes transverses virtuelles grâce au logiciel ABviewer comme montré à la Figure II-53. Ces coupes virtuelles sont effectuées à 1 cm de part et d'autre du centre du mur. Une deuxième étude s'est intéressée à la flèche du substrat. Celle-ci a pour but d'estimer le taux de contraintes résiduelles des différents murs. Les analyses de largeur moyennes entre les différents murs imprimés sur substrat minces (10 mm) et épais (30 mm) avec les lois synergiques 1007 pulsée et NIBAS sont donnés au Tableau II-4.

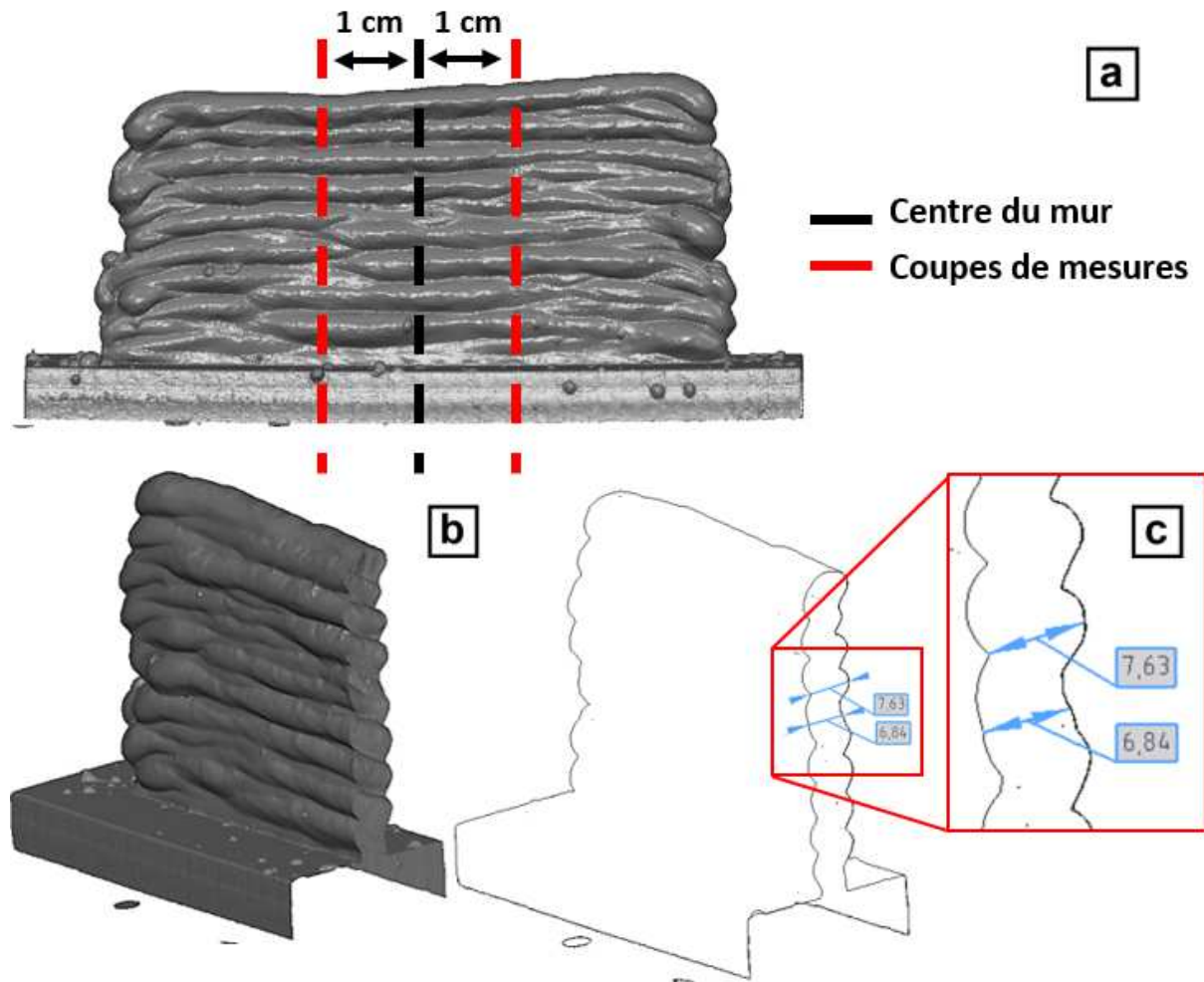


Figure II-53 – Méthodologie suivie pour l'étude dimensionnelle des murs selon leurs coupes transverses (a = maquette numérique du mur complet, b et c = coupes virtuelles de mesures) [exemple du mur NIBAS]

Tableau II-4 – Largeurs moyennes des murs fins 1007 P et NIBAS

	Largeur coupe 1 (mm)	Largeur coupe 2 (mm)	Largeur moyenne (mm)
Mur 1007 P fin sur substrat fin	7,4 ± 1,0	7,6 ± 1,3	7,5 ± 1,2
Mur 1007 P fin sur substrat épais	7,1 ± 1,0	7,8 ± 0,7	7,4 ± 0,9
Mur NIBAS fin sur substrat fin	7,2 ± 0,8	7,3 ± 1,0	7,3 ± 0,9
Mur NIBAS fin sur substrat épais	7,5 ± 1,0	7,9 ± 0,8	7,7 ± 0,9

Les résultats ne montrent pas de différences significatives entre les différents murs élaborés avec les deux lois synergiques et des paramètres opératoires différents quelle que soit l'épaisseur du substrat. L'épaisseur moyenne des murs imprimés avec la loi 1007 pulsée est en moyenne de 7,5 mm et reste très proche de celle du monocordon unitaire choisi dont la largeur moyenne est de  $7,3 \pm 0,7$  mm. La largeur moyenne des murs imprimés avec la loi NIBAS est en revanche 23 % plus importante que la largeur du monocordon unitaire choisi ( $6,1 \pm 0,3$  mm). Cela est probablement dû à une augmentation de la mouillabilité des monocordons NIBAS en fonction de l'avancée du procédé de dépôt. L'existence probable de faibles erreurs sur la régularité de déplacement du robot participe également à cet élargissement (Figure II-54 et Figure II-58.b). Ces phénomènes sont moins visibles sur les murs fins construits avec la loi 1007 P en raison de la morphologie externe de leur monocordon unitaire (forte mouillabilité).

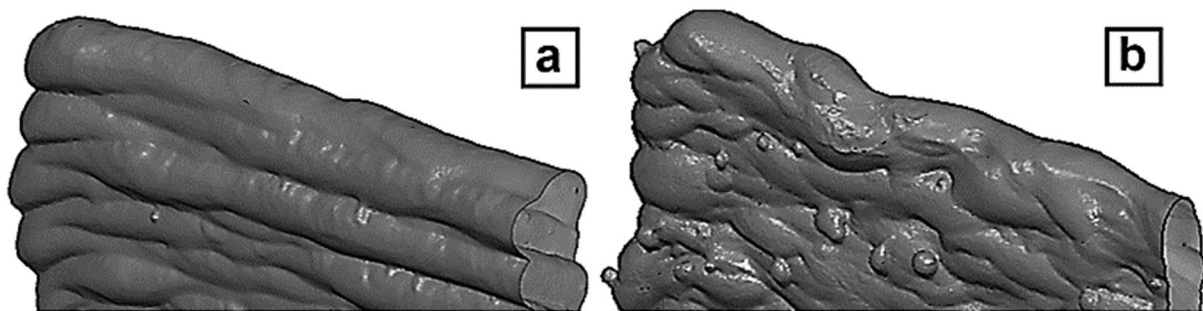


Figure II-54 – partie haute des murs NIBAS (a) et 1007 P (b) montrant l'état de surface et l'empilement des monocordons

Les substrats sur lesquels sont élaborés les murs fins, présentent une déflexion sur leur longueur induite par l'histoire thermomécanique imposée par le procédé. Celle-ci diffère en fonction de la loi synergique mise en œuvre. Ainsi, les mesures de déformation des substrats déterminées à partir des scans des murs avec le logiciel Catia V5 montrent une augmentation de la flèche du substrat de 300 % entre le mur fin 1007 P sur substrat mince ( $2,19 \pm 0,1$  mm) et le monocordon unitaire ( $0,70 \pm 0,1$  mm). Pour la loi NIBAS, l'augmentation de flèche du substrat entre le mur mince et le monocordon est moindre. Elle est de l'ordre de 250 % pour le mur fin NIBAS ( $1,10 \pm 0,1$  mm) par rapport au monocordon sélectionné pour cette loi et application ( $0,44 \pm 0,1$  mm). Par conséquent, l'utilisation de la loi NIBAS semble favorable pour la limitation des contraintes résiduelles. Lors de l'impression des murs fins sur substrat épais (application rechargement), ce pourcentage de déformation diminue à  $0,10 \pm 0,05$  mm pour le mur fin NIBAS (- 77%) et  $0,18 \pm 0,05$  mm pour le mur 1007 P fin (- 75%). Cette baisse du taux de déformation des substrats est bien sûr inhérente à la forte épaisseur (30 mm) des substrats.

### III.3. Etat métallurgique

Afin de caractériser le plus finement possible nos différents murs imprimés, deux plans de coupe ont été retenus : deux sections transverses ont été effectuées avant usinage à 1 cm du bord des murs et une section longitudinale de la totalité de la surface restante des différents murs après usinage. Les observations transverses et longitudinale sur de grande surface d'analyse, nous permettent de statuer de manière statistique sur la qualité de nos impressions.

Dans un premier temps, la santé matière est contrôlée (après polissage miroir) sur les différentes coupes des murs. Ces investigations attestent d'une très bonne santé matière des murs ; on note l'absence totale de porosités linéaires ou manques de fusion et une faible présence de porosités sphériques de taille comprise entre 22 et 150  $\mu\text{m}$  (Tableau II-5). De manière générale, la santé matière semble être légèrement meilleure avec la loi NIBAS qu'avec la loi 1007 pulsée. Les quelques porosités présentes sont généralement localisées à proximité du banding, et plutôt au niveau de la partie basse des murs (Figure II-55). Ainsi,

sur les 15 porosités sphériques détectées sur les 4 murs fins imprimés, seulement deux se trouvent dans la moitié supérieure des murs.

Tableau II-5 – Nombre de porosités sphériques sur coupes métallographiques des murs fins NIBAS et 1007 P

Références murs	Coupe métallographique	Superficie surface analysée (cm <sup>2</sup> )	Nombre de porosités sphériques (+ taille μm)
NIBAS N°1	Transverse 1 + 2	4	0
	Longitudinale	66	1 (47)
NIBAS N°2	Transverse 1 + 2	4	2 (67/112)
	Longitudinale	66	0
1007 P N°1	Transverse 1 + 2	5	1 (150)
	Longitudinale	66	7 (82/126/32/57/33/72/76)
1007 P N°2	Transverse 1 + 2	5	1 (88)
	Longitudinale	66	3 (80/22/47)

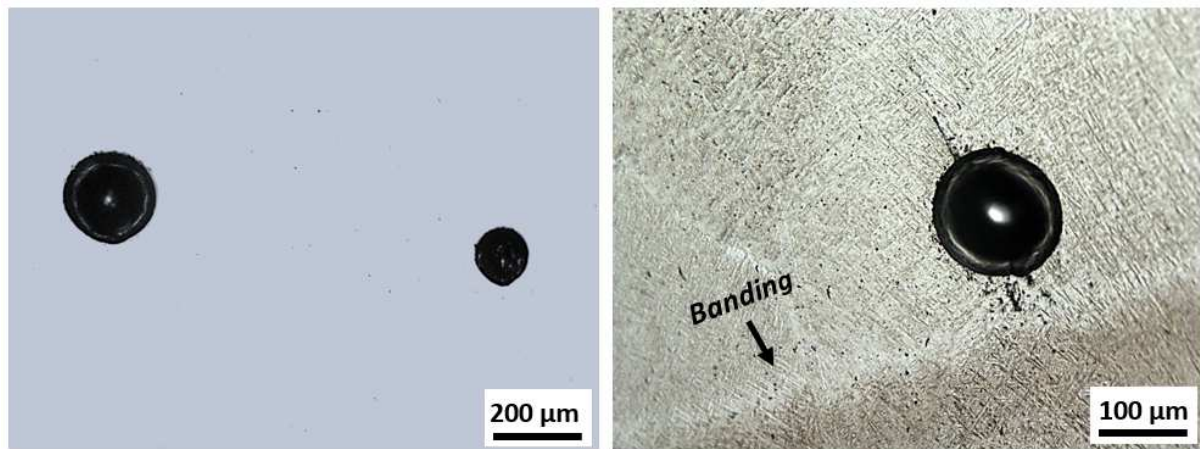


Figure II-55 – Micrographies des porosités sphériques

Comme précisé plus haut, aucune filiation de porosités sphériques n'a pu être révélée que ce soit à l'interface substrat / dépôt ou entre les dépôts. Cela confirmerait la qualité de notre méthode de préparation de surface pour le premier cas et de l'inertage et de la propreté du fil dans le second. Pour confirmer ces conclusions, des analyses complémentaires dans les volumes des murs ont été effectuées par contrôle radiographique grâce au micro-tomographe RX Solution EasyTom 150 en mode radiographie. Ces analyses ont été menées sur ces voiles usinés (pour éliminer les effets de surface), amincis à une épaisseur de 3,2 mm. Les clichés obtenus sont ensuite analysés grâce au logiciel X-Act 64. La résolution atteinte dans ces essais est estimée à 4 pix.mm<sup>-1</sup>, permettant ainsi de détecter efficacement des porosités d'une taille supérieure à 20 μm.



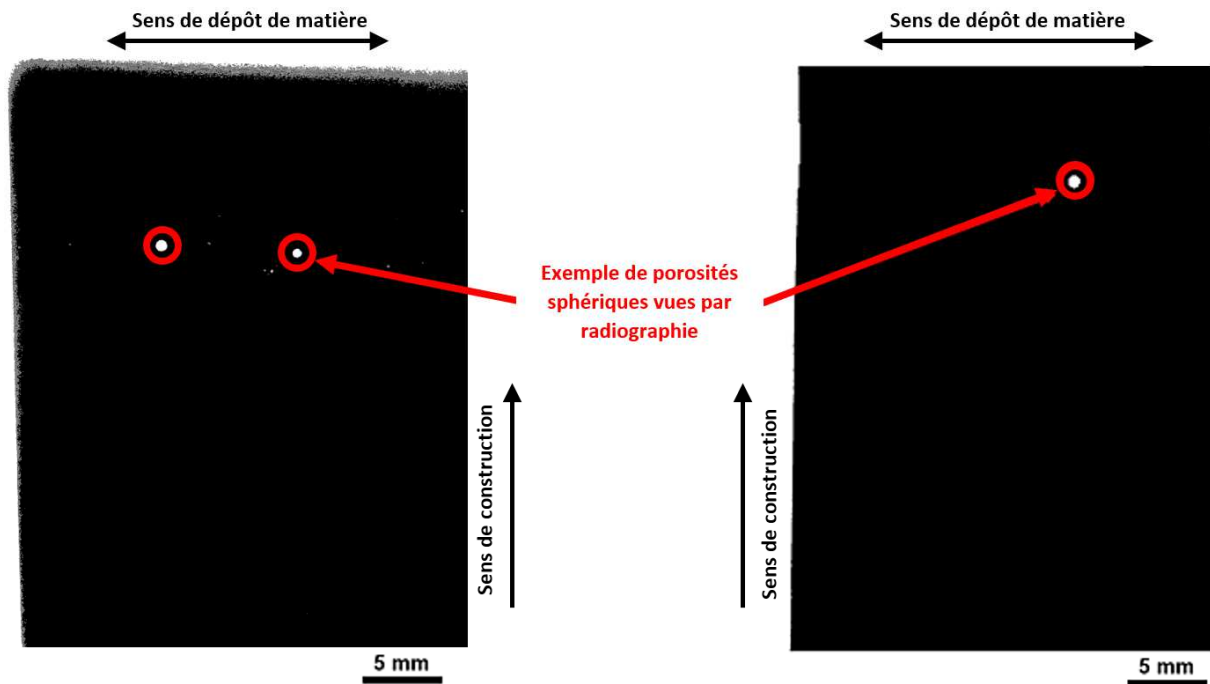


Figure II-56 – Exemples de cliché obtenus par radiographie montrant des porosités sphériques

Les analyses par radiographie confortent celles réalisées en microscopie optique, avec la détection de très peu de porosité au niveau des murs (Figure II-56).

Sur les sections métallographiques précédemment évoquées, une attaque chimique a été ensuite réalisée au réactif de Kroll. Celle-ci révèle la macro- et microstructure des différents murs imprimés (Figure II-57 et Figure II-58). La macrostructure des murs est continue sur toute la hauteur du mur et est composée à 100 % d'ex-grains  $\beta$  colonnaires dans le sens des gradients thermiques. Ces grains ont tendance à s'élargir en fonction de l'avancée du procédé, avec par exemple une largeur d'ex grains  $\beta$  moyenne passant de  $0,5 \pm 0,1$  mm en bas des murs fins NIBAS à une largeur moyenne de  $1,1 \pm 0,1$  mm en haut de ceux-ci. Cette largeur moyenne varie entre  $0,6 \pm 0,3$  et  $1,2 \pm 0,1$  mm pour les murs fin imprimés avec la loi 1007 pulsée. Cette augmentation de largeur témoigne d'un maintien au-dessus du transus combiné à une vitesse de refroidissement de plus en plus lente au fur et à mesure de l'avancée des constructions.

Les *bandings* sur les coupes longitudinales présentent une distribution différente en fonction du type de loi synergique comme montré dans les macrographies de la Figure II-57. Ils sont bien réguliers avec la loi NIBAS et au contraire assez perturbés, ondulés, avec la loi 1007 P. Cette observation est à corréliser aux ondulations présentes sur les faces des murs obtenus avec la loi 1007 P (Figure II-57.a, b). Ces irrégularités dans le *banding* des murs imprimés avec la loi pulsée viennent d'une moins bonne stabilité de l'arc lors de la phase de dépôt, par rapport à la loi CMT non pulsée. En effet, et comme expliqué dans le chapitre 1, une deuxième phase énergétique apparaît en dépôt pulsé. Durant cette phase, une augmentation considérable de la tension et de l'intensité délivrées (par rapport à la première phase, commune aux lois synergiques pulsée et non pulsée) est enregistrée.

Pour ces deux lois, au niveau de l'interface substrat/dépôt (première couche), les profondeurs de zones refondues (ZRF) et de zones affectées thermiquement (ZAT) mesurées sont proches de celles des monocordons unitaires. Celles-ci sont respectivement égales à  $1,88 \pm 0,16$  mm (ZRF) et  $0,91 \pm 0,03$  mm (ZAT) pour les murs NIBAS et  $1,63 \pm 0,10$  (ZRF) et  $0,98 \pm 0,06$  mm (ZAT) pour les murs 1007 P. Cette similitude de profondeurs des ZRF et ZAT entre dépôts unitaires et murs fins montrent que la profondeur de ces différentes zones sont majoritairement pilotées par le premier dépôt. Les dépôts

suivants n'ont ainsi que peu d'impact sur ce qui se passe au niveau du substrat. Cela est probablement dû au fait qu'en début de construction, le substrat encore froid agit comme un puit thermique dissipant rapidement la chaleur accumulée. Ces affirmations se vérifient lors de l'étude de la macro et microstructure des murs. La largeur des ex-grains  $\beta$  des monocordons est proche de celle des ex-grains dans les premières couches des murs fins. Qui plus est, la présence de martensite est observée dans les deux cas.

La microstructure des différents murs est de plus similaire quelle que soit la loi synergique utilisée, avec une microstructure martensitique en bas des murs (1 à 2 premières couches déposées) puis une microstructure Widmanstätten sur le reste de hauteur des murs (Figure II-58.c, d et e). Ces observations microstructurales laissent penser qu'il existe un léger gradient de vitesses de refroidissement entre la base et le haut des murs imprimés. Cela semble cohérent avec le fait que les ex-grains  $\beta$  s'élargissent vers le haut du mur.

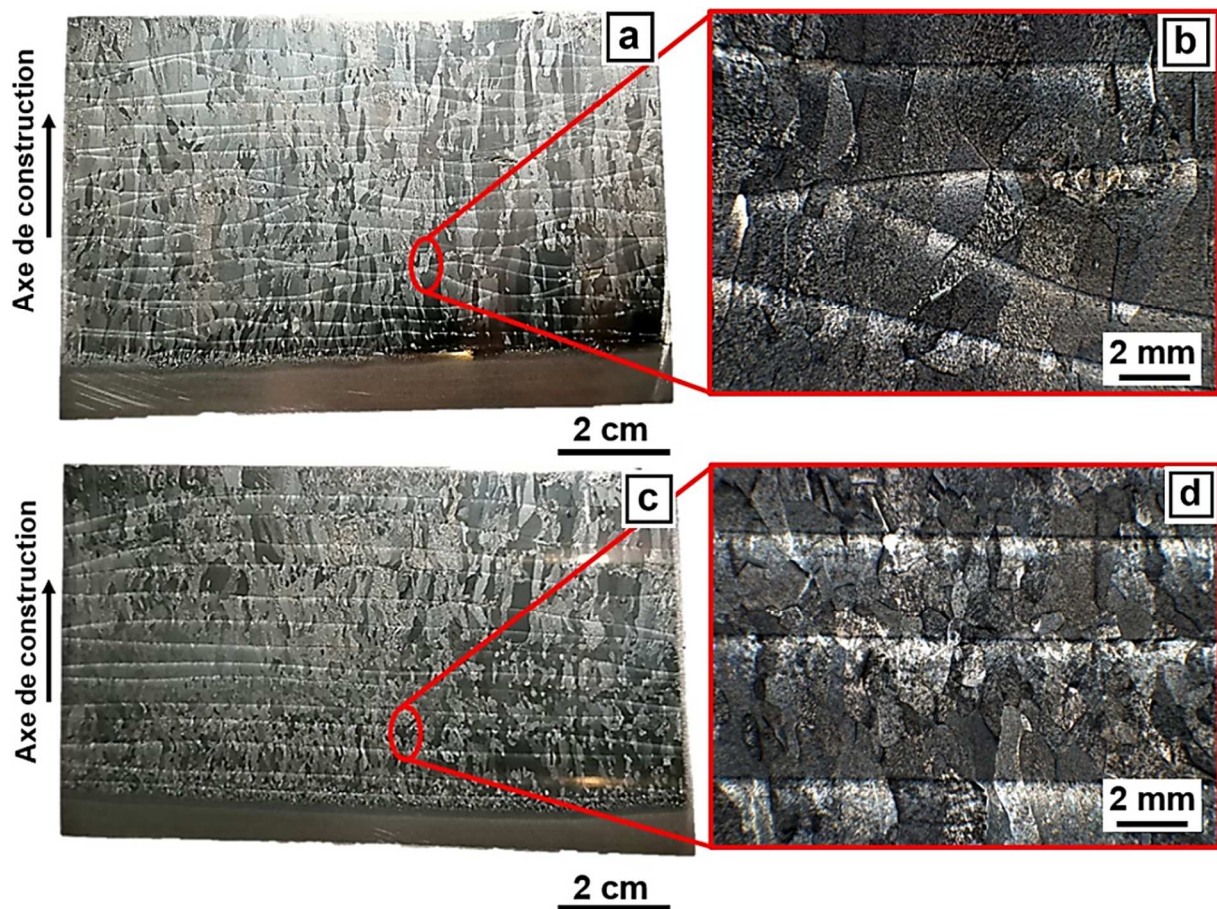


Figure II-57 – Macrographies en coupe longitudinale des murs fins 1007 P (a, b) et NIBAS (c, d)



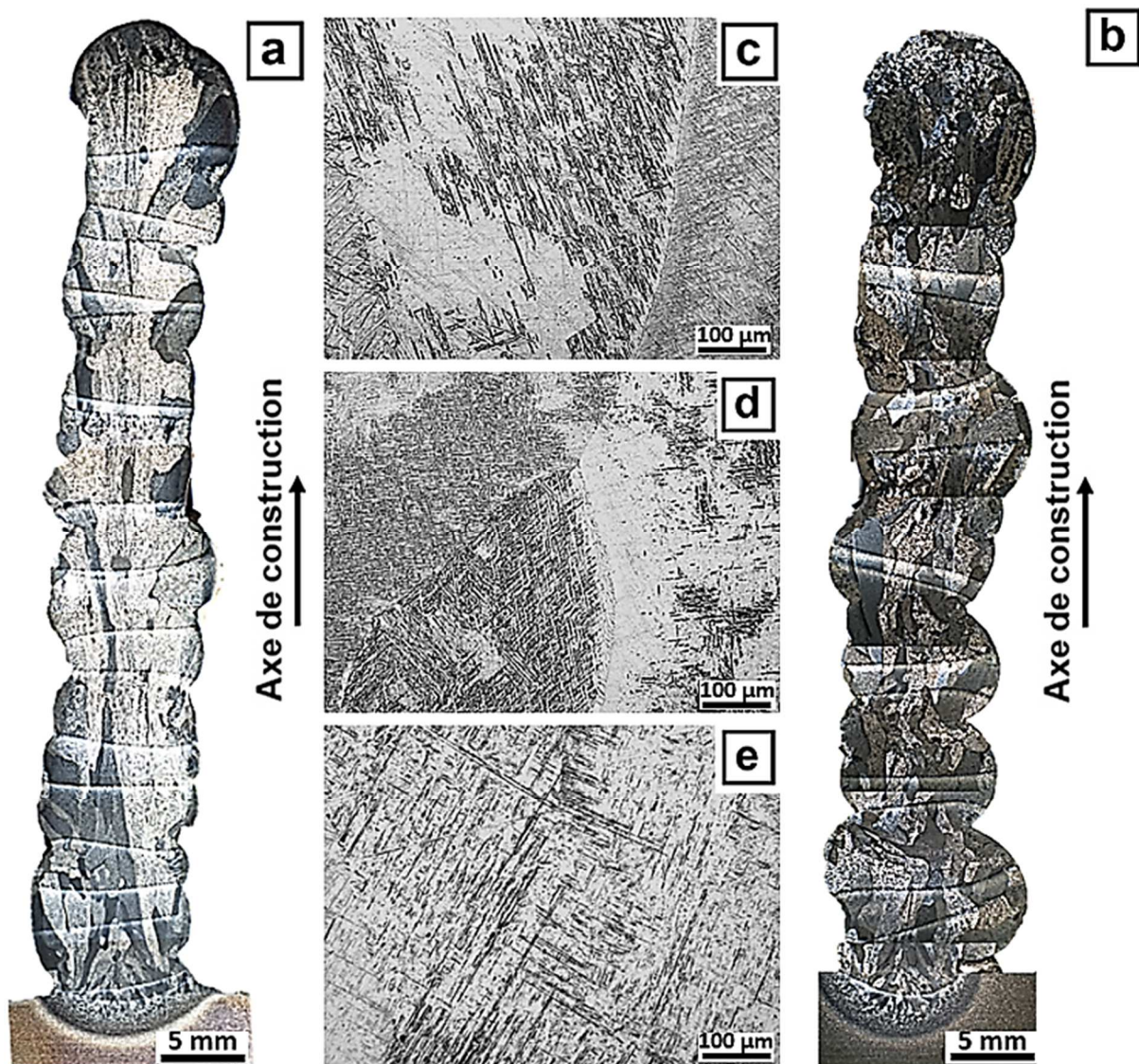


Figure II-58 – Macrographies en coupe transversale des murs fin 1007 (a) et NIBAS (b) ; microstructures typiquement observées dans la dernière couche (c), au milieu du mur (d) et dans la première couche (e)

Pour appuyer nos conclusions, des filiations de dureté ont été effectuées dans les deux plans de coupe des différents murs (Figure II-59), à des charges de 300 grammes et une vitesse de charge égale à 0,05 mm/min tout au long de l'essai. Trente points de dureté ont été ainsi réalisés dans le sens vertical sur la coupe longitudinale (face du mur) avec une répartition de dix points par zone espacés de 500  $\mu\text{m}$ . Cette stratégie permet de sonder plusieurs couches dans chaque zone du mur (haut, bas, milieu). Trente points de dureté sont également effectués sur la coupe transversale selon cette fois-ci le sens horizontal avec pour objectif de sonder les duretés au sein d'une seule couche, zone par zone. Par la suite, toutes les mesures de dureté effectuées sur chaque mur suivront cette même méthodologie (double caractérisation plans longitudinaux et transversaux).

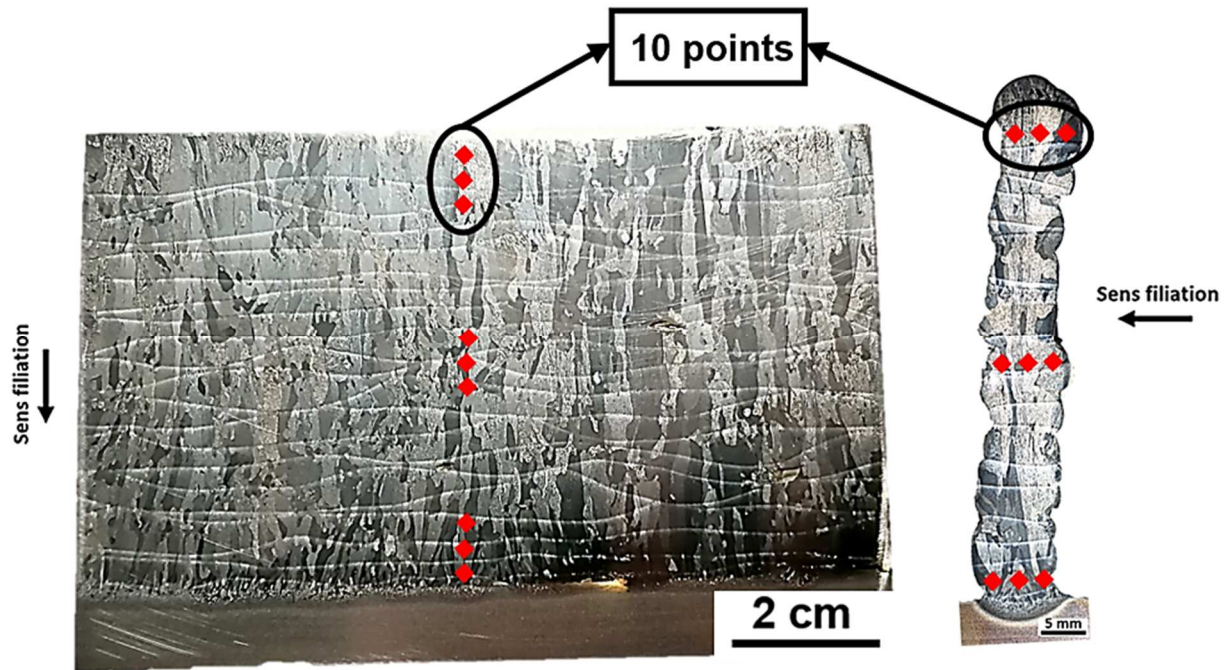


Figure II-59 – Localisation des mesures de dureté sur les coupes longitudinale et transversale des différents murs fins

Les résultats donnés à la Figure II-60 montrent dans un premier temps une équivalence de dureté entre les deux murs au sein d'une même loi, imprimés à un intervalle de 3 mois. Cela témoigne de la reproductibilité de nos impressions. De plus, aucune différence significative n'est constatée entre murs imprimés avec la loi NIBAS et ceux de la loi 1007 pulsée. Ces résultats sont donc cohérents en regard des macro- et microstructures observées, très proches pour ces deux lois synergiques. Notons que les duretés obtenues au niveau du bas, milieu et haut des murs selon les deux coupes sont également similaires malgré la variation de microstructure constatée. Enfin, et malgré un aspect extérieur plus terne que celui des monocordons, le cœur de la matière imprimée ne semble pas contaminé par des interstitiels, comme le confirment les valeurs de dureté.

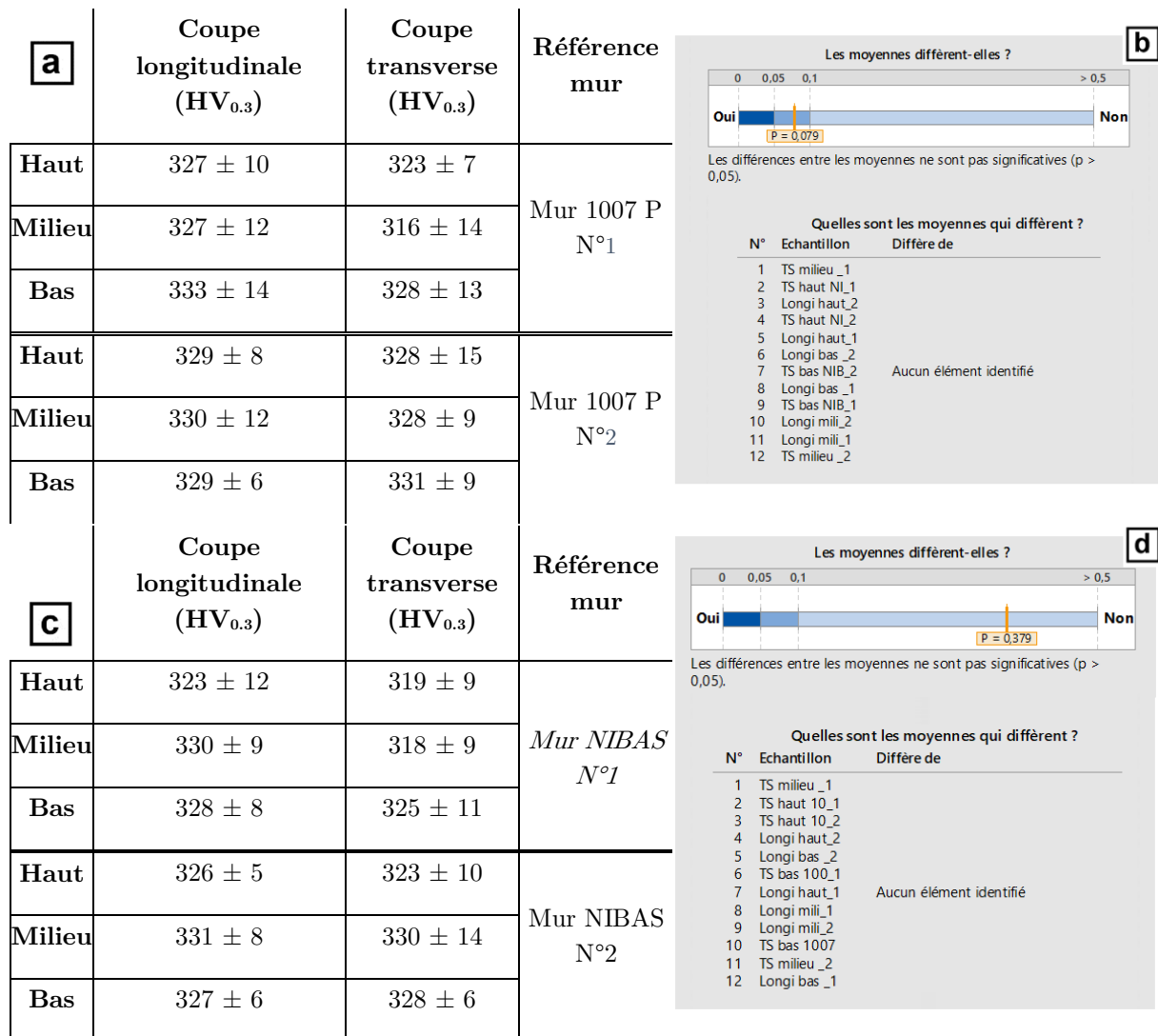


Figure II-60 – Duretés moyennes mesurées sur les différentes zones des murs fins et analyse statistique sur ces mesures ; mur 1007 P (a, b) et mur NIBAS (c, d)

Par la suite, des murs fins ont été imprimés sur des substrats plus épais (30 mm) avec la même paramétrie de procédé. L'objectif de ces murs est de pouvoir étudier plus facilement le gradient de microstructure à l'interface substrat – dépôt, notamment en traction comme nous le verrons dans la partie suivante.

Tout comme les murs imprimés sur substrats fins, la santé matière de ces murs est très bonne. Cinq porosités sphériques sont détectées pour chaque mur, et aucune porosité linéaire ou manque de fusion. Celles-ci sont de tailles comprises entre 22 et 204 μm pour le mur élaboré avec la synergie NIBAS et entre 53 et 176 μm pour celui obtenu avec la synergie 1007 P. La microstructure est similaire aux murs imprimés sur substrats fin avec la présence de microstructure martensitique sur les premières couches imprimées, puis une microstructure de Widmanstätten de plus en plus marquée en fonction de la hauteur des murs (Figure II-61). La macrostructure est également similaire à celle des précédents murs imprimés, avec un élargissement des ex-grains β au fur et à mesure de l'empilement des couches. Nous avons ainsi une largeur moyenne d'ex grains β égale à 0,6 ± 0,3 mm et 0,8 ± 0,1 mm en bas des murs NIBAS et 1007 P. Cette largeur passe à respectivement à 1,0 ± 0,1 mm et 0,9 ± 0,2 mm en milieu des murs et 1,2 ± 0,1 mm et 1,1 ± 0,1 mm en haut des murs élaborés avec les lois NIBAS et 1007 P. Ces valeurs, très proches de celles des murs fins imprimés sur substrats minces, combinées aux analyses microstructurales



témoignent de vitesses de refroidissement proches quelle que soit l'épaisseur du substrat utilisé. Ces conclusions sont confirmées par les profondeurs des zones refondues et ZAT, qui sont des marqueurs fiables des champs thermiques développés lors de l'impression des murs. Nous avons ainsi une profondeur de ZRF égale à  $1,77 \pm 0,13$  mm et une profondeur de ZAT égale à  $0,78 \pm 0,07$  mm pour le mur NIBAS et une profondeur de ZRF égale à  $1,80 \pm 0,08$  mm et une profondeur de ZAT égale à  $0,86 \pm 0,05$  mm pour le mur 1007 P.

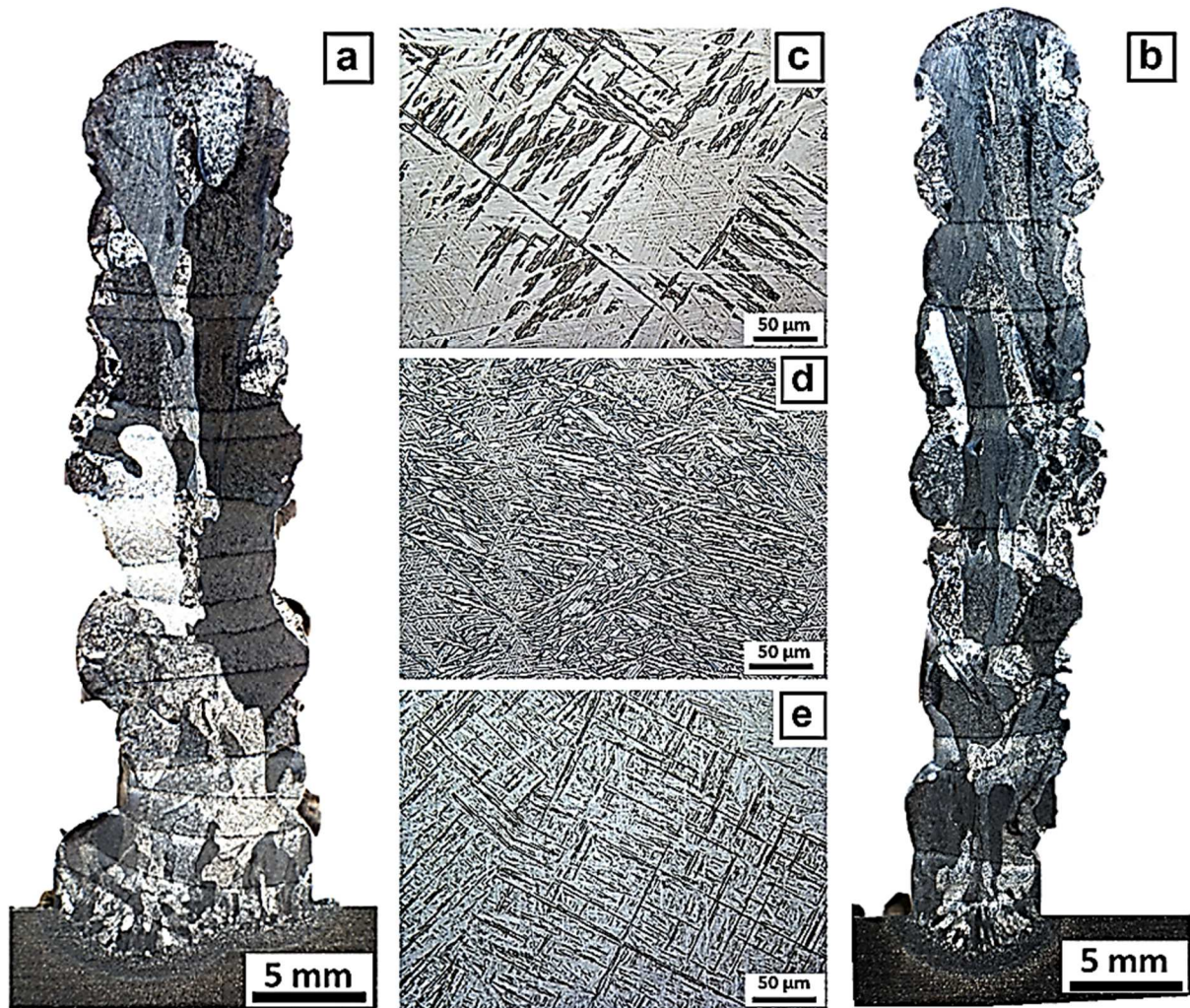


Figure II-61 – Macrographies en coupe transverse des murs fin 1007 P (a) et NIBAS (b) pour applications rechargement ; Microstructure typique observée en partie haute (c), médiane (d) et basse (e)

Un changement d'épaisseur de substrat n'affecte ni les profondeurs des zones refondues et ni celles affectées thermiquement. Les macro- et/ou microstructures résultantes ne sont pas non plus affectées. L'utilisation d'un substrat de taille 150 x 30 x 10 mm permet probablement l'atteinte du plateau maximal de dissipation thermique et le passage à un substrat de volume plus important ne semble rien changer à ces phénomènes. Au-delà d'une épaisseur de substrat de 10 mm, et pour ces conditions de fabrication, sa massivité n'intervient donc pas.

Les mesures de dureté confirment ces observations métallurgiques. Les duretés moyennes obtenues sont similaires, quels que soit la loi synergique utilisée, le type d'application finale souhaitée (épaisseur des substrats), ou l'altitude considérée dans le mur (Figure II-62). Cette homogénéité est validée par analyses statistiques ANOVA.

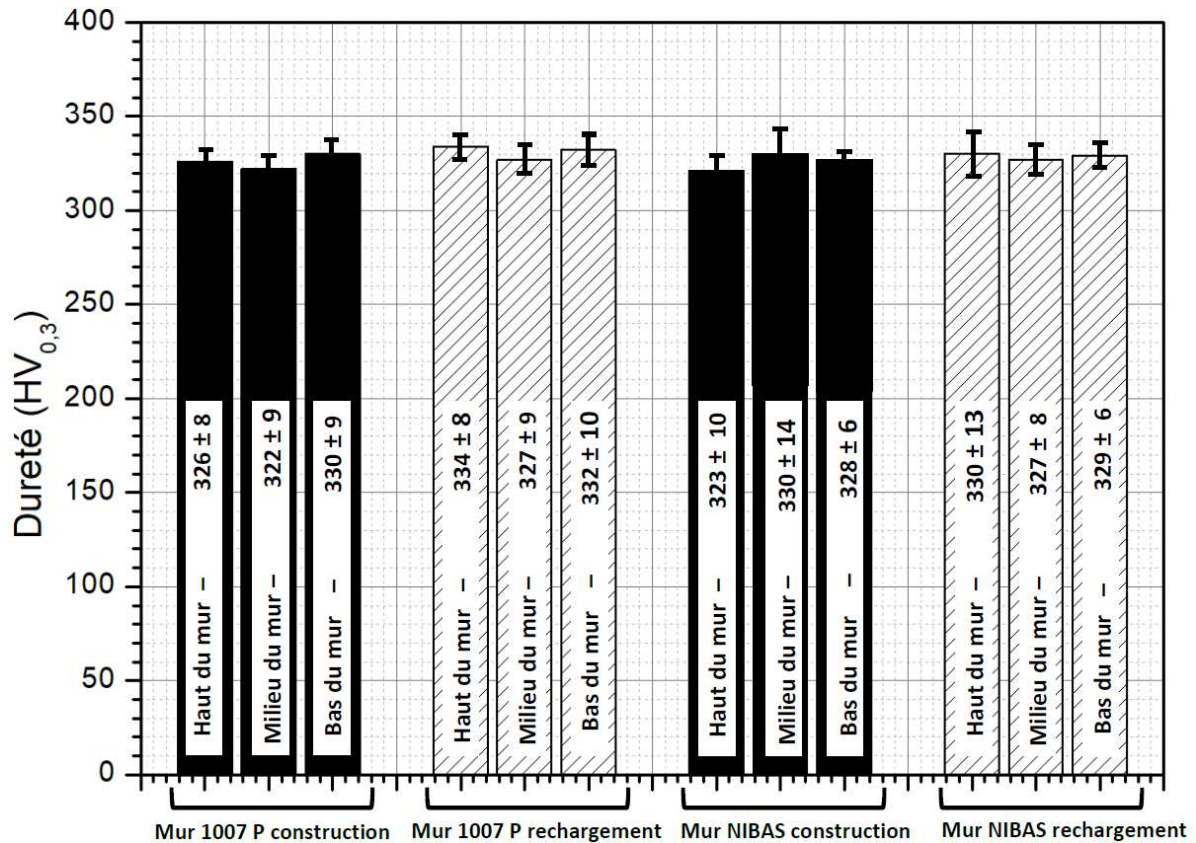


Figure II-62 – Évolution de la dureté en fonction du type d'application et de la hauteur des différents murs fins imprimés

### III.4. Propriétés mécaniques en traction

Les propriétés mécaniques en traction des murs ont été étudiées dans les différentes directions. Afin de déterminer de possibles gradients de comportement voire de propriétés mécaniques entre les différentes couches ou à l'interface avec le substrat, des moyens de mesures par corrélation d'images ont été mis en œuvre. Ils sont décrits dans la partie suivante.

#### *Moyens de caractérisations mécanique et numérique*

Durant ces travaux, des essais de traction à température ambiante ont été effectués. Une machine de traction Instron 5983 couplée à un extensomètre vidéo avancé sont utilisés comme montré en Figure II-63.

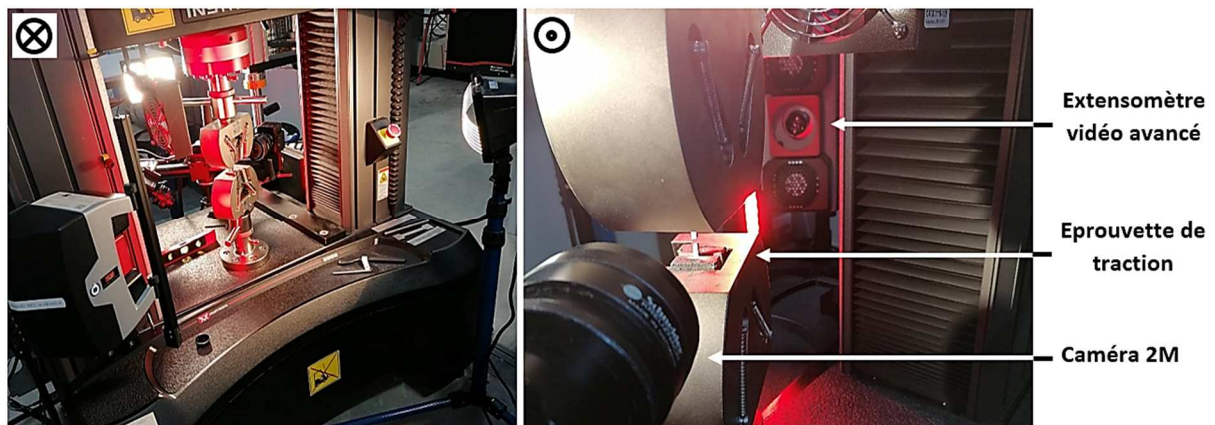


Figure II-63 – Présentation du montage de la machine de traction et de la corrélation d'images



Lors de la mise en place des différentes éprouvettes, une légère pré-charge de l'ordre de 1 à 5 MPa est appliquée. Celle-ci permet d'éviter la présence de jeu dans les mors. Une vitesse de déformation en traction de  $2 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$  est maintenue constante tout au long de l'essai. Cette faible vitesse de déformation est choisie afin de limiter l'effet de l'échauffement local lors de l'essai, tout en assurant une cinétique de changement de structure du matériau suffisamment lente pour être représentative et reproductible. La déformation de l'éprouvette est suivie en temps réel grâce à l'extensomètre vidéo avancé. Celui-ci suit l'écartement de deux points mis par l'opérateur sur le fût des éprouvettes.

Les éprouvettes de traction utilisées ont des dimensions en accord avec la norme américaine ASTM E23. Elles ont une largeur et une épaisseur calibrée de  $3 \pm 0,1 \text{ mm}$ , une longueur de zone utile de  $20 \pm 0,1 \text{ mm}$  et une longueur totale d'éprouvette de  $45 \pm 0,1 \text{ mm}$  (Figure II-64.b). Celles-ci sont prélevées selon deux plans de caractérisations : le plan de dépôt (XY) et le plan d'empilement (XZ). Un plan de prélèvement sera donné pour chaque configuration de murs.

En complément de ces essais de traction, quelques essais de résilience sont mis en place selon le plan XZ. Ceux-ci ont pour but de mesurer sa résistance lors d'un choc. Les éprouvettes ont pour dimensions  $55 \pm 0,1 \text{ mm}$  de longueur,  $10 \pm 0,075 \text{ mm}$  de largeur et  $2,5 \pm 0,025 \text{ mm}$  d'épaisseur avec une entaille en « V » de  $2 \text{ mm}$  de profondeur avec un angle de  $45^\circ$  en fond d'entaille (Figure II-64.a). Ces essais de résilience sont réalisés grâce à la machine Zwick Roell HIT50P comportant un pendule de 50 Joules.

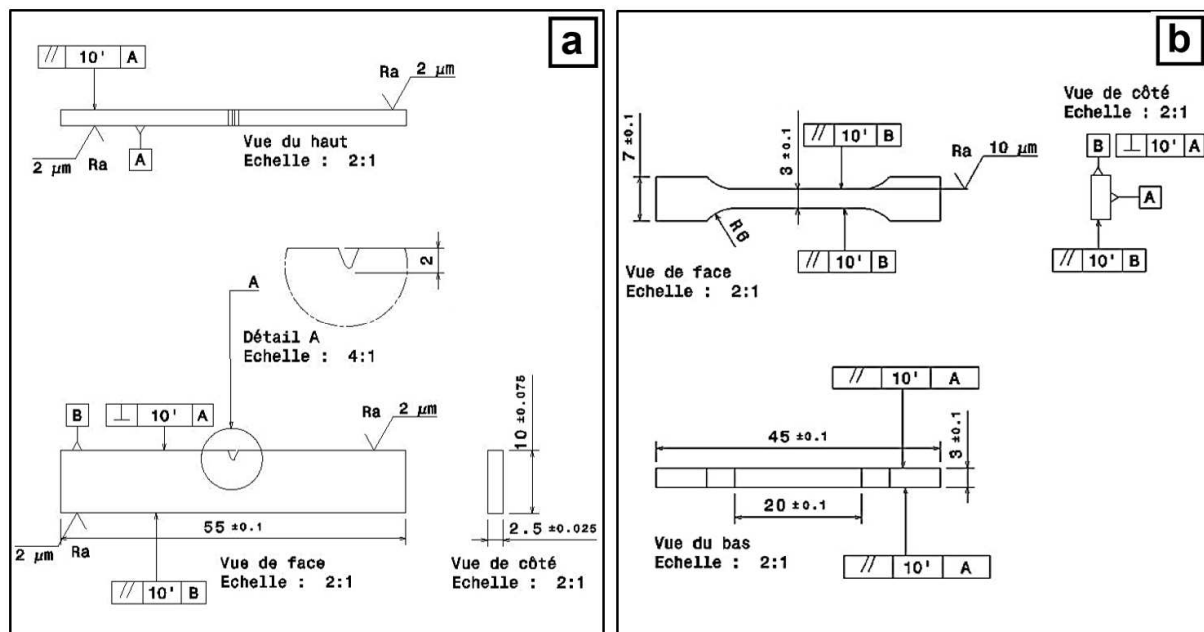


Figure II-64 – Dimensions et côtes des éprouvettes de résilience (a) et de traction (b)

Enfin, notons qu'une partie de ces éprouvettes est prélevée par électroérosion (EDM) et une autre par usinage. Dans les deux cas, un état de surface de rugosité maximale de  $2 \mu\text{m}$  pour les éprouvettes de résilience et de  $10 \mu\text{m}$  pour celles de traction est toléré afin de respecter les normes citées auparavant. Le respect de ce point est vérifié sur quelques éprouvettes de chaque mur par profilométrie.

Afin d'obtenir un maximum d'informations sur l'évolution des champs de déformations des éprouvettes lors d'un essai de traction, une corrélation d'images est mise en place en complément durant l'essai (Figure II-63). Le système utilisé comporte une caméra 2M couplée au logiciel ARAMIS développé par la société GOM. Le principe général utilisé par le logiciel pour calculer les champs de déformations est donné en Figure II-65.

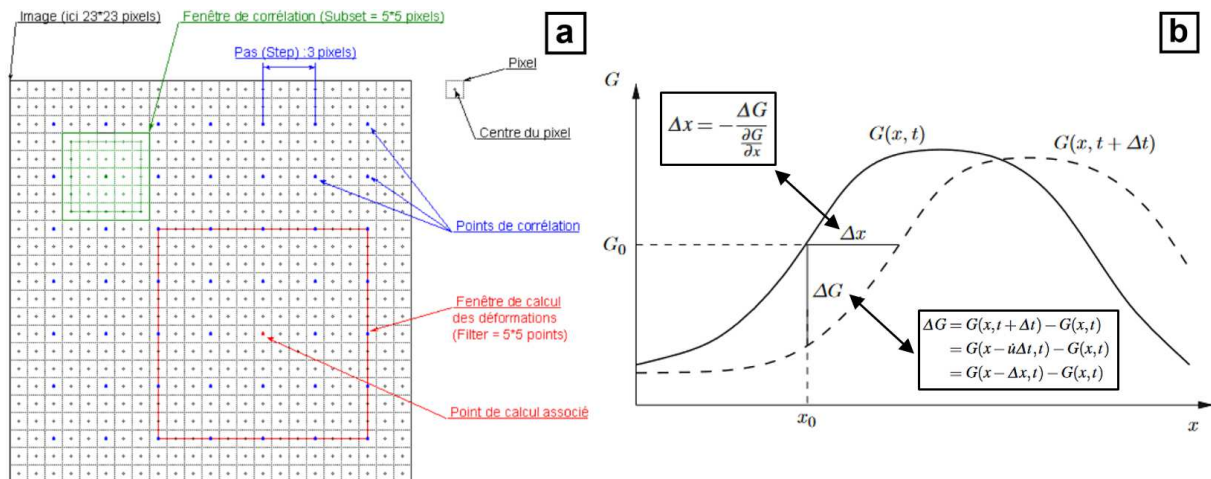


Figure II-65 – Méthodologie utilisée par le logiciel ARAMIS pour le calcul des champs de déplacement et de déformation (a) [153] et illustration de l'estimation différentielle du mouvement pour un problème 1 D (b) [154]

La méthode mise en place se base sur un mouchetis effectué sur une des deux faces de l'éprouvette comme montré ci-dessous (Figure II-66). Grâce à ce mouchetis, la zone vue par la caméra est découpée en sous-domaines appelés facette (*subsets*) d'une taille définie par l'utilisateur (case verte). Ces subsets sont les domaines  $\Omega$  sur lesquels seront effectués les corrélations demandées, en se basant sur l'hypothèse que la distribution des niveaux de gris dans l'état non déformé d'une facette reste le même dans son état déformé [155]. Le centre de chaque facette sera le point de calcul du vecteur déplacement. Le pas de calcul (*stepsize*) conditionne lui la densité de points corrélés. Enfin, la taille de calcul (*filtersize*) permet de déterminer la déformation au centre d'un ensemble de points corrélés par dérivée spatiale sur le domaine considéré.

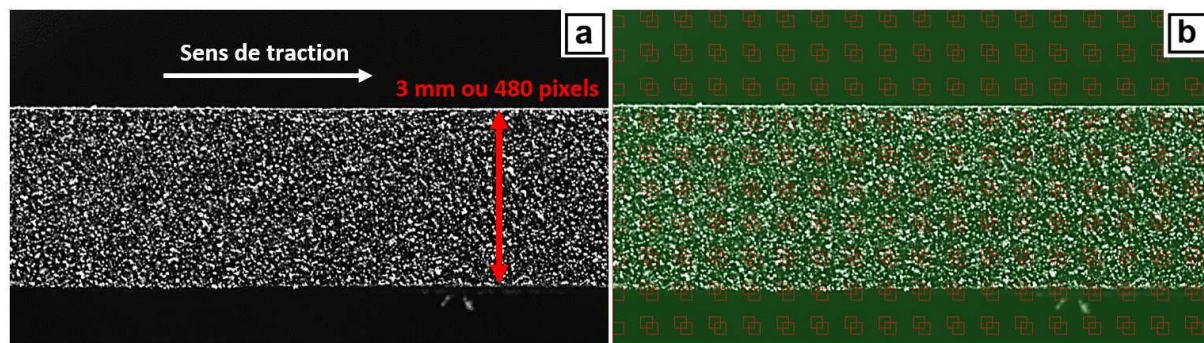


Figure II-66 – Exemple de mouchetis sur un fût d'éprouvette de traction (a) et facettes de corrélation dans Aramis (b)

Ces paramètres de corrélation sont importants à maîtriser car la finesse de résolution spatiale lors des essais de corrélation en dépend. Pour chacune des expériences menées, deux résolutions spatiales peuvent être calculées. La résolution spatiale en déplacement ( $RS_u$ ) en mm est le produit de la taille du *subset* en pixel par le grossissement  $g$  du système optique (en mm/pix). La résolution spatiale en déformation  $RS_\epsilon$  (en mm) est calculée par l'équation suivante [156] :

$$RS_\epsilon = [\text{subset} + (\text{filtersize} - 1) \times \text{stepsize}] \times g$$

Durant ces travaux, une taille de facette de 30 x 30 pixels couplée à un pas de calcul de 15 pixels sont utilisés. Ces paramètres choisis nous permettent d'obtenir une résolution spatiale en déplacement ( $RS_u$ )



de<sup>4</sup> 0,188 mm et une résolution spatiale en déformation (RS) de<sup>5</sup> 0,375 mm. Ces résolutions, bien qu'étant assez importantes, restent en dessous des valeurs nécessaires pour obtenir une corrélation précise des déformations à l'échelle microstructurale. L'étude des champs de déformation est effectuée à l'échelle de la macrostructure, ou de l'ex-grains  $\beta$  composant les éprouvettes. Pour l'ensemble des essais de corrélation d'images, la direction de déformation étudiée est la déformation selon l'axe de traction Epsilon  $x, x$ . Enfin, un pas d'une image prise par seconde est fixé pour l'ensemble de ces travaux.

### Propriétés des murs fins

- Loi 1007 P et NIBAS

Dans un souci de priorisation des essais, et en tenant compte des résultats de traction et résilience des murs fins sur substrat épais (à iso-paramétrie et stratégie de construction), il a été décidé de ne pas effectuer les essais mécaniques des murs fins imprimés en CMT dans le cadre des travaux de ce manuscrit. Ces essais seront néanmoins effectués par la suite, dans le cadre du projet ADDIMAFIL. Le plan de prélèvements des différentes éprouvettes est donné à la Figure II-67.

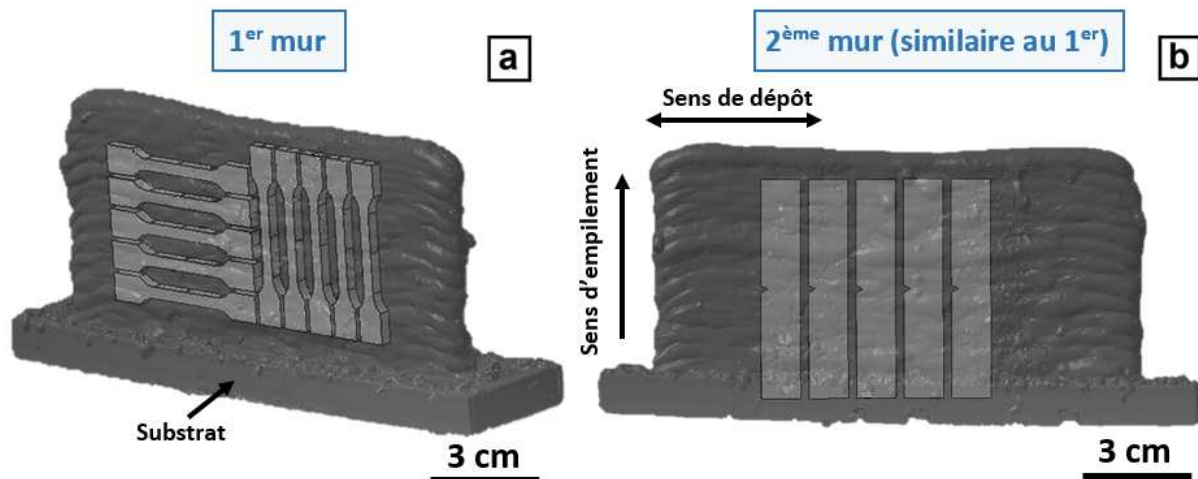


Figure II-67 – Plans de prélèvements des éprouvettes de traction et de résilience dans les murs 1007 P et NIBAS fins obtenus par CMT

### Propriétés de l'interface substrat - dépôt

Pour les murs CMT construits sur substrats épais (30 mm), le comportement à l'interface dépôt / substrat a été étudié. Pour cela, cinq éprouvettes verticales de traction et trois éprouvettes de résilience à l'interface pour chaque mur sont prélevées comme indiqué à la Figure II-68. Les résultats obtenus pour chaque loi synergique sont présentés à la suite.

<sup>4</sup>  $RS_u = 30 \times (3/480)$

<sup>5</sup>  $RS_\epsilon = [30 + (3 - 1) \times 15] \times (3/480)$

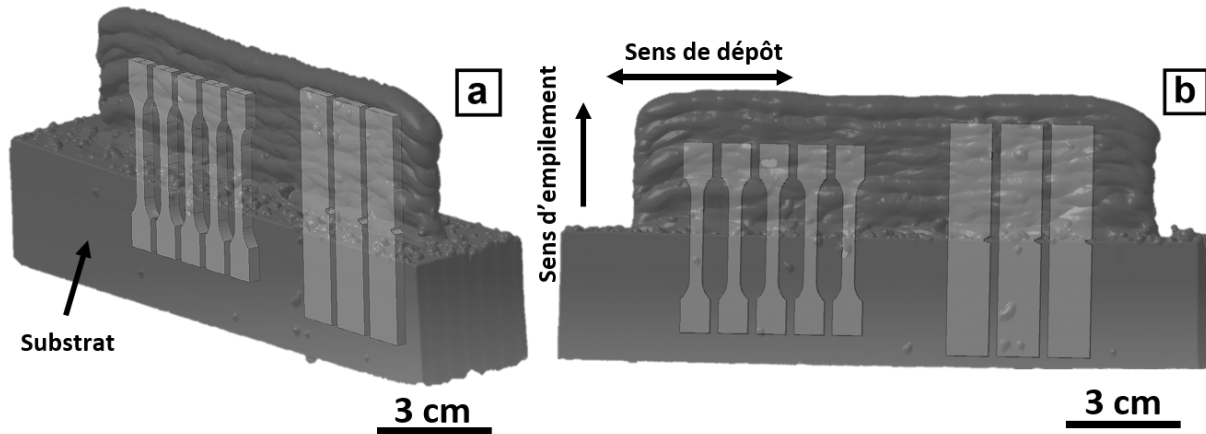
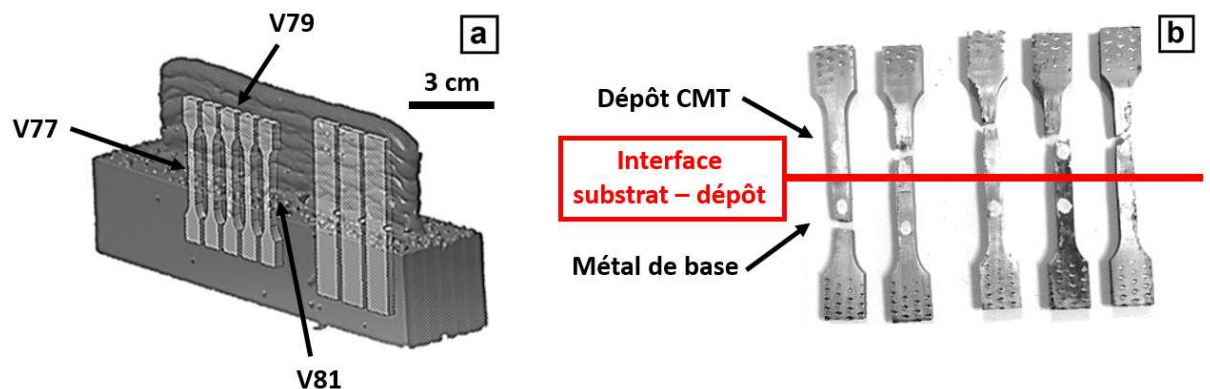


Figure II-68 – Plans de prélèvements des éprouvettes de traction et de résilience dans les murs 1007 P et NIBAS fins obtenus par CMT

• Loi 1007 P

Les résultats des essais de traction montrent des propriétés mécaniques similaires entre les 5 éprouvettes testées (Figure II-69). Cela est en accord avec les analyses métallurgiques effectuées auparavant. La résistance maximale est de  $997 \pm 11$  MPa et leurs allongements à rupture compris entre 5 et 8 %. Ces valeurs de propriétés mécaniques témoignent de la résistance mécanique de notre mur, avec des valeurs de  $R_m$  identiques voire supérieures à celles données par les différents auteurs pour l'alliage Ti-6Al-4V obtenu par procédé WAAM [139] [147].



Réf éprouvette	$Re_{0.2}$ (MPa)	E (GPa)	$R_m$ (MPa)	$e_u$ (%)	A (%)
V77	879	111	1002	6	7,8
V78	881	106	998	5,1	5,4
V79	897	114	1003	5,1	5,6
V80	884	105	978	3,5	4,6
V81	894	113	1004	5,3	7,8
Moyenne sens vertical	$887 \pm 8$	$110 \pm 4$	$997 \pm 11$	$5 \pm 0,9$	$6,2 \pm 1,5$

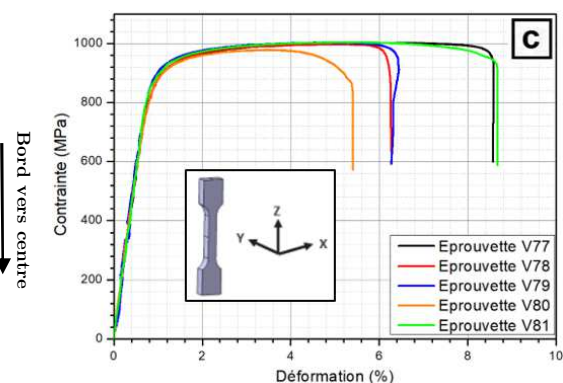


Figure II-69 – Référencement des éprouvettes prélevées (a), localisation des zones de ruptures (b) et propriétés mécaniques du mur CMT 1007 P fin rechargement (c)

En s'intéressant aux zones de rupture de ces éprouvettes, un comportement particulier ressort. En effet, sur les cinq éprouvettes testées, une s'est rompue dans le métal de base (substrat) et les 4 autres ont vu leurs zones de rupture localisées dans le dépôt CMT (Figure II-69.b). Ces résultats attestent ainsi d'une bonne tenue mécanique de l'interface dépôt/substrat, zone essentielle pour les applications visées par ces impressions.

Grâce à la corrélation d'images mise en place pour suivre les champs de déformation lors des différents essais, trois zones comportant des niveaux de déformations différentes sont apparues comme montré en Figure II-71.a. Ainsi, lorsque l'éprouvette est soumise à un effort, les déformations sont localisées dans le substrat et le dépôt CMT. À ces endroits, la déformation dépasse les 10 % avant que l'éprouvette ne rompe. En revanche, l'interface dépôt / substrat se déforme très peu. Une déformation moyenne inférieure à 5 % est ainsi observée pour l'ensemble des éprouvettes testées dans cette zone de transition entre le substrat et le dépôt CMT. Ces observations vont dans le sens des conclusions effectuées après observation des zones de rupture, et stipulant une très bonne tenue mécanique à l'interface substrat / dépôt. L'étude des faciès de ruptures des différentes éprouvettes montre un faciès composé à 100 % de cupules, avec absence totale de défauts critique type porosité ou manques de fusion (Figure II-70). Ces observations confirment le mode de rupture ductile de ces éprouvettes.

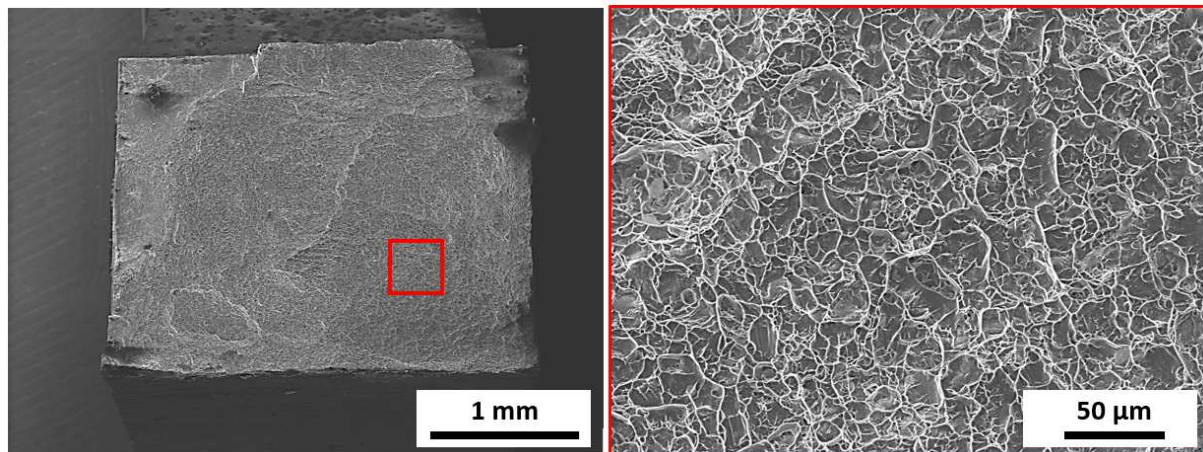


Figure II-70 – Faciès de rupture de l'éprouvette de traction V79



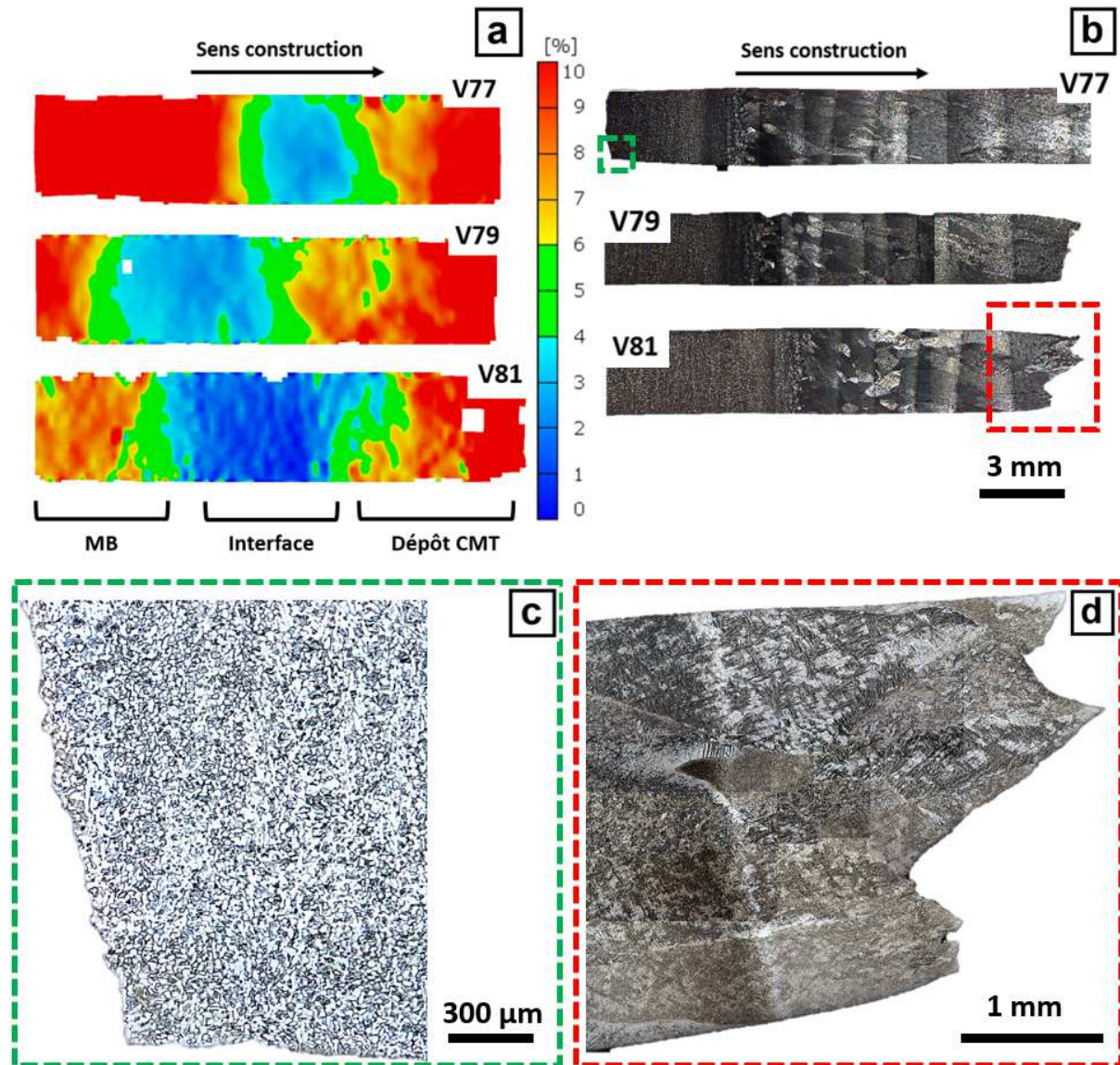


Figure II-71 – Distribution des champs de déformations  $\epsilon_{x,x}$  dans les éprouvettes de traction du mur 1007 P fin avant rupture (a) et zones de rupture des éprouvettes V77 et V81 (b, c, d)

Enfin, deux filiations de dureté sont effectuées le long de ces trois zones pour détecter une éventuelle variation expliquant cette différence de déformation. Les résultats montrent une stabilité de celle-ci, aux alentours de 320  $\text{HV}_{0.3}$  pour le métal de base, et environ 340  $\text{HV}_{0.3}$  pour l'interface et le dépôt CMT.



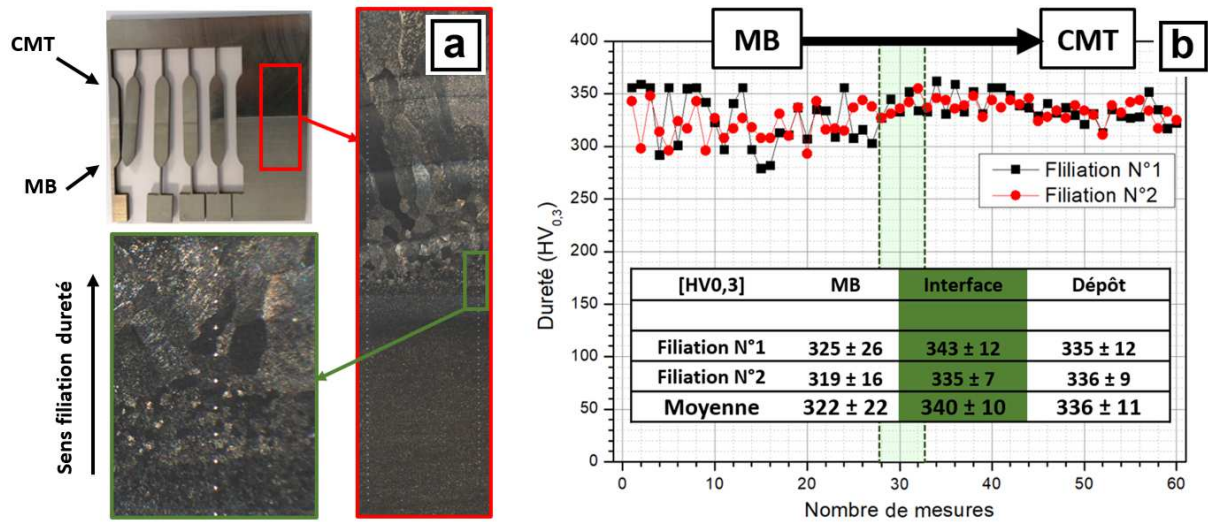


Figure II-72 – Évolution de la dureté en fonction de la zone de mesure dans le mur 1007 P fin rechargement

• Loi NIBAS

En s’intéressant au mur fin imprimé avec la loi NIBAS, des propriétés mécaniques proches de celles du précédent mur imprimé avec la loi pulsée sont obtenues comme le montre la Figure II-73.a. La résistance mécanique maximale est légèrement plus faible ; elle est de l’ordre de  $980 \pm 15$  MPa. Les niveaux d’allongement à rupture sont également compris entre 5 et 8%. Les faibles écarts-types de Rm et d’allongement au Rm et à la rupture témoignent de l’homogénéité des propriétés mécaniques du mur étudié, et confirment les analyses métallurgiques.

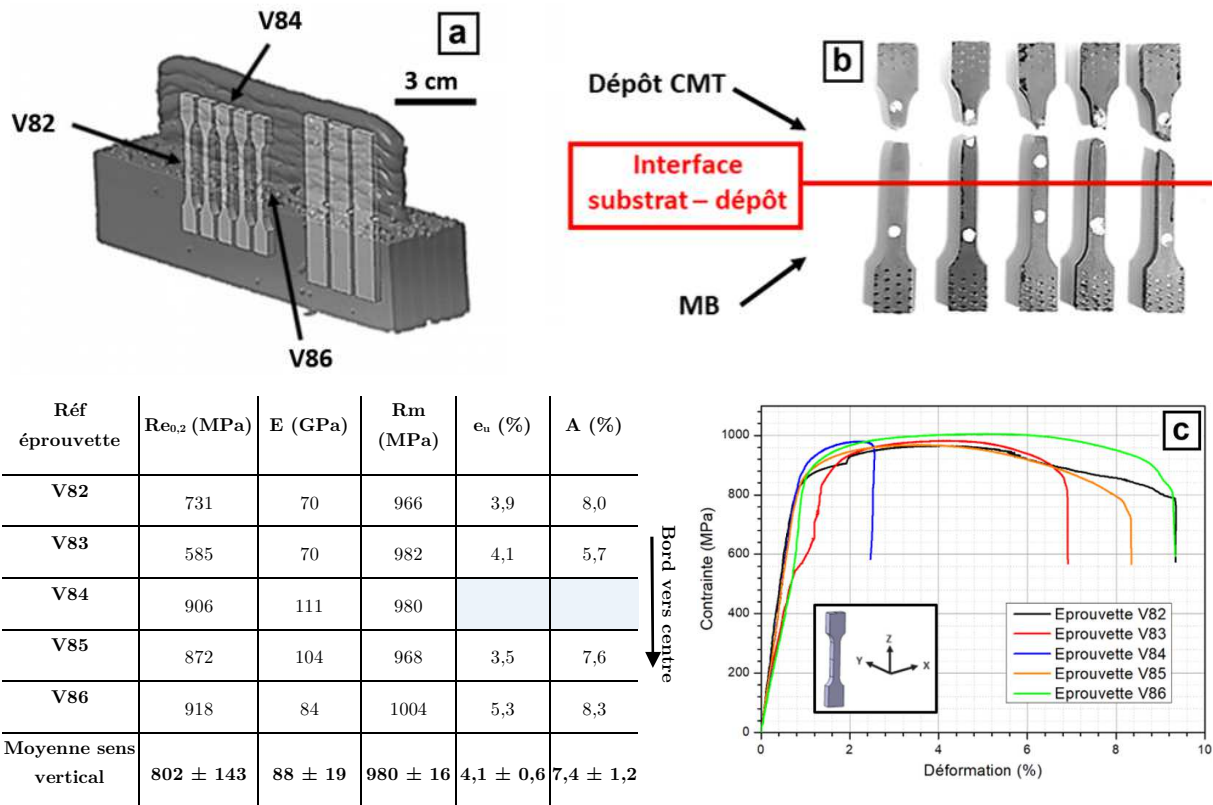


Figure II-73 – Référence des éprouvettes prélevées (a), localisation des zones de ruptures (b) et propriétés mécaniques du mur CMT NIBAS fin rechargement (c)

Tout comme le précédent mur, aucune rupture ne s'est produite à l'interface substrat / dépôt. L'ensemble de celles-ci sont apparues dans le dépôt CMT comme le montre la Figure II-73.b. Les analyses des champs de déformations attestent d'un comportement similaire en traction avec le précédent mur (loi 1007 P). Un gradient de déformation est bien présent entre le substrat, l'interface et le dépôt CMT, avec des déformations moindres au niveau de l'interface (Figure II-74). Enfin, les analyses des faciès de ruptures confirment le mode de rupture ductile pour les éprouvettes de ce mur avec la présence de faciès uniquement composés de cupules. Un exemple de cette étude fractographique est donné à la Figure II-75.

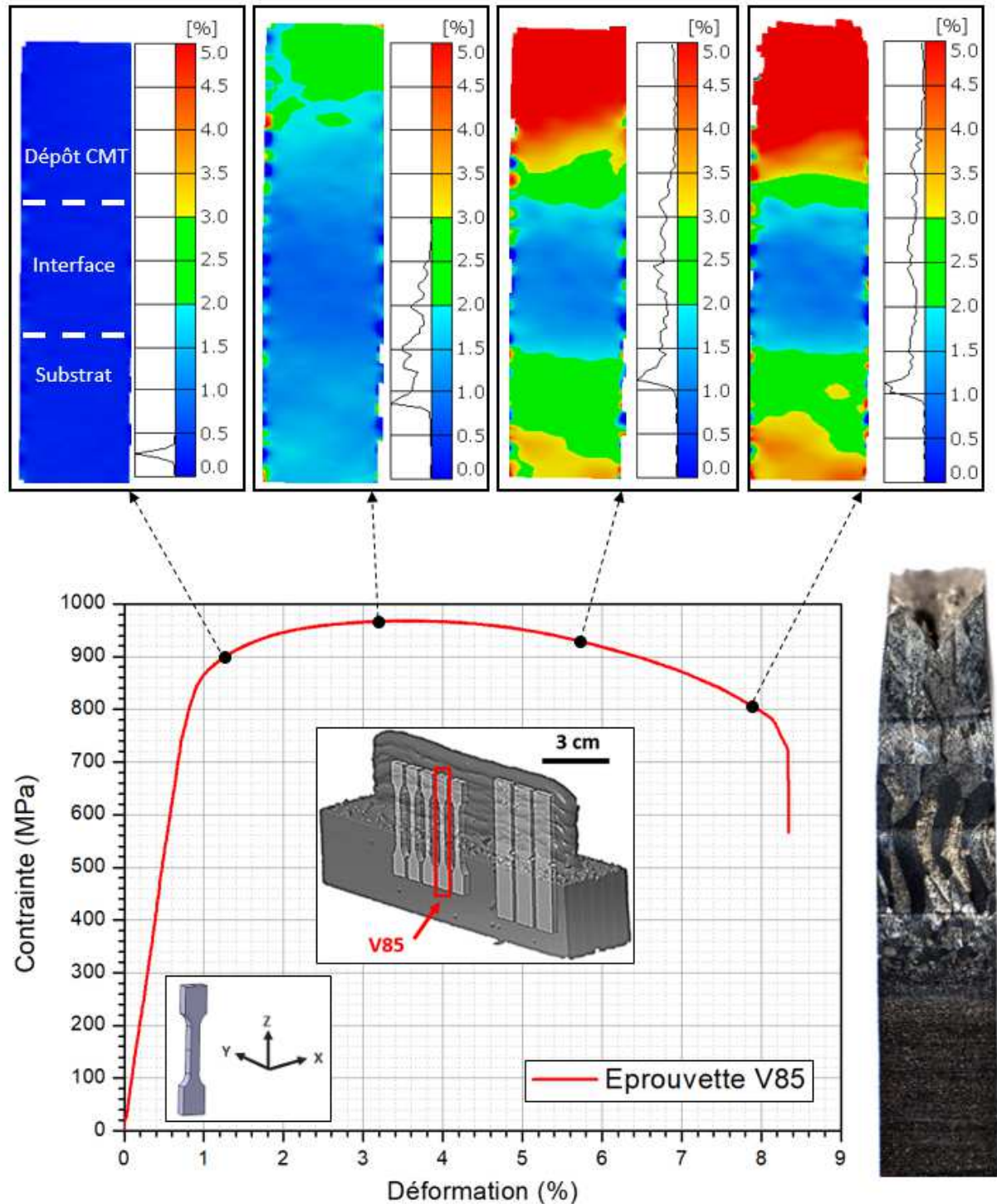


Figure II-74 – Évolution des champs de déformations longitudinaux vrai,  $\epsilon_x$ , en fonction de l'avancée de l'essai de traction pour les éprouvettes du mur NIBAS fin rechargement – exemple de l'éprouvette V85



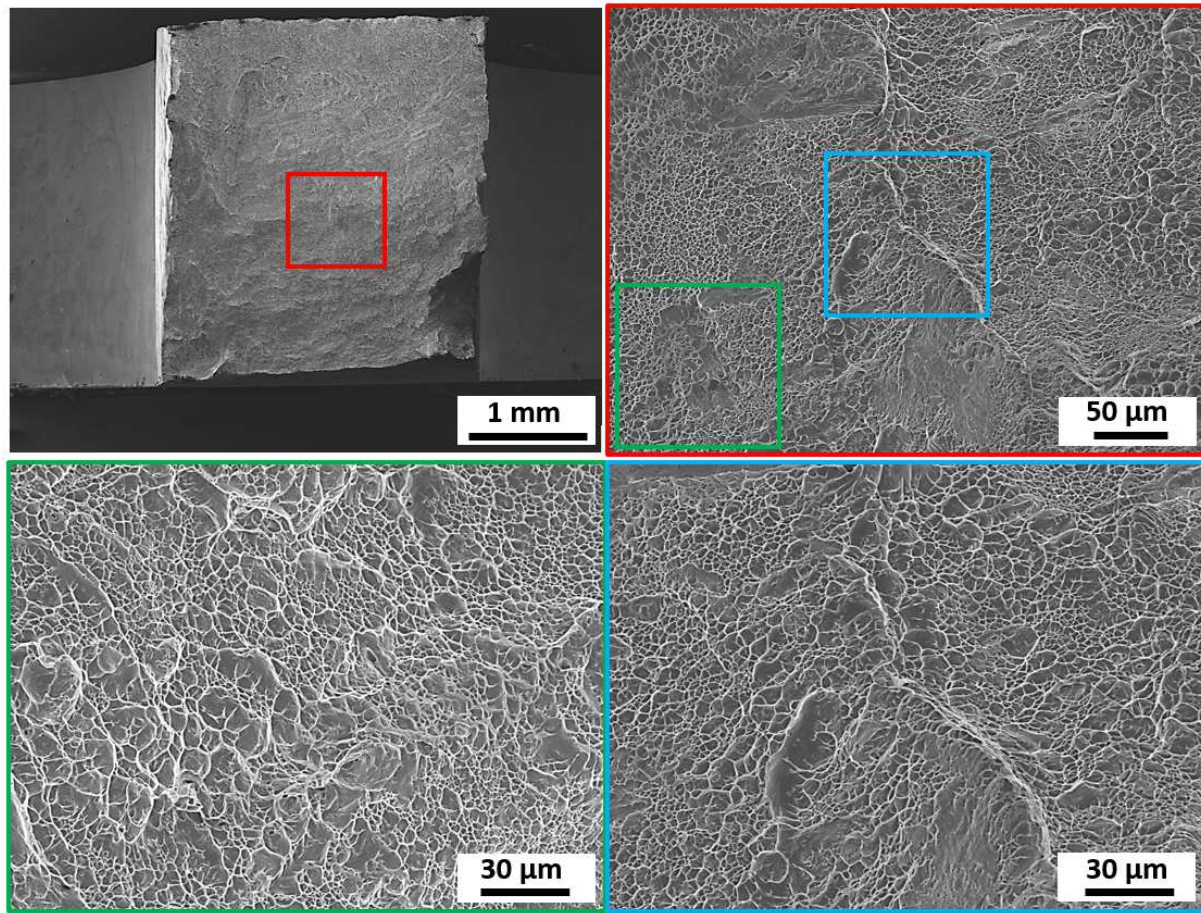


Figure II-75 – Faciès de rupture de l'éprouvette V84

## IV. Construction de briques technologiques 3D : murs larges

### IV.1. Méthodologie et stratégies de construction

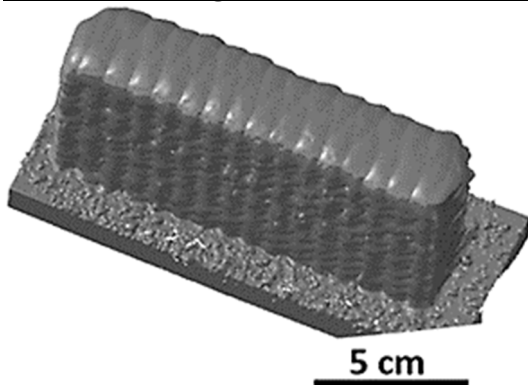
Après la construction de voiles fins, nous abordons dans cette partie la construction de briques technologiques dites 3D, ou murs « larges ». Pour rappel, ceux-ci sont construits sur des substrats deux fois plus larges que ceux utilisés pour les murs fins. Ils ont pour dimensions 150 x 60 x 10 mm pour les applications construction et 150 x 60 x 30 mm pour les applications rechargement. Cette augmentation de la surface de support de construction est utilisée pour permettre un bridage suffisant, et ainsi favoriser la dissipation thermique par la table de bridage. Ceci devrait permettre de maintenir des conditions de construction relativement stables. Le nombre de brides est également porté à 4. Celles-ci sont maintenant placées sur les deux côtés de chaque substrat.

En s'appuyant sur l'expérience acquise sur les constructions de voiles fins et pour éviter tout effondrement du bain de fusion, tout en se rapprochant des conditions thermiques de la construction d'une pièce de grandes dimensions, il a été décidé de construire de façon discontinue. Des temps de pause de 5 minutes entre chaque plan 2D sont observés, tout en alternant le sens de dépôt entre chaque plan 2D. L'objectif est, pour ce dernier point, d'éviter l'accumulation des singularités de fin de dépôt. Les dimensions dans le plan sont une largeur de mur de 30 mm et une longueur de mur de 120 mm. Certaines constructions sont arrêtées à des hauteurs de 55 mm pour pouvoir prélever des éprouvettes de traction dans la hauteur des murs, d'autres le sont à 30 mm pour pouvoir usiner des éprouvettes de traction à l'interface (conditions proches d'une application de rechargement).

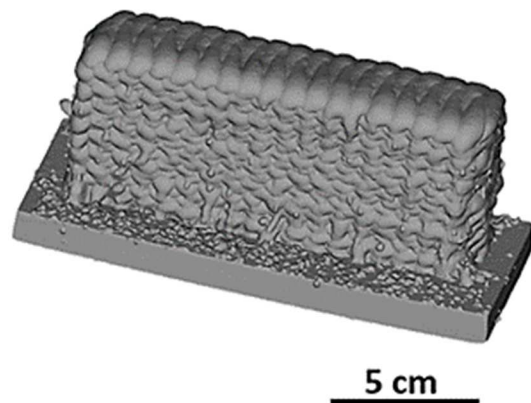
Enfin, tout comme pour les impressions fines traitées précédemment, le  $\Delta z$  ou facteur d'incrémentation inter-couches est fixé à une valeur égale à la hauteur du monocordons unitaire. Ce choix a prouvé sa viabilité dans la production de murs fins dans la partie précédente. Il devrait le rester pour ces constructions larges, en dépit d'un apport énergétique beaucoup plus important. Les temps de pause observés entre les couches, et la souplesse du procédé CMT concernant la valeur du *stick-out* ( $\pm 30\%$ ) nous laissent espérer une stabilité suffisante des conditions de dépôt tout au long de la fabrication. En suivant cette méthodologie, cinq murs larges ont été produits. Leurs maquettes numériques sont données à la Figure II-76.



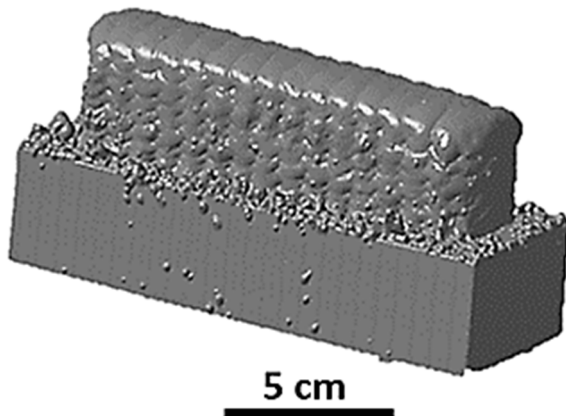
Mur 1007 P large linéaire – construction



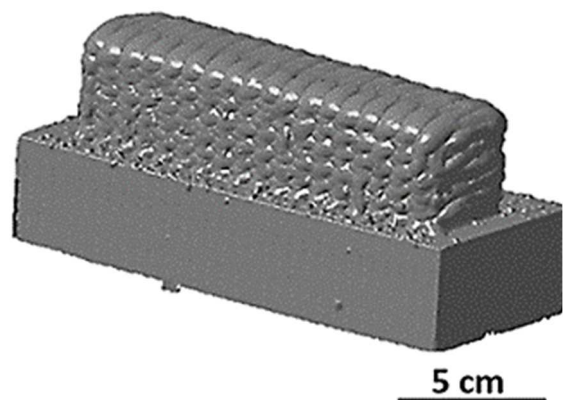
Mur 1007 P large balayé – construction



Mur NIBAS large balayé – construction



Mur 1007 P large balayé – rechargement



Mur NIBAS large balayé – rechargement

Figure II-76 – Maquettes numériques des différentes briques technologiques larges imprimées avec la loi 1007 P (a) et NIBAS (b)



L'aspect extérieur des cinq murs imprimés est correct, avec une coloration grise, témoignant de phénomènes d'oxydation lors du déroulement du process. Cet aspect, très proche de celui des murs fins linéaires, indiquent la présence de couches d'oxyde très fines, mais non-critique quant à la santé matière. L'épaisseur de celles-ci est mesurée en coupe transverse sur les différents murs. Sa variation d'épaisseur est comprise entre 20 et 50  $\mu\text{m}$ . Un exemple est donné en Figure II-77.

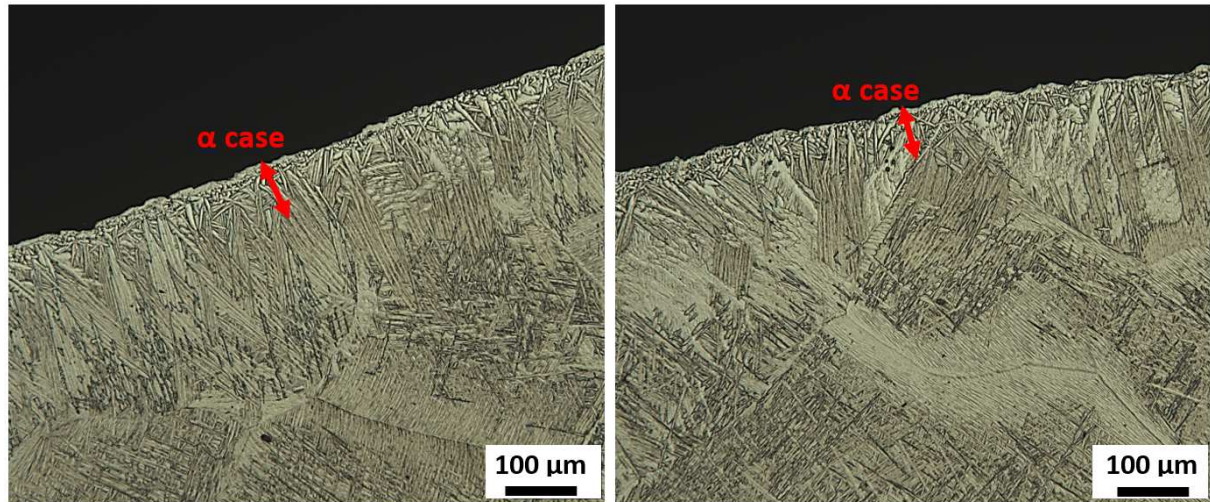


Figure II-77 – Micrographies montrant la couche de alpha case sur le mur 1007 P large balayé

Sur les murs larges balayés, la couche d'oxyde  $\alpha$  case est en moyenne moins profonde que celles des murs fins, malgré un temps de construction globale plus long, et des volumes imprimés plus importants. Cela est dû au fait que les murs fins sont imprimés en continus, alors que des pauses de 5 minutes sont utilisées entre chaque plan 2D pour ces murs larges. Ces temps de pauses permettent donc de plafonner les températures maximales atteintes et de revenir à une température assez basse, pour éviter l'oxydation du plan 2D fraîchement déposé.

En se basant sur ces affirmations, la solution d'inertage développée dans cette étude est toujours considérée comme viable pour les constructions larges balayées avec un temps de pause de cinq minutes inter-couches 2D.

## IV.2. Morphologie et dimensions

### *Mur élaboré avec la stratégie linéaire*

Le mur large produit avec la loi synergique 1007 P et la stratégie linéaire présente une morphologie moins régulière que celle des autres murs. Des arrêts de fabrication ont été constatés lors du process. Ils sont dus au collage du fil dans le tube contact avant la sortie de celui-ci. Une des causes la plus probable de ce phénomène serait la suivante. En déposant côte à côte des monocordons, sans temps de pause, au sein d'un même plan 2D, la buse de dépôt se retrouve finalement pendant un temps assez long au contact du fil. Pendant le court instant où le fil se trouve à l'arrêt dans le tube contact à très haute température, celui-ci se colle au tube contact. Cela a engendré à plusieurs reprises un blocage du mouvement du fil au moment de déposer le monocordon suivant, et finalement l'interruption du process de construction. Cette problématique n'apparaît pas lors de l'utilisation des autres stratégies de dépôt. De plus, Il est à noter que malgré l'inversion de sens de dépôt entre chaque plan 2D, de légers affaissements sont apparus aux extrémités du mur imprimé linéairement. Enfin, malgré l'étude du choix de l'espacement entre monocordons  $\Delta y$ , un étalement de plus en plus important des monocordons est constaté au fur et à mesure de l'avancée de la construction. Pour résoudre ce problème et éviter une perte de planéité dans le plan XY, un monocordon linéaire est supprimé à partir de la 8<sup>ème</sup> couche. Cette suppression du dernier monocordon dans la couche est visible à la Figure II-78. Les sections de la maquette numérique du mur

obtenue par scan optique montrent un empilement régulier, avec peu de variations. L'unique variation se trouve à partir de la 8<sup>ème</sup> couche, où une largeur moyenne de 27 mm est mesurée au lieu des 30 mm initiaux.

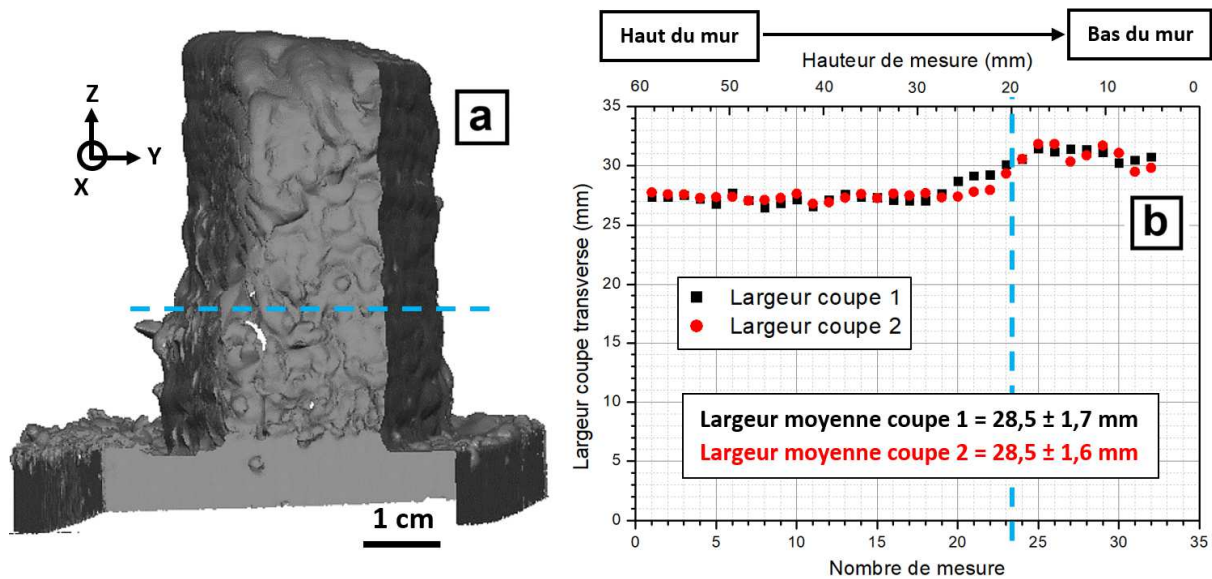


Figure II-78 – Coupe transverse (a) et distribution des largeurs (b) du mur 1007 P large en stratégie linéaire

Les largeurs moyennes des deux coupes sont similaires, témoignant d'une stabilité de largeur du mur selon la direction de dépôt (plan XY). Enfin, une flèche du substrat quasiment égale à  $9,92 \pm 0,15$  mm est mesurée pour une longueur de 150 mm. Ceci témoigne de fortes contraintes thermiques vues par le substrat durant l'impression.

### Murs élaborés avec la stratégie balayée en créneaux

En s'intéressant aux murs larges imprimés avec la stratégie balayée, une grande régularité d'impression tout au long du procédé est observée (Figure II-79). Alors qu'une différence de forme de dépôt est présente lors d'empilement de monocordons entre lois pulsée et non pulsée, celle-ci disparaît en utilisant cette stratégie de construction pour les murs larges. Aucune différence de largeur n'est observée entre les deux coupes étudiées par mur, quelle que soit la loi synergique. Tout comme sur les murs fins, le changement d'épaisseur de substrat n'impacte pas la morphologie du dépôt CMT. Nous avons ainsi une largeur moyenne de  $36,2 \pm 1,3$  mm pour le mur 1007 P imprimé sur substrat fin et  $36,4 \pm 1,3$  mm pour le même mur imprimé sur substrat large. En utilisant la loi NIBAS, les largeurs de mur moyennes sont de  $33,4 \pm 0,6$  mm pour le mur imprimé sur substrat fin et  $33,4 \pm 0,8$  mm pour celui imprimé sur substrat large. Malgré la même stratégie, et les mêmes dimensions visées en fin d'impression avec les deux lois synergiques, les murs imprimés avec la loi pulsée sont environ 3 mm plus larges. Cela s'explique par une plus grande largeur du monocordon unitaire ( $5,2 \pm 0,7$  mm contre  $4,3 \pm 0,3$  mm pour le monocordon NIBAS) couplé à un angle de contact plus important favorisant son étalement en bout de balayage.

Comme observé lors des constructions fines, les murs imprimés avec la loi NIBAS génèrent moins de distorsions des substrats que la loi 1007 pulsée. Nous avons ainsi des flèches égales à  $4,25 \pm 0,10$  mm pour le mur 1007 P avec la stratégie balayée, soit huit fois celle pour un même substrat avec un monocordon. En revanche, la flèche du substrat du mur NIBAS large balayé est de  $2,32 \pm 0,10$  mm, soit environ sept fois celle avec le monocordon unitaire. À titre d'information, les flèches mesurées sur les substrats épais (30 mm) sont de l'ordre de  $0,52 \pm 0,10$  mm pour le mur balayé 1007 P et  $0,33 \pm 0,10$  mm pour le mur balayé NIBAS. L'utilisation de la loi 1007 P génère donc une plus grande flèche du substrat dans ces conditions de fabrication.

En s'intéressant au mur 1007 P large obtenu avec la stratégie linéaire, une flèche du substrat égale à  $9,92 \pm 0,15$  mm a pu être mesurée, soit environ le double de celle relevée pour la fabrication en stratégie balayée ( $4,25 \pm 0,10$  mm). La déformation des substrats est donc très dépendante de la stratégie de dépôt utilisée, qui conditionne les échanges thermiques dans la pièce imprimée. Cela est confirmé par [157] sur de l'acier inox 304L imprimé par WAAM.

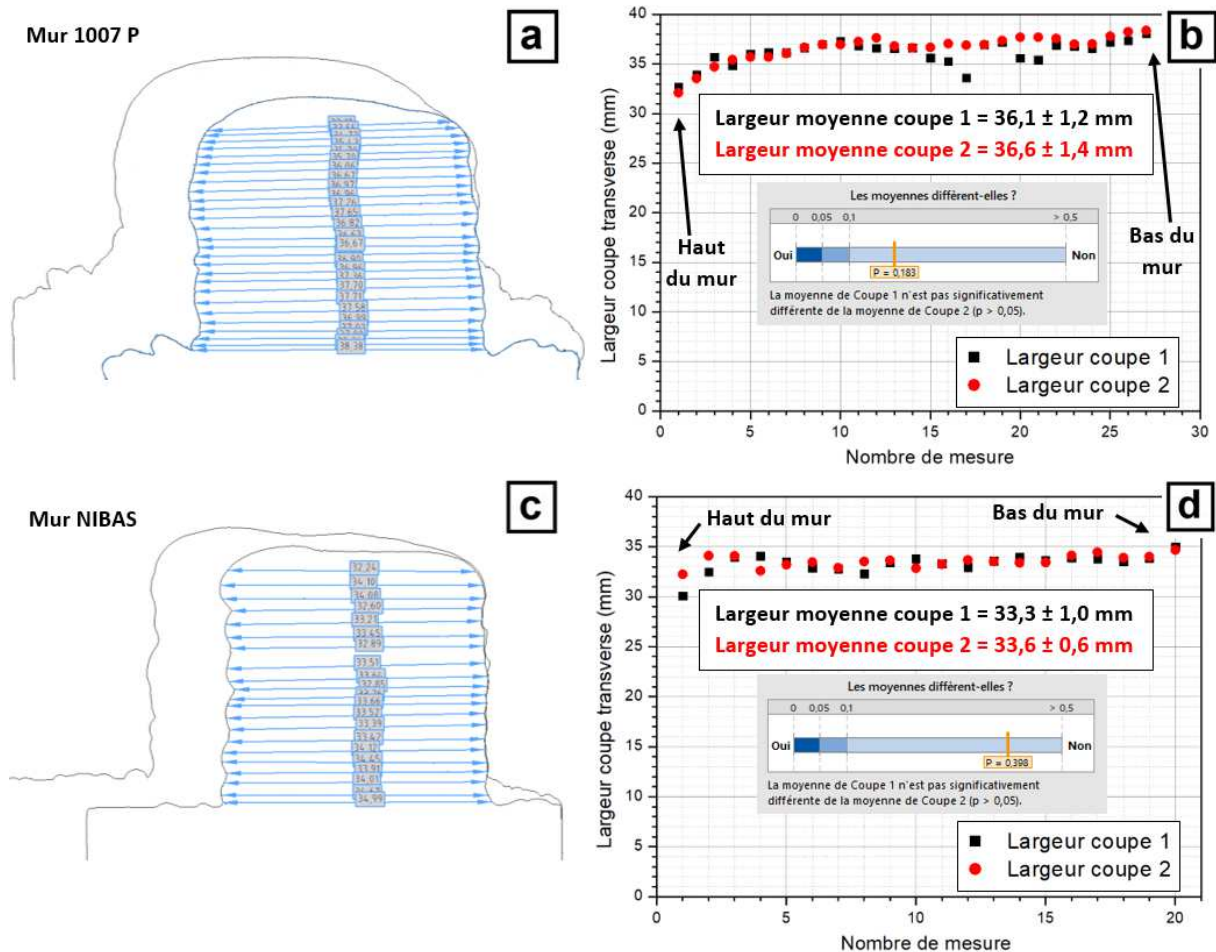


Figure II-79 – Analyses morphologiques et distribution des largeurs selon les coupes transverses des murs 1007 P (a, b) et NIBAS (c, d) pour application rechargement

### IV.3. Etat métallurgique

#### *Mur élaboré avec la stratégie linéaire*

Les observations des coupes métallographiques révèlent une moins bonne santé matière que les murs fins élaborés avec la même loi synergique. La présence de nombreuses porosités sphériques de tailles comprises entre 16 et 210  $\mu\text{m}$ , parfois distribuées en filiations (Figure II-80.b) est relevée. De plus, deux manques de fusion sont détectés par analyse microscopique sur les coupes transverses de ce mur (Figure II-80.a). Ces deux discontinuités métallurgiques présentent des tailles de 0,8 et 1,5 mm.

Des analyses complémentaires par radiographie ont été effectuées sur un prélèvement longitudinal, de dimensions égales à 47 x 59 x 5 mm. Les radiographies révèlent la présence systématique de filiations de porosité sphérique au niveau de la jonction inter-couches, et cela quelle que soit la hauteur du mur (Figure II-80.c, d). Ces analyses confirment le peu d'intérêt de cette stratégie de construction pour l'obtention de massifs larges, du moins avec les paramètres choisis (loi synergique, diamètre fil,  $\Delta y$ , ...).



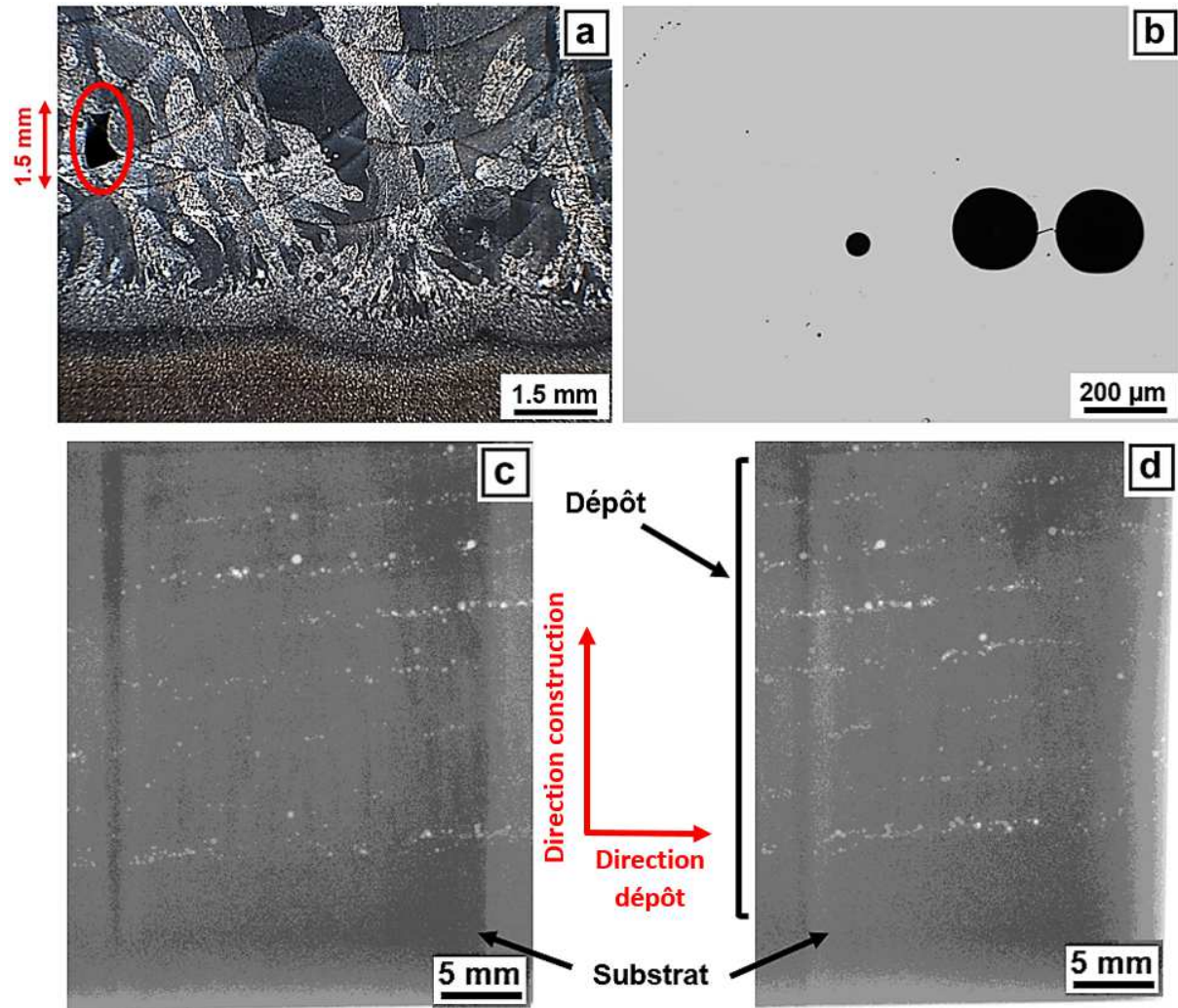


Figure II-80 – Micrographies (a, b) et images radiographiques (c, d) montrant la présence de porosités sphériques au sein du mur 1007 P large élaboré en stratégie linéaire

Malgré cela, une étude de la macro et microstructure a été effectuée afin d'obtenir un maximum d'informations sur ce mur, et sur l'impact de la stratégie de construction sur la métallurgie. Ces informations constituent une base de comparaison pour les prochains murs, imprimés en stratégie balayée.

Tout comme les murs fins imprimés avec la loi 1007 P, ce mur large possède des *bandings* irréguliers sur toute la hauteur du mur. Sa macrostructure est composée d'ex grains colonnaires, allongés dans la direction de construction. Ils présentent une largeur moyenne égale à  $0,52 \pm 0,03$  mm en bas du mur, à  $0,73 \pm 0,06$  mm en milieu du mur et à  $1,10 \pm 0,17$  mm en haut de celui-ci (Figure II-81.a). La microstructure est martensitique au niveau des premières couches et se transforme au fur et à mesure en une microstructure de Widmanstätten avec des lamelles  $\alpha$  de plus en plus larges (Figure II-81.b, c) suivant la hauteur du mur.

Les profondeurs des ZRF et ZAT sont respectivement de  $0,95 \pm 0,27$  et  $0,93 \pm 0,07$  mm (Figure II-81.d). Ces dimensions témoignent de l'absence de collage avec le substrat et donc du bon choix de l'espacement inter-cordons. On peut donc se poser la question de l'origine des filiations de porosités inter-couches dans la direction de construction si ce paramètre  $\Delta y$  n'est pas en cause. Notons qu'en comparaison des profondeurs des ZRF et ZAT du monocordon unitaire d'impression (ZRF =  $1,22 \pm 0,10$  mm ; ZAT =  $0,58 \pm 0,05$  mm), peu de changements sont visibles au niveau de la zone refondue. En revanche, la



profondeur de la zone affectée thermiquement est doublée entre le monocordon et le massif. L'histoire thermique complexe lors de l'empilement des couches au-dessus de la première peut être à l'origine de l'épaisseur plus importante de la ZAT pour le massif. Cette zone doit rester plus longtemps au-dessus du transus  $\beta$ .

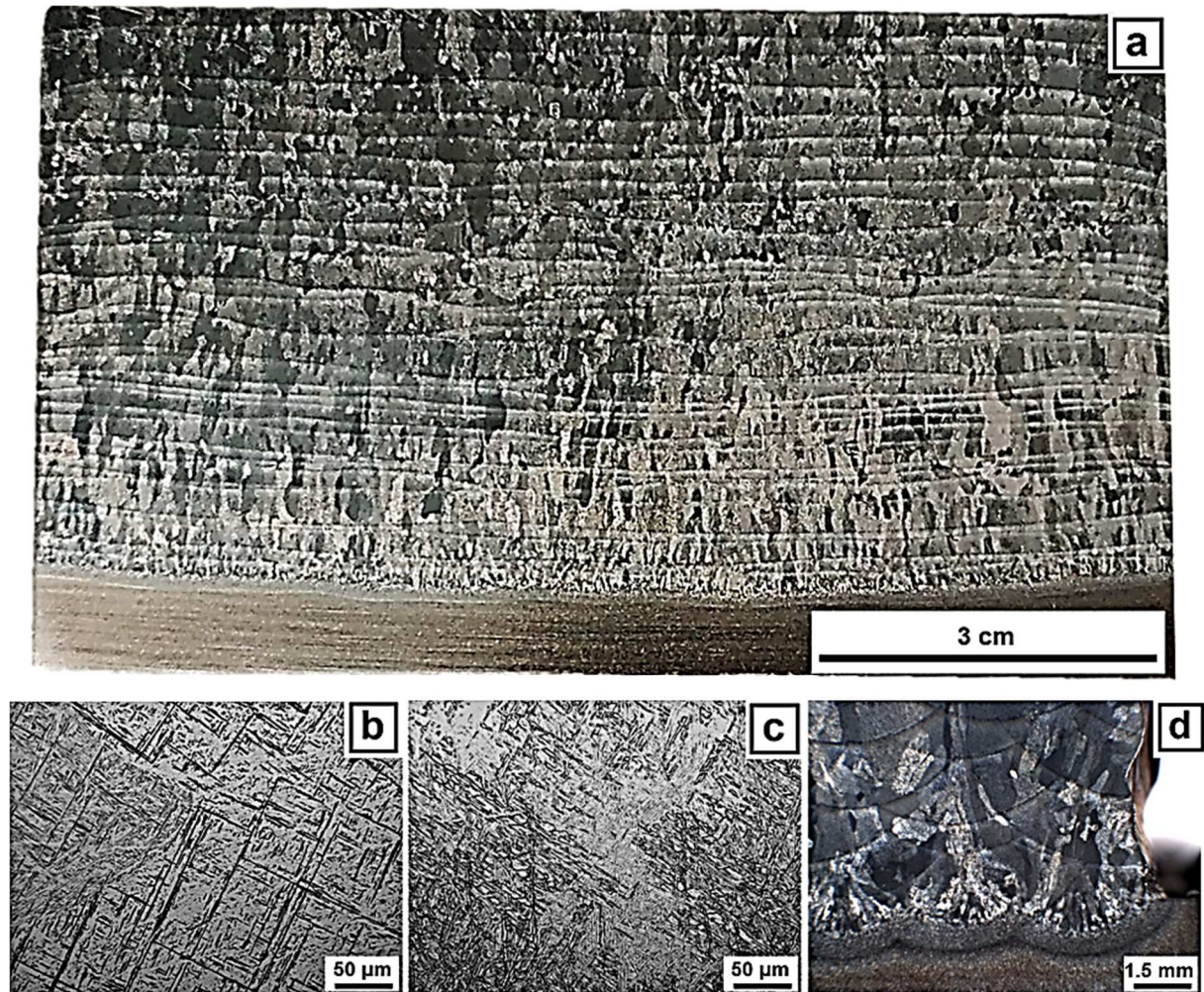


Figure II-81 – Macrographie longitudinale du mur 1007 P large stratégie linéaire (a) ; micrographies en bas (b) et en haut (c) du mur ; macrographie en section transverse (d)

Des essais de dureté ont été effectués sur les différentes coupes (transverses et longitudinales), en suivant le même protocole que précédemment. Ceux-ci montrent une stabilité de la dureté en fonction de la hauteur du mur. Les valeurs sont comprises entre 330 et 350  $HV_{0.3}$  pour l'ensemble des filiations. Au vu des résultats obtenus, la stratégie linéaire a été abandonnée. La suite de ce mémoire porte donc exclusivement sur la caractérisation de murs larges imprimés avec la stratégie balayée en créneaux pour les deux lois synergiques NIBAS et 1007.

### *Murs élaborés avec la stratégie balayée en créneaux*

La santé matière de ces murs obtenus avec une stratégie balayée en créneaux est bonne. Seulement dix-sept porosités sphériques de tailles comprises entre 42 et 220  $\mu m$  sont détectées dans le mur obtenu avec la loi synergique pulsée (sur 88  $cm^2$  de surface contrôlée). Pour le mur imprimé avec la loi NIBAS, 19 porosités sphériques de tailles comprises entre 20 et 220  $\mu m$  sont détectées en microscopie. Le détail de ces analyses est reporté dans le Tableau II-6. Aucune filiation de porosités sphériques, ou manques de fusion ne sont observés. Ces analyses sont confirmées par analyses radiographiques effectuées sur des blocs statistiquement représentatifs du volume des murs.

Tableau II-6 – Nombre de porosités sphériques sur coupes métallographiques des murs larges élaborés avec la stratégie balayée et les lois NIBAS et 1007 P

Références murs	Coupes métallographiques	Superficie surface analysée (cm <sup>2</sup> )	Nombre de porosités sphériques (+ taille μm)
<b>Mur 1007 P large balayé</b>	Transverse 1 + 2	33	8 (140/93/35/70/49/52/60/88)
	Longitudinale	55	9 (100/92/47/42/220/36/50/50/102/83)
<b>Mur NIBAS large balayé</b>	Transverse 1 + 2	33	12 (55/61/115/20/82/130/51/117/46/173/220/143)
	Longitudinale	55	7 (27/62/101/39/82/77/126)

Après attaque chimique, la macro- et microstructure des deux murs est révélée (Figure II-82). Contrairement aux murs imprimés linéairement, le *banding* des murs imprimés avec une stratégie balayée est ondulé régulièrement selon la direction y, soulignant chaque segment de trajectoire de la stratégie employée (Figure II-82.a). Notons que contrairement aux précédentes constructions fines où le *banding* était irrégulier lors de l'utilisation de la loi pulsée, le *banding* du mur large utilisant cette même loi, est régulier. Sa morphologie est proche de celle des *banding* obtenus avec la loi non pulsée NIBAS.

Les ex-grains  $\beta$  sont de type colonnaire, quelle que soit la loi synergique utilisée. Ceux-ci varient entre  $0,8 \pm 0,1$  et  $1,2 \pm 0,1$  mm aux extrémités du mur 1007 P, et entre  $0,7 \pm 0,1$  et  $1,2 \pm 0,1$  mm aux extrémités du mur NIBAS. La microstructure est essentiellement de type Widmanstätten (Figure II-83 .b) contrairement aux murs fins et épais imprimés avec une stratégie linéaire (Figure II-61.e et Figure II-81.b) qui comportent une structure martensitique dans leurs premières couches. Ce changement de microstructure au niveau des premières couches est donc dû à la stratégie de construction utilisée. La stratégie balayée étant plus énergétique que la stratégie linéaire, les températures atteintes lors de l'impression des premières couches et leurs maintiens sont plus importants. Une microstructure Widmanstätten est alors générée dès les premières couches. La présence de lamelles  $\alpha$  de plus en plus larges en fonction de l'avancée du procédé est relevée, témoignant d'un refroidissement de plus en plus long au fur et à mesure de l'avancée des constructions.

Les profondeurs de zones refondues et de zones refondues sont de  $0,81 \pm 0,18$  et  $1,38 \pm 0,22$  mm pour le mur 1007 P large balayé et  $1,72 \pm 0,01$  et  $0,79 \pm 0,01$  mm pour le mur NIBAS large. Ces profondeurs de ZRF, plus importantes au niveau du mur non pulsé, confirment la bonne distribution et utilisation de l'énergie disponible par la loi NIBAS, lors de l'utilisation de cette stratégie de construction également.



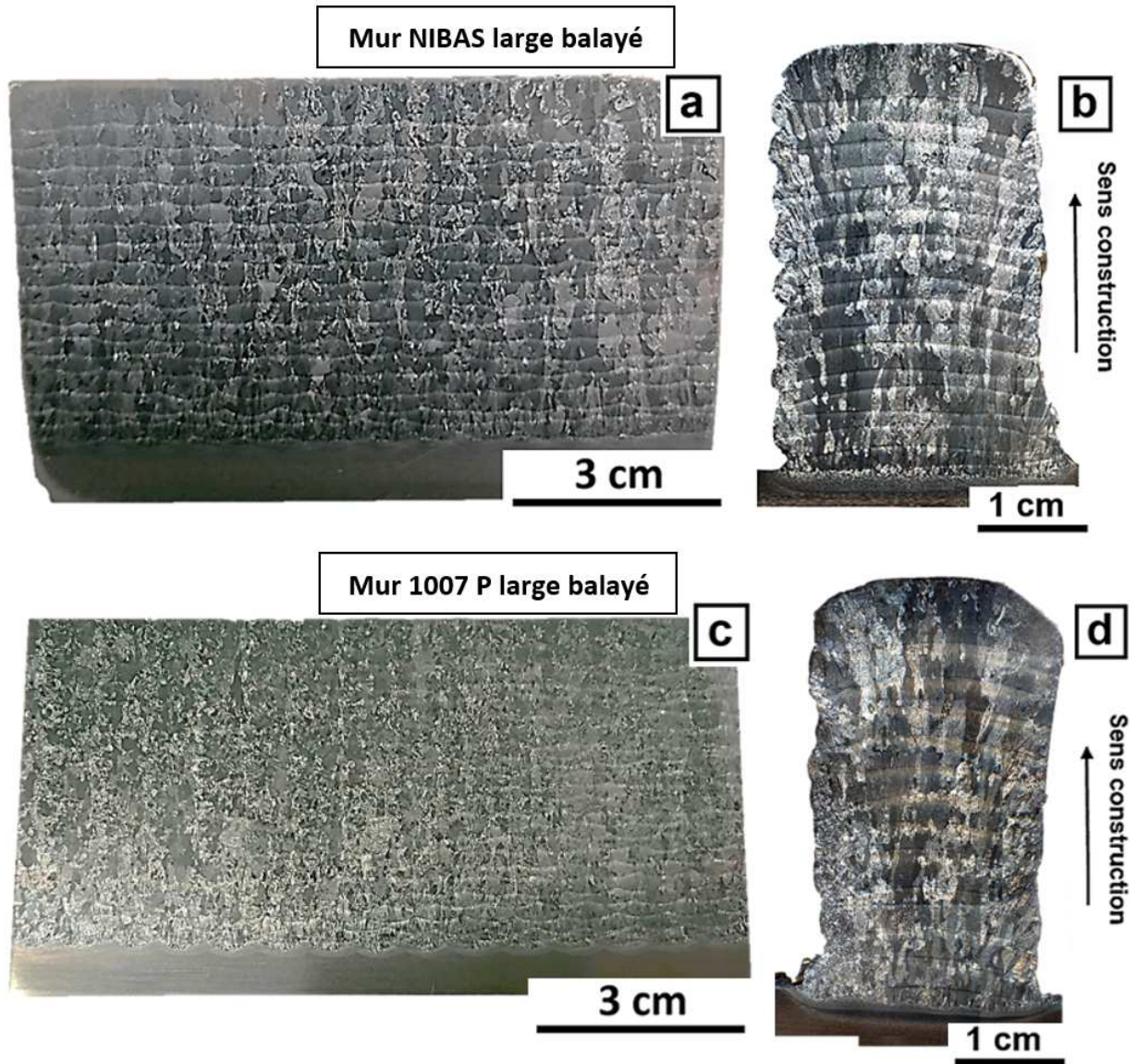


Figure II-82 – Macrographies des coupes longitudinales et transverses du mur NIBAS (a, b) et 1007 P (c, d) larges en stratégie balayée

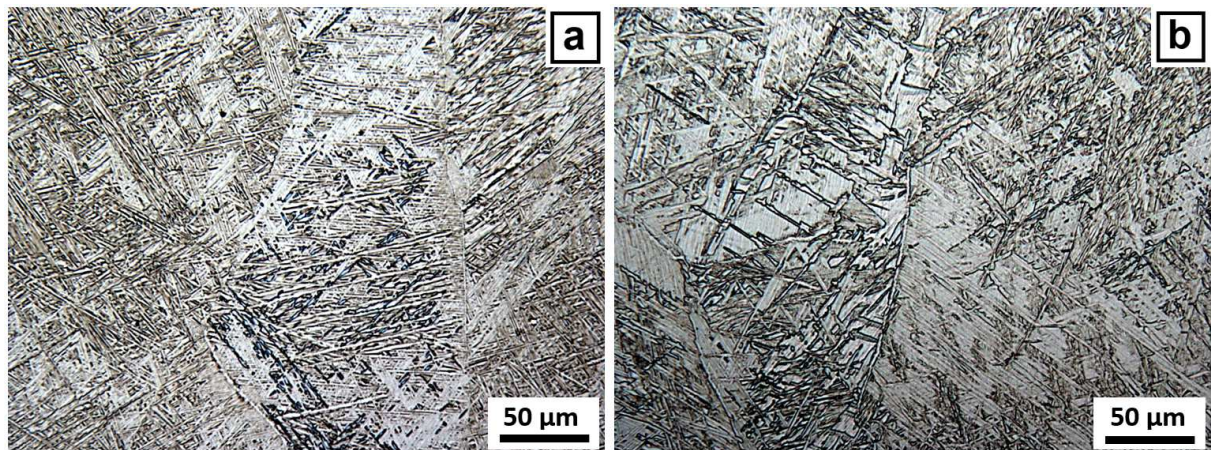


Figure II-83 – Micrographies du premier plan 2D du mur NIBAS (a) et 1007 P (b)

Afin de cartographier les propriétés mécaniques de ces massifs, des essais de dureté à 300 grammes sont effectués selon les deux plans de caractérisation. Après analyses statistiques, les résultats montrent une grande homogénéité de dureté, tant entre les différentes zones (haut, milieu, bas), qu'au sein même de celles-ci (Figure II-84). Les duretés moyennes obtenues pour le mur NIBAS et 1007 P sont similaires ( $P > 0,05$ ) et viennent confirmer les analyses macro- et microstructurales détaillées précédemment. Ces résultats confirment également l'absence de pollution de nos murs, et la performance de la solution d'inertage mise en place.

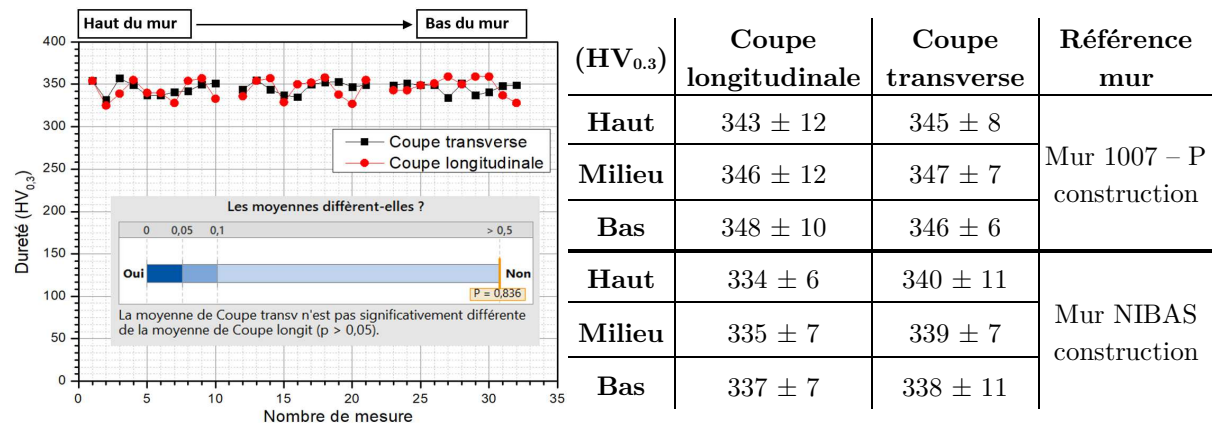


Figure II-84 – Évolution de la dureté du mur 1007 P large élaboré avec la stratégie balayée en créneaux en fonction de la hauteur (graphique) et valeurs de dureté obtenues sur les murs NIBAS et 1007 P (tableau)

Pour vérifier la performance de notre système d'inertage, les taux d'oxygène et d'azote dans les murs ont été analysés par analyses de gaz instrumentale (IGA). Cette technique, très précise, nous permet d'avoir des mesures d'oxygène et d'azote précises jusqu'au ppm. Quatre analyses sur 0,10 à 0,15 g de matière à chaque fois ont été réalisées. Cette matière est prélevée à environ 1 cm des bords du mur. Les résultats de ces analyses sont donnés dans le tableau suivant (Tableau II-7).

Tableau II-7 - Taux en oxygène et azote du mur large imprimé et du fil d'apport (% massique)

	Concentration N (%)	Concentration O (%)
<b>Mur 1007 P large balayé</b>	0,067	0,21
<b>Matériau d'entrée (fil)</b>	0,005	0,12

Les résultats montrent un doublement du taux d'oxygène entre le fil d'apport et le mur. Le taux d'azote a quant à lui été multiplié par 13 pour passer de 0,005 à 0,067 %. Malgré tout, les résultats obtenus sur le mur sont légèrement supérieurs aux normes requises pour le TA6V obtenu par fabrication additive sur lit de poudre. La norme ASTM F2924 mise en place en 2014 (*Standard Specification for Additive Manufacturing Titanium-6 Aluminum-4 Vanadium with Powder Bed Fusion*) autorise des taux de pollution pouvant aller jusqu'à 0,2 % pour l'oxygène et 0,05 % pour l'azote comme montré dans le Tableau II-8.

Tableau II-8 - Composition chimique du Ti-6Al-4V selon la norme ASTM F2924

Concentration (%)	V	Al	O	N	H	Fe	Ti
<b>Min – Max</b>	3,5 à 4,5	5,5 à 6,75	0 à 0,2	0 à 0,05	0 à 0,015	0 à 0,3	bal



Notons que ces faibles taux de pollutions n'impactent pas les propriétés mécaniques comme montré dans ce chapitre. Cela est également confirmé par A. Caballero *et al.* qui dans leur étude [158], constatent une stabilité des propriétés mécaniques du Ti-6Al-4V obtenu par fabrication additive par arc-fil jusqu'à un taux de pollution en oxygène de 4000 ppm (0,4 %).

Les mêmes analyses ont été effectuées sur les murs imprimés sur substrats épais à destination d'applications de rechargement. Les principales conclusions sont similaires à celles données pour les murs larges balayés sur substrats fins, et suivent ainsi la tendance déjà observée lors de la comparaison des voiles fins sur substrats fins et épais. La santé matière des deux murs 1007 P et NIBAS larges est ainsi très bonne. On note la présence de seulement quelques porosités sphériques de tailles comprises entre 15 et 189  $\mu\text{m}$  pour le mur NIBAS et 39 et 289  $\mu\text{m}$  pour le mur 1007 P. Les mêmes types de macrostructure et de microstructure sont observés. Cela confirme l'impact limité du changement de l'épaisseur du substrat, passant de 10 à 30 mm. La largeur moyenne des ex-grains  $\beta$  est similaire à celles des murs larges balayés imprimés sur substrat fin (Figure II-85). Les profondeurs de ZRF et de ZAT sont également similaires.

Loi NIBAS	Application construction	Application rechargement	Loi 1007 P	Application construction	Application rechargement
ZRF (mm)	$1,72 \pm 0,01$	$1,02 \pm 0,22$	ZRF (mm)	$0,81 \pm 0,18$	$0,93 \pm 0,15$
ZAT (mm)	$0,79 \pm 0,01$	$1,04 \pm 0,05$	ZAT (mm)	$1,38 \pm 0,22$	$1,25 \pm 0,19$
Largeur ex-grains (mm)	Haut $1,2 \pm 0,1$	Haut $1,1 \pm 0,2$	Largeur ex-grains (mm)	Haut $1,2 \pm 0,1$	Haut $1,2 \pm 0,1$
	Milieu $1,0 \pm 0,1$	Milieu $0,9 \pm 0,2$		Milieu $1,1 \pm 0,2$	Milieu $1,0 \pm 0,1$
	Bas $0,7 \pm 0,1$	Bas $0,6 \pm 0,1$		Bas $0,8 \pm 0,1$	Bas $0,7 \pm 0,1$
Microstructure	100 % Widmanstätten	100 % Widmanstätten	Microstructure	100 % Widmanstätten	100 % Widmanstätten

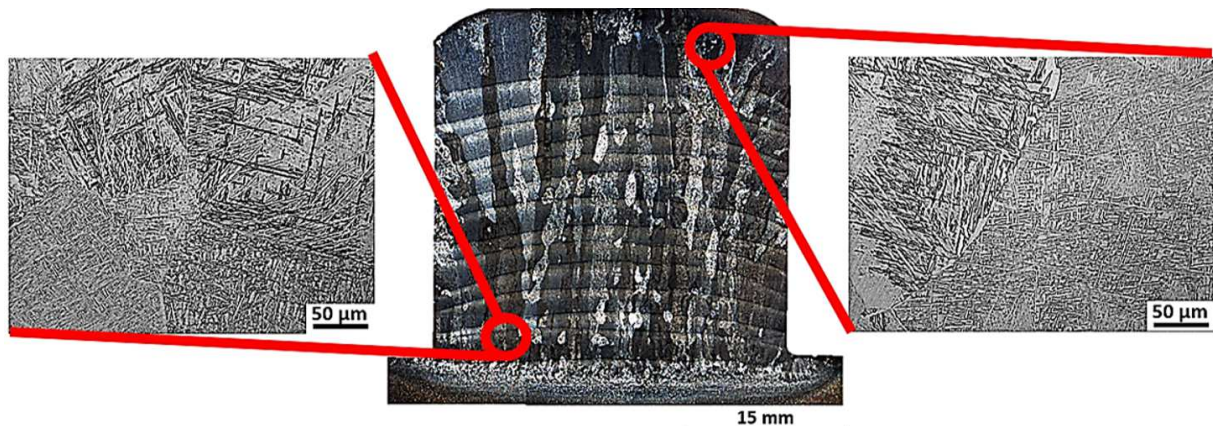


Figure II-85 – Dimensions et profondeurs des principales zones des murs (a) et l'évolution de la microstructure entre bas et haut du mur sur coupe transverse du mur NIBAS large élaboré avec la stratégie balayée sur un substrat épais.

Les mesures de dureté sont également similaires à celles obtenues au niveau des murs sur substrats fins et varient entre 311 et 351  $\text{HV}_{0,3}$  quelle que soit la loi synergique utilisée. Ces résultats confirment la stabilité du procédé lors de ces deux impressions à destination des applications rechargements.

#### IV.4. Propriétés mécaniques en traction

Les propriétés mécaniques des murs épais élaborés pour les deux lois synergiques font l'objet de cette partie. Ces murs ont tous été fabriqués avec une stratégie balayée en créneaux.

### *Murs élaborés avec la stratégie balayée en créneaux : loi 1007 pulsée*

Le plan de prélèvement des différentes éprouvettes de traction est donné à la Figure II-86. Des éprouvettes ont été usinées dans la direction de dépôt (direction horizontale) et dans la direction de construction (direction verticale). Les courbes de traction conventionnelles sont présentées à la Figure II-87.

Le comportement de l'alliage peut être qualifié de comportement élasto-plastique avec un faible taux d'écroutissage. Des différences apparaissent entre les courbes de traction correspondantes aux directions verticale et horizontale de prélèvement. Concernant les éprouvettes usinées dans la direction de dépôt, une dispersion plus importante est observée sur les niveaux de limite d'élasticité et de résistance maximale. Le domaine de déformation plastique hétérogène est également très peu marqué. Au vu des valeurs obtenues, il semble difficile de mettre en évidence un gradient de propriétés mécaniques dans la hauteur du mur. Aucune dispersion n'est enregistrée sur les limites d'élasticité et de résistance mécanique maximale pour les éprouvettes usinées dans la direction de construction. En comparant les valeurs moyennes de propriétés mécaniques des éprouvettes prélevées selon les deux directions, aucune anisotropie significative n'apparaît.

L'ensemble des propriétés mécaniques sont comparables à celles de la bibliographie, avec des résistances maximales de l'ordre de 1000 MPa et des allongements au Rm de l'ordre de 3 à 5 %. Pour les 20 éprouvettes étudiées, aucune éprouvette ne présente de valeur de propriétés mécaniques aberrantes témoignant de la présence de fragilité. Ceci est à mettre en relation avec l'absence de porosité voire de manque de fusion dans ces murs.

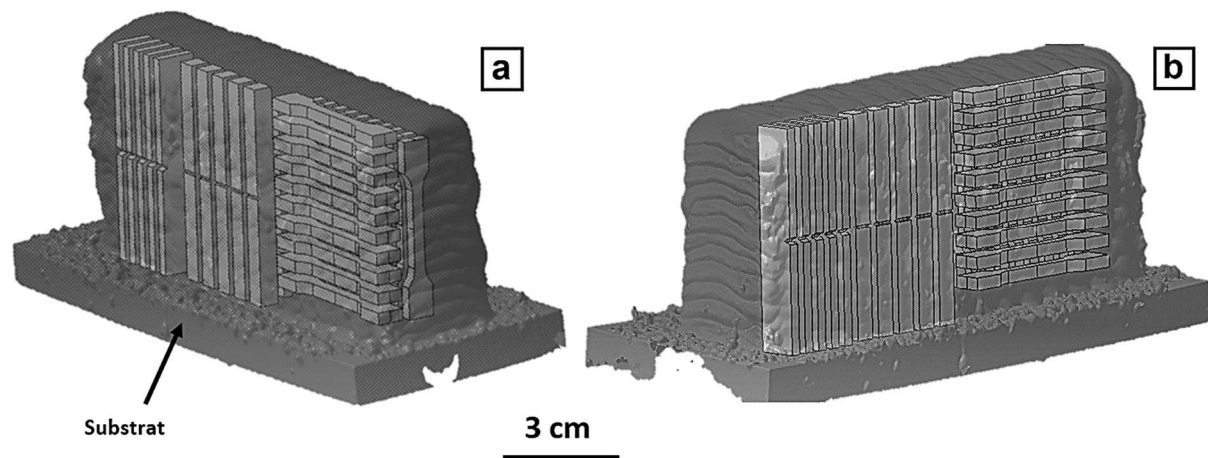


Figure II-86 – Plans de prélèvements des éprouvettes de traction et de résilience dans les murs 1007 P et NIBAS larges obtenus par CMT (a = vue avant, b = vue arrière)

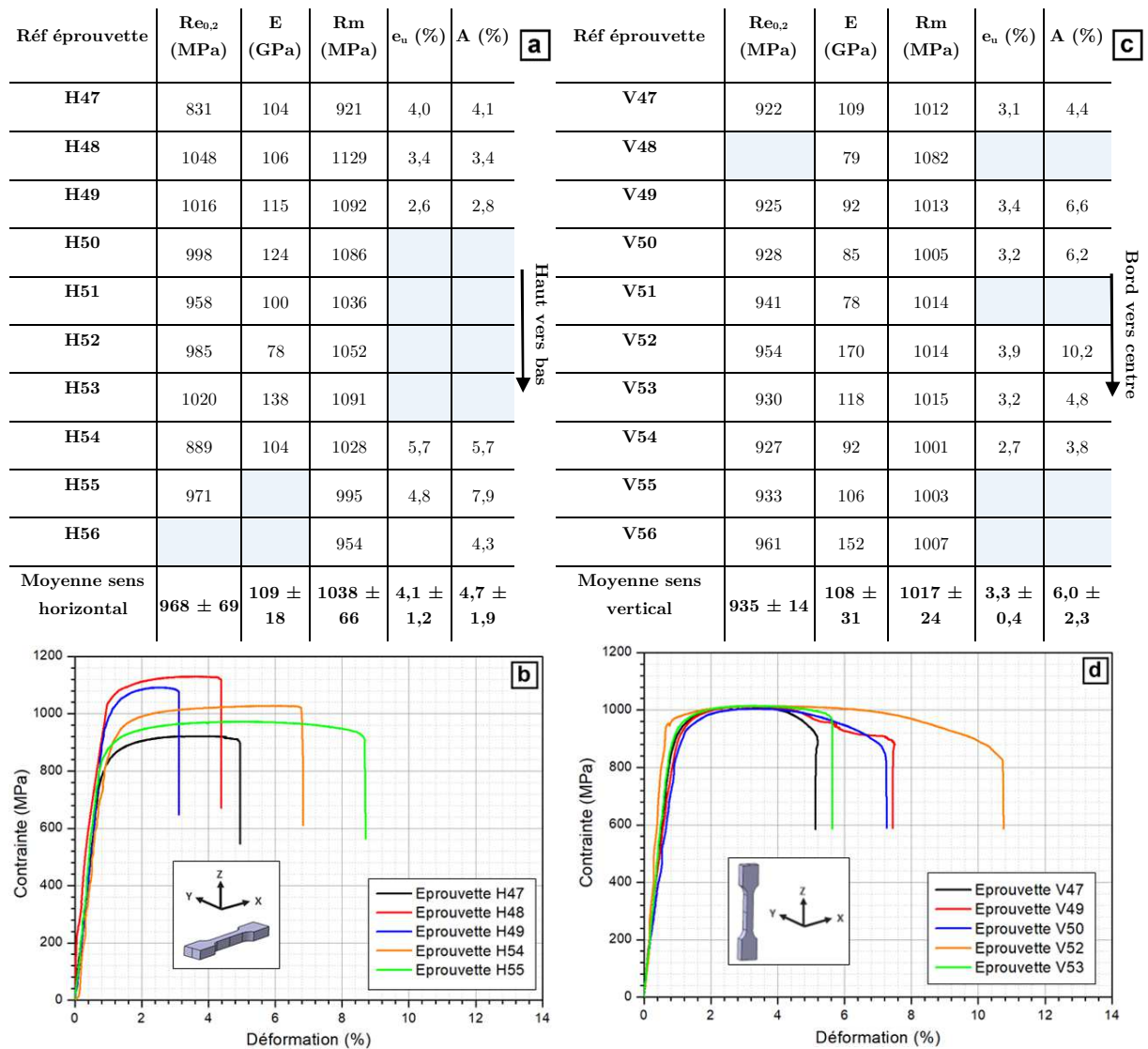


Figure II-87 – Propriétés mécaniques du mur CMT 1007 P large selon le plan horizontal (a, b) et vertical (c, d)

Afin de comprendre notamment les dispersions enregistrées lors des essais de traction sur les éprouvettes horizontales, des mesures de champs de déformation par corrélation d'images ont été effectuées. Ces mesures permettent de montrer des comportements mécaniques locaux différents en fonction de la microstructure des murs. Dans le plan horizontal, les déformations suivent les ex-grains  $\beta$  comme montré en Figure II-88.a. Les ex-grains  $\beta$  défavorablement orientés par rapport à l'effort de traction subissent les déformations maximales, et ceux favorablement orientés en subissent le moins. Ce phénomène est observé sur différentes éprouvettes étudiées. Dans le plan vertical, la déformation est plutôt homogène sur le fût de l'éprouvette (Figure II-88.b). Un léger gradient peut exister au niveau des « bandings ». Mais celui-ci est peu marqué pour conclure statistiquement sur le rôle de cette zone dans le comportement en traction des éprouvettes.



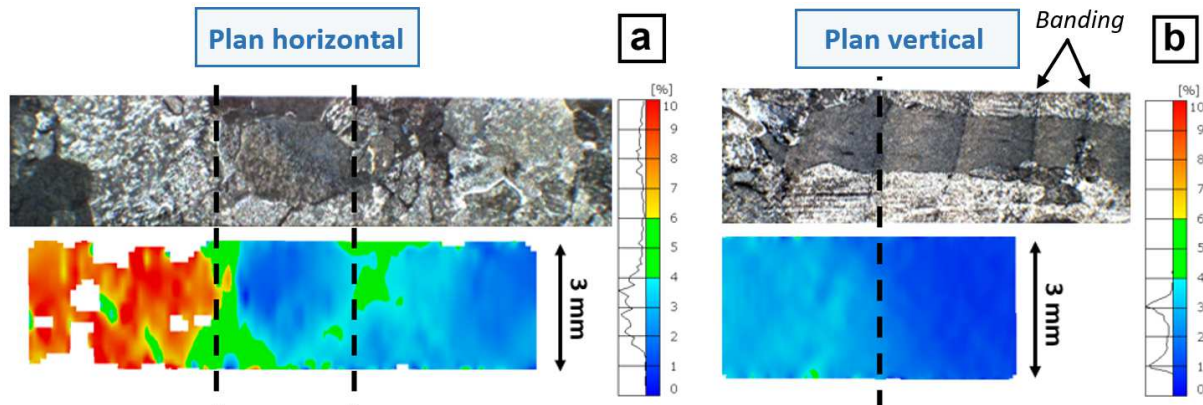


Figure II-88 – Distribution des champs de déformation Epsilon  $x, x$  avant rupture selon le plan horizontal (a = Ep H48) et le plan vertical (b = Ep V47)

Pour confirmer les bonnes propriétés mécaniques obtenues sur ce mur dans les deux plans de prélèvement, des analyses de faciès de ruptures sont effectuées. Un exemple d'une éprouvette verticale et horizontale sont donnés en Figure II-89. Celles-ci montrent des faciès de rupture 100 % ductiles, composés de cupules fines sur toutes leurs surfaces. Aucun défaut critique pouvant être à l'origine de l'amorce de rupture n'est détecté.

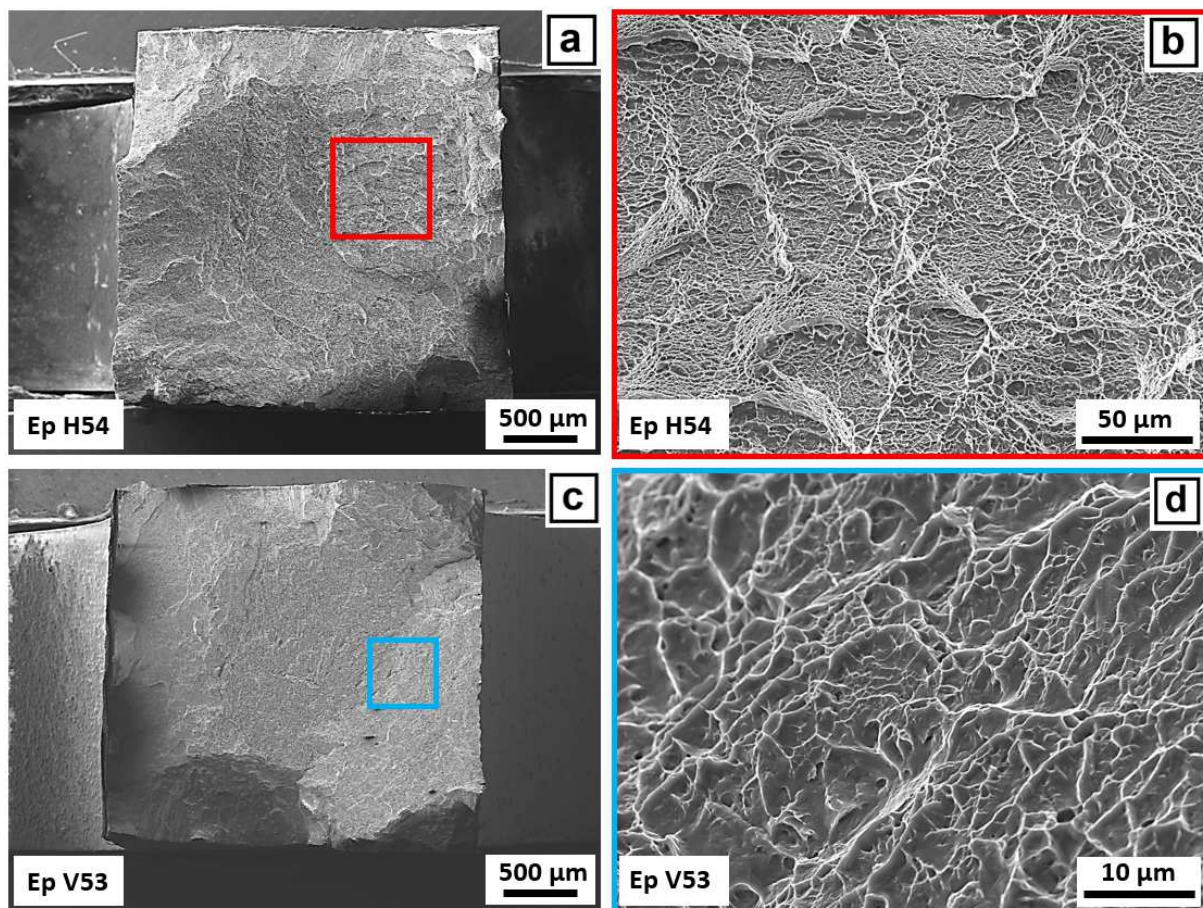


Figure II-89 – Faciès de rupture d'une éprouvette horizontale (a, b) et verticale (c, d) du mur 1007 P large en application construction à différents grossissements

Les propriétés mécaniques en traction de l'interface substrat – dépôt ont également été étudiées. Dix éprouvettes de traction ont été prélevées à l'interface dans chaque mur (Figure II-90). Pour éviter les



biais pouvant être liés au positionnement des éprouvettes et générant une rupture dans une zone préférentielle, le sens de placement de celles-ci dans les mors de la machine de traction est inversé entre chaque éprouvette. Ainsi, l'éprouvette N est placée « substrat en bas – zone de dépôt en haut » et l'éprouvette N+1 est inversée « substrat en haut – zone de dépôt en bas ».

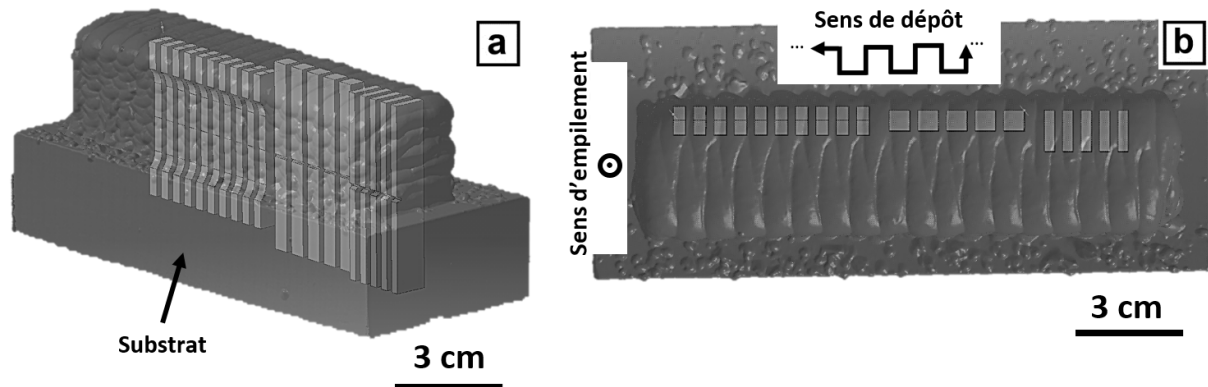


Figure II-90 – Plans de prélèvements des éprouvettes de traction et de résilience dans les murs 1007 P larges obtenus par CMT

Les courbes conventionnelles de traction et les propriétés mécaniques sont présentées à la Figure II-95. La résistance maximale est de l'ordre de  $953 \pm 38$  MPa et l'allongement au  $R_m$  de  $4,5 \pm 0,9$  %. En s'intéressant à l'ensemble des éprouvettes de ce mur, peu de variations sont présentes. Une seule éprouvette semble présenter une singularité, la V66. Ce comportement différent en termes de  $R_{e0,2}$ ,  $E$  et  $R_m$  est confirmé par le test de Grubbs, après vérification de la normalité des valeurs et avec un seuil de signification  $\alpha$  de 0,05 (Figure II-92).

Ces propriétés mécaniques sont comparables à celles observées pour l'interface entre le mur fin constitué de l'empilement de monocordons et le substrat en alliage Ti-6Al-4V ( $R_m$  moyen de  $997 \pm 11$  et  $A_{(R_m)}$  de  $5 \pm 0,9$  %). L'ensemble des valeurs de propriétés mécaniques obtenues avec des éprouvettes prélevées dans le mur et à l'interface sont similaires à celles observées en bibliographie, et confirment un certain nombre de points :

- L'adaptation de la stratégie de construction et des paramètres procédé du monocordon unitaire choisis aux constructions larges.
- Le bon choix des distances  $\Delta y$  et  $\Delta z$  d'impression.
- La bonne protection gazeuse.

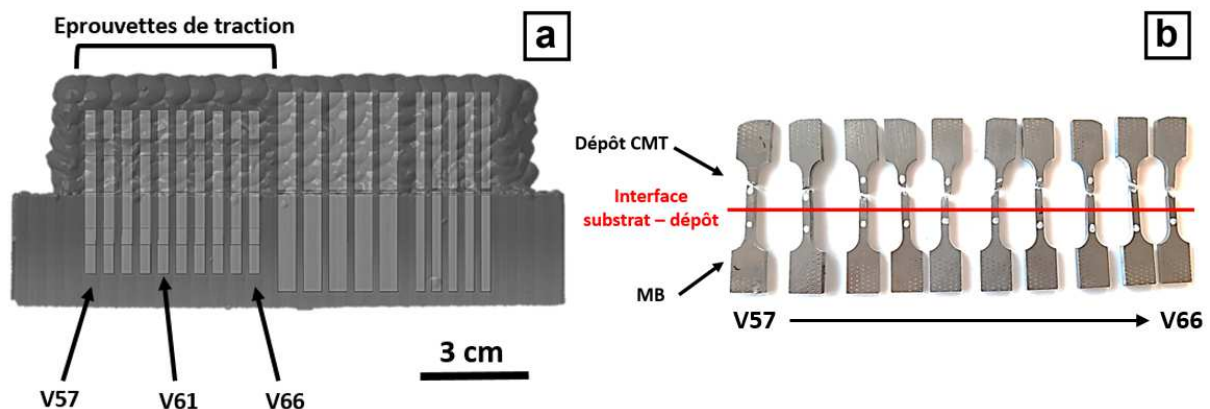


Figure II-91 – Référencement des éprouvettes prélevées (a), localisation des zones de ruptures (b) dans le mur 1007 P large rechargement

Réf éprouvette	Re <sub>0,2</sub> (MPa)	E (GPa)	Rm (MPa)	e <sub>a</sub> (%)	A (%)
V57	882	114	976	3,1	3,9
V58	887	96	957	3,2	3,1
V59	835	113	950	5,4	11,4
V60	884	105	968	4,1	5,6
V61	842	109	943	5,4	16,0
V62	856	108	962	5,2	9,1
V63	852	112	963	5,2	8,7
V64	862	103	986	4,8	8,6
V65	859	104	970	4,8	6,7
V66	762	81	852	3,7	4,1
Moyenne sens vertical	852 ± 36	105 ± 10	953 ± 38	4,5 ± 0,9	7,7 ± 4,0

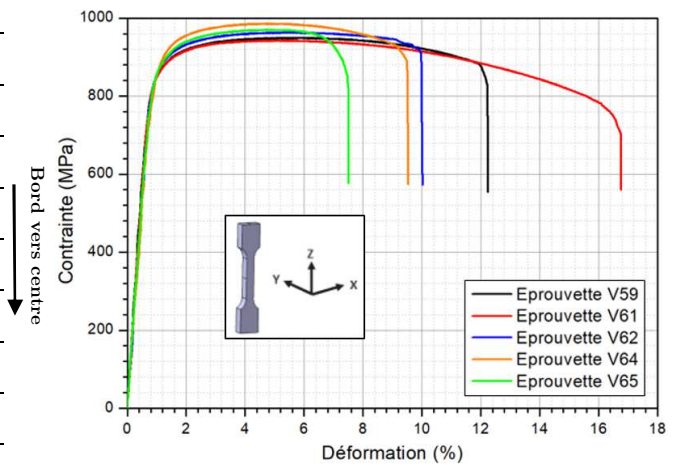


Figure II-92 – Propriétés mécaniques du mur CMT 1007 P large rechargement

Toutes les ruptures sont localisées dans la zone de dépôt CMT (Figure II-91.b). Ceci confirme, là encore, les résultats obtenus précédemment sur un mur fin. L'interface dépôt CMT – substrat présente une très bonne tenue mécanique. L'étude du faciès de rupture des éprouvettes ne montre pas l'existence de porosités ou de défauts critiques de type manques de fusion. Les faciès de rupture des dix éprouvettes sont caractéristiques d'un comportement ductile ; ils contiennent de nombreuses cupules (Figure II-93).

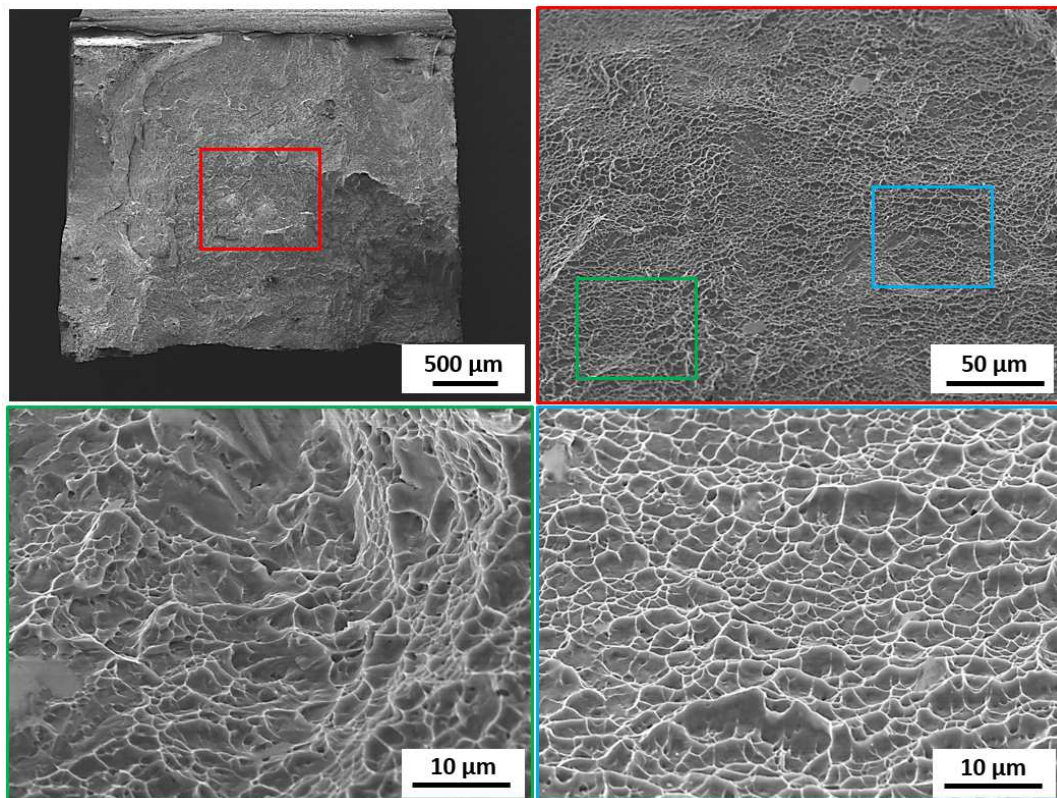


Figure II-93 – Faciès de rupture de l'éprouvette V58 (mur 1007 P rechargement)

Les résultats des mesures de champs de déformation par corrélation d'images donnent des résultats similaires à ceux observés pour les murs fins. La déformation plastique est ainsi localisée dans le dépôt CMT et non à l'interface substrat - dépôt qui se déforme très peu (Figure II-94). Pour l'ensemble des éprouvettes, le taux de déformation à l'interface reste inférieur à 5 %, alors que celui dans le dépôt CMT dépasse généralement les 10 %.

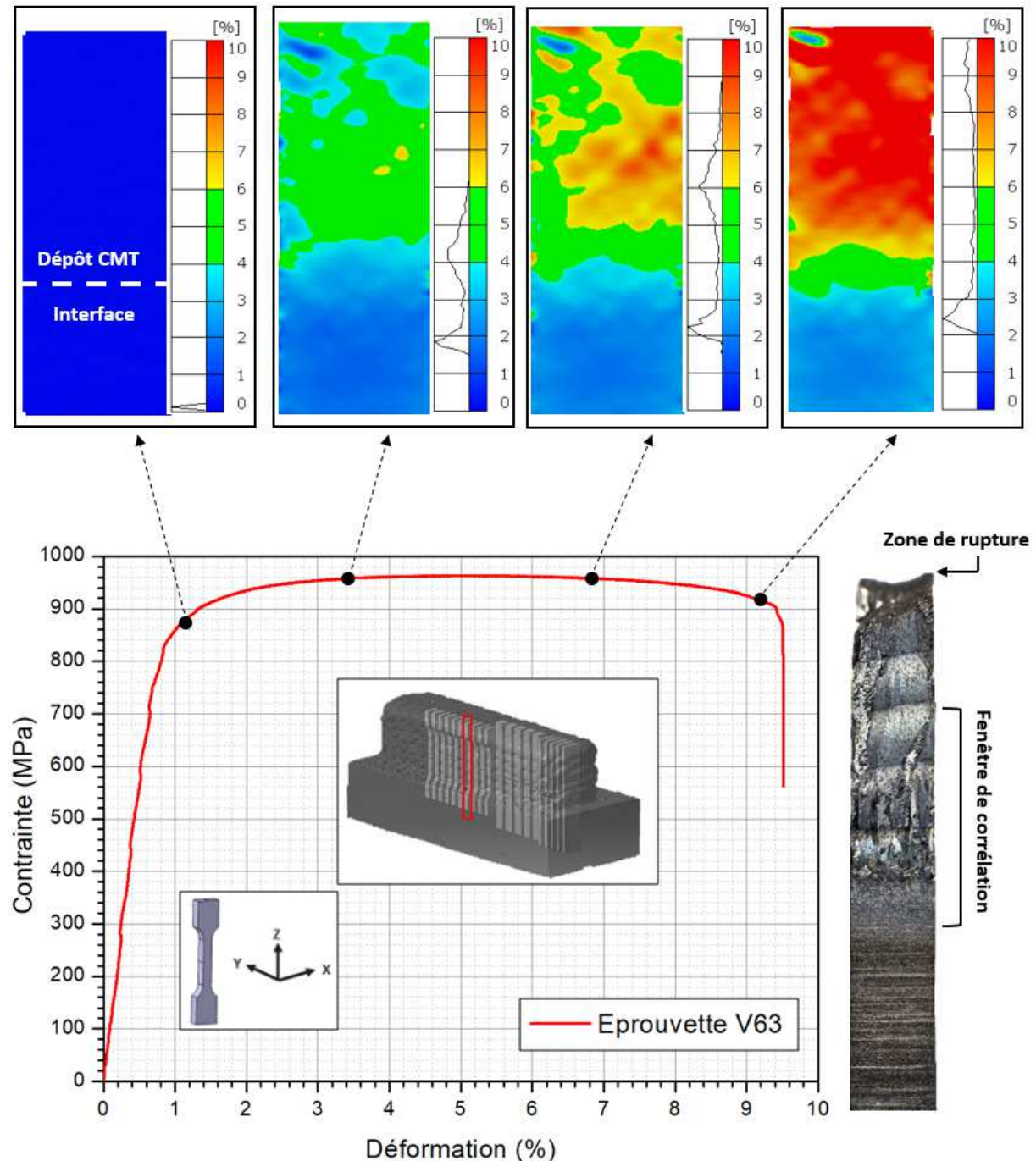


Figure II-94 – Évolution des champs de déformations en fonction de l'avancée de l'essai de traction pour les éprouvettes du mur 1007 P large rechargement – exemple de l'éprouvette V63

### Murs élaborés avec la stratégie balayée en créneaux : loi NIBAS

Les propriétés mécaniques obtenues à partir des éprouvettes usinées dans le mur NIBAS sont très légèrement inférieures à celles du mur élaboré avec la loi 1007 pulsée (Figure II-95). Dans le plan horizontal, une résistance maximale moyenne de  $1032 \pm 25$  MPa et un allongement réparti de  $4,6 \pm 1,3$



% sont mesurés. Ces valeurs sont de  $977 \pm 34$  MPa et  $6,2 \pm 1,5$  % dans le plan vertical. Aucune valeur de propriétés mécaniques aberrantes n'est détectée pour les 20 éprouvettes, confirmant la bonne tenue mécanique de ce mur.

L'impact de la macrostructure semble plus marqué entre les deux directions de prélèvement des éprouvettes pour ce mur. Une augmentation de l'allongement au Rm et de l'allongement à rupture supérieure à 50 % est observée dans le plan vertical par rapport à l'horizontal. Cette anisotropie va dans le sens des observations métallurgiques, et sont cohérentes avec les propriétés mécaniques des pièces obtenues par fabrication additive par fil ou poudre.

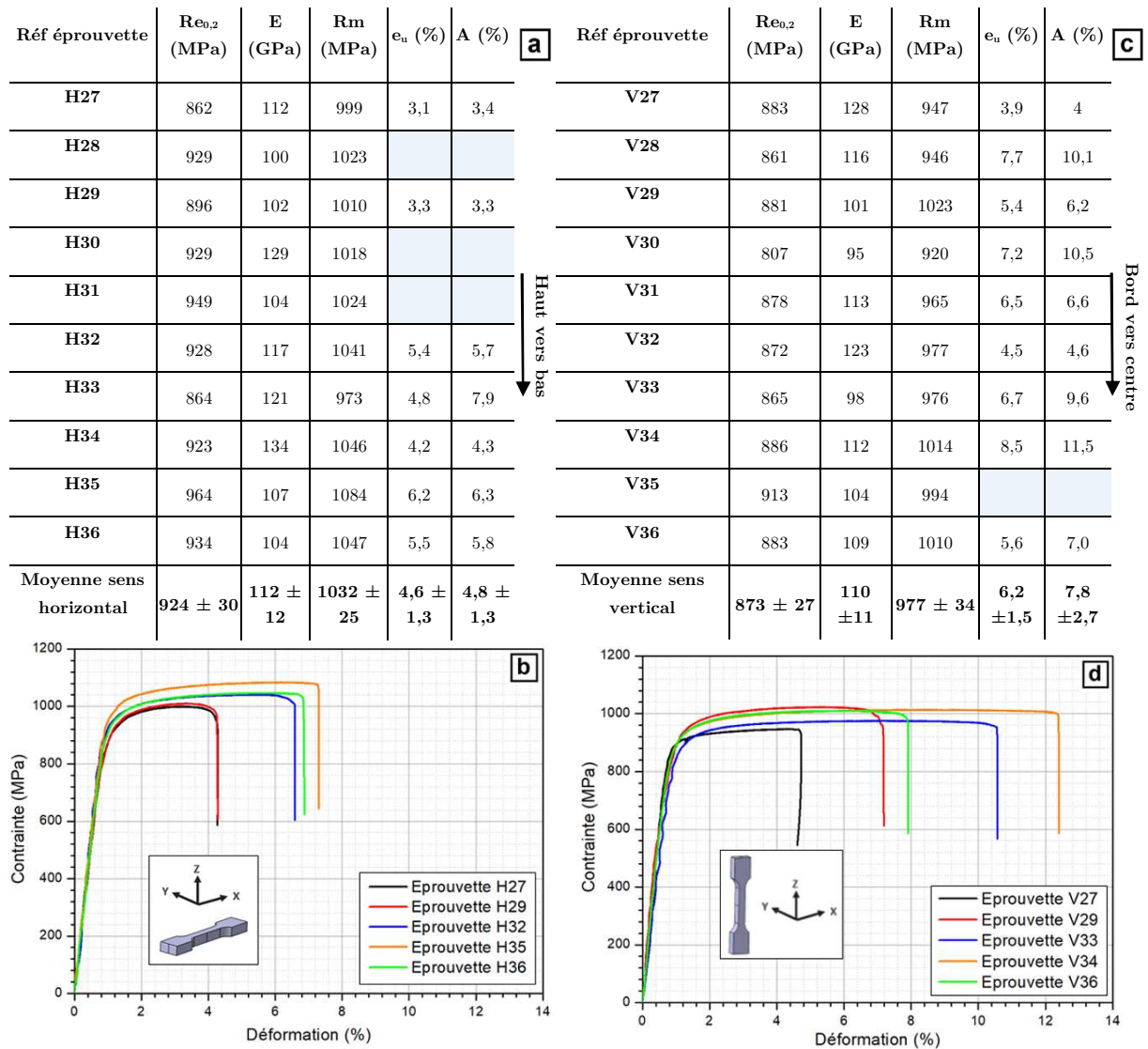


Figure II-95 – Propriétés mécaniques du mur CMT NIBAS large pour application construction selon le plan horizontal (a, b) et vertical (c, d)

Les analyses de déformation par corrélation d'images confirment les conclusions précédemment émises pour le mur 1007 P. On note la présence de gradient de déformation entre ex-grains  $\beta$  dans le plan horizontal (Figure II-96.a). Ce gradient inter grains disparaît dans le plan vertical pour laisser place à un léger gradient inter-*banding*.



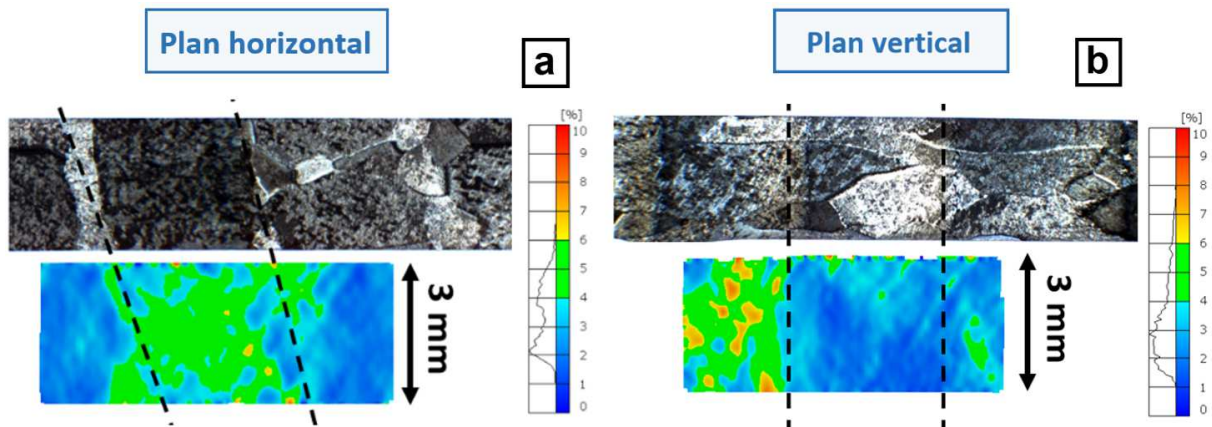


Figure II-96 – Distribution des champs de déformation avant rupture selon le plan horizontal (a = Ep H29) et le plan vertical (b = Ep V33)

Enfin, les analyses de faciès de rupture confirment le mode de rupture ductile. De nombreuses cupules sont présentes sur l'ensemble des éprouvettes, et aucun défaut critique n'a pu être détecté (Figure II-97). Cela confirme les analyses de santé matière, et nous rassurent quant aux paramètres procédés, la stratégie et les différents pas  $\Delta y$  et  $\Delta z$  utilisés.

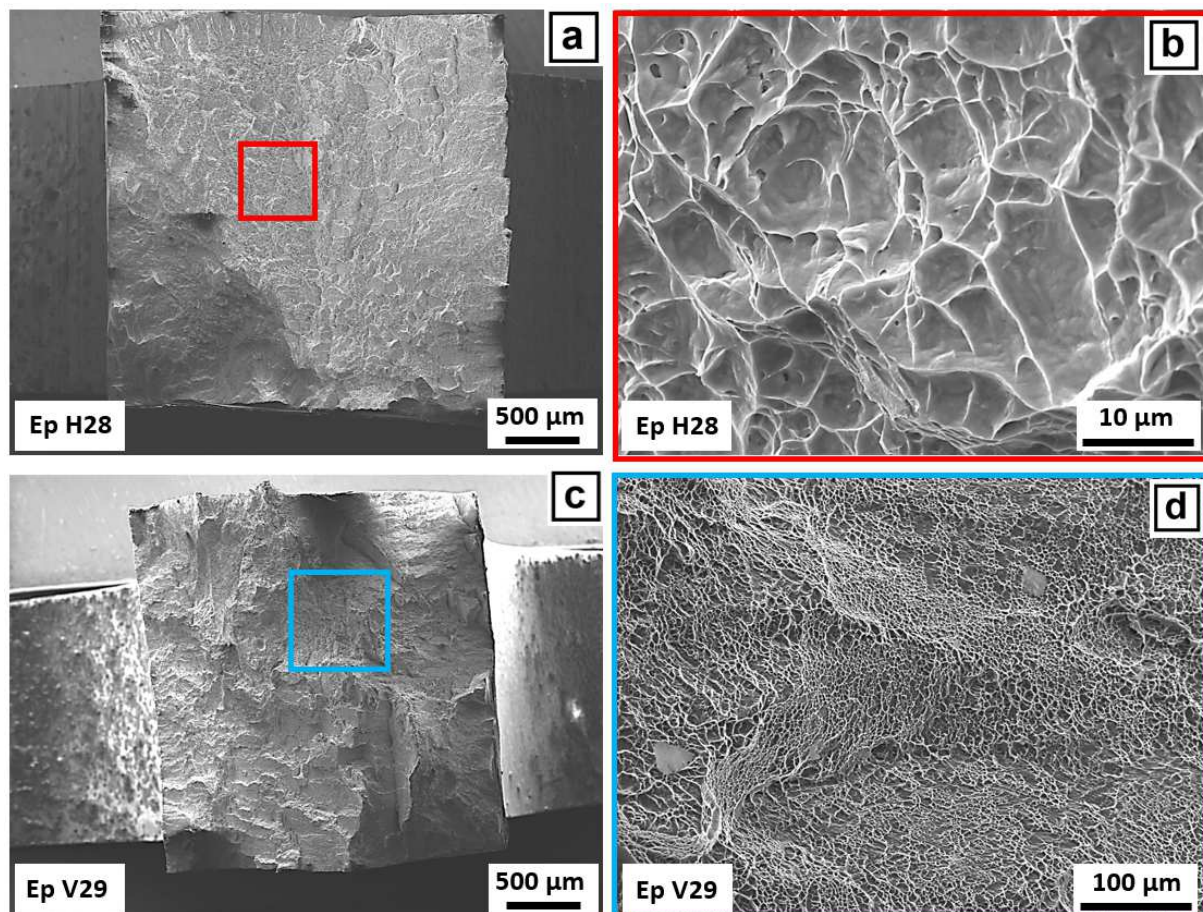


Figure II-97 – Faciès de rupture d'une éprouvette horizontale (a, b) et verticale (c, d) du mur NIBAS large

Les essais de traction menés à l'interface entre le dépôt et le substrat donnent des résultats comparables à ceux précédemment décrits pour le mur élaboré avec la loi 1000 pulsé. Tout comme le précédent mur, aucune rupture ne s'est produite à l'interface substrat / dépôt (Figure II-98.b). Les propriétés mécaniques

sont également similaires à celles obtenues sur les précédents murs, avec une résistance maximale à la traction proche des 1000 MPa ( $R_m$  moyen du mur =  $980 \pm 49$  MPa) et un allongement de  $6 \pm 1,3$  %. Aucune variation significative des propriétés mécaniques obtenues en fonction de la position des éprouvettes usinées dans le mur (du bord du mur vers son centre) n'est notée. Ces observations confirment la santé matière et l'homogénéité de la macro et microstructure au sein du mur.

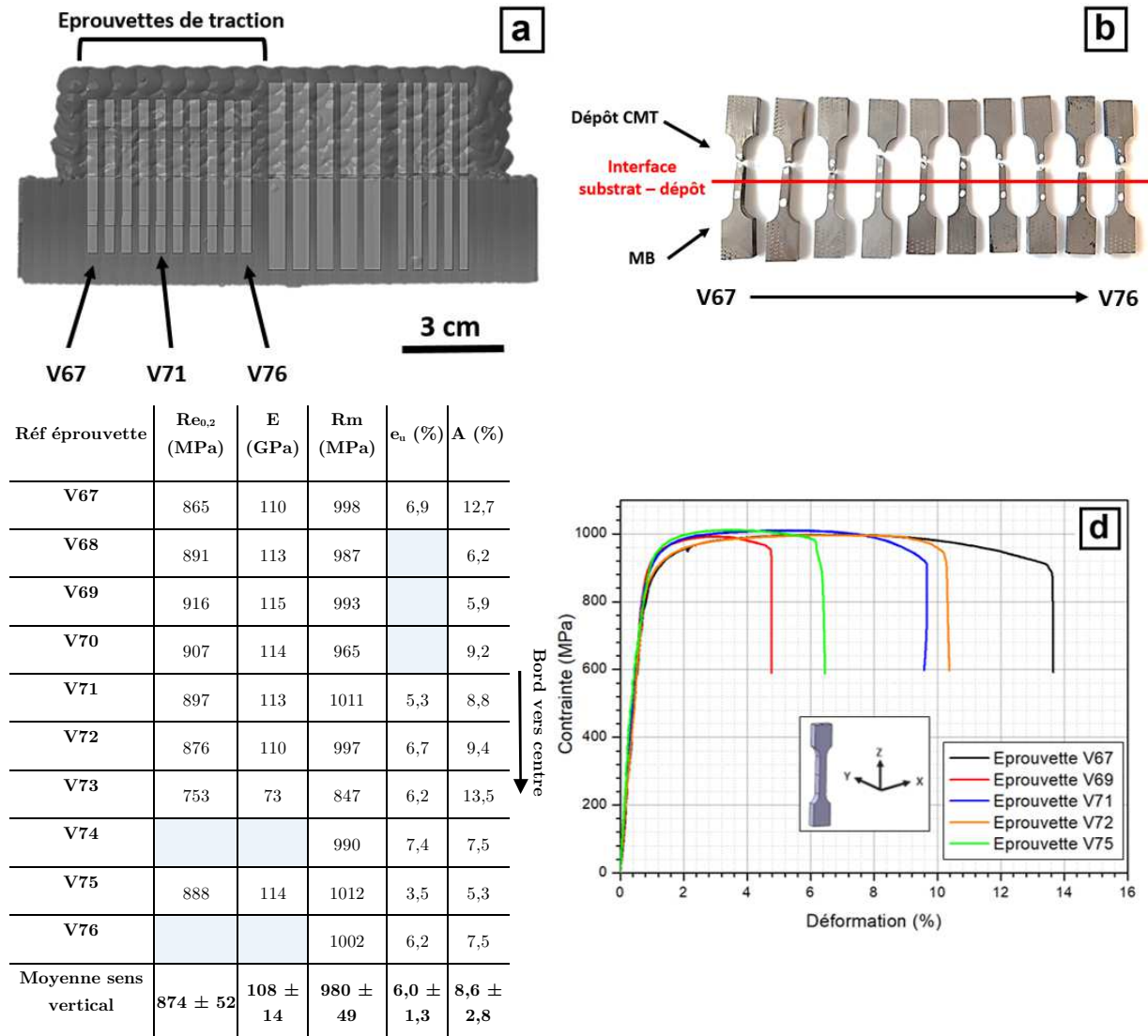


Figure II-98 – Référencement des éprouvettes prélevées (a), localisation des zones de ruptures (b) et propriétés mécaniques du mur CMT NIBAS large rechargement (c, d)

Les résultats des mesures de corrélation d'images sont similaires à ceux présentés pour les murs fins et larges précédents. En effet, un gradient de déformation est bien présent entre les trois zones de l'interface. Les déformations maximales, supérieures à 10 % sont enregistrées dans le substrat (MB) et le dépôt CMT alors qu'à l'interface entre ces deux zones, une zone composée notamment de la ZAT se déforme nettement moins, aux alentours de 5-6 % au maximum comme montré dans l'exemple de la Figure II-99.



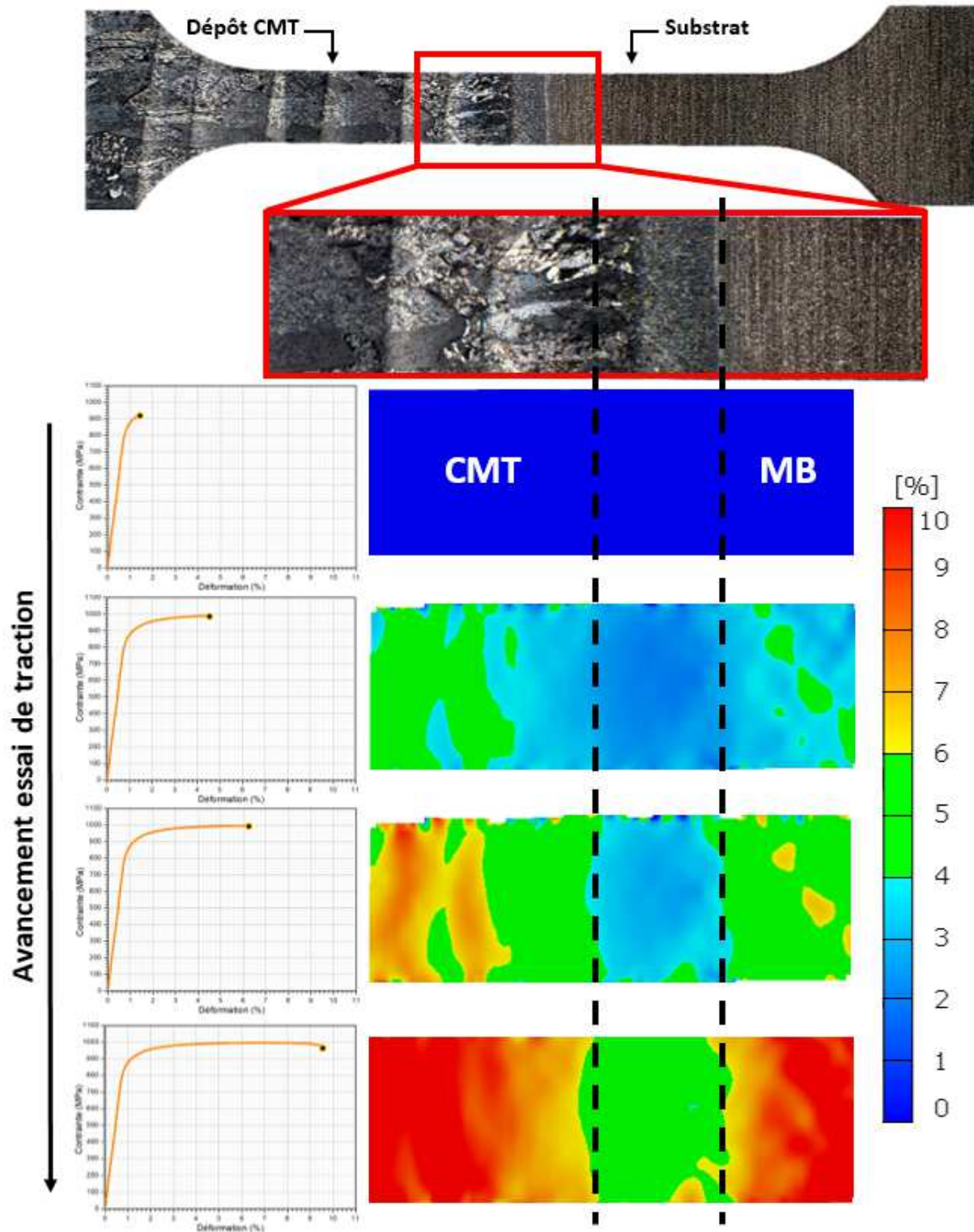


Figure II-99 – Évolution des champs de déformations  $\epsilon_x$ ,  $x$  en fonction de l'avancée de l'essai de traction d'une éprouvette CMT extraite du mur large NIBAS (éprouvette V72)

#### IV.5. Synthèse

Grâce à l'étude sur les monocordons, le passage vers la construction des murs a été effectué avec succès. Des murs fins et larges ont été obtenus avec les deux lois synergiques étudiées. Les caractérisations métallurgiques montrent une santé matière très saine. La macrostructure des différents murs s'élargit en fonction l'avancée de construction et la microstructure passe d'une microstructure martensitique sur les

premières couches des murs fins à une microstructure de Widmanstätten. Pour les murs larges, la microstructure est de type Widmanstätten dès la première couche.

Les résultats des essais de traction sont dans la norme des différents résultats sur alliage Ti-6Al-4V obtenus par CMT donnés dans la bibliographie. Grâce à des essais de corrélation d'images (DIC), le comportement en déformation des murs est suivi selon les plans horizontaux et verticaux. Il en ressort une déformation globalement distribuée selon les ex-grains  $\beta$  dans le plan de traction horizontal, et une déformation plus homogène dans le plan vertical, et cela quelle que soit la loi synergique utilisée. Ces observations, couplées à l'agencement macrostructural expliquent l'anisotropie de propriétés mécaniques observées selon les deux plans de caractérisation ( $R_m$  plus important selon le plan horizontal, et plus haute ductilité selon le plan vertical). L'interface substrat / dépôt est également testée pour les différentes constructions. Les résultats ont confirmé la bonne continuité métallurgique entre ces deux zones, avec une tendance moindre à se déformer par rapport au substrat ou au dépôt CMT. Une trentaine d'essais de traction à l'interface ont été effectués, et aucune rupture n'est intervenue dans cette zone de transition.

## V. Conclusion

Dans ce chapitre, une étude du procédé CMT pour la réalisation de pièces en fabrication additive est menée. Elle s'est basée sur les liens du triptyque paramètres procédé – microstructure – propriétés mécaniques. Deux lois synergiques différentes, l'une pulsée et l'autre non pulsée sont évaluées au travers de la réalisation de monocordons, de couches et de massifs. L'influence des principaux paramètres opératoires que sont la vitesse de déplacement du robot, le débit de fil et le type de loi synergique, sont plus particulièrement étudiés. Il a ainsi été montré que la variation du débit de fil impacte peu la morphologie, la métallurgie et les propriétés mécaniques des monocordons que la variation de la vitesse robot. Une augmentation du débit de fil entraîne automatiquement un ajustement énergétique stabilisant la fusion de l'alliage étudié selon la loi mathématique synergique imposée par le constructeur. Par conséquent, seules quelques évolutions morphologiques des monocordons sont observées avec une variation du débit de fil compte-tenu de la quantité de matière fondue par unité de longueur. Par contre, une modification de la vitesse de translation du robot entraîne des évolutions d'énergie linéique qui expliquent à leur tour les transformations microstructurales des cordons.

Grâce aux différents monocordons imprimés, l'impact d'un changement de loi synergique sur l'impression de cet alliage est déterminé. Malgré un mode de transfert basé sur un court-circuit pour les deux synergies, des différences énergétiques existent, notamment lors de la phase pulsée ou des intensités et tensions importantes sont atteintes. La loi non pulsée (NIBAS) produit ainsi des monocordons plus fins et plus hauts que ceux de la loi pulsée (1007 P) qui a elle tendance à favoriser un étalement de la matière fondue grâce un meilleur écoulement de la matière déposée. Malgré une loi pulsée plus énergétique, les paramètres métallurgiques des monocordons tels que la profondeur de zones refondues ou de zones affectées thermiquement sont comparables entre les deux lois et les macro- et microstructures associés comparables. Ces similitudes métallurgiques génèrent un comportement mécanique proches, observés par essais de dureté à faibles charges. Cette étude a donc permis de valider l'adaptabilité de ces deux lois synergiques pour l'impression de l'alliage Ti-6Al-4V par WAAM.

Ce chapitre a également permis de mettre en lumière l'importance de la stratégie de construction employée pour éviter de nombreuses problématiques métallurgiques tant au niveau de l'empilement de monocordons que de l'obtention de blocs 3D. La stratégie mis en œuvre conditionne les échanges thermiques lors de la réalisation des pièces. Une énergie de torche CMT suffisante pour garantir la santé matière des pièces doit être recherchée ; mais celle-ci ne doit pas être trop importante pour ne pas perturber les dépôts voire engendrer des déformations de pièces non souhaitable. Trois stratégies de dépôt ont été testées. Seule la stratégie dite balayée « en créneau » semble pertinente au vu des résultats



---

---

obtenus. Elle permet de maintenir notamment des conditions de dépôts constantes (vitesse de translation) afin de gérer plus facilement les dépôts. L'analyse morphologique des différents blocs 3D a confirmée la stabilité du procédé de fusion et de dépôt dans les conditions choisies. Par la suite, une étude métallurgique et mécanique poussée a permis de confirmer les tendances vues sur les monocordons comme une bonne santé matière, la stabilité macro- et microstructurale.

Pour terminer, les propriétés mécaniques des différents objets fabriqués (cordons, monocouche, murs) ont été caractérisées. Celles-ci sont conformes aux propriétés obtenues par différents auteurs pour l'alliage Ti-6Al-4V. En outre, les essais de traction couplés à des mesures de champs de déformation par corrélation d'images ont permis de préciser le rôle de la macrostructure (ex-grains  $\beta$  colonnaires hérités de la solidification) et du gradient de microstructure à l'interface substrat – dépôt sur les propriétés mécaniques.

---

---

# Chapitre III : Fabrication Additive par « Laser Metal Deposition »

---

Introduction .....	137
I. Méthodologie et démarche scientifique des travaux LMD-w .....	137
I.1. Présentation des moyens d'élaboration LMD-w.....	137
I.2. Présentation de la démarche expérimentale.....	139
II. Etude exploratoire : prise en main de l'installation .....	140
II.1. Détermination du domaine de fonctionnement du procédé.....	141
II.2. Influence de la qualité de l'inertage sur la santé matière des monocordons.....	144
II.3. Influence des paramètres procédé sur la morphologie des monocordons.....	151
II.4. Synthèse .....	152
III. Etude paramétrique du procédé : deuxième plan d'expérience.....	152
III.1. Détermination du domaine de fonctionnement du procédé.....	153
III.2. Évolution morphologique et dimensionnelle des monocordons.....	156
III.3. Évolution métallurgique des monocordons.....	159
III.4. Synthèse .....	165
IV. Construction de briques technologiques 3 D .....	167
IV.1. Murs fins .....	167
IV.1.1. <i>Méthodologie et stratégie de construction</i> .....	167
IV.1.2. Morphologie et dimensions.....	170
IV.1.3. <i>Etat métallurgique</i> .....	171
IV.1.4. <i>Propriétés mécaniques des murs fins</i> .....	175
IV.2. Murs larges pour application construction.....	181

---

---

<i>IV.2.1. Méthodologie et stratégie de construction</i> .....	181
<i>IV.2.2. Morphologie et dimensions du mur</i> .....	185
<i>IV.2.3. État métallurgique</i> .....	187
<i>IV.2.4. Propriétés mécaniques des murs</i> .....	196
<b>V. Conclusion</b> .....	<b>205</b>



---

---

## **Introduction**

Dans ce chapitre, la technologie de fabrication additive par dépôt laser-fil (LMD-w) est investiguée. Celle-ci se distingue du procédé CMT étudié au chapitre II par sa source de fusion (laser au lieu de l'arc électrique). L'utilisation de laser en FA permet l'obtention d'une source d'énergie plus stable et plus focalisée que l'arc. Il en résulte généralement un meilleur contrôle du bain de fusion qui assure une meilleure finition et précision des pièces à fabriquer.

Ce chapitre s'intéresse plus précisément au développement du procédé LMD-w pour la réalisation de pièces de grandes dimensions mais aussi pour la réparation ou l'ajout de nouvelles fonctions à des pièces mises en forme par procédés conventionnels. Pour atteindre cet objectif de recherche et valider la technologie en conditions opérationnelles, plusieurs briques technologiques ont été définies. Elles font l'objet des différentes parties de ce chapitre.

La première partie porte sur une étude exploratoire de cette technique. Des dépôts linéaires simples sont réalisés et leur géométrie ainsi que leur santé matière sont examinées. Les conditions opératoires maîtrisées (contrôle de l'atmosphère), des investigations ont été menées afin de cerner les paramètres opératoires influents sur les conditions de dépôt. Cette analyse s'est appuyée sur des analyses morphologiques et microstructurales des monocordons plus poussées. L'objectif final de cette partie est de définir une zone de « processabilité » et les facteurs d'ordre un.

La deuxième partie de ce chapitre s'intéresse à la construction et à l'étude des caractéristiques géométriques et métallurgiques de massifs de différentes tailles et dimensions en fonction de l'application finale souhaitée. Par complexité croissante, et après un choix des paramètres opératoires, sont étudiés des murs dits fins (constitués d'empilement de monocordons) et des murs dits larges, constitués de couches « contournées - balayées ». De la même manière que pour le chapitre précédent, une étude de la santé matière, de la microstructure, et des propriétés mécaniques sera déployée.

## **I. Méthodologie et démarche scientifique des travaux LMD-w**

### **I.1. Présentation des moyens d'élaboration LMD-w**

Les moyens d'élaboration LMD-w utilisés au cours de ces travaux de recherche sont ceux de la plateforme Addimadour de l'ESTIA. Ils ont été réceptionnés et déployés au cours de ce projet. Tous les dépôts ont été réalisés avec le concours de Henri Bernard et Guérolé Bras. Durant ces travaux, une tête laser CoaxPrinter® du fournisseur PRECITEC GmbH est utilisée (Figure III-1.a). Cette tête, employée également en soudage, présente de nombreux avantages pour la fabrication additive métallique. Parmi ceux-ci, nous pouvons citer par exemple l'approvisionnement coaxial du fil par rapport au faisceau laser (Figure III-1.b). Cette configuration apporte une symétrie axiale de l'effecteur, autorisant des dépôts omnidirectionnels. De plus, la forme annulaire du faisceau au point de focalisation permet d'amener le fil dans une « zone d'ombre », assurant un bain de fusion plus stable et maîtrisé. Enfin, sa compatibilité avec tous les types de lasers de longueurs d'onde comprises entre 900 et 1080 nm à des puissances pouvant atteindre 6 kW, et sa faculté d'utiliser des fils de 1 à 1,6 mm de diamètre sont autant d'avantages apportés par cette tête pour le procédé de fabrication additive. Notons qu'il est également possible d'agir indirectement sur la largeur du bain de fusion (et donc du dépôt) en jouant sur la distance tête laser-pièce comme montré en Figure III-1.b.



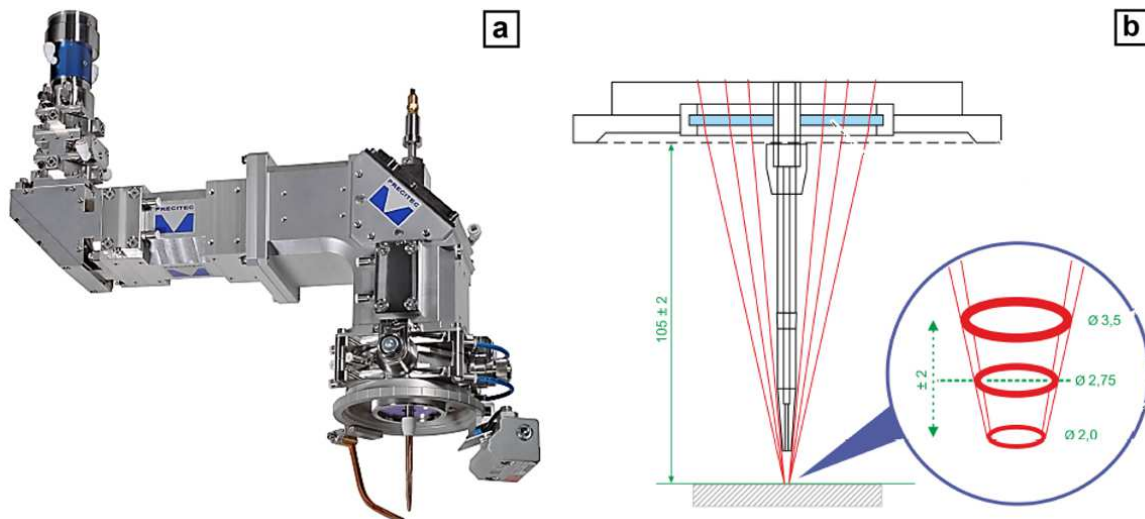


Figure III-1 – Représentation de la tête laser CoaxPrinter (a) et des configurations de la tâche focale (b, c) [159]

La source couplée à cette tête, est un laser à solide TRUMPF TruDisk 6001. Ce laser Yb : YAG émet dans l'infrarouge ; il a une longueur d'onde de 1030 nm en mode continu ou pulsé. Le mode faisceau continu est choisi pour ces travaux. Enfin, notons que ce laser TRUMPF permet d'atteindre des puissances maximales très élevées (6 kW) tout en conservant une qualité de faisceau remarquable grâce à la géométrie de la source [160]. Ainsi, des dépôts à des puissances de 5 kW ont pu être effectués au cours de cette étude.

La tête PRECITEC est installée au bout du bras d'un robot KUKA KR60-HA à 6 axes avec un contrôleur KUKA KRC4 et un dévidoir de fil DIX WD 300 (Figure III-2). Un redresseur de fil a été ajouté entre le dévidoir et l'entrée de la tête laser ; celui-ci assurant une sortie de fil précise, dans la zone d'ombre de la tâche focale.

L'inertage du procédé LMD-w est primordial pour assurer une bonne santé matière des pièces comme indiqué dans la partie bibliographie. Une cuve d'inertage identique à celle présentée au Chapitre II a été utilisée dans cette étude, moyennant quelques améliorations décrites dans la suite de ces travaux.

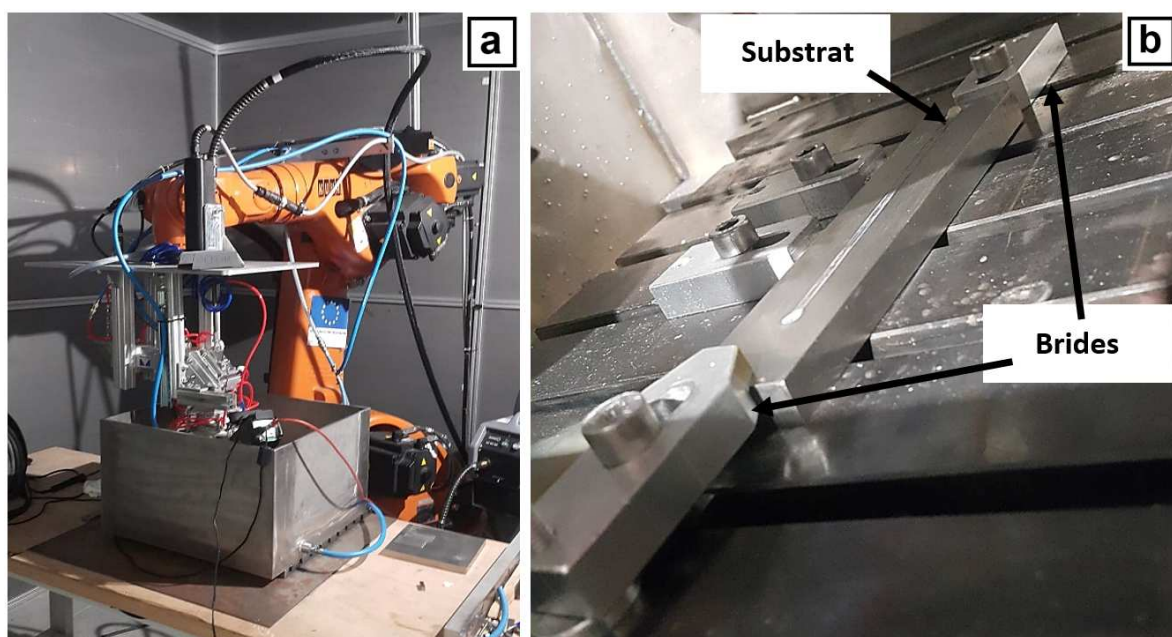


Figure III-2 – Photographie de l'installation de la plateforme Addimadour (a) et de l'intérieur de la cuve (b)

Une distance tête laser - substrat de  $105 \pm 0,5$  mm (Figure III-1.b) a été choisie pour cette étude, conformément aux recommandations du fabricant. Malgré une épaisseur de substrat identique pour chaque dépôt (10 mm), et un positionnement du robot considéré comme très reproductible, un second contrôle de cette valeur est effectué (entre l'extrémité du guide fil et le substrat, avec une cale étalon de 10 mm). Enfin, le fil est sorti d'environ 2,5 mm avant chaque dépôt, fixant la distance fil-substrat à 7,5 mm.

L'installation expérimentale est instrumentée par deux caméras spécifiques, pour le suivi *in situ* du processus.

- **La caméra FLIR A655sc** : cette caméra est une caméra thermique, caractérisée par sa grande précision dans les mesures de température (détection d'un delta de 30 mK) grâce à son détecteur de 640 x 480 pixels à micro bolomètre à l'oxyde de vanadium (Vox). Durant les essais, cette caméra est placée à l'angle de la cuve d'inertage, à approximativement vingt centimètres de la zone de dépôt. Elle permet de visualiser la totalité du dépôt effectué.
- **La caméra SWIR WiDy SenS 640 V-ST** : cette caméra est solidaire de la tête laser et reste donc à distance et orientation fixes par rapport au bain de fusion quelle que soit l'avancée du procédé. Son système de refroidissement lui permet de supporter de grandes montées en température. De plus, cette caméra possède l'avantage d'avoir une grande précision de mesure grâce à une fréquence d'acquisition d'images pouvant atteindre 230 Hz à une résolution de 640 x 512 pixels. L'objectif monté permet au final un grossissement de  $67 \text{ pix.mm}^{-1}$ .

Enfin, la nature ainsi que le diamètre du fil utilisé pour ces travaux en laser-fil est gardé identique avec celui utilisé en arc-fil (chapitre 2). Il s'agit d'un fil approvisionné chez Technalloy® de diamètre égal à 1,2 mm.

## I.2. Présentation de la démarche expérimentale

Comme évoqué dans le chapitre I, différents paramètres, au poids plus ou moins importants, peuvent influencer la qualité des dépôts en fabrication additive par fil. La maîtrise de ces paramètres est ainsi primordiale pour réussir à comprendre dans un premier temps le fonctionnement du procédé, et réussir par la suite à passer à l'étape de construction 2D voire 3D. Dans la bibliographie, les auteurs s'intéressant à la fabrication additive se sont tous accordés à définir la puissance du faisceau laser (P), le débit de fil ou « *Wire Feed Speed* » (WFS) et la vitesse de dépôt ou « *Travel Speed* » (TS) comme les paramètres les plus impactant pour les procédés laser fil.

Une première étude a été réalisée pour définir le domaine de fonctionnement de la tête CoaxPrinter® et rechercher l'influence de chacun des paramètres précédemment définis (Tableau III-1). Ensuite, l'influence du séquençage au démarrage de ces paramètres procédé d'ordre un sur la qualité dimensionnelle et métallurgique des monocordons a été analysée au cours d'une deuxième campagne expérimentale. Notons qu'actuellement, ces notions de séquençage des principaux paramètres opératoires ne sont abordées à notre connaissance par aucun auteur dans la bibliographie pour ces procédés de fabrication additive laser-fil. Les deux plans d'expériences traités dans ce chapitre sont définis grâce au logiciel Corico®.

Tableau III-1 – Plages de variation des paramètres procédé d'ordre 1 durant la 1<sup>ère</sup> et 2<sup>ème</sup> campagne

	1 <sup>ère</sup> campagne	2 <sup>ème</sup> campagne
Puissance laser (P) [kW]	1 à 3,25	1 à 5
Débit de fil (WFS) [m.min <sup>-1</sup> ]	0,8 à 6,4	1,1 à 5
Vitesse de translation du robot (TS) [m.min <sup>-1</sup> ]	0,3 à 2,35	0,24 à 3

Pour ces deux campagnes préliminaires, une méthodologie strictement identique à celle développée pour le procédé CMT (cf. chapitre II) a été suivie. Les différentes techniques d'observation et d'analyses ne sont pas détaillées.

## II. Etude exploratoire : prise en main de l'installation

Afin de déterminer le domaine de fonctionnement du procédé LMD-w, 34 essais ont été effectués. Le détail du plan d'expérience est donné au Tableau III-2. La méthodologie suivie pour l'impression de ces 34 essais est détaillée dans la partie I-I.2 .

Tableau III-2 – Détail du premier plan d'expérience du procédé LMD-w

Réf essai	P (kW)	WFS (m.min <sup>-1</sup> )	TS (m.min <sup>-1</sup> )	Réf essai	P (kW)	WFS (m.min <sup>-1</sup> )	TS (m.min <sup>-1</sup> )
A1	1,4	1,5	0,9	A18	2	2	2,35
A2	1	1	0,9	A19	2	2,35	2
A3	2	2,35	2	A20	2,5	2,5	0,86
A4	1,4	1,2	0,9	A21	2	1,1	0,9
A5	1	1	0,24	A22	1,8	1,1	0,9
A6	1,2	2	0,78	A23	1,6	1,1	0,9
A7	1,4	1,2	0,48	A24	1,4	1,1	0,9
A8	1	0,8	0,24	A25	1,4	1,2	0,9
A9	2	1,6	0,48	A26	1,4	1,4	0,9
A10	3	2,4	0,72	A27	1,4	1,2	0,42
A11	3,25	6,4	3	A28	1,4	1,2	0,54
A12	2,5	3,6	4	A29	1,4	1,2	0,66
A13	1,75	6,4	2,1	A30	1,4	1,2	0,78
A14	1,75	0,8	2,1	A31	1,4	1,2	1,02
A15	2,5	3,6	0,9	A32	1,4	1,2	0,3
A16	2,5	3,6	3	A33	1,4	1,2	1,14
A17	1	3,6	3	A34	1,4	1,2	1,26

Le séquençage des paramètres procédés suivant est utilisé lors des dépôts :

En début de procédé :

- Démarrage du faisceau laser à  $T_0$ ,
- Arrivée du fil à  $T_0 + 0,2$  secondes,
- Déplacement du robot à  $T_0 + 0,3$  secondes.

En fin de procédé :

- Le faisceau laser, le débit du fil et le mouvement du robot sont interrompus de manière totalement synchrone.

Au cours d'une phase d'amorçage, appelée « phase stationnaire » (car le robot est encore immobile), une densité d'énergie importante génère un bain de fusion dans le substrat avant d'apporter du fil dans celui-ci. Une deuxième phase, appelée « phase de dépôt dynamique » est ensuite activée. Elle dure jusqu'à la fin du dépôt et se caractérise par une stabilité du rapport densité d'énergie / quantité de matière déposée. Les critères d'acceptation des dépôts sont, d'une part l'obtention d'un dépôt continu de matière sur une longueur de 120 mm, et d'autre part que le matériel ne subisse pas de dommages (casse de la douille en céramique supportant le tube-contact, ou fusion de celui-ci, etc.)

## II.1. Détermination du domaine de fonctionnement du procédé

Suite au plan d'expérience mis en place, un certain nombre de monocordons ont été imprimés avec succès. Une partie de ces monocordons scannés est présentée en Figure III-3. Ils présentent des caractères communs, comme des accumulations de matières en début, mais surtout en fin de dépôt.

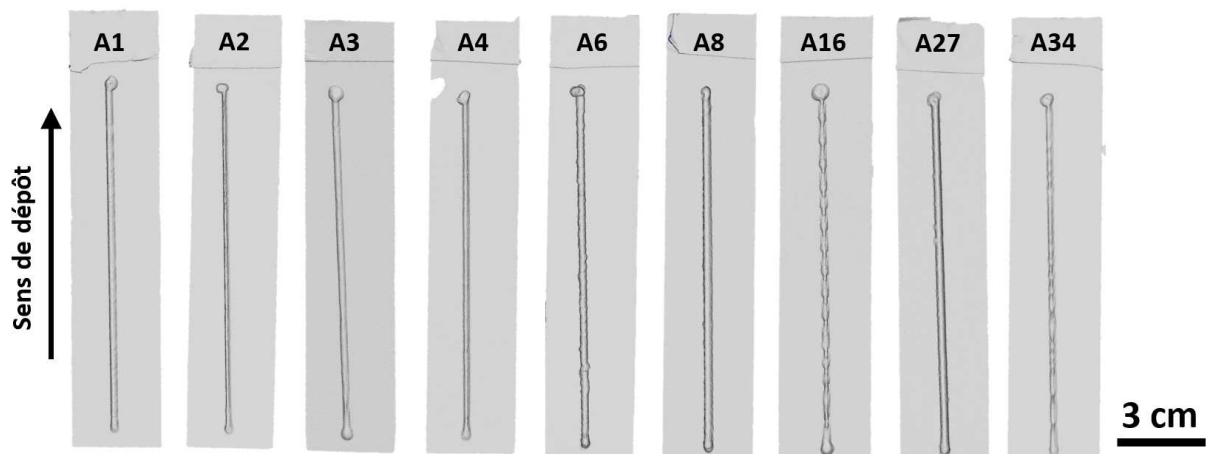


Figure III-3 – Exemples de monocordons scannés obtenus par LMD-w

Le domaine de fonctionnement de la tête CoaxPrinter® dans les conditions expérimentales précisées ci-dessus, est donné à la Figure III-4. Ce domaine de fonctionnement est assez restreint au vu des possibilités de l'installation robotisée. Les monocordons répondant aux critères prédéfinis sont obtenus pour des puissances, des débits de fil et des vitesses de déplacement robot assez faibles. Les premières observations lors de la dépose des monocordons ont montré que la majorité des instabilités apparaissaient dès la phase d'amorçage et quelques-unes lors de la phase dynamique de dépôt.

Avec cette séquence d'amorçage et les paramètres choisis, les limitations du procédé sont les suivantes :

- Impossibilité de déposer pour des puissances supérieures à 3 kW,
- Impossibilité de déposer pour des vitesses robot supérieures au débit de fil,
- Impossibilité de déposer pour des débits de fil supérieurs à 3 m.min<sup>-1</sup> et pour des vitesses robot supérieures à 2 m.min<sup>-1</sup>.



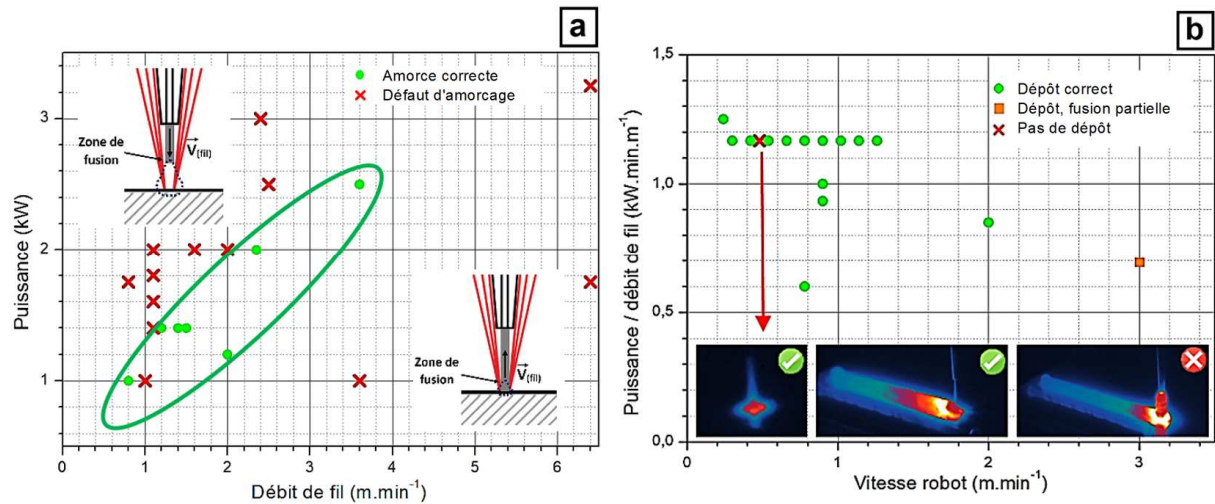


Figure III-4 – Domaines de fonctionnement pour les 2 phases : (a) phase d'amorçage, (b) phase dynamique du procédé LMD-w

Afin d'essayer d'expliquer ces limites opérationnelles très faibles, il a été décidé de s'appuyer sur les analyses thermiques *in situ*. Ainsi, des niveaux de puissance de faisceau laser supérieurs à 3 kW induisent une réflexion du faisceau en début de process trop importante, entraînant la fusion du tube-contact de la tête laser et son obstruction avant le début du dépôt (Figure III-5).

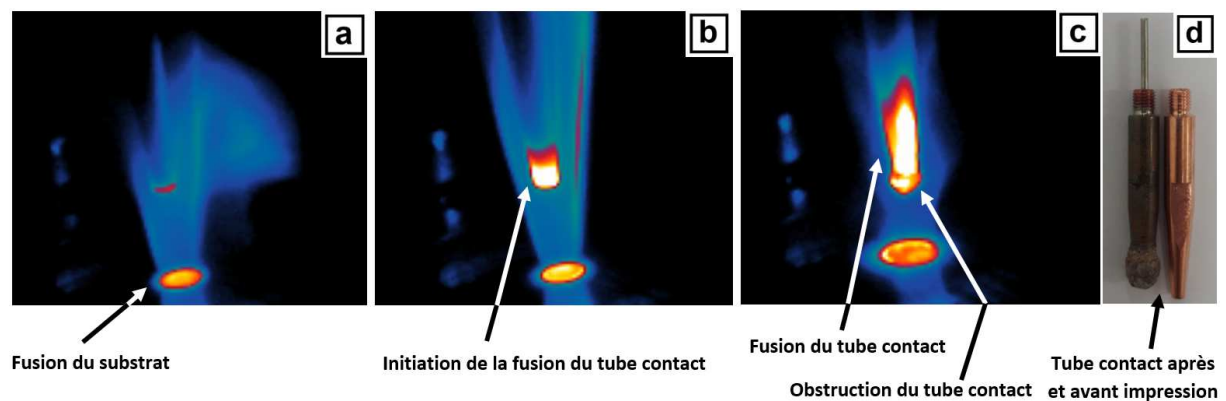


Figure III-5 – Images infrarouges lors de la fusion d'un guide fil (monocordon A11) - (a) réflexions du faisceau laser, (b) début de fusion du guide fil (GF), (c) fusion complète du GF. ; (d) photographie du guide fil après dépôt

Il a été également observé la formation d'une boule de titane fondu remontant le fil vers le tube-contact pour finir par l'obstruer (Figure III-6). Ce phénomène est principalement rencontré pour des débits de fils importants même s'il peut apparaître également pour des très faibles débits de fils.

De plus, une vitesse robot supérieure au débit de fil entraîne systématiquement l'apparition de ces problématiques de boule de titane remontant par capillarité comme montré à la Figure III-7. Aucun dépôt n'a ainsi pu être obtenu pour une vitesse de translation supérieure à celle du débit de fil.

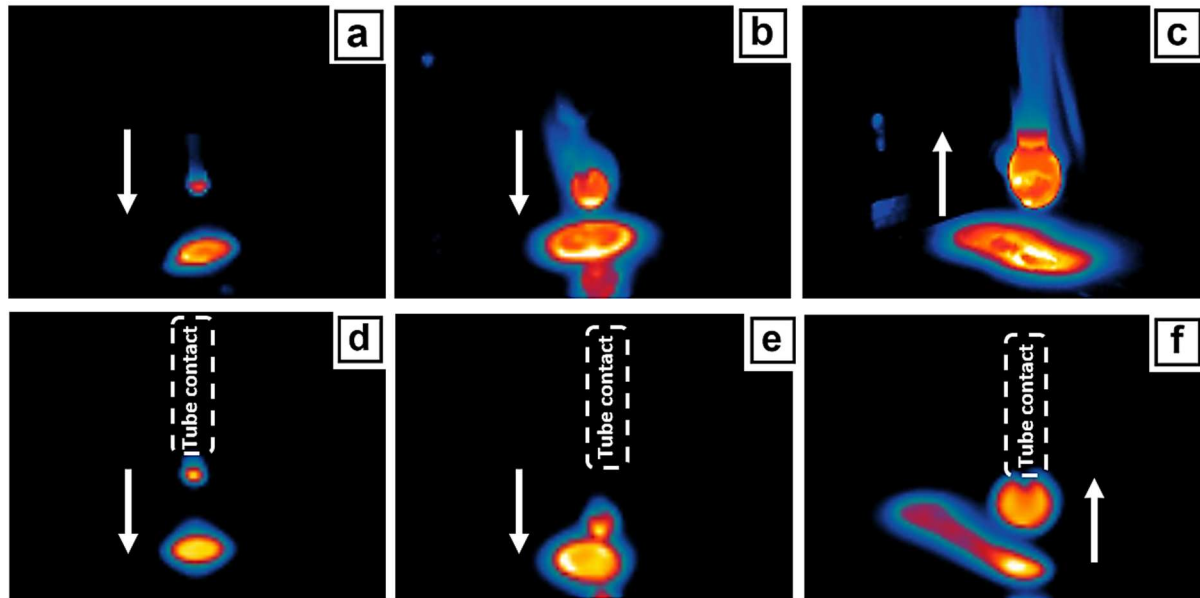


Figure III-6 : Images infrarouges saisies lors de la remontée par capillarité d'une boule de titane dans le guide fil – séquence a, b, c : monocordon A10 ; et séquence d, e, f : monocordon A24.

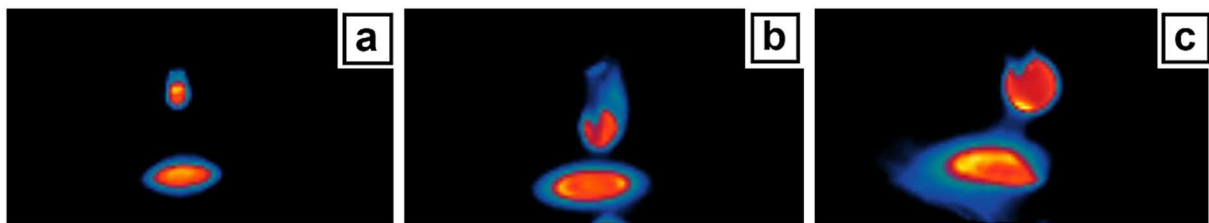


Figure III-7 – Images infrarouges montrant le comportement du procédé lorsque  $TS > WFS$

Ces problématiques, apparaissant lors de la phase d'amorçage, semblent trouver leur origine dans les causes suivantes. Lorsque des hauts débits de fil sont utilisés, le fil arrive sur le substrat avant sa fusion complète. Celui-ci semble rebondir (légères vibrations de la caméra thermique) et la fusion s'effectue sur du fil ayant une certaine vitesse de remontée vers le guide fil comme montré dans la (Figure III-4 .a). Pour des faibles débits de fil, la fusion de celui-ci se fait loin du substrat, bien avant d'arriver dans le bain de fusion au niveau de la tache focale. Cela empêche son transfert au bain de fusion et entraîne une remontée par capillarité de cette matière fondue (Figure III-4.a). Enfin, lorsque la vitesse robot est supérieure au débit de fil, celui-ci « décroche » du bain de fusion (Figure III-7).

D'après les observations de cette première campagne, le meilleur compromis pour obtenir une amorce réussie est d'avoir un rapport puissance / débit de fil compris entre 1 et 1,5 kW.min.m<sup>-1</sup>. Cette configuration permet à la fusion du fil de se faire au contact du substrat (Figure III-4). Enfin, un seul « décrochage » du fil est apparu lors du retrait du fil du bain de fusion. La séquence d'arrêt du procédé semble donc adaptée (Figure III-4.b).

Afin de mieux comprendre les phénomènes énergétiques mis en jeu lors de cette campagne d'essais, le domaine de fonctionnement du procédé est représenté en fonction du paramètre « énergie linéique » (Figure III-8). L'énergie linéique représente dans notre cas l'énergie totale disponible pour générer le bain de fusion dans un premier temps et fondre le fil tout en maintenant ce bain de fusion tout au long du dépôt. Ce paramètre est calculé selon la formule suivante :  $E_L [J.mm^{-1}] = 60 \times \frac{P [W]}{TS [mm.min^{-1}]}$

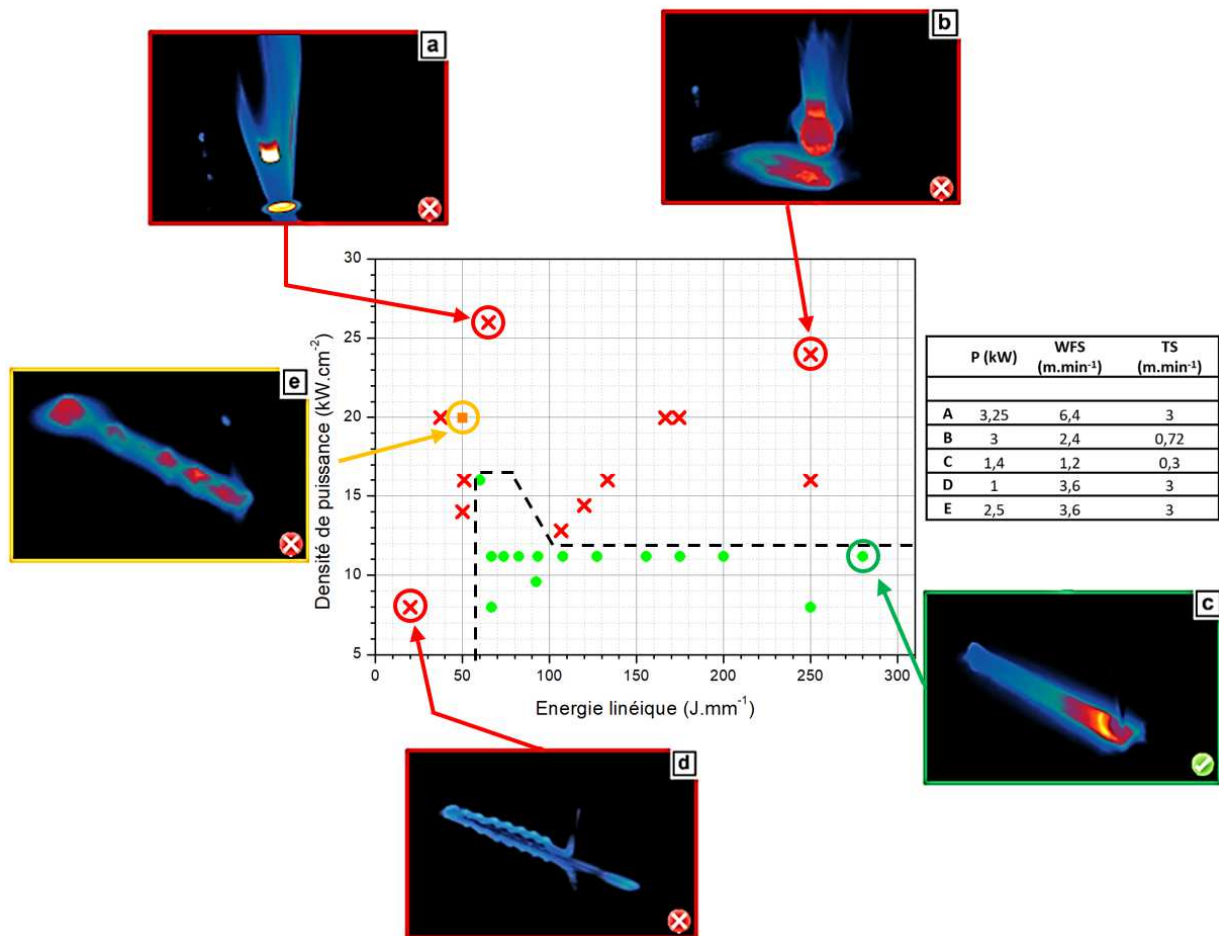


Figure III-8 – Évolution des instabilités rencontrées au cours du procédé en fonction de la densité de puissance et de l'énergie linéique : (a) fusion du guide fil, (b) remontée par capillarité d'une boule de titane, (c) dépôt correct, (d) dépôt de fil non fondu, (e) dépôt avec fusion partielle du fil

Ainsi, nous remarquons que les dépôts effectués à des hautes densités de puissance ne sont pas viables dans le cas présent car c'est la phase d'amorçage qui est limitante. Une grande quantité d'énergie envoyée durant la phase d'amorçage entraîne soit la fusion du guide fil, soit la formation de boule de titane fondue à l'extrémité du fil, mais détachée du bain de fusion. Une valeur d'énergie linéique limite d'environ 55 J.mm<sup>-1</sup> est également nécessaire pour créer le bain de fusion et y déposer du fil. Enfin, l'utilisation de faibles densités de puissance couplées à des fortes énergies linéiques semble être le plus judicieux pour pouvoir déposer de la matière en procédé LMD-w (Figure III-8.c). Ce couplage permet ainsi de palier les problématiques de fusion du guide fil et du fil en phase d'amorce.

Au cours de cette première campagne expérimentale de mise au point du procédé, la santé matière des monocordons déposés a également été étudiée afin de vérifier la qualité de l'inertage de l'installation. Les résultats sont présentés dans le paragraphe suivant.

## II.2. Influence de la qualité de l'inertage sur la santé matière des monocordons

En raison de la proximité d'un point de vue procédé entre la fabrication additive par Arc-fil et Laser-fil, et s'appuyant sur les observations et conclusions concernant l'inertage des dépôts CMT (chapitre 2), il a été décidé de garder la même solution d'inertage pour les dépôts LMD. Les premiers dépôts ont donc été réalisés dans la cuve d'inertage à débordement d'argon (Figure III-2).

Toutefois, contrairement aux dépôts par CMT, les monocordons présentent un aspect extérieur différent tant au niveau de la régularité de l'état de surface que de leur couleur. La surface des monocordons imprimés n'est pas parfaitement lisse, et une couche d'oxyde friable de couleur marron fortement polluée semble recouvrir les différents dépôts (Figure III-9.d).

À la suite de ces premières observations, une étude microstructurale à partir de coupes métallographiques en section transverse et longitudinale a été effectuée pour vérifier la santé matière des monocordons. Aucun manque de fusion n'a été détecté, et seulement deux porosités sphériques de tailles égales à 46 et 72  $\mu\text{m}$  ont été décelées pour l'ensemble des monocordons imprimés. Par contre, de nombreuses fissures pouvant atteindre une longueur de quelques millimètres ont cependant été révélées (Figure III-9). Ces fissures peuvent être classées en deux familles distinctes.

- Des fissures débouchantes localisées dans le cordon (zone fondue), au niveau des bords inférieurs droits et gauches des dépôts (Figure III-9.b, c).
- Des fissures non-débouchantes au niveau de l'interface entre la zone refondue et la zone affectée thermiquement (Figure III-9.a).

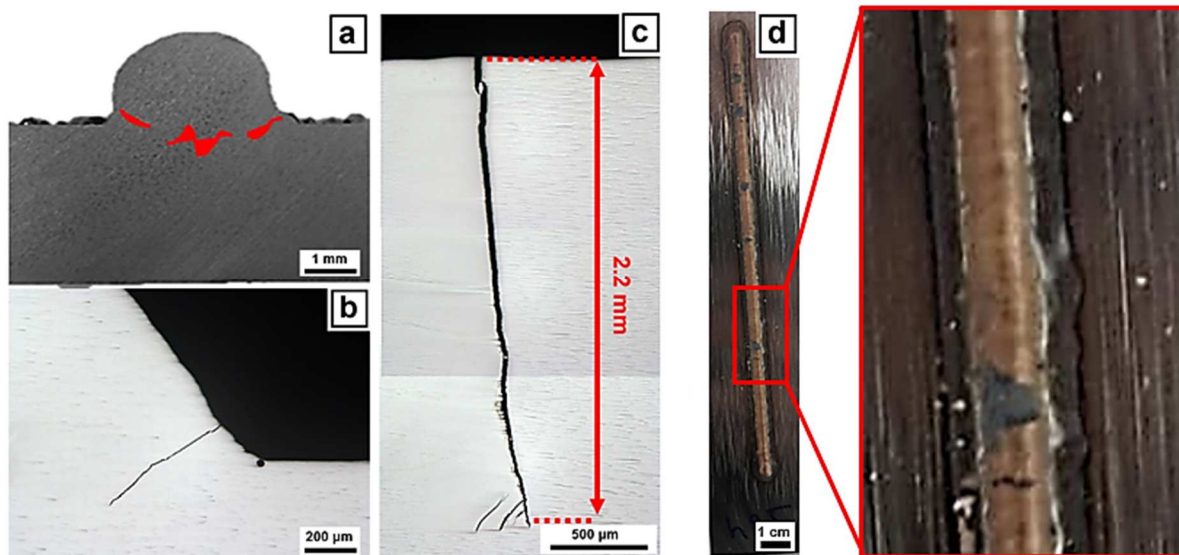


Figure III-9 – Micrographies montrant la localisation des fissures dans les monocordons ; (a, b) : coupes transverses du monocordon A28 ; (c) : coupe longitudinale du monocordon A27 ; et photographie du dépôt A28 permettant d'apprécier l'état de surface post impression (d)

Les monocordons obtenus avec des densités énergétiques faibles comportent ces deux types de fissures (débouchantes et non débouchantes) très proches compte-tenu de leurs faibles dimensions. Une attaque chimique au réactif KROLL a été ensuite réalisée sur les différents dépôts afin d'analyser leurs microstructures proches de la surface oxydée. Des couches ayant des microstructures différentes sont observées (Figure III-10). Celles-ci sont les suivantes :

- Des microstructures dendritiques très grossières sont présentes au niveau du contour des monocordons et de l'interface zone refondue / zone affectée thermiquement.
- Des microstructures caractérisées par des lamelles  $\alpha$  plus épaisses que celles constituant la microstructure martensitique ou celle de Widmanstätten. Ces microstructures sont généralement rencontrées dans le titane contenant des teneurs importantes en oxygène ou en azote et dénommés «  $\alpha$  case ».
- Une microstructure martensitique composant le centre des monocordons. Celle-ci est la microstructure classiquement rencontrée dans les pièces obtenues par des procédés de fabrication additive. Elle résulte de vitesses de refroidissement relativement importantes.



Notons que des essais de dureté ( $HV_{0.3}$ ) ont été couplés aux analyses microstructurales. Ils confirment l'existence de ces trois zones à travers des valeurs de dureté très différentes. Une dureté de  $750 HV_{0.3}$  a été mesurée en moyenne dans les zones dendritiques (avec des pics de dureté pouvant atteindre les  $800 HV_{0.3}$ ), une dureté moyenne de  $520 HV_{0.3}$  dans la couche de  $\alpha$  case, et enfin une dureté comprise entre  $350$  et  $380 HV_{0.3}$  pour les microstructures martensitiques.

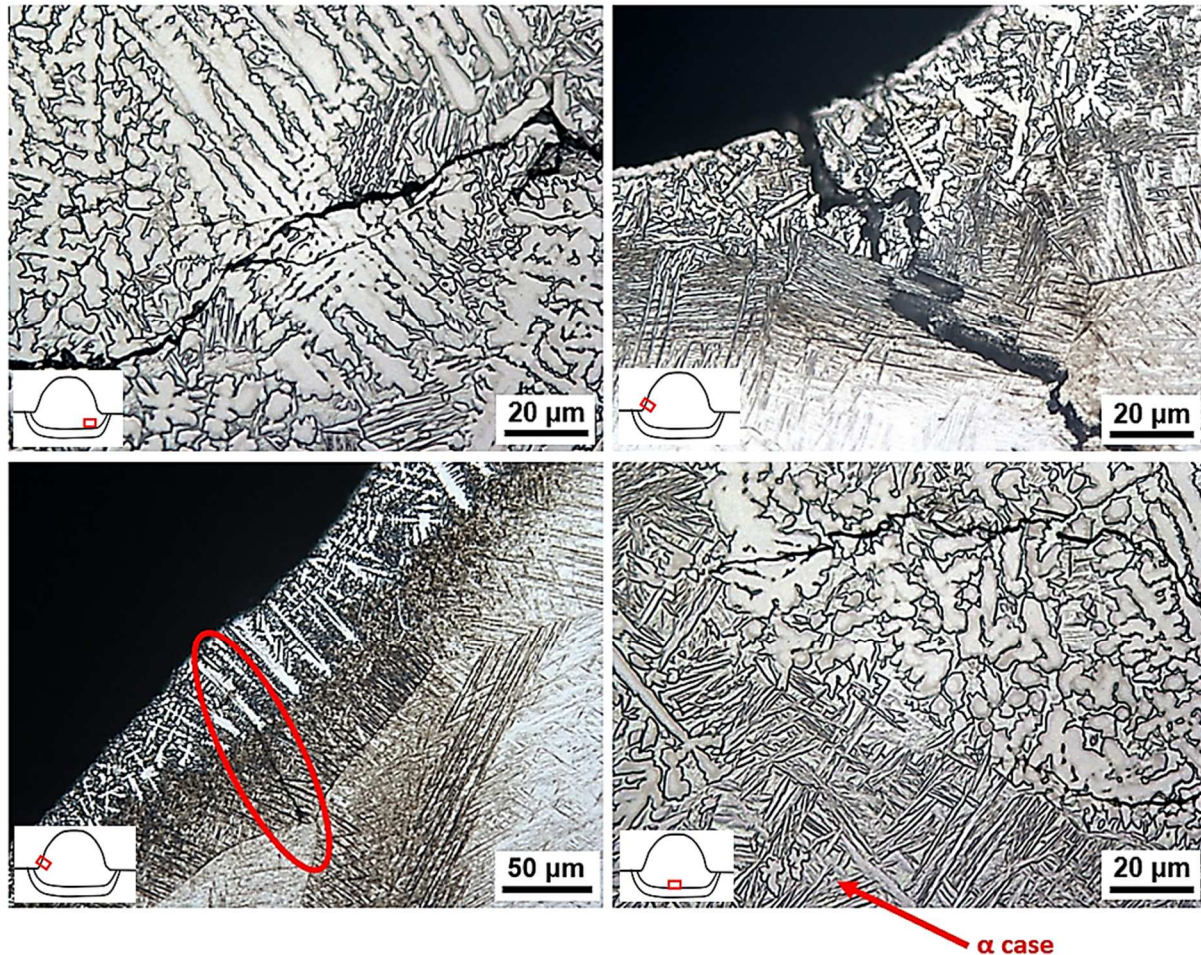


Figure III-10 – Micrographies ( $\times 500$  et  $\times 200$ ) représentant les microstructures des monocordons proches de leur surface.

Les fissures précédemment observées s'initient dans les zones de microstructures dendritiques très dures puis se propagent au sein de la structure  $\alpha$  case jusqu'à la microstructure martensitique (Figure III-10).

Afin de comprendre les mécanismes générant ce type particulier de microstructure, des analyses de composition chimique sont effectuées par dispersion d'énergie de rayons X (EDX) au microscope électronique à balayage (MEB EVOHD 15 de Zeiss) en utilisant le spectromètre à dispersion d'énergie X EDS Oxford, X-Max 50  $mm^2$ . Celles-ci révèlent un enrichissement important en azote dans les localisations de microstructures dendritiques (au niveau des bords des dépôts (Figure III-11) et à l'interface dépôt / substrat (Figure III-12)) pouvant atteindre les 25 % massique (TiN), couplé à un appauvrissement en titane, aluminium et vanadium. Des cartographies de compositions chimiques sont également effectuées, et confirment cet appauvrissement en aluminium et vanadium dans cette zone dendritique.

Ce type de microstructures dendritiques a été observé par Lima *et al* [161] dans le cas de l'étude de la refusion par laser de couches de TiN sur un alliage de titane. La microstructure est composée



principalement de dendrite de TiN et de phase  $\alpha$  interdendritique qui peuvent dans certaines conditions se transformer en  $Ti_2N$ . Dans notre cas, l'azote catalysant cette transformation semble provenir d'une contamination. Senthilselvan *et al.* [162] observent également des microstructures et duretés similaires à celles observées durant ces travaux sur du titane nitruré par laser (800 à 1000 HV<sub>0.1</sub>). Les microstructures observées par ces auteurs sont également attribuées à la formation de TiN et  $Ti_2N$  lors du refroidissement rapide du titane. Les densités de puissance à partir desquelles se forment ces composés nitrurés se situent entre  $10^3$  et  $10^9$  W.cm<sup>-2</sup>, ce qui correspond aux plages de densité balayées durant cette campagne ( $\approx 10^4$  à  $10^5$  W.cm<sup>-2</sup>).

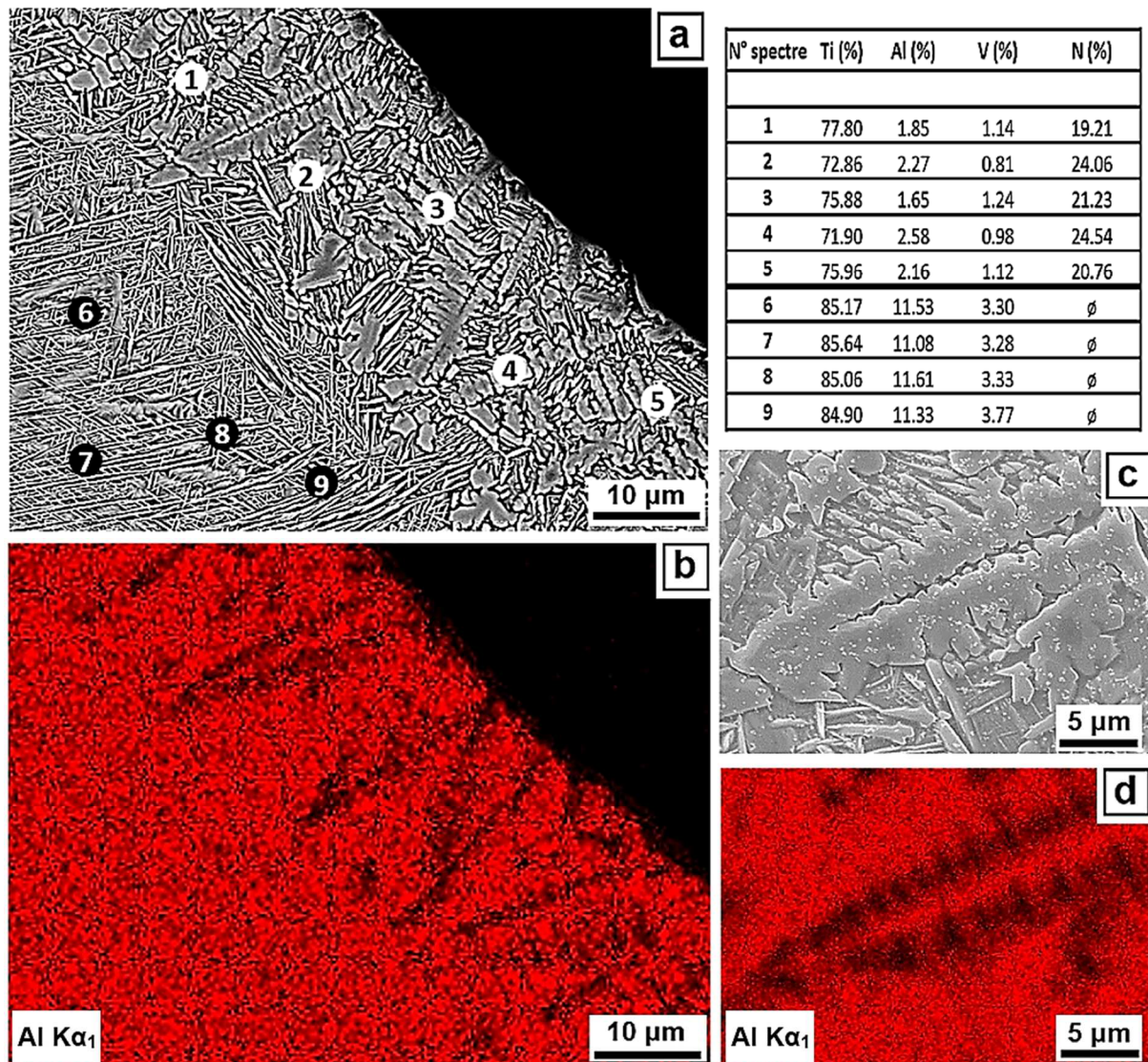


Figure III-11 – Micrographies MEB au bord du monocordon A2 (x3000) (a) et (x12000) (c) associées à l'analyse chimique de l'aluminium (b, d)



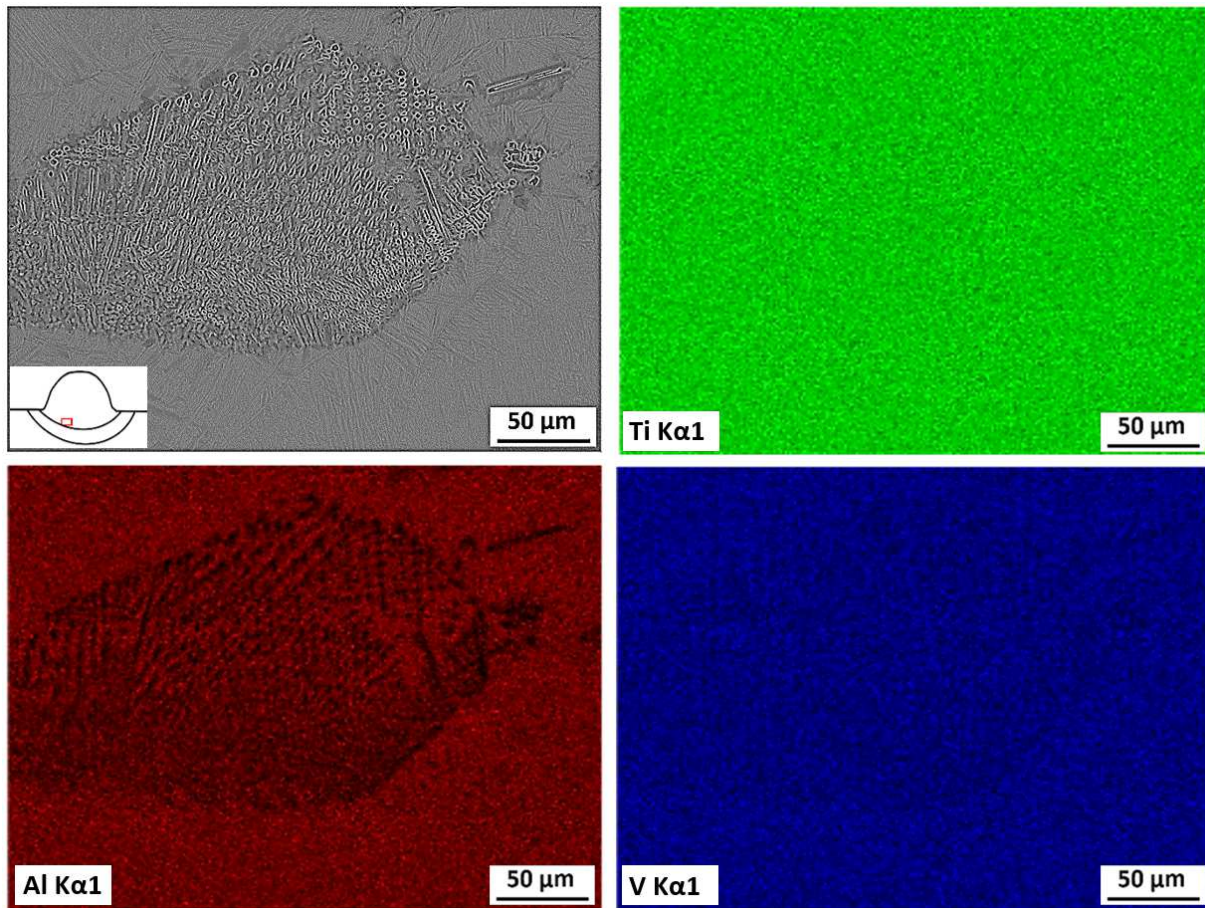


Figure III-12 – Micrographies MEB (x1000) d'une microstructure dendritique (a) associée aux cartographies d'analyse chimique des principaux éléments chimiques composant le Ti-6Al-4V (monocordon A8)

Les microstructures localisées plus en profondeur dans les monocordons ( $\alpha$  case) présentent un enrichissement en aluminium (de l'ordre de 11 % massique) et également une pollution à l'azote détectée par le capteur EDX, mais non quantifiée. Le taux de contamination de cette zone est moindre par rapport aux zones les plus externes. Notons que le taux exact en oxygène n'est pas dosé puisque les analyses sont effectuées en EDX. Une pollution en oxygène est cependant bien présente au niveau des monocordons comme le montre la Figure III-13.

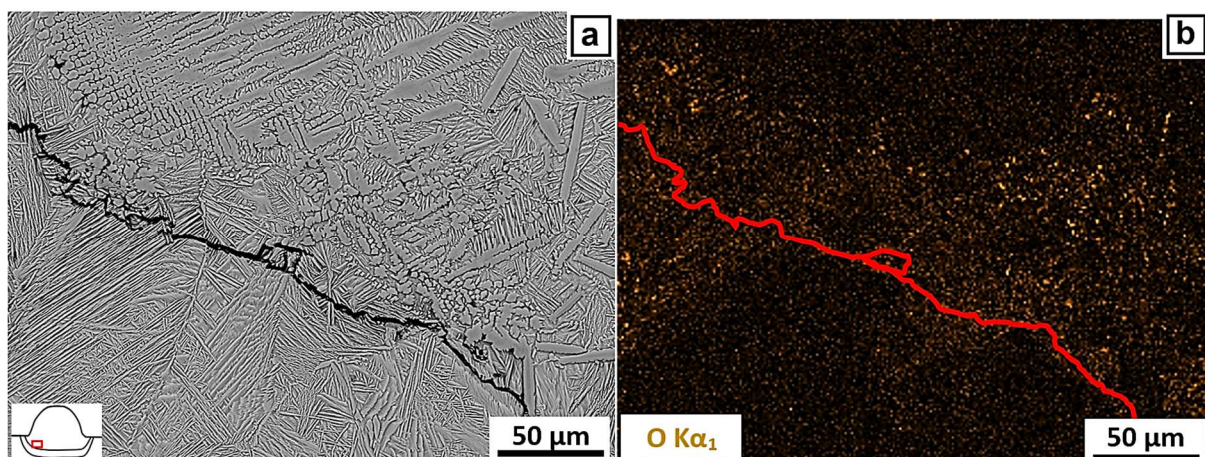


Figure III-13 – Micrographie autour d'une fissure (a) et cartographie de composition chimique en oxygène (b) du monocordon A8



Notons qu'un comportement particulier a également été observé au niveau de la dureté de ces monocordons. En fixant, la puissance du faisceau laser et le débit du fil, et en variant la vitesse robot, la dureté des monocordons déposés à des vitesses robot plus faibles, est plus importante que celle des monocordons déposés à des vitesses robot plus élevées et donc des énergies plus faibles (Figure III-14). Or, le contraire devait être observé, puisqu'en déposant plus vite et à des énergies moindres, les vitesses de refroidissement sont les plus importantes générant des microstructures normalement plus fines et donc plus dures. Ce comportement singulier trouve son explication dans le fait qu'en déposant moins vite, le monocordon a davantage de temps pour se charger en élément interstitiels (oxygène, azote) et de générer ces phases  $TiN$ ,  $Ti_2N$  ou  $\alpha$  case. Cette affirmation est d'ailleurs observée en comparant le pourcentage de pollution chimique dans chaque monocordon en fonction de la vitesse robot. Pour ces essais, la dureté des dépôts n'est donc pas majoritairement pilotée par les vitesses de refroidissement, mais par le temps de dépôt, directement relié au temps d'exposition (et d'absorption) aux éléments polluants.

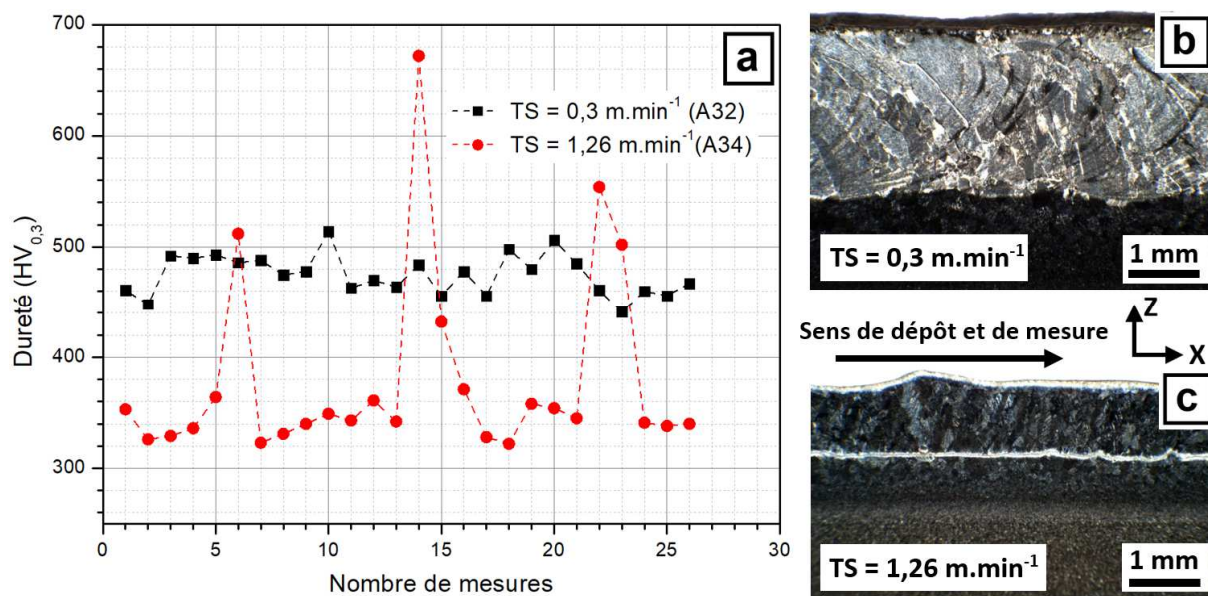


Figure III-14 – Évolution de la dureté selon la coupe longitudinale en fonction de la vitesse robot (a) et macrostructure des deux coupes longitudinales (b, c)

Pour conclure, il apparaît clairement que la protection gazeuse utilisée durant les impressions par procédé CMT n'est pas adaptée dans le cadre de ce procédé LMD-w. L'explication pourrait venir des perturbations du bain d'argon dans la cuve, induites par le cross-jet de la tête Precitec. Enfin, les températures atteintes lors des dépôts par laser (qui sont plus importantes que celles atteintes en procédé « Cold Metal Transfer ») favorisent davantage cette oxydation puisque l'affinité du titane avec l'oxygène augmente avec la température. Des actions correctives ont donc été menées en complément du moyen existant pour pallier ce problème d'inertage. Deux solutions ont été ainsi testées :

- Une protection locale du bain de fusion par traînard (en aluminium) à parois fermées (Figure III-15 .a, b, c, d) directement fixée sur la tête laser.
- Une protection globale de la chambre d'inertage et de la tête laser par une enveloppe flexible (Figure III-15.e).



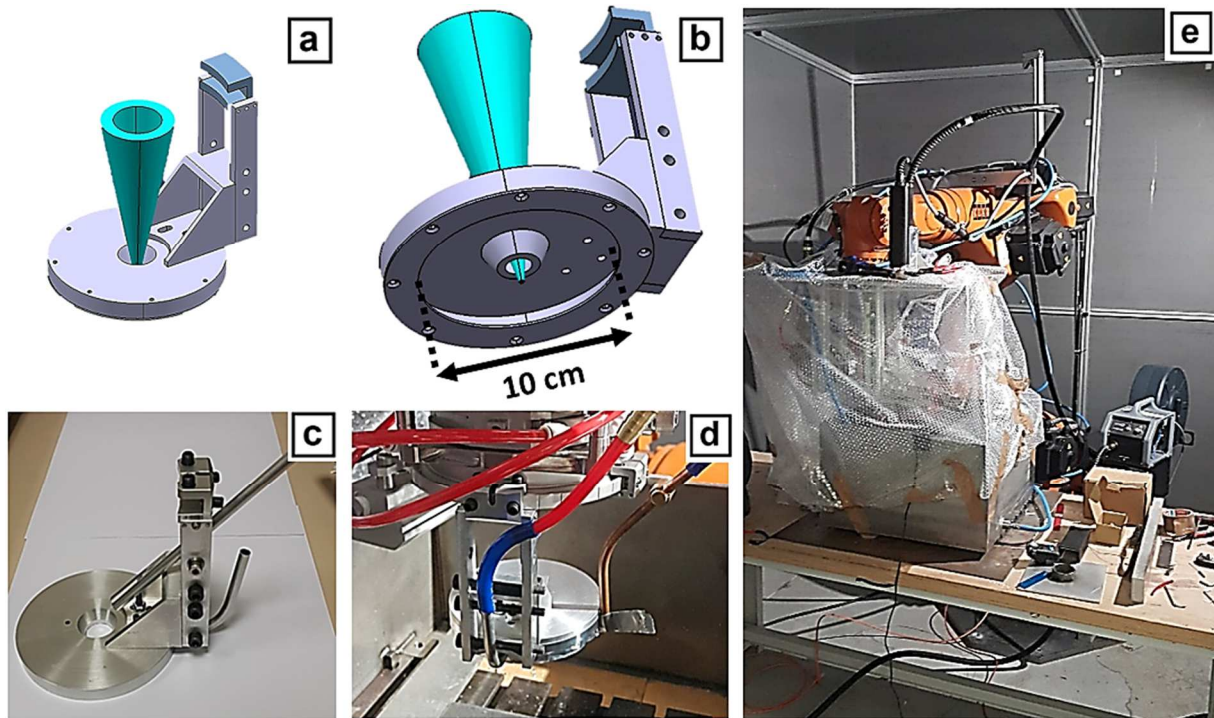


Figure III-15 – Images montrant les deux protections testées. (a, b, c, d) trainard et (e) protection globale

Des monocordons ont été imprimés avec la première solution (protection par traînard), les résultats obtenus sont très satisfaisants avec l'obtention de monocordons très lisses, à l'aspect brillant métallique. Des analyses de santé matière et de microstructure ont permis de confirmer la pertinence de ce moyen d'inertage grâce à l'absence de porosités et surtout la présence de microstructure 100 % martensitique comme montré en Figure III-16.e et f. Les essais de dureté effectués confirment également cette bonne solution d'inertage avec des valeurs de dureté de monocordons beaucoup plus faibles ( $342 \pm 11 \text{ HV}_{0.3}$ ) en moyenne, avec surtout une baisse significative de la dispersion de dureté confirmant la présence d'une unique microstructure par monocordon.

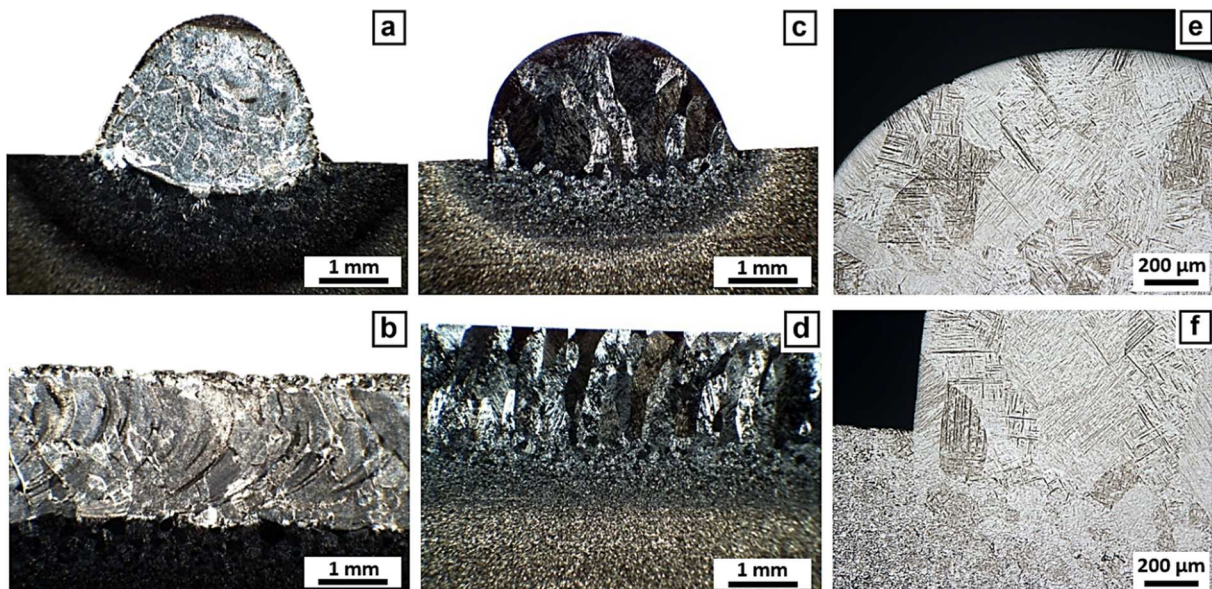


Figure III-16 – Macrographies (x16) de deux monocordons imprimés aux mêmes paramètres procédé. (a, b = monocordon oxydé) et (c, d = monocordon non oxydé) associé à sa microstructure (e, f)

Cette solution d'inertage n'a cependant pas été retenue pour la suite des travaux car l'empilement des couches lors des constructions de massifs empêche la protection du bain de fusion par ce moyen, faisant courir le risque de rencontrer à nouveau les problématiques évoquées précédemment.

Une protection globale de la chambre d'inertage a donc été retenue pour la suite de ces travaux, après une campagne de tests à différents débits d'argon. En effet, des pressions ou débits d'argon trop importants dans l'enceinte confinée n'entraînent pas de protection gazeuse satisfaisante à cause des perturbations engendrées au sein de la cuve due à un brassage continu de l'oxygène résiduel. Il est à noter qu'aucun vide n'est tiré dans l'enceinte de la chambre d'inertage au préalable ; de l'oxygène est donc toujours présent en haut de la chambre d'inertage à une distance cependant assez éloignée du bain de fusion pour ne pas engendrer de pollution des dépôts.

Finalement, un inertage de 10 minutes avant le début des constructions ainsi qu'un maintien de celui-ci pendant quelques minutes après la fin des impressions lors du refroidissement des échantillons, a été retenu. De très bons résultats ont ainsi été obtenus avec cette configuration de protection gazeuse. Aucune contamination notable par interstitiels n'a été relevée lors des analyses chimiques et des observations microstructurales postérieures comme nous le verrons pour les échantillons de la deuxième campagne.

### II.3. Influence des paramètres procédé sur la morphologie des monocordons

Lors des multiples essais, il a été remarqué de grandes différences dans la régularité et la forme extérieure des monocordons obtenus par procédé LMD-w. Afin de comprendre ces différences, nous nous sommes intéressés aux évolutions thermiques lors du procédé en fonction des paramètres opératoires. Celles-ci seront présentées en fonction de l'énergie linéique théorique. Les mesures de température sont obtenues grâce à la caméra thermique SWIR. Elles correspondent à la température du point chaud pendant toute la durée des impressions. Notons qu'il existe un écart entre les températures relevées par la caméra thermique et les températures réelles. Ces écarts viennent du fait que l'émissivité du métal n'est pas stable et évolue en fonction de la température mais aussi en fonction des phases présentes et de l'état d'oxydation de la surface observée, comme expliqué dans l'étude de Pawelko *et al.* [163]. Ces mesures de températures seront donc utilisées dans notre étude comme support de comparaison entre les différentes impressions, et non pour extraire une valeur de la température précise à un moment donné du procédé.

Nous allons donc ici nous intéresser à l'évolution des températures maximales durant les dépôts et les corrélés à l'énergie linéique ( $E_L$ ) définie plus haut. Plus particulièrement, il s'agit, en prenant soin de ne pas considérer dans nos calculs les phases de montée et descente de températures correspondant à l'allumage et l'extinction du faisceau laser, de distinguer les fluctuations de températures mesurées, ici par l'intermédiaire de l'écart-type à la température moyenne relevée au point chaud. Ces résultats sont proposés à la Figure III-17. Les monocordons comportant une géométrie très irrégulière sont associés à des cycles thermiques lors des procédés présentant des fluctuations de température très importantes.

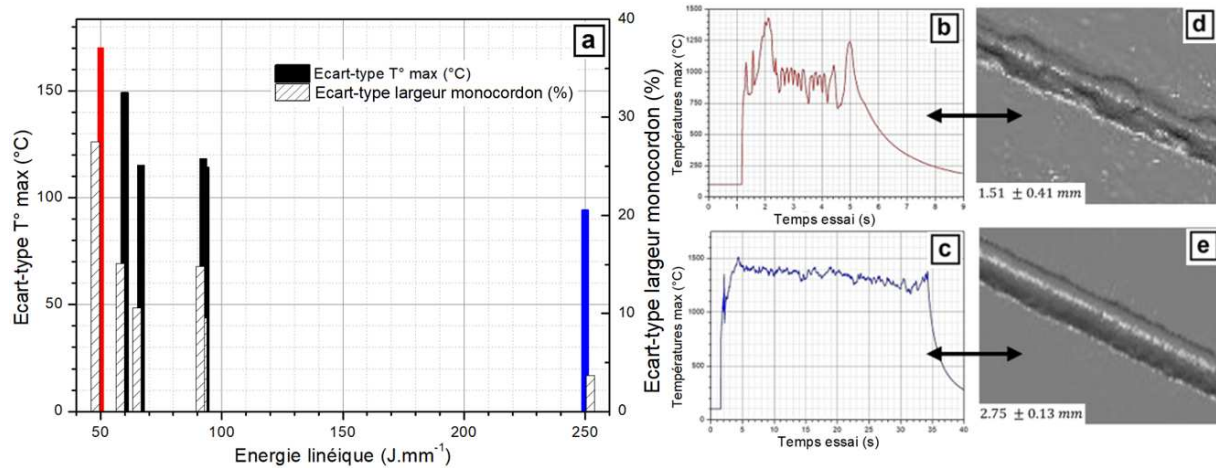


Figure III-17 – Évolution de l'écart de température maximale en fonction de l'énergie linéique (a), profils de température maximale (b, c) associés aux morphologies de monocordons (d, e)

Un écart de régularité maximal de 27 % par rapport à la largeur globale du monocordon a ainsi été observé pour les énergies linéiques les plus basses (Figure III-17.a), alors qu'un écart compris entre 1 et 5 % de la largeur du monocordon est présent pour les énergies les plus importantes, témoignant d'une grande régularité d'impression permise par ce procédé LMD-w. De grandes fluctuations de température durant les dépôts semblent donc indiquer une instabilité de procédé et une faible adaptabilité des paramètres opératoires pour la réalisation des dépôts. Elles sont certainement liées à une mauvaise distribution de l'énergie entre celle nécessaire à la formation du bain de fusion dans le substrat et celle nécessaire à la fusion du métal d'apport (fil). Au contraire, une faible variation de la température traduit une grande stabilité du procédé avec une fusion régulière du fil et donc un dépôt maîtrisable.

## II.4. Synthèse

Cette première campagne expérimentale a contribué à la mise en route de l'installation LMD-w sur la plateforme Addimadour. Des premiers monocordons ont été réalisés et ont permis d'établir un domaine de fonctionnement de ce procédé pour la réalisation de monocordons en alliage Ti-6Al-4V. La problématique de contamination des bains liquides par l'environnement gazeux a été mise en évidence. Une solution de protection a été proposée. Les non conformités géométriques des monocordons ont été associées à des variations de températures *in situ* lors du procédé. Enfin, les principales causes de rebuts des monocordons semblent être liées à des problématiques apparues lors de la séquence d'amorçage. Celle-ci a donc fait l'objet d'une étude plus approfondie lors d'une deuxième campagne expérimentale.

## III. Etude paramétrique du procédé : deuxième plan d'expérience

Grâce aux connaissances acquises lors de la première campagne, en termes de formation du dépôt et de qualité de l'inertage, une deuxième campagne expérimentale a été effectuée. Celle-ci a pour objectif de préciser voire d'optimiser le domaine de fonctionnement de l'installation en fonction des paramètres procédés tels que la puissance, la vitesse du fil et la vitesse de translation du robot.

Lors de la première campagne expérimentale, une puissance trop importante dès le début de procédé entraînait généralement la fusion du guide fil, empêchant par la même la réalisation de monocordons satisfaisants. Afin de pallier ce problème, la séquence de démarrage du procédé a été revue. Il a été ainsi décidé d'inverser l'ordre d'arrivée du fil et de démarrage du faisceau laser, mais aussi de définir un temps d'attente entre ces deux actions propres à chaque paramétrie de dépôt. Le déclenchement du déplacement du robot est gardé identique à la première campagne. Le séquençage suivant est donc adopté :

En début de procédé

- Amenée du fil :  $T_0$ , [s]
- Démarrage du faisceau Laser :  $T_0 + (0,0075 / \text{WFS} [\text{m.min}^{-1}])$ ,
- Déplacement du robot :  $T_0 + (0,0075 / \text{WFS}) + 0,3$  secondes.

Le rapport  $(0,0075 / \text{WFS})$  correspond au temps nécessaire au fil pour parcourir les 7,5 mm le séparant du substrat.

En fin de procédé, le faisceau laser, le débit du fil et le mouvement du robot sont interrompus de manière totalement synchrone.

Le choix de ce séquençage est motivé par le fait d'avoir une fusion du fil à une distance très proche du substrat pour éviter toutes les problématiques d'amorçage rencontrées précédemment (formation d'une goutte de titane à l'extrémité du fil, et remontant vers le guide fil par capillarité). De plus, l'allumage du faisceau laser après l'arrivée du fil devrait permettre une meilleure utilisation de l'énergie disponible lors de la phase stationnaire (d'une durée de 0,3 secondes), car celle-ci sert à la fois à former le bain de fusion, mais également à fondre le fil. Tous les autres paramètres opératoires ainsi que les critères de sélection des monocordons sont inchangés.

### III.1. Détermination du domaine de fonctionnement du procédé

Cette deuxième campagne expérimentale a porté sur 25 échantillons. Les conditions opératoires sont précisées dans le Tableau III-3.

Tableau III-3 – Détail du deuxième plan d'expérience en LMD-w

Réf essai	P (kW)	WFS (m.min <sup>-1</sup> )	TS (m.min <sup>-1</sup> )	(WFS-P) (s)	Réf essai	P (kW)	WFS (m.min <sup>-1</sup> )	TS (m.min <sup>-1</sup> )	(WFS-P) (s)
<b>B1</b>	1,4	1,5	0,9	0,3	<b>B14</b>	2,5	3,6	3	0,1
<b>B2</b>	2	2,35	2	0,2	<b>B15</b>	2	3	2,4	0,15
<b>B3</b>	1,4	1,2	0,9	0,4	<b>B16</b>	2,5	2,5	0,84	0,2
<b>B4</b>	1	1,2	0,3	0,4	<b>B17</b>	2	2,2	0,9	0,2
<b>B5</b>	1,4	1,2	0,24	0,4	<b>B18</b>	1,8	1,1	0,9	0,4
<b>B6</b>	1	1,2	0,24	0,4	<b>B19</b>	1,6	1,1	0,9	0,4
<b>B7</b>	1,4	1,2	0,48	0,4	<b>B20</b>	2,5	3,6	0,9	0,1
<b>B8</b>	1	1,2	0,48	0,4	<b>B21</b>	2,5	3,2	2,4	0,15
<b>B9</b>	3	3	2,4	0,15	<b>B22</b>	5	5	3	0,1
<b>B10</b>	2	1,6	0,48	0,3	<b>B23</b>	2	1,8	0,3	0,25
<b>B11</b>	3	2,4	0,6	0,2	<b>B24</b>	3	2	0,3	0,2
<b>B12</b>	4	4,5	3	0,1	<b>B25</b>	1,4	1,4	0,9	0,3
<b>B13</b>	1,75	2	0,9	0,2					

L'observation visuelle des monocordons montre que la majorité de ceux-ci sont conformes aux critères de sélection (Figure III-18). Ils sont continus et réguliers en largeur. La modification de la séquence de démarrage a donc permis de supprimer les instabilités précédemment observées en phase d'amorçage. De plus, comme nous pouvons le voir sur les observations présentées à la Figure III-18, leur surface ne présente pas de coloration. L'inertage semble donc pleinement opérationnel. Enfin, les modifications opérées entre les deux campagnes expérimentales ont amené une extension du domaine de fonctionnement du procédé (Figure III-19). Les vitesses de translation du robot et de défilement de fil sont beaucoup plus importantes. Des dépôts avec des niveaux de puissance de l'ordre de 5 kW ont ainsi



pu être effectués avec succès, valeurs jamais atteintes avec ce type de procédé à notre connaissance. Dans le meilleur des cas, la quantité de matière déposée atteint 1,5 kg/h et/ou 339 cm<sup>3</sup>/h.



Figure III-18 – Observations à l'échelle macroscopique de quelques monocordons de la deuxième campagne

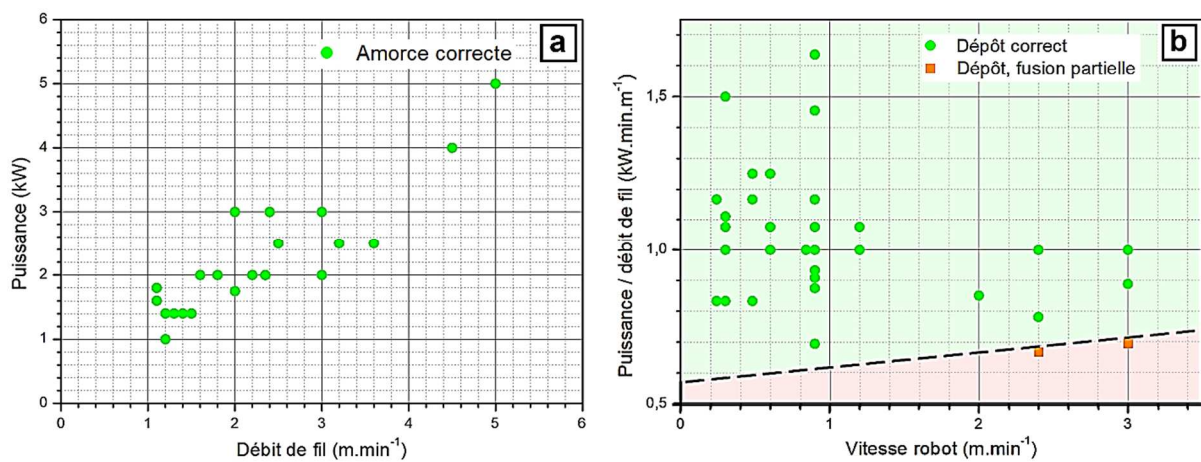


Figure III-19 – Domaines de fonctionnement pour les deux phases : (a) phase d'amorce, (b) phase dynamique du procédé LMD-w

Cette deuxième campagne expérimentale a donc permis de comprendre et d'optimiser la plage de fonctionnement de l'installation. Les conditions requises pour la réalisation d'un cordon avec un fil d'apport de diamètre 1,2 mm en alliage Ti-6Al-4V sur substrat de même nature sont données ci-dessous :

- Se limiter à une puissance laser de 5 kW puisque la tête CoaxPrinter® est dimensionnée pour supporter des puissances maximales de 6 kW.
- Se limiter à un débit de fil inférieur 6 m.min<sup>-1</sup>. Au-delà de cette valeur, nous avons observé systématiquement un décrochage du fil en début de process et la formation d'une boule de titane obstruant le tube-contact malgré une phase d'amorçage correcte (Figure III-20).
- Avoir toujours un débit de fil supérieur à la vitesse de translation du robot.

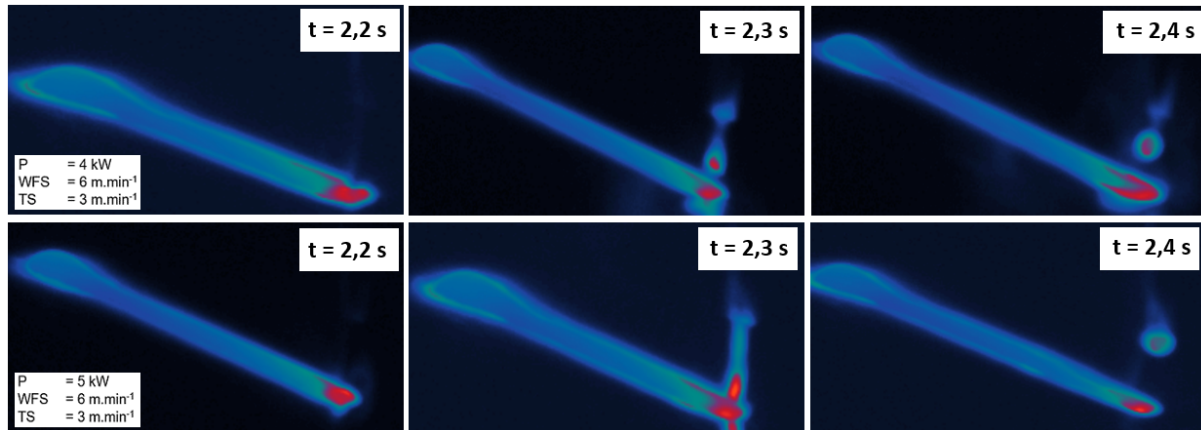


Figure III-20 – Cartographies thermiques enregistrées lors de la déposition d'un fil en alliage Ti-6Al-4V pour un débit de fil de  $6 \text{ m.min}^{-1}$ , à une puissance de 4 et 5 kW et une vitesse robot de  $3 \text{ m.min}^{-1}$

Une définition du plan de fonctionnement de ce procédé en introduisant les termes densité de puissance et d'énergie linéique est donnée à la Figure III-21.

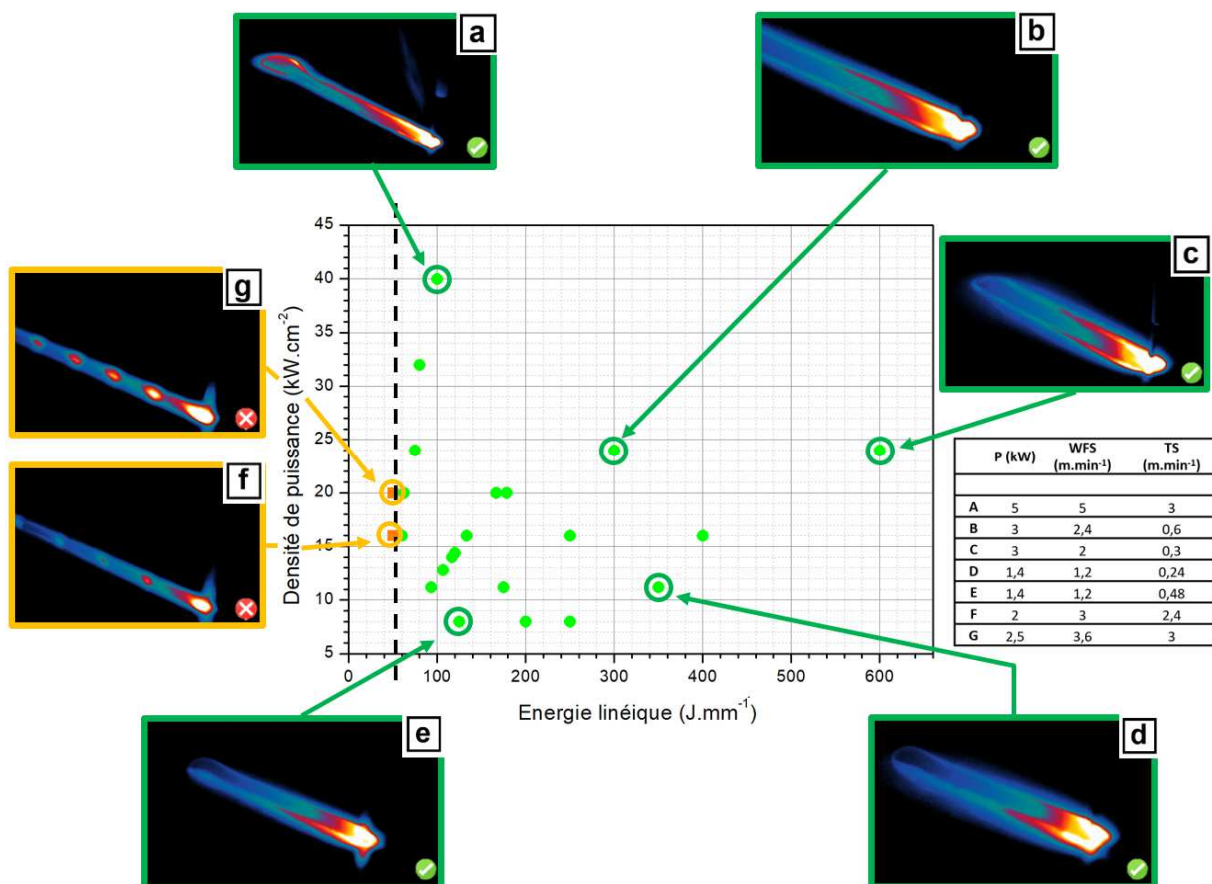


Figure III-21 – Domaine de fonctionnement en fonction de la densité de puissance et de l'énergie linéique

Comme observé lors du premier plan expérimental, une valeur d'énergie linéique de  $55 \text{ J.mm}^{-1}$  est nécessaire pour obtenir un dépôt de géométrie correcte et stable dans notre configuration expérimentale. Toutefois, il a été remarqué pour certains dépôts un léger effondrement des monocordons engendrant une baisse de leur hauteur combinée à une augmentation de largeur. Ces singularités en fin de dépôts

sont dues aux ralentissements du robot alors que la puissance et le débit de fil sont maintenus à leur niveaux nominaux. Cela induit des augmentations de quantité de matière déposée par unité de longueur et de densité d'énergie et semblent à l'origine de ces singularités.

### III.2. Évolution morphologique et dimensionnelle des monocordons

Dans cette partie, l'impact des paramètres procédé d'ordre un sur l'évolution des dimensions (largeurs, hauteurs, angles de contact) des monocordons est étudié. Ces paramètres morphologiques sont importants pour la compréhension du procédé et notamment pour la préparation future du passage d'un seul monocordon à une pièce composée d'une centaine de monocordons (voire plus). Tout comme dans le chapitre 2, l'angle de contact considéré durant ces travaux est l'angle extérieur représentant la continuité substrat – dépôt (Figure III-22).

Les angles de contact des 25 monocordons imprimés sont supérieurs à  $90^\circ$  (compris entre  $92^\circ$  et  $163^\circ$ ). Ceux-ci semblent gouvernés par le rapport WFS/TS comme suggéré en Figure III-22.a. Ainsi, une augmentation de ce rapport entraîne des angles de contact moins importants, indépendamment de la puissance d'impression. Au-delà d'un rapport WFS/TS proche de 6, la tendance observée à propos des angles de contact semble s'inverser. Ces résultats sont cohérents avec ceux obtenus par Ding *et al.* dans leur étude [57] et montrent une augmentation de cet angle en fonction de la vitesse robot pour le même matériau.

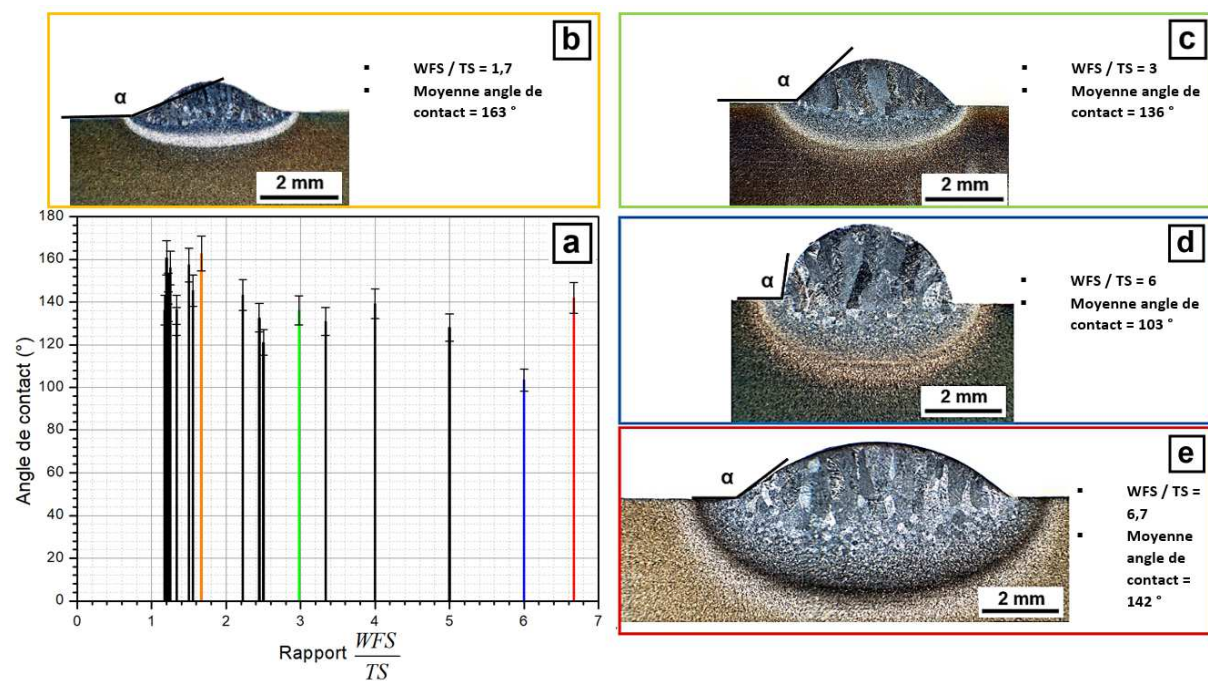


Figure III-22 – Évolution de l'angle de contact des monocordons LMD-w avec le substrat en fonction du rapport WFS/TS

Cette augmentation des angles de contact est couplée à une hauteur et largeur de cordon plus importante, avec des dépôts de 2,73 mm de largeur et 0,65 mm de hauteur pour les rapports les plus faibles et une largeur de 4,44 mm et une hauteur de 2 mm pour les ratios WFS/TS les plus importants. Ces observations sont confirmées par analyses statistiques mettant en évidence cette relation entre le ratio WFS/TS et le rapport hauteur/largeur ou l'angle de contact  $\theta$ , avec des valeurs de  $p < 0,05$  pour les rapports débit de fil sur vitesse robot inférieur à 6 dans les deux cas (Figure III-22, Figure III-23, et Figure III-24). Tout comme pour les angles de contact, le rapport hauteur/largeur des monocordons s'inverse au-delà d'un certain rapport WFS/TS proche de 6 (Figure III-24).



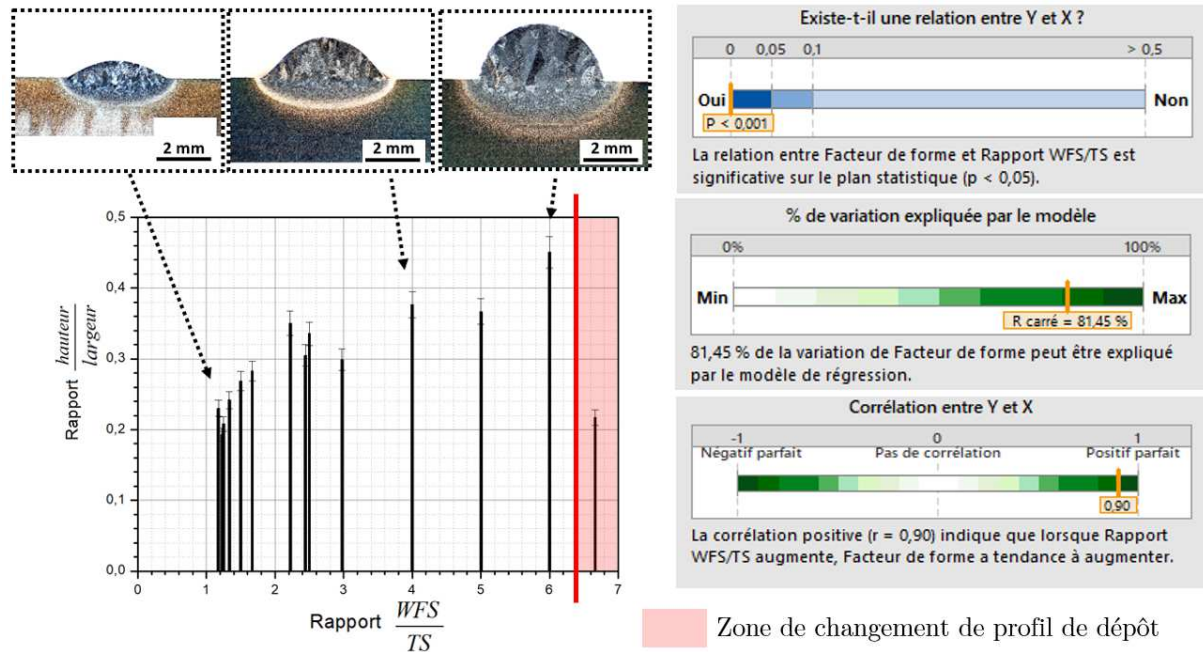


Figure III-23 – Évolution du facteur de forme (rapport hauteur/largeur) des monocordons LMD-w en fonction du rapport WFS/TS

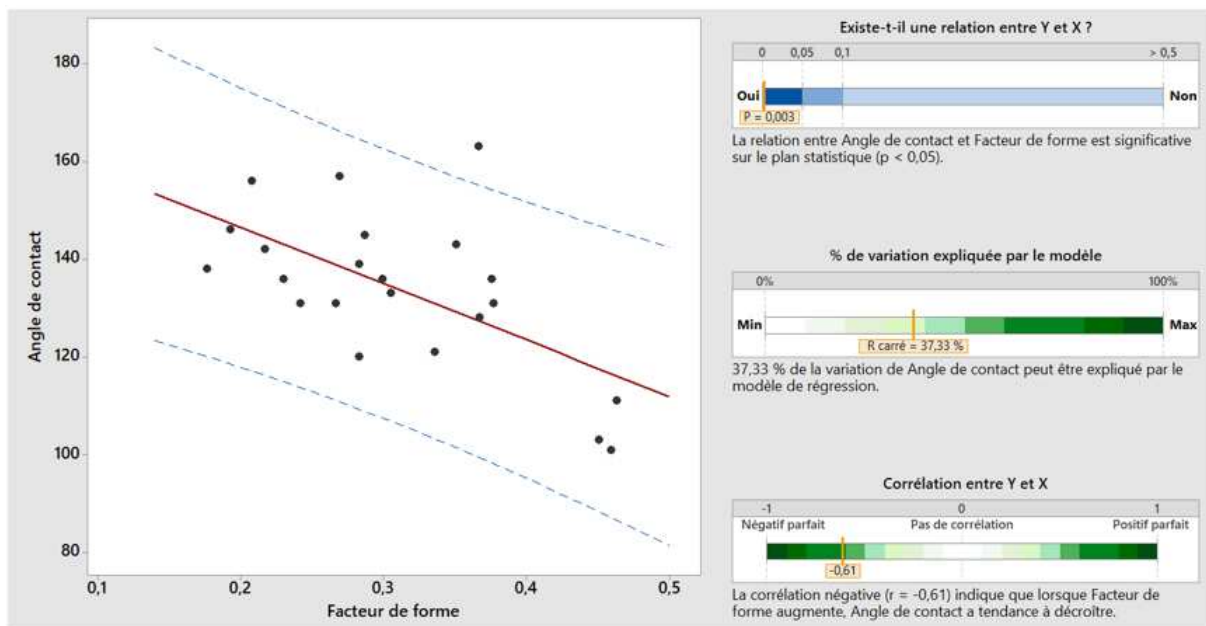


Figure III-24 – Analyse statistique montrant la relation entre  $\theta$  et le rapport  $h/l$  (facteur de forme) – campagne 2 monocordons LMD-w

La régularité de l'état de surface des dépôts est ensuite étudiée en fonction des paramètres opératoires. Son lien avec l'énergie linéique est vérifié ; nous obtenons des conclusions similaires à celles de la première campagne (Figure III-25). Ainsi, pour des niveaux d'énergie linéique importants, les températures maximales sont plus homogènes ce qui entraîne des états de surface plus lisses et réguliers. Au contraire, les monocordons obtenus pour de faibles valeurs d'énergie linéique voient leurs températures maximales fluctuer de façon importante durant les dépôts. Cela engendre des écarts-type importants sur la largeur des monocordons et un état de surface de moindre qualité.



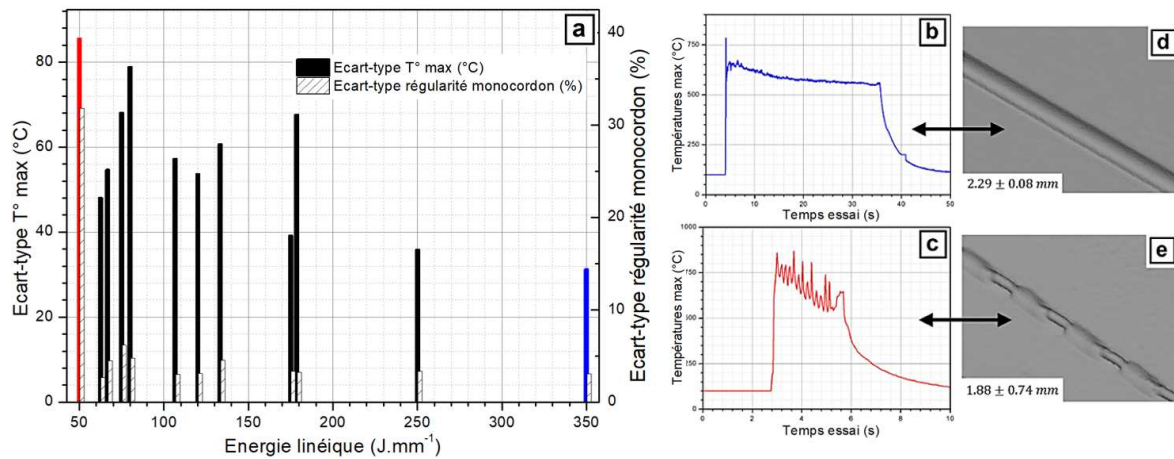


Figure III-25 – Évolution de l'écart de température maximale en fonction de l'énergie linéique (a), profils de température maximale (b, c) associés aux morphologies de monocordons (d, e)

Notons cependant que malgré une tendance similaire entre les deux campagnes, les écarts-type de température à énergie linéique identique sont moins importants lors de la deuxième campagne (Figure III-26). Cela témoigne d'une meilleure maîtrise du dépôt et une plus grande stabilité du bain de fusion, induite par le nouveau séquençage en début de procédé. Le pic de température maximale observé en début de dépôt lors de la deuxième campagne semble correspondre à une meilleure utilisation de la puissance de chauffage fournie par le faisceau laser pour la formation du bain de fusion et la fusion du fil (Figure III-26.c, d). Cette puissance est en partie réfléchiée par le substrat (et donc perdue) lors de la campagne exploratoire (Figure III-26.a, b).

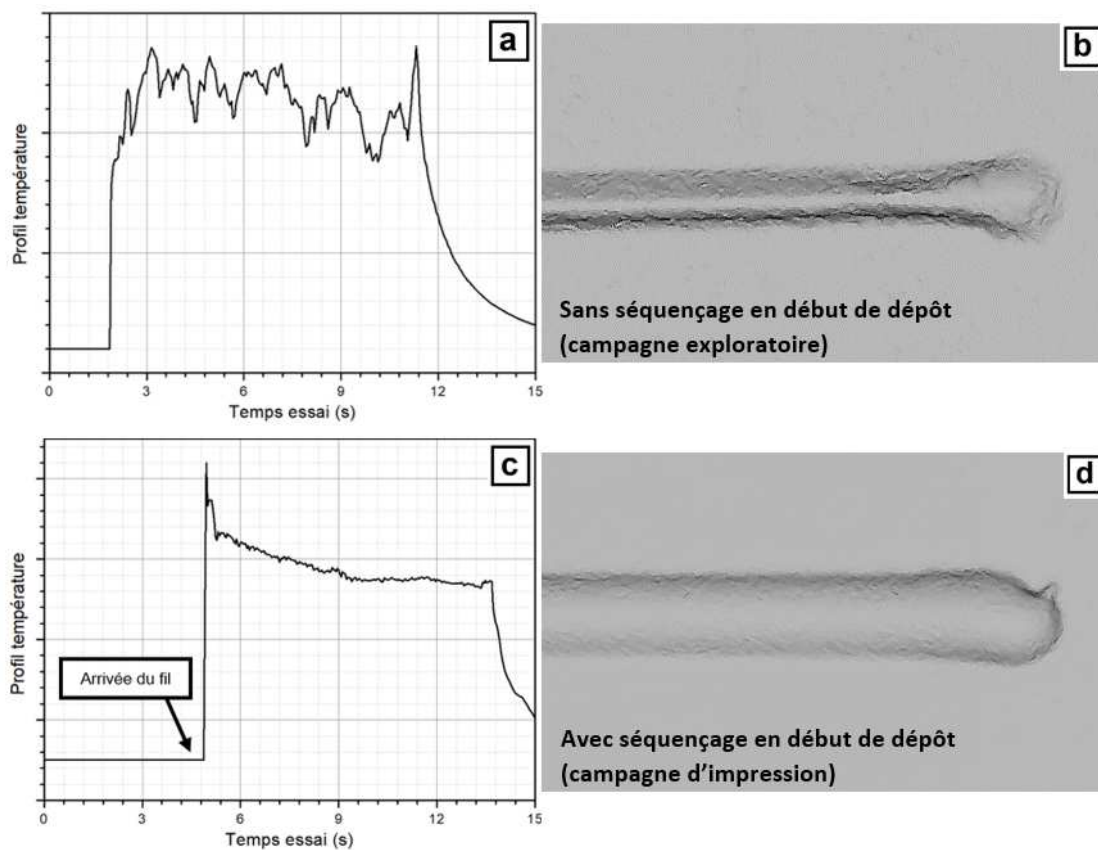


Figure III-26 – Évolution du profil de  $T^{\circ}$  maximale (a, c) et de la forme du début des monocordons (b, d) en fonction du séquençage en début de construction des paramètres procédé d'ordre 1 pour deux monocordons isoparamétriques ( $P = 1,4 \text{ kW} / WFS = 1,2 \text{ m.min}^{-1} / TS = 0,9 \text{ m.min}^{-1}$ )

Les distorsions des substrats sont ensuite étudiées. Comme expliqué dans le chapitre 2, les mesures des déformations sont effectuées à partir des maquettes numériques de la pièce scannée. Afin d'avoir une meilleure précision, cinq mesures par substrat sont effectuées et une valeur de flèche moyenne est considérée. De manière générale, les distorsions des substrats sont ici plus faibles que celles observées lors des dépôts CMT, avec une variation comprise entre  $0,03 \pm 0,01$  et  $0,59 \pm 0,01$  mm pour l'ensemble des 24 monocordons de cette campagne.

Des analyses statistiques cherchant la corrélation entre cette déflexion et divers paramètres intrinsèques au procédé LMD comme la puissance du faisceau laser, la densité de puissance du procédé ou son énergie linéique ont été effectués. Il en ressort que la flèche est fonction uniquement de l'énergie linéique (Figure III-27). Cela semble logique, puisqu'une augmentation de l'énergie signifie une puissance et/ou un temps d'interaction laser-matière plus important. Les zones affectées par la chaleur sont de plus grandes dimensions. Or, nous savons que l'apparition des contraintes résiduelle est due à des variations brusques de températures (dilatation de la matière au chauffage et sa contraction lors des refroidissements rapides). Une plus grande énergie implique donc des températures plus élevées, sur des zones plus importantes et des distorsions thermomécaniques de plus grande ampleur.

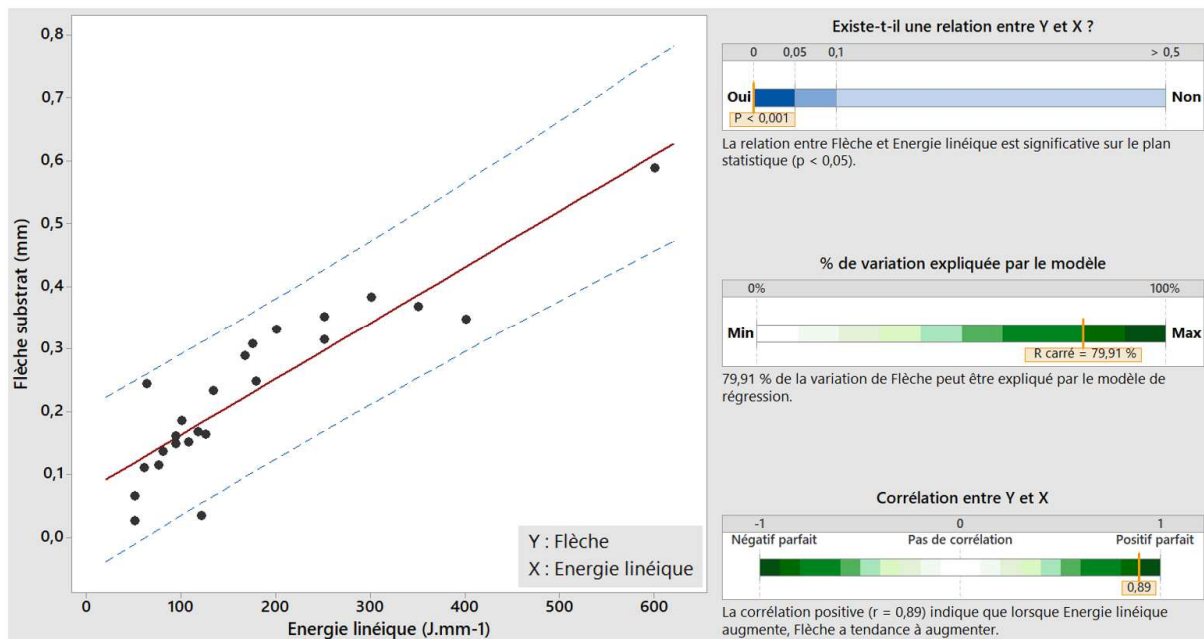


Figure III-27 – Analyse statistique corrélant l'évolution de la flèche des substrats des monocordons en fonction de l'énergie linéique

### III.3. Évolution métallurgique des monocordons

Dans cette partie, une étude de la macro- et microstructure des monocordons est présentée. Les différentes zones constitutives des monocordons sont décrites en fonction des paramètres influents du procédé. La macrostructure de la zone fondue se compose d'ex grains  $\beta$  colonnaires (solidification dirigée) orientés dans le sens du gradient thermique. La microstructure associée est de type martensitique quels que soient les paramètres d'élaboration (Figure III-28). La largeur moyenne de sous structure  $\alpha'$  varie ainsi entre  $1,73 \pm 0,22$   $\mu\text{m}$  pour une énergie linéique de  $80 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-1}$  et  $1,83 \pm 0,04$   $\mu\text{m}$  pour une énergie linéique de  $600 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-1}$ . Cette stabilité microstructurale des différentes zones composant les monocordons est vérifiée sur la totalité des énergies linéiques utilisées durant ces travaux. Un exemple est donné en Figure III-28 et Figure III-30.



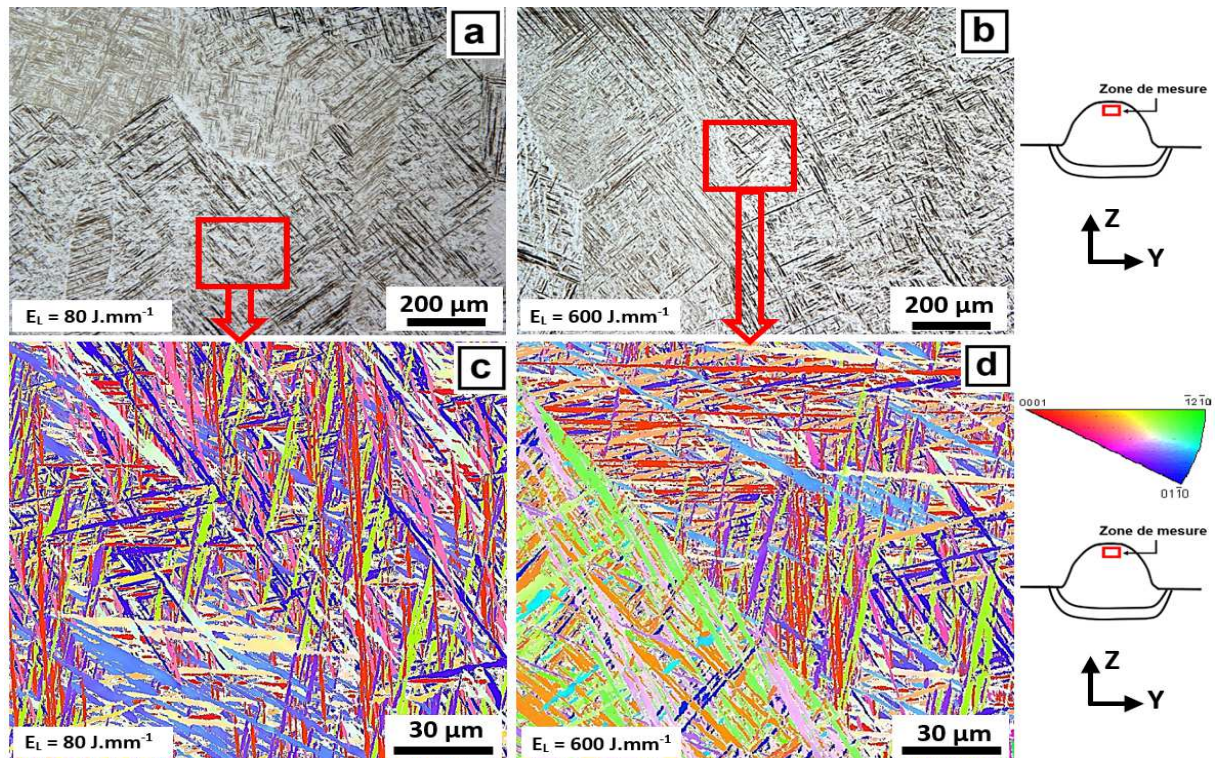


Figure III-28 – Évolution de la microstructure des monocordons en fonction de l'énergie (a,b : micrographies optiques), (c,d : analyses EBSD)

La zone refondue (ZRF) ou profondeur de pénétration (PP) présente une macro et microstructure similaire et continue avec celle de la zone fondue (Figure III-30). Leur composition chimique est similaire grâce à ce mélange présent entre les deux zones par convection forcée. Cette affirmation est vérifiée pour plusieurs monocordons par analyse EDX. Un exemple est donné ci-dessous (Figure III-29).

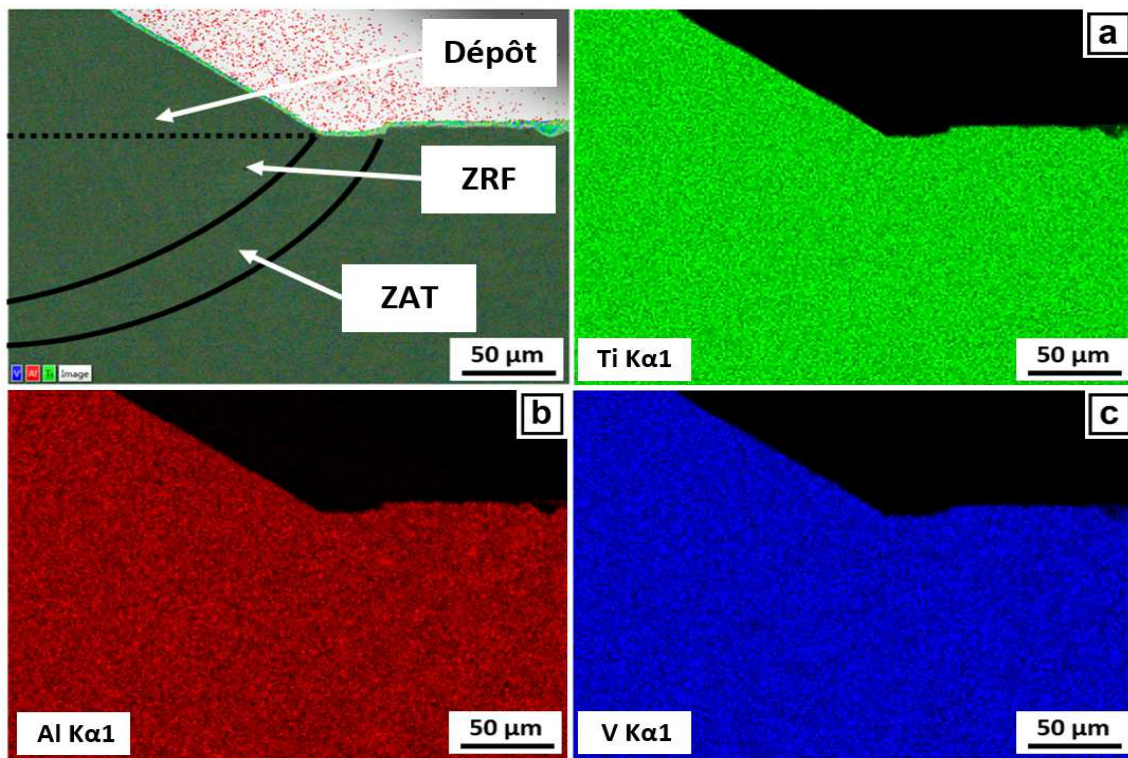


Figure III-29 – Cartographies d'analyse chimique en EDX du monocordon B11, a : Ti, b = Al, c = V



La macrostructure de la ZRF est donc composée d'ex-grains  $\beta$  colonnaires avec une croissance privilégiée dans la direction  $\langle 100 \rangle$ . La microstructure est habituellement de type martensitique grâce à des vitesses de refroidissement légèrement plus rapides que celles de la zone fondue (Figure III-30.c).

La zone affectée thermiquement (ZAT) se situe elle juste en dessous de la zone refondue (ZRF). Les températures atteintes dans cette zone sont comprises entre le solidus et une température plus basse mais suffisamment élevée pour permettre des transformations de phase à l'état solide-solide modifiant la microstructure du métal de base et ses propriétés mécaniques (température proche du transus  $\beta$ ). La macrostructure présente dans la ZAT est composée de grains équiaxes et non colonnaires comme dans les deux zones précédemment décrites (Figure III-30). La microstructure au sein de cette zone est de type martensitique du fait des grandes vitesses de refroidissement de ces zones.

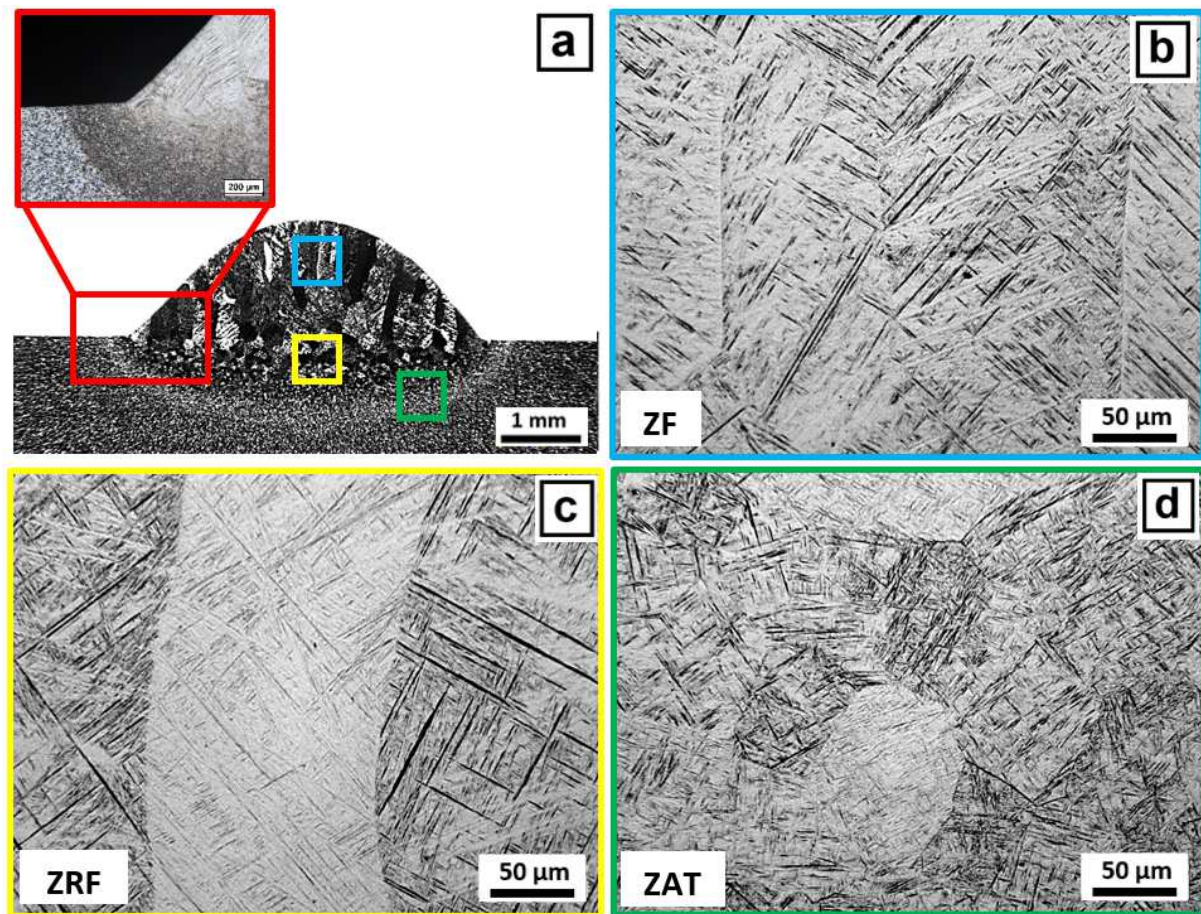


Figure III-30 – Macro (a) et microstructure (b, c, d) des différentes zones métallurgiques d'un monocordon LMD-w ( $P : 2,5 \text{ kW} / WFS : 3,6 \text{ m.min}^{-1}, TS : 0,9 \text{ m.min}^{-1}$ )

Avant de présenter en détail l'évolution de la microstructure de chaque zone en fonction des paramètres procédés, il est important de préciser que la santé matière des différents monocordons a été contrôlée dans les deux plans de découpe avant attaque chimique. Aucune porosité sphérique ou linéaire ni manque de fusion n'a été détecté, excepté dans un cas très particulier décrit au paragraphe suivant.

### Évolution de la taille des différentes zones

Les profondeurs des zones refondues et des zones affectées thermiquement des différents monocordons semblent également être liées à l'énergie linéique (Figure III-31). Elles augmentent avec celle-ci. Il a été ainsi mesuré une profondeur de zone refondue comprise entre 0,1 et 0,2 mm pour des valeurs d'énergies les plus faibles et une profondeur comprise entre 0,8 et 1,2 mm pour les valeurs d'énergies les plus élevées. Les ZAT sont quant à elles généralement légèrement plus profondes que les zones refondues, et varient



entre 0,2 et 1,3 mm. Cette plus grande profondeur des zones affectées thermiquement par rapport aux zones refondues témoigne d'importantes dissipations par conduction dans le substrat.

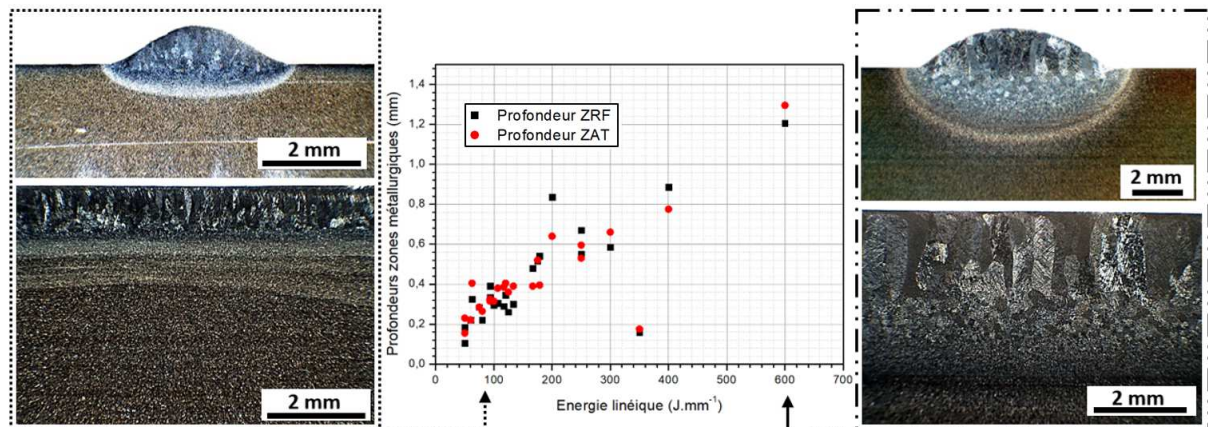


Figure III-31 – Évolution des profondeurs des ZRF et ZAT en fonction de l'énergie linéique

Le paramètre déterminant pour le contrôle et la maîtrise des profondeurs des zones refondues et des zones affectées thermiquement semble donc être l'énergie linéique. En revanche, la densité de puissance, à elle seule, semble très peu impacter ces variables métallurgiques (Figure III-32). Un temps d'interaction laser-matière important est nécessaire pour assurer une fusion du fil correcte. En effet, les observations microstructurales des coupes métallographiques dans le plan (XZ) permettent de confirmer le seuil d'énergie linéique déterminé auparavant (de l'ordre de  $55 \text{ J.mm}^{-1}$ ) en dessous duquel la fusion du substrat n'est plus assurée de façon homogène. Sur les macro- et micrographies de la Figure III-33.a, b (monocordon B14,  $E_L = 50 \text{ J.mm}^{-1}$ ), on peut distinguer l'alternance de zones fondues et de zones non-fondues. Un gradient de microstructure a également été révélé par l'attaque chimique dans les zones non-fondues. Une microstructure identique à celle du fil est observée au cœur de cette zone (zone brillante sur la Figure III-33.a), et une microstructure légèrement différente autour. Cela témoigne d'un gradient de température au sein de cette zone non fondue pour laquelle certaines zones sont soumises à des températures inférieures au transus  $\beta$ .

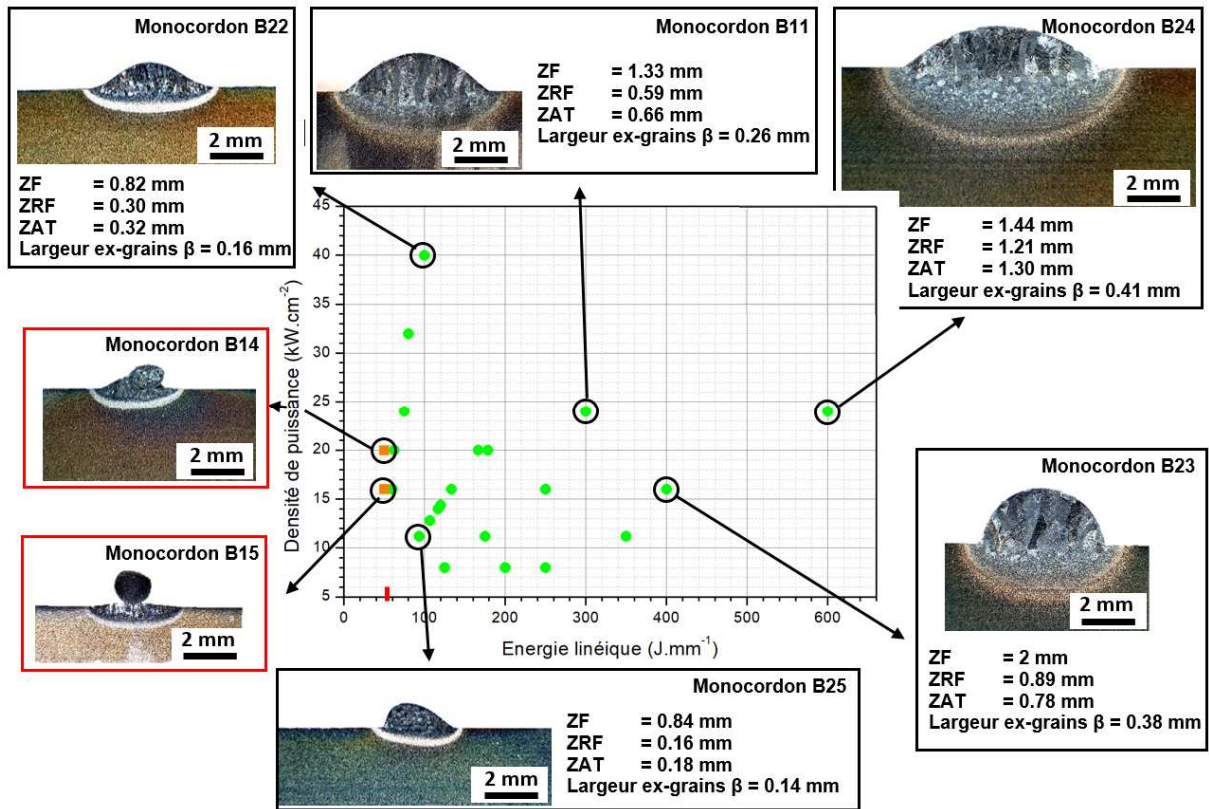


Figure III-32 – Évolution du comportement des monocordons en fonction de la densité de puissance et de l'énergie linéique

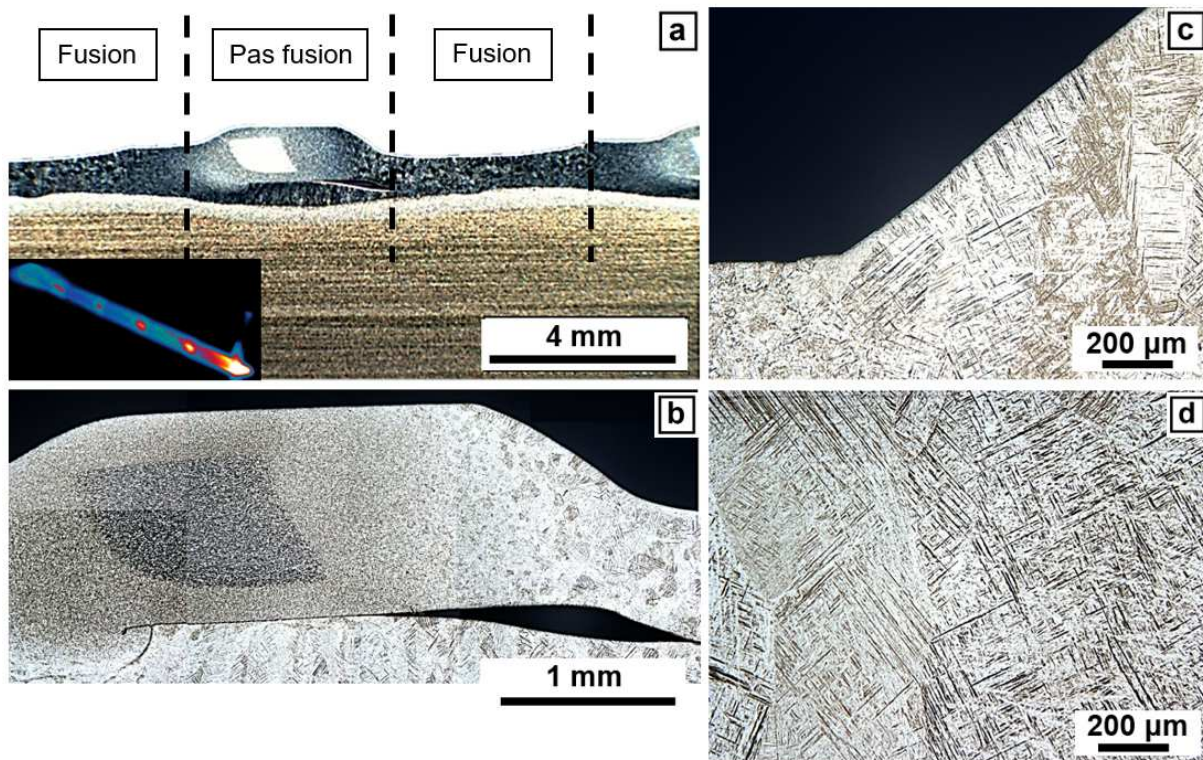


Figure III-33 – Macro- et micrographies du monocordon B14 ( $E_L = 50 \text{ J mm}^{-1}$ ) fusionné partiellement (a, b) et microstructure des monocordons fusionnés totalement (c : B20) et (d : B24)



### Évolution de la microstructure de chaque zone

Comme indiqué précédemment, les ex-grains  $\beta$  sont colonnaires dans les zones de fusion et de refusion ce qui témoigne du mode de solidification (croissance épitaxiale à l'interface de la zone affectée thermiquement et de la zone refondue puis croissance dirigée dans la direction du gradient thermique). Toutefois, leur morphologie ainsi que leurs dimensions évoluent en fonction des conditions de fabrication. Un élargissement des ex-grains  $\beta$  est observé lorsque l'énergie linéique augmente. Il a été ainsi remarqué une relation directe entre ce paramètre et l'énergie linéique. Une largeur moyenne d'ex grains  $\beta$  comprise entre 0,14 et 0,2 mm est mesurée pour les énergies comprises entre 100 et 200  $J.mm^{-1}$ , et une largeur moyenne d'ex grains  $\beta$  comprise entre 0,38 et 0,41 mm pour les énergies comprises entre 400 et 600  $J.mm^{-1}$  (Figure III-34).

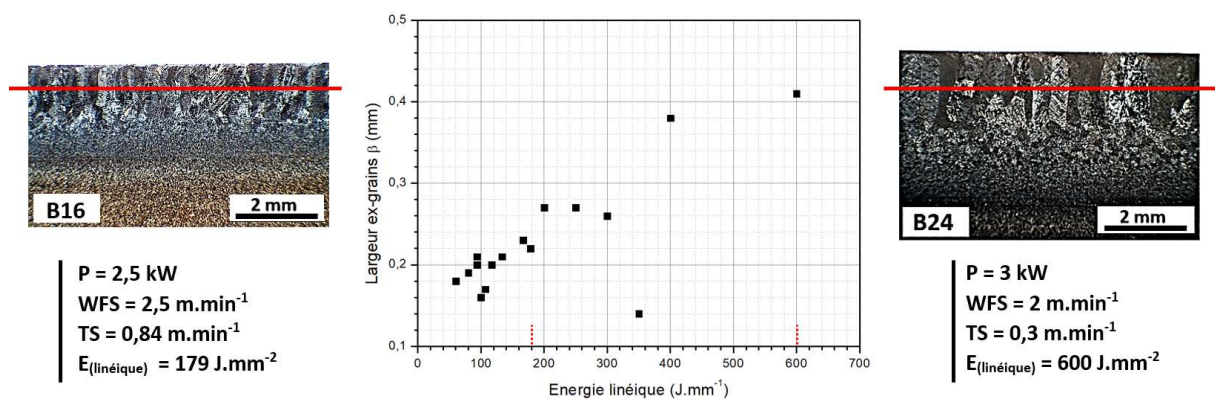


Figure III-34 – Évolution de la largeur moyenne des ex-grains  $\beta$  en fonction de l'énergie linéique

De manière générale, les ex-grains  $\beta$  sont moins larges dans la zone refondue que dans la zone fondue. Cela témoigne des vitesses de refroidissement plus importantes au contact du substrat. Un rôle de puit thermique est joué par le substrat lors des impressions. Les vitesses de refroidissement autour du liquidus du Ti-6Al-4V (responsable de la macrostructure) sont ainsi plus rapides que celles des zones fondues. Ces affirmations sont explicitées dans le chapitre 4 de ce manuscrit, à travers des études de simulations thermiques de ce procédé.

Afin de compléter les observations microstructurales, des essais de dureté à une charge de 300 grammes avec le duromètre instrumenté ZWICK-ROELL ZHU 2.5 sont effectués dans les deux plans de caractérisation des échantillons comme présenté en Figure III-35. Les essais dans le plan transverse ont pour but de détecter une variation de dureté dans les différentes zones constituant les monocordons (ZF, ZRF, ZAT) et celles dans le plan longitudinal ont pour but de détecter une variation de dureté au cours du procédé et d'avoir un nombre suffisant de valeur pour comparer la dureté entre les différents monocordons imprimés.

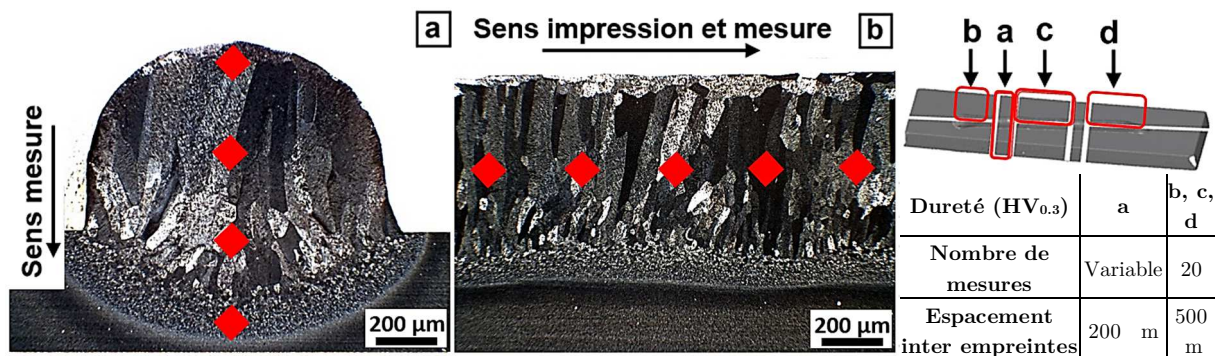


Figure III-35 – Localisations des filiations de dureté dans le plan transverse (a) et longitudinal (b)

Contrairement aux résultats obtenus sur les monocordons CMT, les valeurs de dureté pour les murs élaborés en LMD ne présentent pas de variation statistiquement significative entre zone fondue, zone refondue et zone affectée thermiquement. Celles-ci sont stables quelle que soit la zone de mesure, avec une plage de variation moyenne comprise entre 335 et 355 HV<sub>0,3</sub> pour l'ensemble des trois zones. Les mesures dans le plan longitudinal ne montrent pas non plus de différences significatives entre les monocordons imprimés puisque la distribution de l'ensemble des moyennes de dureté des monocordons est comprise entre 340 et 352 HV<sub>0,3</sub> (Figure III-36). L'analyse statistique des valeurs de dureté donne une *P-value* supérieure à 0,05 ( $P = 0,723$ ) confirmant l'appartenance de toutes les moyennes de dureté des monocordons à une même « population ou famille » de dureté. Ces valeurs de dureté demeurent cohérentes avec les analyses microstructurales révélant des microstructures 100% martensitique sur les dépôts unitaires.

Enfin, notons que les monocordons B14 et B15 ne sont pas inclus dans l'effectif de ces analyses de dureté (zone vide dans la Figure III-36). Cela est dû à leurs discontinuités métallurgiques rendant difficile l'obtention de valeurs fiables.

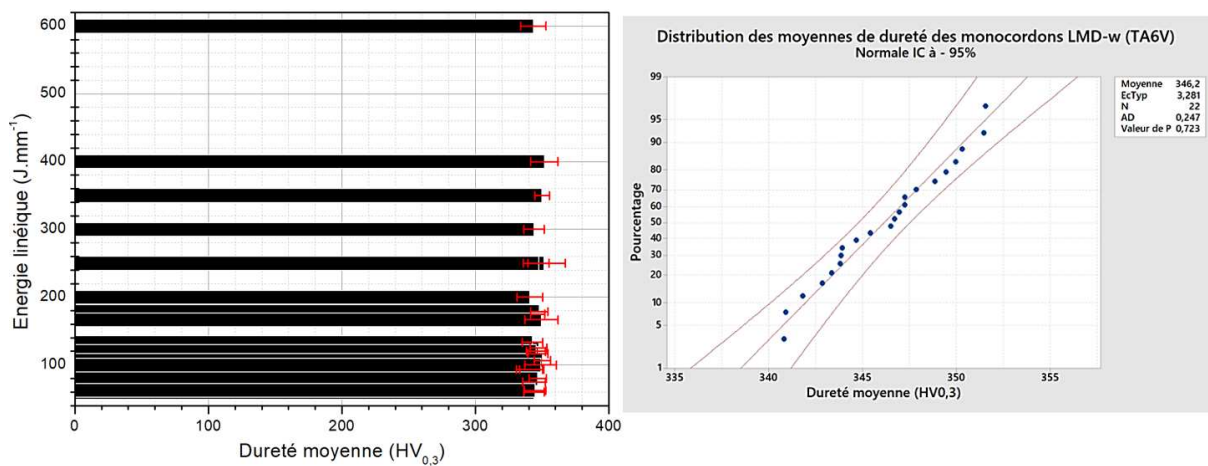


Figure III-36 – Évolution des valeurs de dureté (HV<sub>0,3</sub>) dans le sens longitudinal des différents monocordons en fonction de l'énergie linéique et analyse statistique montrant leurs distributions selon la loi normale avec un IC de 95%

### III.4. Synthèse

Suite aux deux campagnes expérimentales portant sur la réalisation de monocordons, une certaine compréhension et maîtrise du procédé LMD-w a été acquise. Un domaine de fonctionnement de la tête CoaxPrinter® pour la réalisation de monocordons en alliage Ti-6Al-4V a été défini avec un fil de diamètre 1,2 mm. Des problèmes d'inertage ont été relevés et résolus par un système de protection flexible global. Des dépôts ont été réalisés pour des puissances laser, des vitesses de translation et des débits de fil pouvant atteindre respectivement 5 kW, 3 m.min<sup>-1</sup> et 5 m.min<sup>-1</sup>. Enfin, une énergie linéique minimale de 55 J.mm<sup>-1</sup> a été déterminée.

Les caractéristiques morphologique, microstructurale et les propriétés mécaniques des monocordons ont été déterminées en fonction des paramètres opératoires. Tous ces points, forment ainsi une première base de données pour la sélection de nos paramètres de construction et de rechargement de pièces avec le minimum de risque d'apparition de singularité durant le process. Ces singularités qui peuvent nuire à la stabilité du procédé et à la qualité de nos applications sont par exemple la présence de collage lors des applications de rechargement ou bien encore une géométrie de cordon entraînant un empilement incorrect des différentes couches.



En comparant les taux de dépôts atteints durant ces travaux (de 75 cm<sup>3</sup>/h à 340 cm<sup>3</sup>/h) avec ceux de la littérature, nous remarquons que ceux-ci sont très supérieurs à ceux permis par les procédés de fabrication additive par lit de poudre (SLM, EBM), et sont très proches de ceux des procédés arc-fil de la littérature [164].

### *Application construction – briques technologiques fines et larges*

Pour le choix de monocordons servant aux impressions de blocs 3D, les critères suivants ont été recherchés :

- Une bonne régularité de dépôt pour éviter au maximum les surépaisseurs à usiner en fin de process.
- L'absence de défauts et la continuité métallurgique inter-couches pour maximiser les propriétés mécaniques de la pièce.
- La maîtrise énergétique pour éviter un effondrement du bain lors du déroulement du procédé.

Les conditions opératoires choisies pour la mise en œuvre des murs fins ou larges avec la tête laser CoaxPrinter® sont précisées ci-dessous.

### *Cas des murs fins*

Pour les constructions fines, le jeu de paramètres choisi est donné à la (Figure III-37). Celui-ci présente une forme géométrique adaptée favorisant l'empilement de monocordon, à savoir une certaine régularité géométrique, des angles de contacts proches de 90°, un rapport largeur/hauteur important, une très bonne santé matière, une zone refondue et zone affectée thermiquement profondes et une hauteur de zone de fusion assez importante.

Murs fins	
<b>P (kW)</b>	2
<b>WFS (m.min<sup>-1</sup>)</b>	1,8
<b>TS (m.min<sup>-1</sup>)</b>	0,3
<b>E<sub>(linéique)</sub> (J.mm<sup>-1</sup>)</b>	400
<b>Largeur (mm)</b>	4,4 ± 0,2
<b>Angle de contact (°)</b>	103
<b>Hauteur ZF (mm)</b>	2
<b>Hauteur ZRF (mm)</b>	0,89
<b>Profondeur ZAT (mm)</b>	0,78

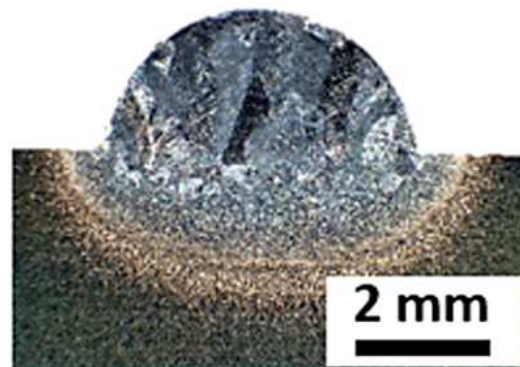


Figure III-37 – Paramètres procédé et principales caractéristiques des monocordons sélectionnés pour les constructions fines

### *Cas des murs larges*

Tout comme la paramétrie « construction fine », le choix de la paramétrie pour les constructions larges est essentiellement effectué en se basant sur des critères géométrique et métallurgique. Ainsi, un dépôt avec des angles de contact important (favorisant la juxtaposition de monocordons côte à côte) et une faible énergie est choisie. Cette faible énergie (93 J.mm<sup>-1</sup>) nous permet de garder une maîtrise énergétique durant le process afin de limiter une montée en température incontrôlée des échantillons larges. Elle favorise également des déformations et des contraintes résiduelles moindres *in fine*. Notons que cette faible valeur énergétique engendre des dépôts présentant des ZRF et ZAT assez réduites. Cela ne devrait pas être un problème compte-tenu que cette interface sera détruite lors du prélèvement de la pièce au final. Elle doit seulement avoir une tenue mécanique suffisante pour résister aux contraintes thermomécaniques induites lors de la réalisation des pièces. De plus, au fur et à mesure de l'empilement des couches, la chaleur emmagasinée dans le massif se trouve de plus en plus importante, entraînant un besoin énergétique moindre pour refondre la couche N-1. Ces zones refondues seront donc de plus en

plus importantes tout au long de l'élaboration de la pièce. Les ZRF et ZAT de faibles dimensions ne devraient donc pas se retrouver au-delà des premières couches, assurant ainsi à la pièce finale de bonnes propriétés mécaniques (Figure III-38).

<b>Murs larges</b>	
<b>P (kW)</b>	1,4
<b>WFS (m.min<sup>-1</sup>)</b>	1,4
<b>TS (m.min<sup>-1</sup>)</b>	0,9
<b>E<sub>(linéique)</sub> (J.mm<sup>-1</sup>)</b>	93
<b>Largeur (mm)</b>	2,8 ± 0,1
<b>Angle de contact (°)</b>	124
<b>Hauteur ZF (mm)</b>	0,80
<b>Hauteur ZRF (mm)</b>	0,39
<b>Profondeur ZAT (mm)</b>	0,32



Figure III-38 – Paramètres procédé et principales caractéristiques des monocordons sélectionnés pour la construction de murs larges

## IV. Construction de briques technologiques 3 D

### IV.1. Murs fins

#### IV.1.1. Méthodologie et stratégie de construction

Pour les constructions des murs constitués par l'empilement de monocordons, des dimensions de 120 mm de longueur et 55 mm de hauteur sont fixées. Une stratégie de dépôt dite « alternée » avec un temps de pause inter-couches de 2 minutes est suivie. Cette stratégie a pour but de compenser les irrégularités présentes en fin de monocordons comme expliqué auparavant. Le temps de pause inter-couches est utilisé pour simuler la construction d'une pièce de plus grandes dimensions en laissant un certain temps de refroidissement à la couche N avant le dépôt de la couche N+1. La construction du mur est effectuée sur des substrats de mêmes dimensions que ceux utilisés pour les monocordons (150 x 30 x 10 mm). Leur préparation avant dépôt est également identique à celle utilisée lors des impressions monocordons.

Les moyens expérimentaux sont identiques à ceux mis en œuvre pour la réalisation de monocordons. Un bridage des substrats est assuré aux extrémités du substrat par des brides en aluminium. L'inertage est démarré 10 min avant le début des constructions et il est maintenu pendant quelques minutes après la fin de construction pour éviter l'oxydation du mur lors de son refroidissement. Notons qu'une incrémentation inter-couches ( $\Delta z$ ) égale à la hauteur du monocordon unitaire (2 mm) est suivie tout au long de la construction. Enfin, une mise en route du faisceau laser 0,25 secondes après le dévidage du fil est mise en œuvre en début de procédé lors de l'impression de chaque couche. L'analyse thermique du procédé est effectuée par la camera SWIR WiDy SenS 640 V-ST. Cette caméra a pour objectif plus précisément le suivi régulier du bain de fusion durant la construction. Solidaire de la tête laser, elle se trouve toujours à distance égale du bain de fusion quel que soit l'avancement du procédé. En suivant cette méthodologie, un mur de dimensions 120 x 55 x 5 mm est obtenu grâce à l'empilement de 44 couches, présenté en Figure III-39.

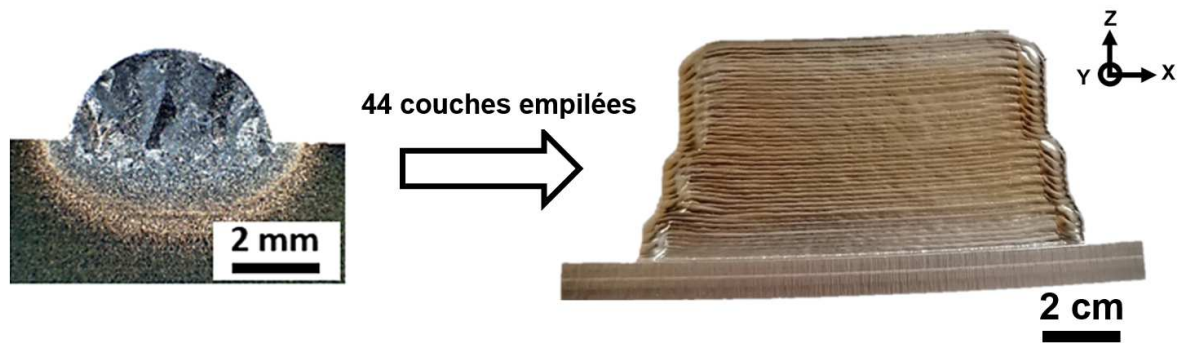


Figure III-39 – Macrographie en coupe transverse du monocordon sélectionné pour les impressions fines et présentation du mur imprimé après empilement de 44 couches selon l'axe Z

L'empilement des monocordons est satisfaisant. Aucun effondrement ou déviation du bain ne sont observés. Les conditions choisies à partir de l'étude des monocordons semblent correctes pour la réalisation de murs fins. De plus, aucune projection n'a été observée durant les constructions, confirmant les observations faites durant les campagnes d'impression des monocordons. Le taux d'utilisation de la matière première est donc proche de 100 %. L'aspect extérieur du mur est très lisse et régulier, avec une coloration légèrement jaunâtre, témoignant d'un bon inertage. Celui-ci est malgré tout moins satisfaisant que l'inertage obtenu sur les monocordons, mais acceptable au vu des températures atteintes durant la construction de ce mur qui sont supérieures aux monocordons.

Lors des impressions, un léger affaissement du bain est apparu en fin de chaque couche déposée. Au fur et à mesure, celui-ci engendre une variation de stick-out entraînant la fusion du métal fondu loin de la couche N-1 et l'apparition d'une boule de titane qui remonte par capillarité et obstrue le guide fil (Figure III-40).

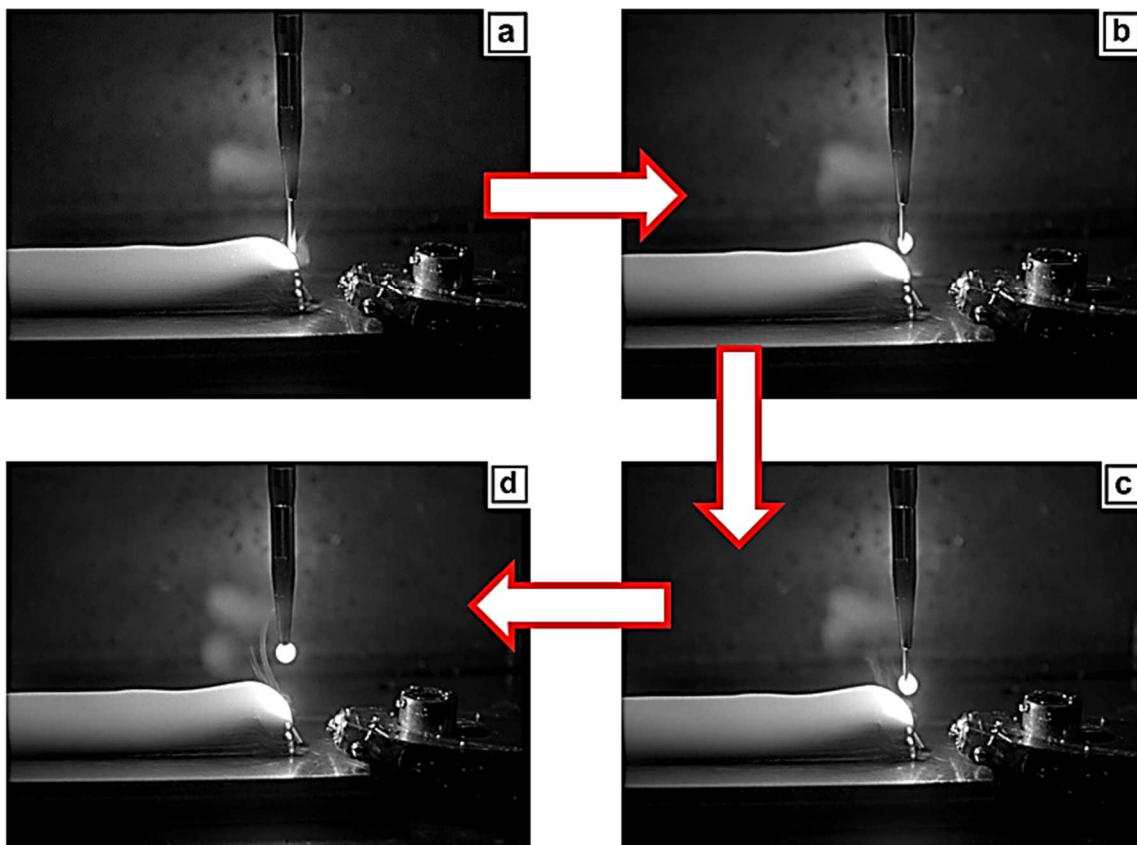


Figure III-40 – Formation d'une boule de titane en fin de mur due à une variation de stick-out

Ces affaissements sont dus au ralentissement du robot avant son arrêt en fin de monocordon. En effet, en analysant l'évolution des paramètres procédé lors du dépôt, il est apparu que malgré une temporalité d'arrêt « fil / laser / robot » égale à zéro, le robot commence à ralentir bien avant l'arrêt du fil et du faisceau laser comme montré à la Figure III-41. Cela crée une augmentation du taux de dépôt par unité de longueur comme en témoignent les augmentations de largeur aux extrémités du mur. Qui plus est, une augmentation de la densité énergétique en fin de dépôt entraîne l'effondrement du bain de fusion, également visible en fin de mur. Aussi, à partir d'un certain nombre de couches déposées, l'incrément en Z de 2 mm (hauteur unitaire du cordon) est devenue très légèrement supérieure à la hauteur réelle du monocordon, occasionnant les variations de *stick-out* préjudiciables à la poursuite du process.

Afin de pallier ces défauts, des actions correctives ont été menées. Le *stick-out* a ainsi été corrigé manuellement quatre fois lors de la fabrication. D'autre part, la longueur du dépôt a été raccourcie à deux reprises, par deux décalages de 5 mm dans la direction X (à la couche n°7 et n°22, visibles à la Figure III-39). Ils permettent d'éviter l'initiation de la couche N+1 sur une couche N présentant l'affaissement caractéristique à l'extrémité du mur.

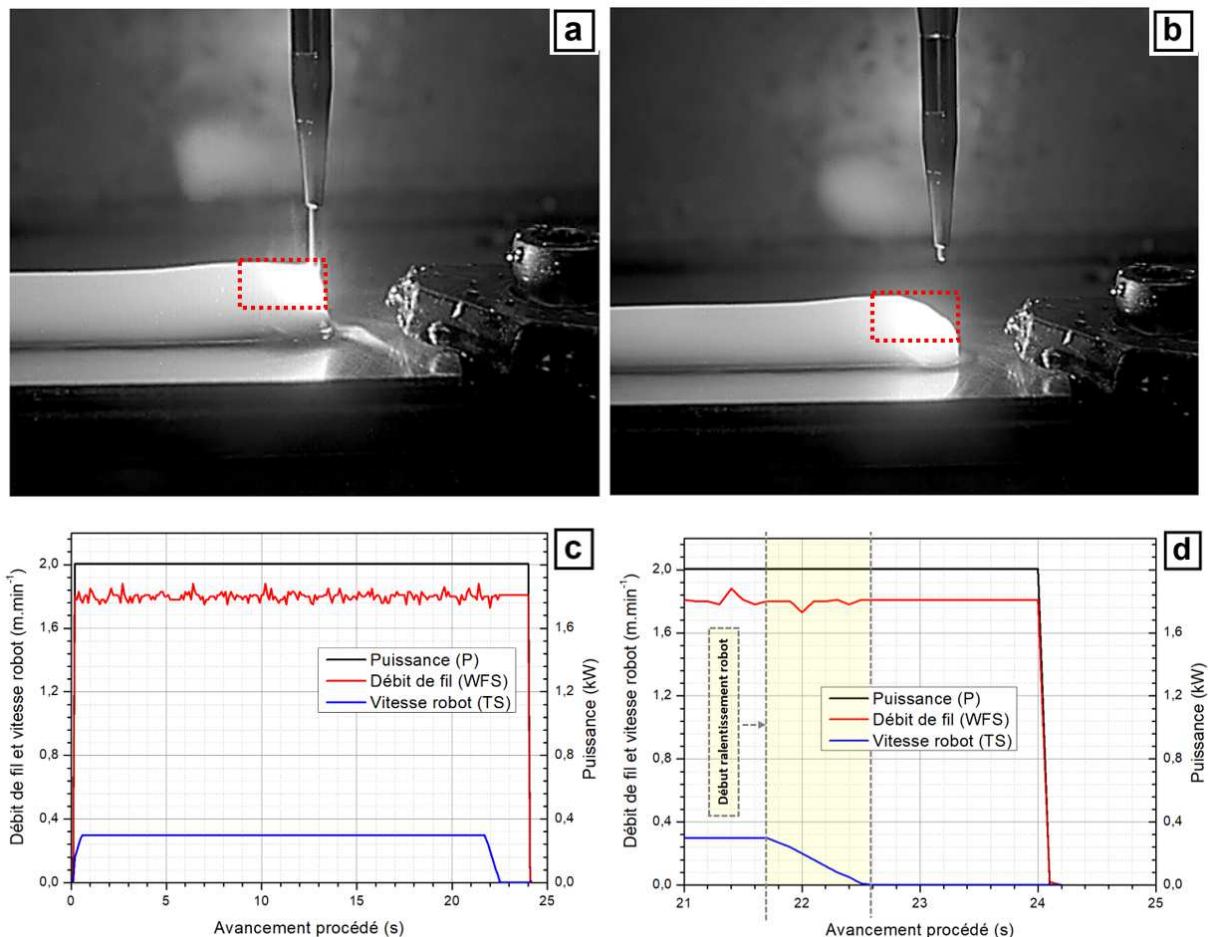


Figure III-41 – Comportement du dépôt en fin de monocordon (a, b) et évolution des paramètres procédé d'ordre 1 durant le dépôt d'une couche (c, d).

Malgré ces singularités présentes en fin de dépôt, il a été décidé de ne pas s'intéresser à la problématique de séquençage de fin de procédé durant ces travaux. La construction de cette brique technologique représente un cas particulier de construction de pièces fines (pièce de petite taille). Lors de la construction



des futures pièces de grandes dimensions, les temps de pause utilisés ici n'auront pas lieu et la construction se fera continuellement, supprimant par cette occasion ces problématiques d'effondrement du bain lors des phases d'interruption.

Afin d'étudier le mur fin imprimé, des caractérisations géométriques et métallurgiques ont été menées. Celles-ci ont pour but de quantifier la régularité de la surface brute du mur, de contrôler la pertinence du moyen d'inertage pour des constructions autres que les monocordons ou encore d'analyser la qualité métallurgique du mur.

#### IV.1.2. Morphologie et dimensions

Déjà appréciable à l'œil nu, l'extrême régularité de l'état de surface du mur est confirmée par analyse au microscope numérique 3D (Keyence VHX-6000). Les six analyses effectuées à différentes localisations sur le mur (sur une surface unitaire de 25 mm<sup>2</sup>) avec une incrémentation en z de 2,5 mm ont permis de calculer une valeur maximale de rugosité Rz égale à 180 ± 2,5 μm et une rugosité arithmétique moyenne Ra de 48 ± 2,5 μm (Figure III-42).

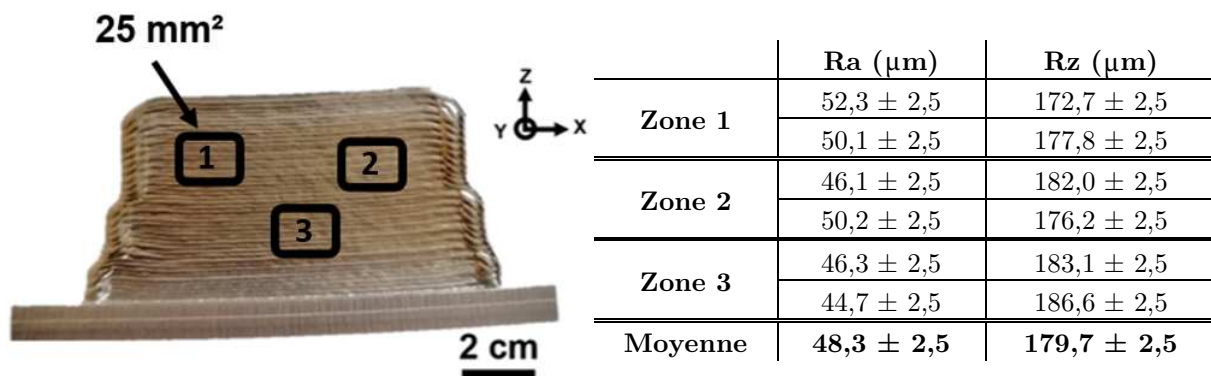


Figure III-42 – Localisation des différentes zones de mesure de rugosité et les valeurs de Ra et Rz associées

Cette faible rugosité post-impression est couplée à une très bonne régularité du mur imprimé (Figure III-43). Ainsi, un faible écart-type sur la largeur est obtenu à partir d'une cinquantaine de mesures effectuées sur deux coupes du mur numérisé à 1 cm de part et d'autre de son centre (Figure III-43.b, c). Nous avons ainsi pu mesurer une variation de 0,2 et 0,3 mm sur des largeurs moyennes de 5 et 4,9 mm pour ce mur. Cela confirme le bon empilement selon l'axe Z des différents monocordons.

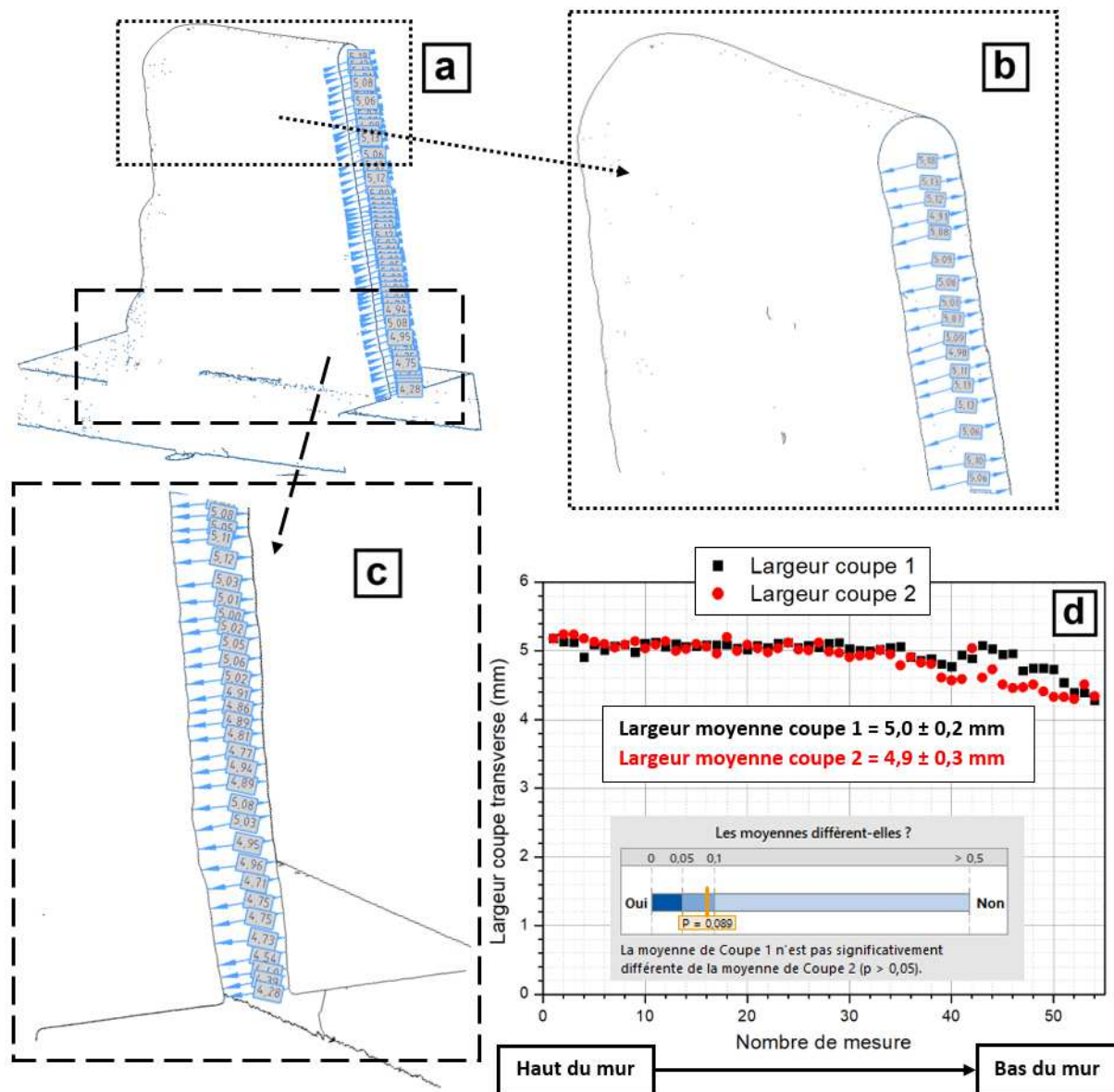


Figure III-43 – Méthodologie de mesure des largeurs sur coupes transverses (a, b, c) et évolution de la largeur du mur fin en fonction de l'altitude de mesure selon les deux coupes étudiées (d)

Ces mesures montrent également une augmentation de la largeur du mur entre les premières couches déposées et le reste du mur. Cette augmentation est comprise entre 0,2 et 0,5 mm, et est due à la montée en température subie par la pièce lors de son impression.

Enfin, les mesures de déformations du substrat (flèche) menées sur les maquettes numériques montrent une flèche longitudinale de  $1,422 \pm 0,12$  mm, à comparer avec la valeur de  $0,347 \pm 0,03$  mm du monocordon seul.

#### IV.1.3. Etat métallurgique

De manière générale, la santé matière du mur est très bonne. Aucune porosité ou manque de fusion n'a ainsi pu être décelé sur l'ensemble des coupes métallographiques analysées (2 coupes transverses de surface égale à  $5,5 \text{ cm}^2$ , et le plan longitudinal de surface égale à  $55 \text{ cm}^2$ ).

Après attaque chimique au réactif de KROLL, la macro- et microstructure ainsi que les profondeurs des différentes zones du mur sont révélées. La macrostructure composant les dix premières couches déposées

est de type ex-grains  $\beta$  d'apparence équiaxe. Au-delà, la macrostructure devient colonnaire dans le sens du gradient thermique, avec un élargissement de celle-ci en fonction de la hauteur. Les ex-grains  $\beta$  passent ainsi d'une largeur moyenne de  $1,5 \pm 0,4$  mm en milieu du mur à une largeur moyenne égale à  $2,1 \pm 0,2$  mm en haut de celui-ci comme montré à la Figure III-44.c, d. La microstructure observée selon cette coupe est de type martensitique sur les premières couches, pour évoluer vers une microstructure de Widmanstätten en fonction de l'avancée du procédé, avec une légère augmentation de la taille de la sous structure  $\alpha$ . Sur l'extrême hauteur du mur, une microstructure plus fine, se rapprochant de la martensite est observée. Celle-ci est due au refroidissement plus important dans ces zones grâce à l'air ambiant, mais également à l'absence de dépôt par-dessus cette dernière couche. Cette dernière couche ne subit ainsi aucune élévation de température supplémentaire.

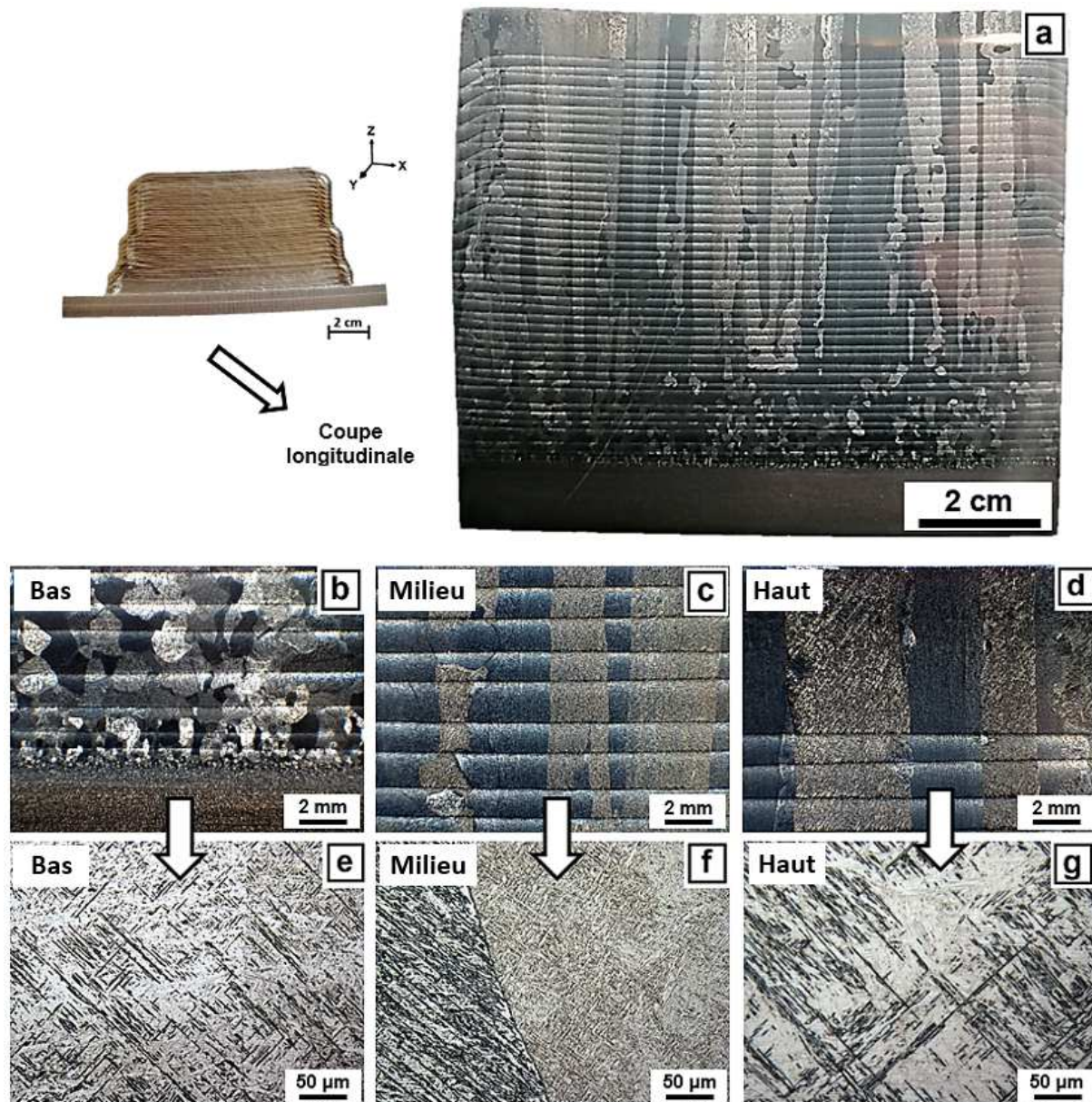


Figure III-44 – Macro- (a, b, c, d) et microstructures du mur fin à différentes hauteurs

Cet élargissement des ex-grains  $\beta$  est dû à un temps de maintien de plus en plus important aux hautes températures en haut et milieu du mur par rapport au bas. Les « bandes horizontales sombres » « banding » présentes sur la quasi-totalité de hauteur du mur sont-elles des marqueurs des différents phénomènes thermiques vus par celui-ci durant sa construction. Ils sont bien présents sur toute la

---

hauteur du mur, avec cependant une absence sur les dernières couches du haut (Figure III-44 et Figure III-45). Ceci est dû à une histoire thermique différente vue par les dernières couches déposées. En effet, ces bandes horizontales sombres sont des zones dans lesquelles la matière a subi un traitement thermique de plus dans le domaine ( $\alpha+\beta$ ). Lors de cet ultime passage, la température reste trop faible et pendant trop peu de temps pour engendrer une structure de type Widmanstätten fine comme dans le reste du mur. Il en résulte des colonies de lamelles  $\alpha$  légèrement plus fines que le reste du matériau engendrant ce contraste optique. Ce phénomène est caractéristique de ces procédés de fabrication additive par fil, et a été observé par de nombreux auteurs (cf. chapitre 1). Cette évolution de *banding* ne correspond donc en rien aux hauteurs de couches déposées (33 *banding* dans ce mur pour 44 couches empilées).

Sur les coupes transverses, une profondeur de zone refondue de  $0,85 \pm 0,06$  mm et une profondeur de zone affectée thermiquement de  $0,57 \pm 0,05$  mm sont mesurées. Ces profondeurs, très proches de celles mesurées au niveau du monocordon unitaire (ZRF :  $0,89 \pm 0,04$  mm / ZAT :  $0,78 \pm 0,05$  mm) confirment nos conclusions quant aux vitesses de refroidissement rapides sur les premières couches. En effet, lors du dépôt de la 2<sup>ème</sup> couche, celle-ci ne refond pas au-delà de la zone refondue par la première couche déposée (car celle-ci a eu le temps de revenir à température assez proche du substrat) engendrant des profondeurs de ZRF et ZAT stables. Or, des analyses dans la suite de ce document ont montré que plus le procédé avancé, plus la surface de dépôt est chaude et plus le bain de fusion formé est long et profond. Enfin, les caractérisations microscopiques sur ces deux coupes TS ont permis de confirmer la viabilité de notre solution d'inertage puisqu'aucune couche d'oxyde (et  $\alpha$  case) n'a pu être observée à l'extrême surface de ce mur.



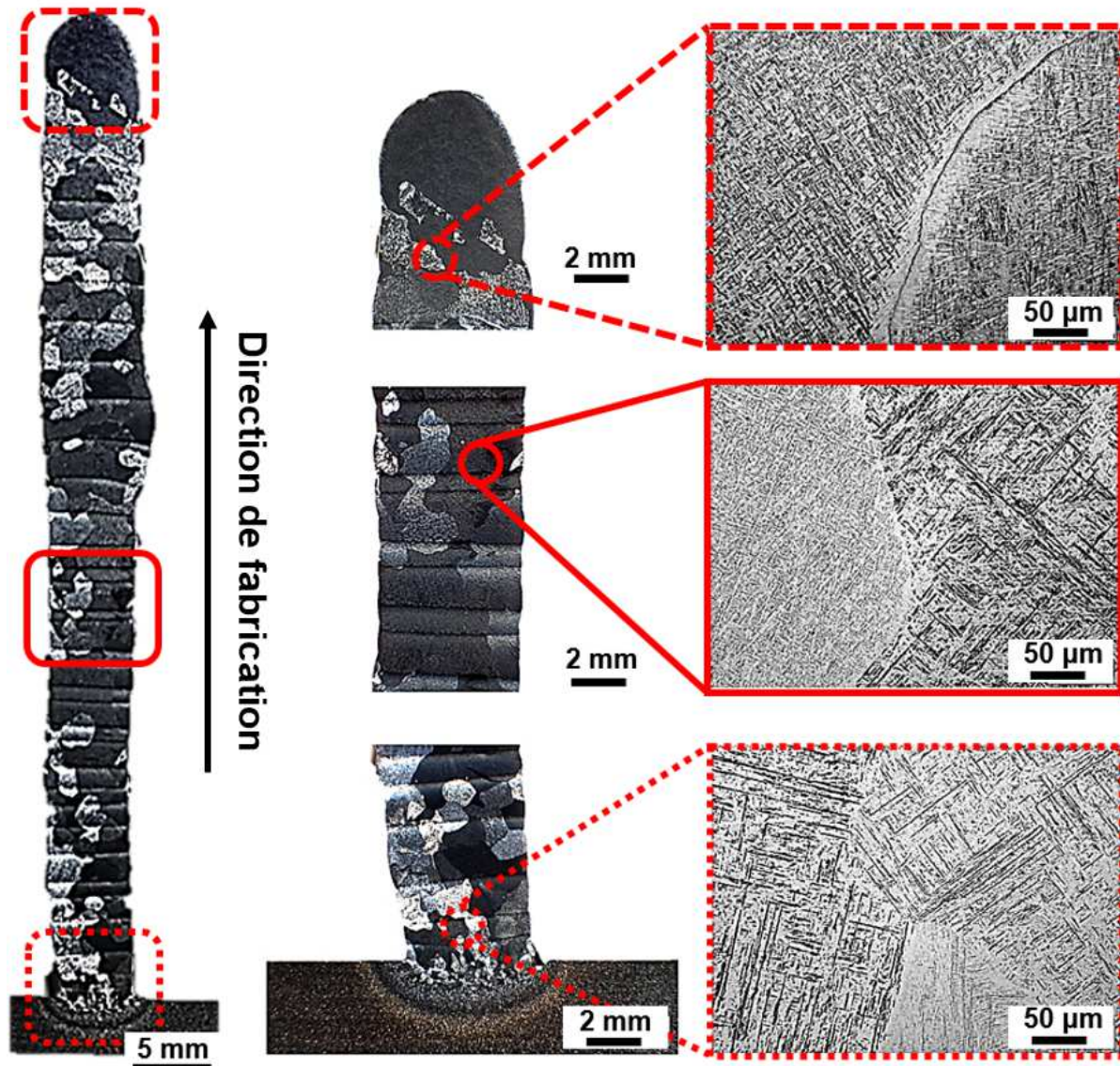


Figure III-45 – Micrographies en coupe transverse du mur fin et la microstructure associée : bas, milieu et haut du mur

Sur les coupes transverses prélevées à environ 1 cm du bord (Figure III-45), il a été remarqué une alternance dans la hauteur/profondeur des *banding* présents sur ce mur. Cette alternance « *banding* non profond – *banding* profond ... » surtout présente sur les premières couches, est due à la stratégie de construction employée. En fin de dépôt d'une couche, l'énergie linéique par unité de matière est légèrement supérieure au reste du dépôt du fait du ralentissement du robot. Ceci entraîne cet affaissement dont le *banding* en témoigne. En avançant dans les constructions, cette alternance est moins marquée. Cela est dû à la présence de gradients de vitesse de refroidissement de moins en moins importants. Ce phénomène entraîne cette quasi-stabilité de profondeur de *banding* (Figure III-46.a).

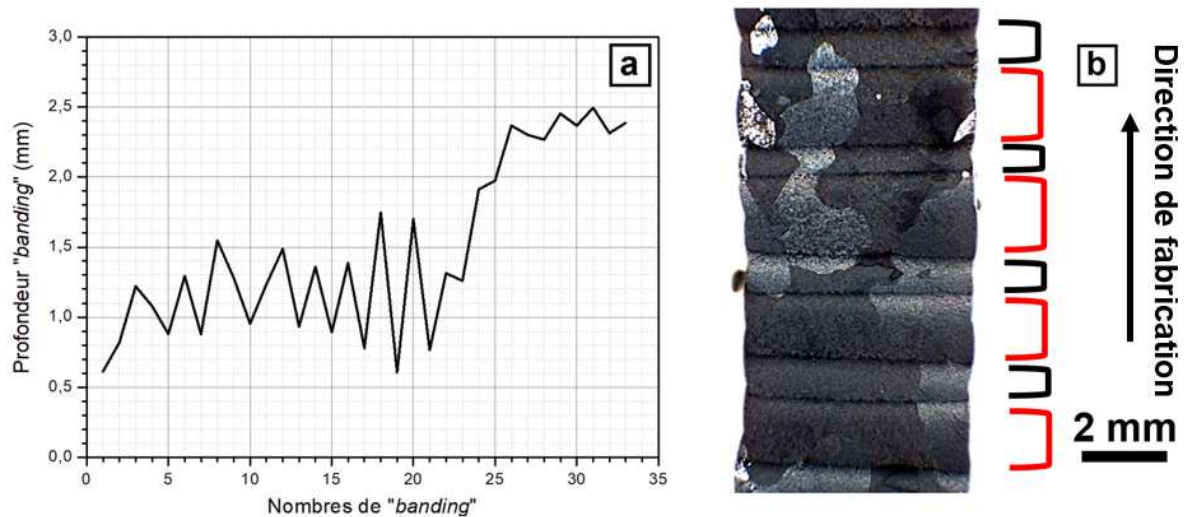


Figure III-46 – Évolution de la profondeur de « banding » en fonction de l'avancée du procédé

Afin d'obtenir plus d'informations concernant ce mur imprimé et confirmer les conclusions précédemment données, des filiations de dureté sont effectuées selon les deux plans du mur comme montré en Figure III-47. Ainsi, trente points de dureté sont effectués dans le sens vertical sur la coupe longitudinale (face du mur) avec une répartition de dix points par zone, et trente points sont effectués dans le sens vertical sur la coupe transverse, avec également une répartition de dix points par zone (bas/milieu et haut du mur). Afin d'éviter toute interférence entre mesure (écrouissage), ceux-ci sont espacés de 500  $\mu\text{m}$  quel que soit le plan de mesure, soit un espacement supérieur à trois fois la diagonale d'une empreinte.

Les résultats montrent une dureté totalement homogène sur tout le mur (confirmée par analyses statistiques), et cela pour les deux coupes de contrôle. La dureté moyenne de ce mur varie entre 334 et 340  $\text{HV}_{0.3}$  sur la totalité du mur et est en accord avec le type de microstructure observé précédemment. Enfin, et comme attendu grâce aux observations macro- et microstructurales, les mesures de dureté confirment l'absence de pollution par l'oxygène ou l'azote.

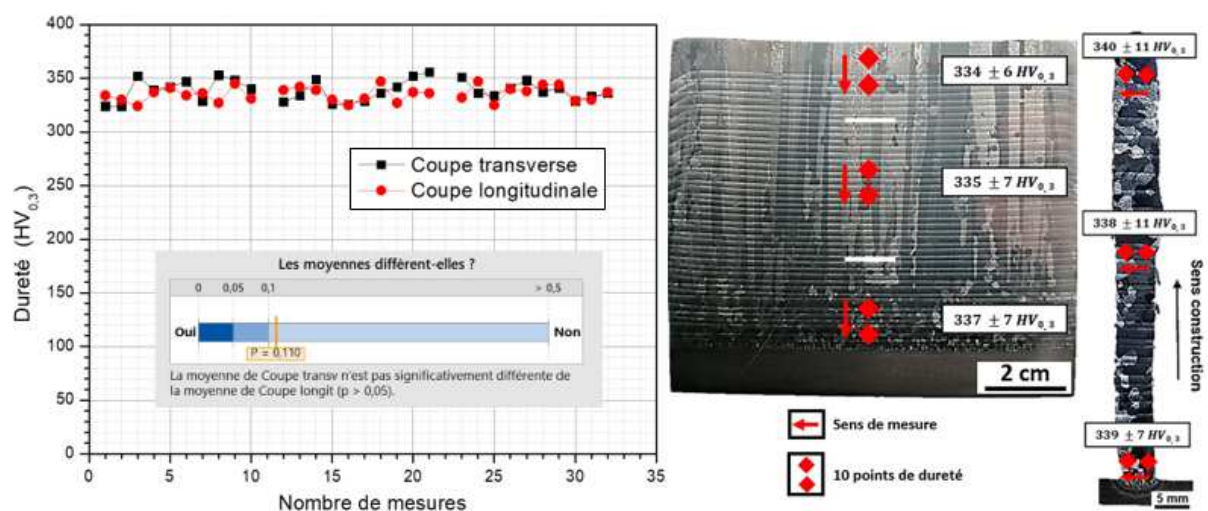


Figure III-47 – Évolution de la dureté en fonction des différentes coupes et hauteurs de caractérisation du mur fin

#### IV.1.4. Propriétés mécaniques des murs fins

Des essais de traction à température ambiante, selon la direction de construction (axe Z – 4 éprouvettes) et perpendiculaire à celui-ci (axe X – 4 éprouvettes) ont été effectués (Figure III-48). Les éprouvettes de

traction utilisées sont prélevées dans ce mur par électro-érosion à fil (EDM) et ont des dimensions identiques à celle prélevées dans les murs WAAM. Ces essais sont réalisés grâce à la machine de traction Instron 5982 précédemment évoquée, avec une vitesse de traverse de 2 mm.min<sup>-1</sup>. La déformation longitudinale de l'éprouvette est suivie dans la zone utile par extensométrie vidéo. En complément, des moyens de corrélations d'images sont mis en œuvre afin d'investiguer les champs de déformations se développant au sein des fûts d'éprouvettes lors de l'essai, selon l'axe Epsilon x, x de traction.

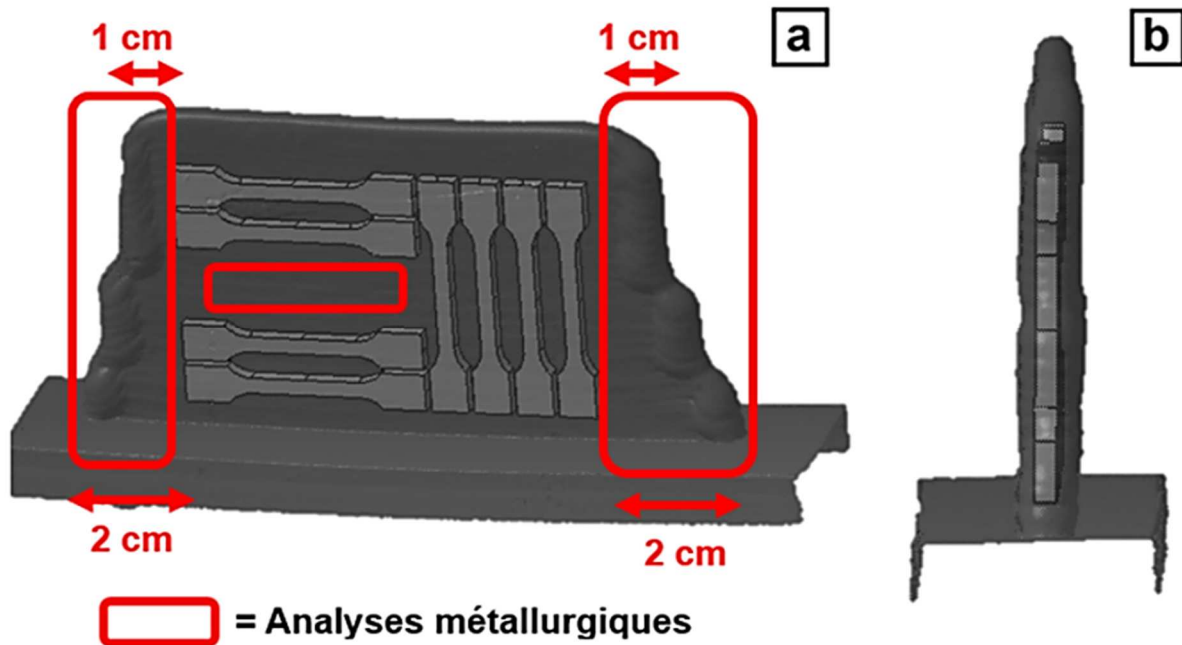
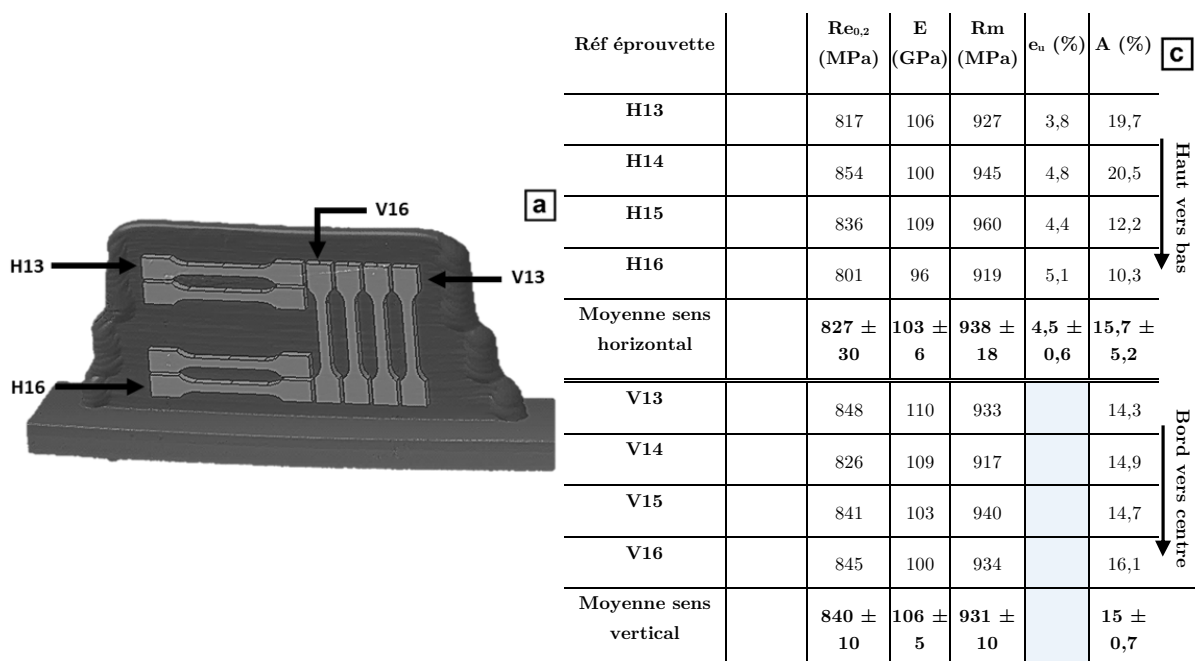


Figure III-48 – Plans de prélèvements des éprouvettes de traction dans le mur fin selon la vue de face (a) et de côté (b)

Les huit éprouvettes de ce mur sont référencées comme indiqué sur la Figure III-49.a. Les propriétés mécaniques en traction sont référencées dans le tableau de la Figure III-49.b.





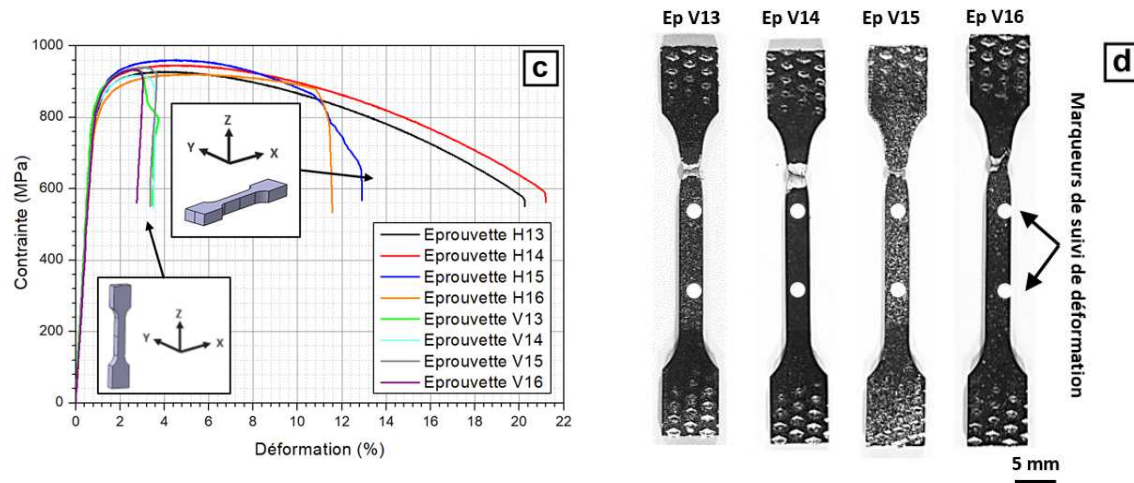


Figure III-49 – Référencement des éprouvettes prélevées (a) et propriétés mécaniques du mur laser fin (b, c) et photographies des éprouvettes verticales (d) montrant la zone de rupture

Pour l'ensemble du mur, les propriétés en traction sont très proches (voire supérieures, en A%) de celles observées dans la littérature (cf. Tableau I-4 , chapitre 1 [91], [148] et [149]). Pour des sollicitations dans la direction de dépôt (éprouvettes H13 à H16), les ruptures sont localisées entre les deux marqueurs de suivi de l'extensomètre vidéo. Les allongements répartis  $e_u$  et à rupture A% sont donc mesurables directement en fin d'essai. La hauteur de prélèvement des éprouvettes dans les murs ne semble pas influencer sur la valeur de résistance maximale. Celle-ci varie entre 919 et 960 MPa pour les quatre éprouvettes testées. L'allongement réparti semble également similaire entre haut et bas du mur témoignant d'un comportement similaire avant la striction. En revanche, l'allongement à rupture est deux fois plus important en haut par rapport au bas du mur. Cela est essentiellement dû à la macrostructure du mur (Figure III-44), présentant des ex-grains  $\beta$  colonnaires s'élargissant sur la hauteur du mur, combiné à une microstructure passant de la martensite à une structure de Widmanstätten très fine (Figure III-44.e, f, g). Lors de la striction, la microstructure de Widmanstätten se déforme davantage que la microstructure martensitique, engendrant ce comportement à rupture.

Afin de comprendre ces différences d'allongement à rupture entre les éprouvettes, des mesures de champs de déformations sur une partie de fût des éprouvettes durant l'essai de traction ont été effectuées (Figure III-50). Après polissage et attaque chimique la macrostructure dans le fût des éprouvettes a été déterminée au préalable. Un mouchetis est ensuite appliqué sur les éprouvettes pour suivre le déroulement de l'essai par corrélation d'images.



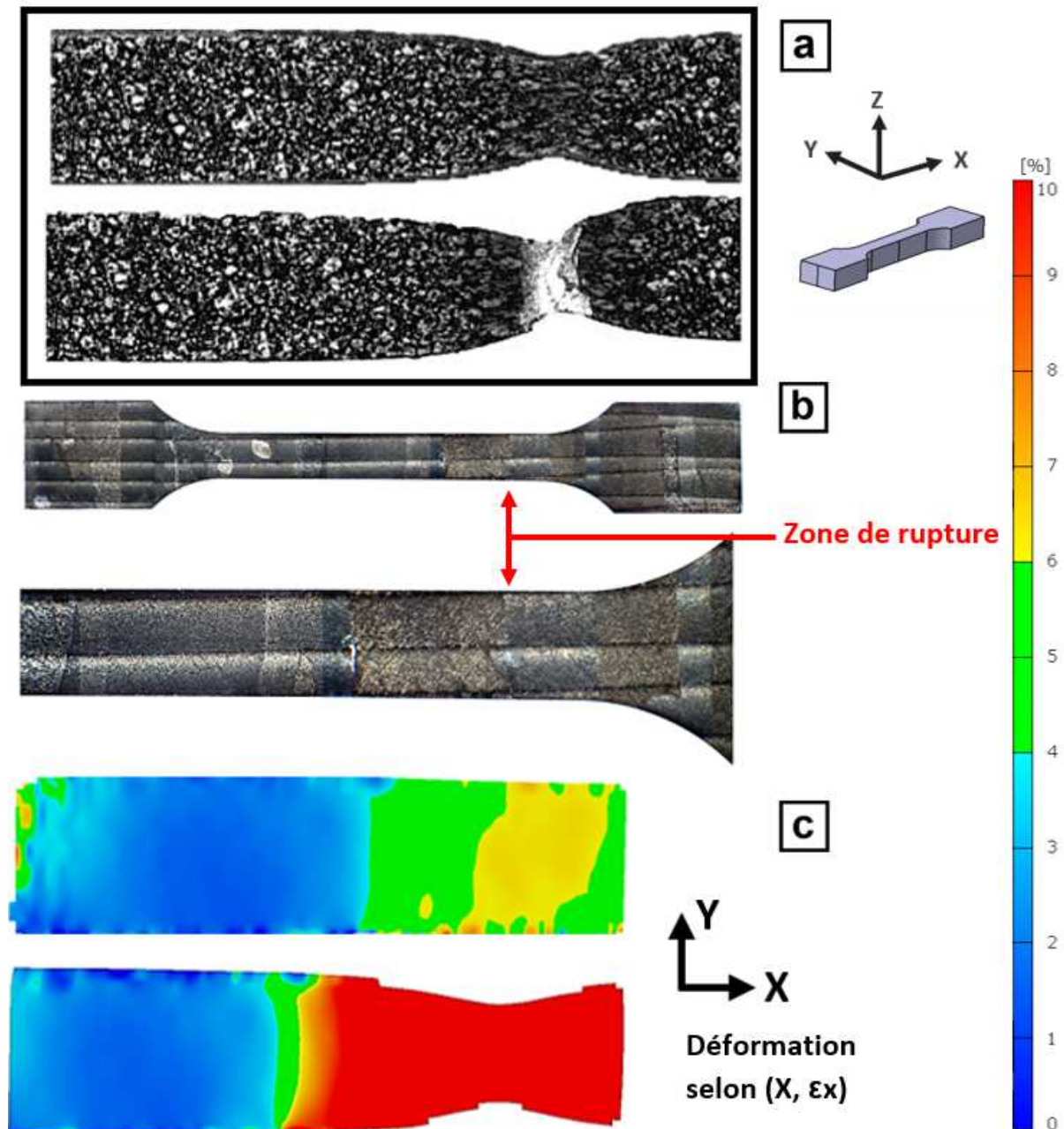


Figure III-50 – Macrographie et champs de déformations  $\epsilon_x$  avant rupture d'une éprouvette horizontale du mur laser fin (éprouvette H14)

De manière générale, les champs de déformations présentent des localisations dont les dimensions sont de l'ordre de la taille des ex-grains  $\beta$  (Figure III-50.b). La déformation du fût des éprouvettes n'est pas homogène après le  $R_m$ , et se concentre sur quelques ex-grains, probablement ceux orientés selon un plan favorisant leur déformation plastique. Les ruptures sont localisées au sein de l'ex-grain le plus « faible » composant l'éprouvette.

En s'intéressant aux faciès de rupture, ceux-ci présentent deux zones distinctes, et cela pour les quatre éprouvettes étudiées : une zone centrale, de forme ronde, présentant des cupules plus larges et une zone périphérique comportant des cupules plus fines. Ces deux zones constituent respectivement la zone initiale et finale d'endommagement. De manière générale, la zone centrale est moins haute que les zones périphériques, qui se déforment davantage (Figure III-51).

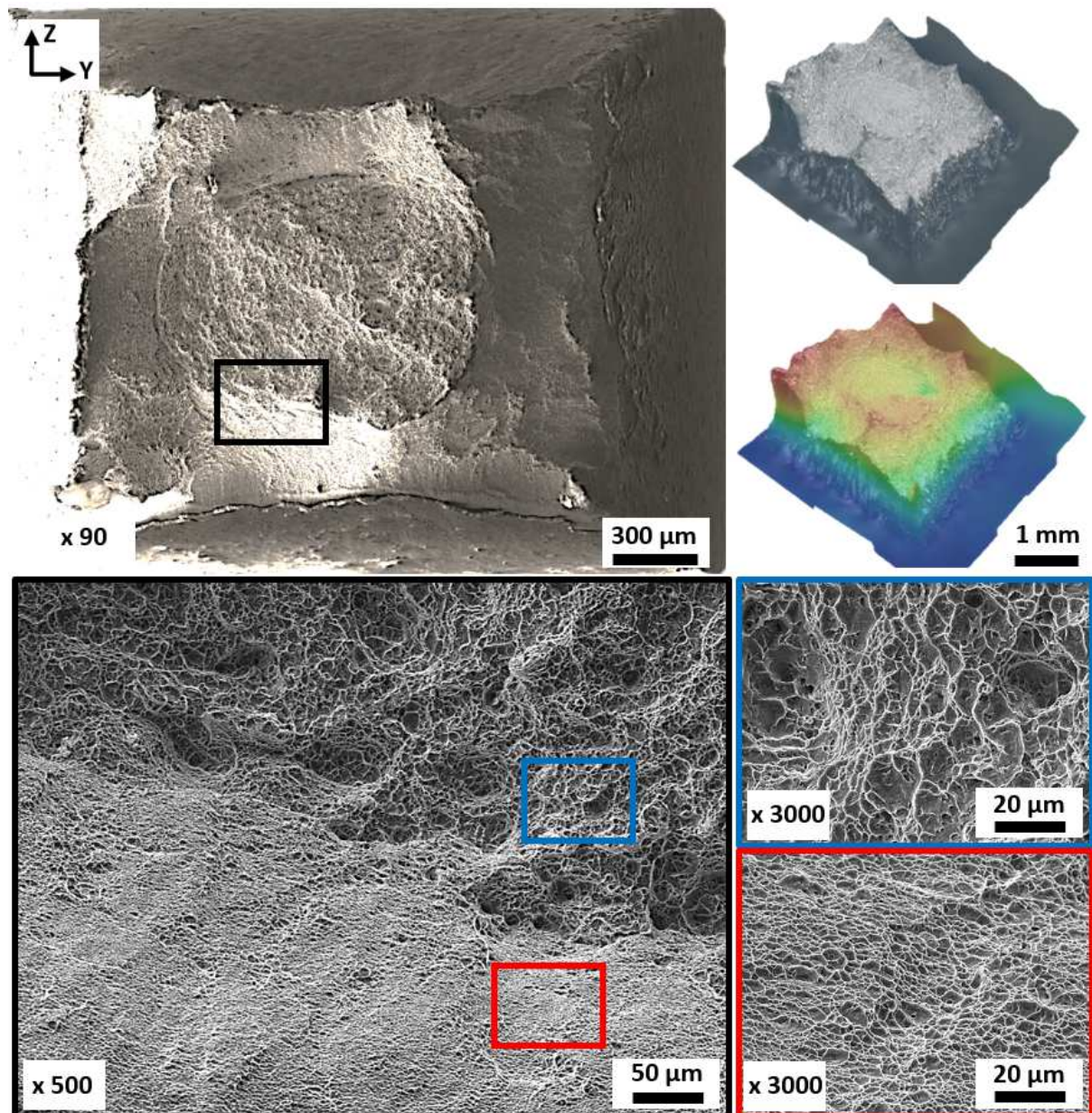


Figure III-51 – Faciès de rupture et étude en fractographie d'une éprouvette horizontale (Ep H16)

Pour les éprouvettes prélevées dans le plan vertical, les propriétés mécaniques sont très proches de celles observées horizontalement. La résistance maximale de traction ( $R_m$ ) est ainsi de  $931 \pm 10$  MPa, confirmant la bonne continuité métallurgique entre les couches déposées, ainsi qu'une santé matière *a priori* satisfaisante. Toutes les éprouvettes se sont rompues dans la partie haute du fût, en dehors des deux marqueurs de suivi par extensomètre vidéo comme montré en Figure III-49.d. Cela a engendré un suivi moins précis de la déformation du fût lors de l'essai, d'où l'absence de mesure d'allongement réparti. Les allongements à rupture ont eux pu être mesurés *post mortem* grâce à une comparaison de la longueur initiale du fût des différentes éprouvettes après rupture. Notons que pour nous assurer de la validité de notre méthode de mesure, la même démarche a été appliquée sur les éprouvettes horizontales, et les résultats se sont révélés comparables à ceux obtenus par extensométrie vidéo. Comme attendu, les principales propriétés mécaniques en résistance et allongement sont similaires entre les quatre éprouvettes. Cela confirme l'homogénéité macro- et microstructurale observée métallurgiquement.



L'allongement à rupture, important en comparaison avec le Ti-6Al-4V produit par procédé LMD-w en bibliographie, est à mettre en relation avec la taille des ex-grains  $\beta$  présents dans ce mur. En effet, les ex-grains  $\beta$  présents dans ce mur peuvent atteindre des longueurs de plusieurs centimètres. Ceci facilite l'apparition de plans de glissements au niveau des joints séparant ces ex-grains. Ceci explique la très forte tendance à s'allonger localement qui s'observe en corrélation d'images, où des niveaux de déformations locales importants sont atteints aux endroits proches de la rupture. De manière générale, les éprouvettes rompent dans la partie haute de l'éprouvette, composée de microstructure de Widmanstätten plus large (Figure III-52).

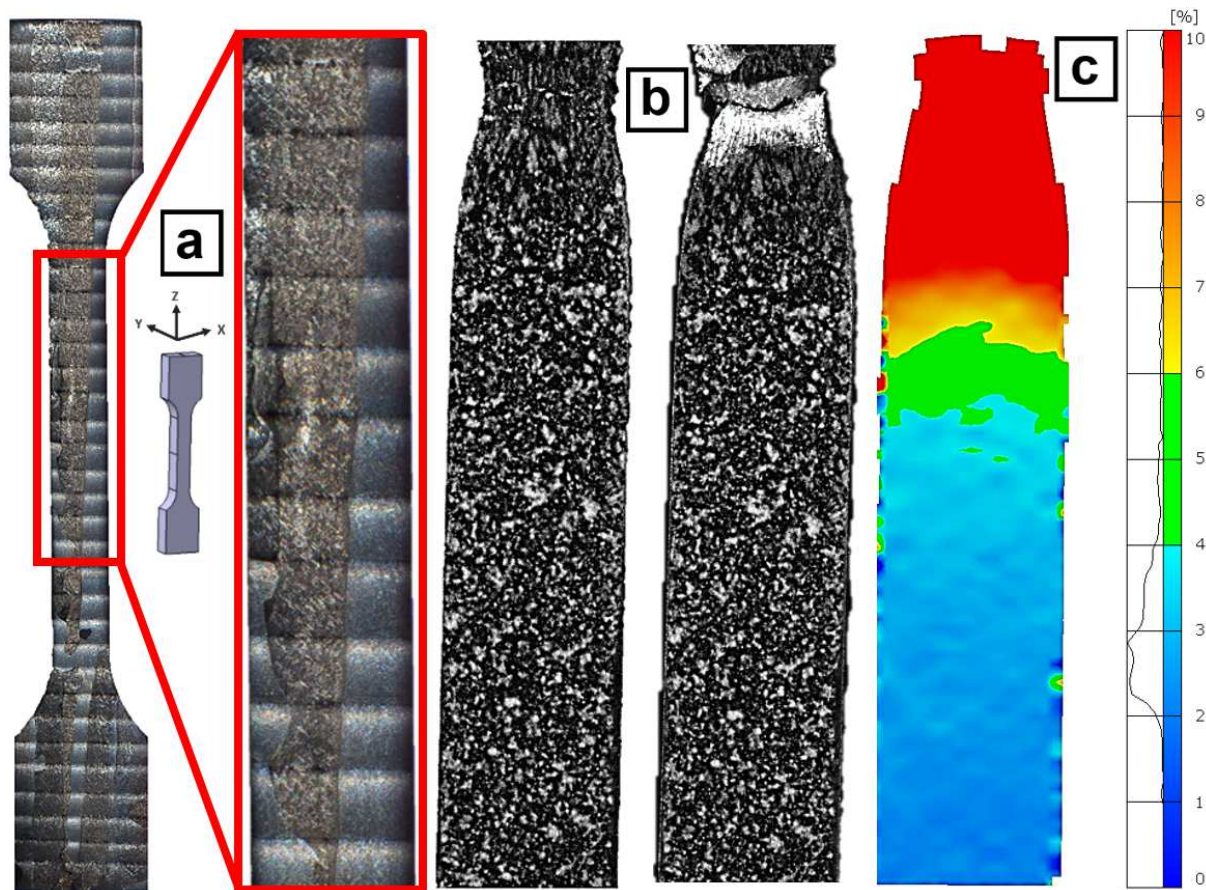


Figure III-52 – Macrographie (a), mouchetis (b) et champs de déformations (c) avant rupture d'une éprouvette verticale du mur laser fin (éprouvette V13)

L'étude des faciès de rupture des éprouvettes prélevées verticalement est similaire à celui des éprouvettes horizontales. Les faciès sont composés des deux zones citées auparavant et visibles sur la Figure III-53, avec la présence de cupules témoignant d'un mode de rupture ductile pour l'ensemble des éprouvettes verticales de ce mur.

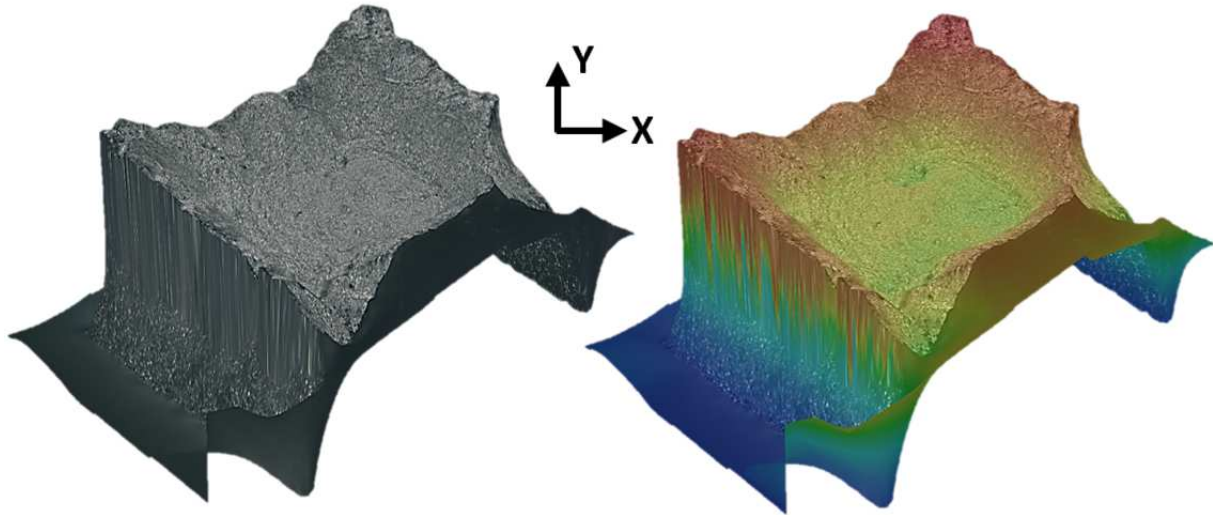


Figure III-53 – Vues de la reconstruction 3D des faciès de rupture en vue macro d'une éprouvette de traction verticale du mur laser fin (épreuve V13)

## IV.2. Murs larges pour application construction

### IV.2.1. Méthodologie et stratégie de construction

Après la construction de voiles ou murs fins, nous abordons dans cette partie la construction de murs larges (Figure III-56.a, b). Contrairement aux murs fins, ceux-ci sont construits sur des substrats deux fois plus larges que ceux utilisés jusqu'à maintenant (150 x 60 x 10 mm). Cette augmentation de la surface de support de construction est là pour favoriser la dissipation thermique et maintenir des conditions de construction stables. Le nombre de brides est également multiplié par deux, ceux-ci sont maintenant placés sur les deux côtés de chaque substrat.

En s'appuyant sur l'expérience acquise sur ce procédé (mais également sur le procédé CMT, et notamment la construction de murs larges), il a été décidé de construire de façon continue pour éviter les singularités présentes en fin de monocordons. Une nouvelle stratégie de construction est utilisée : la construction en « contournage balayage » (Figure III-55.b). Les bords des murs sont réalisés tout d'abord par contournage et ensuite le remplissage interne est obtenu avec une stratégie balayée en créneau. Cette stratégie a la particularité de posséder deux espacements inter-cordons  $\Delta y$  différents qui ont été déterminés afin d'obtenir une bonne continuité métallurgique de la couche déposée. Ainsi, un premier pas ( $\Delta y_{(\text{contournage})}$ ) pour le contournage égal à 2,5 mm et un deuxième pas ( $\Delta y_{(\text{balayage})}$ ) pour le balayage ou remplissage égal à 2 mm sont choisis comme montré en Figure III-55.b.



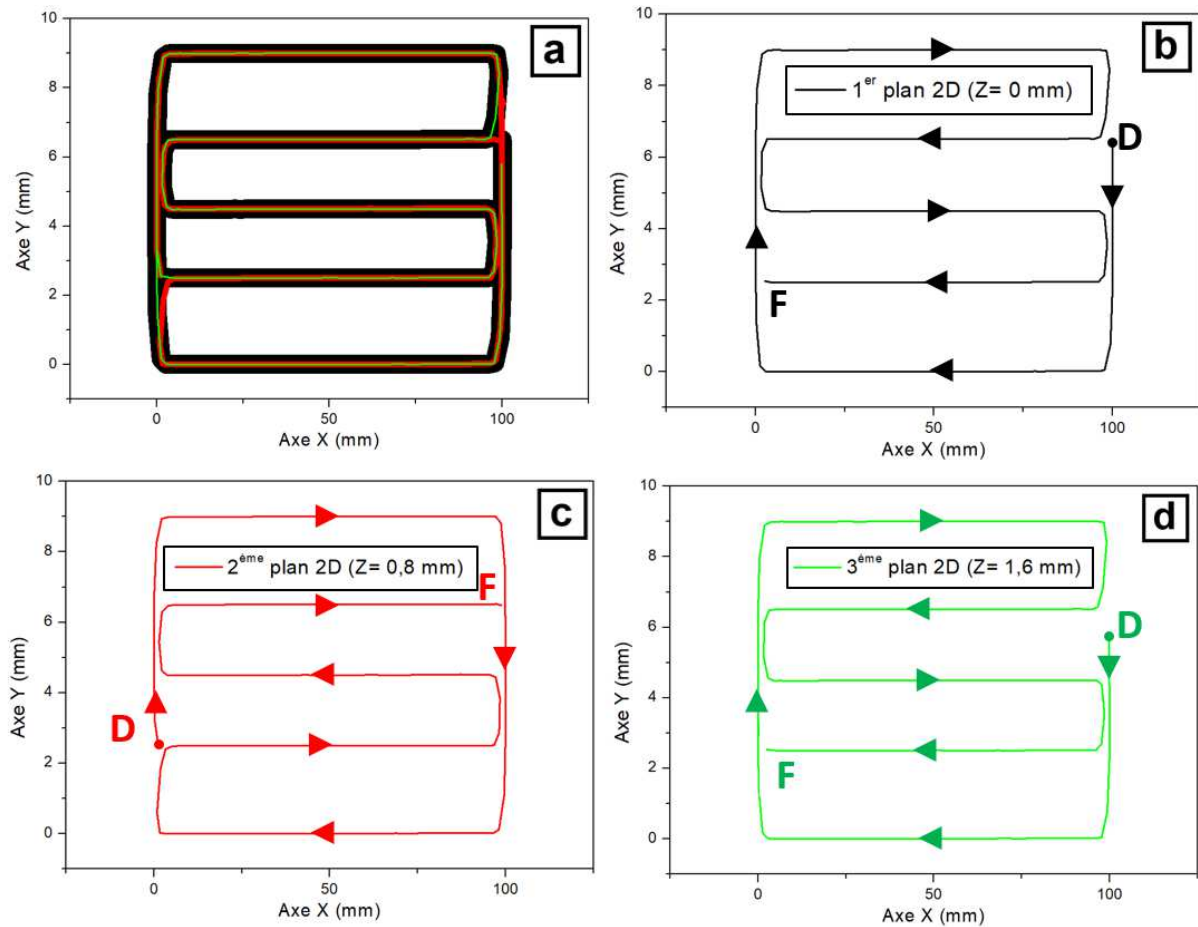


Figure III-54 – Représentation schématique du déplacement réel du robot suivi lors de la stratégie de dépôt en contournage balayage (a = 1<sup>er</sup> plan 2D, b= 2<sup>d</sup> plan 2D, c = 3<sup>ème</sup> plan 2D)

Pour contrôler la variation de stick-out durant le procédé, il a été décidé de construire en utilisant deux lois de puissance plus ou moins énergétiques (Figure III-55). Ces lois de puissance présentées dans le tableau de la Figure III-55.c et d, consistent en l'abaissement de la puissance laser en fonction de l'avancée du procédé. Cela permet d'éviter une élévation de température trop importante qui pourrait entraîner un affaissement de monocordons et la perte du *stick-out* initial. Une géométrie de monocordons est donc maintenue stable puisque ni le débit de fil, ni la vitesse robot ne sont changés. Enfin, les dimensions visées sont de 100 mm de longueur, 11 mm de largeur et 50 mm de hauteur au minimum. Les conditions d'inertage et de contrôle du procédé sont conservées identiques aux constructions fines. La temporisation utilisée pour la phase d'amorce des impressions suivantes est égale à 0,3 secondes avec une incrémentation en z ( $\Delta z$ ) entre chaque plan 2D égale à la hauteur unitaire du monocordon (0,8 mm).

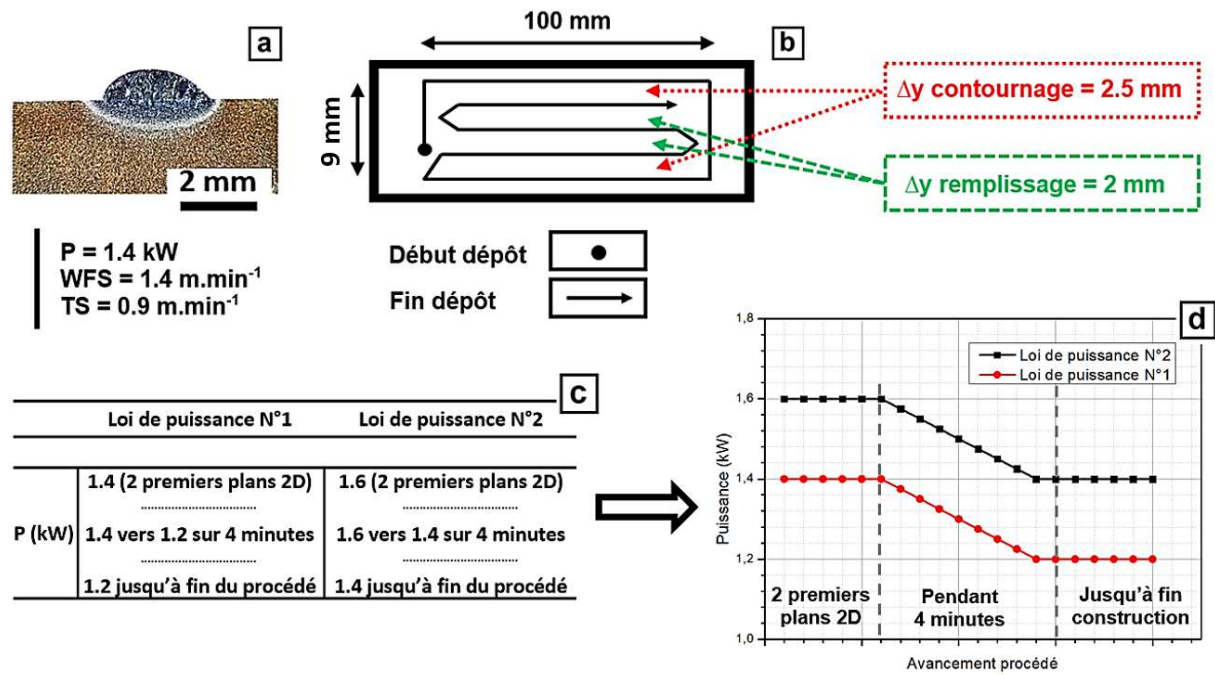


Figure III-55 – Profil de monocordon sélectionné (a) et les stratégies géométriques (b) et énergétiques (c, d) utilisées lors des constructions

En suivant cette méthodologie, trois murs de dimensions 100 x 55 x 11 mm sont obtenus grâce à l'empilement d'une soixantaine de couches (Figure III-56). Un mur a été construit avec la loi de puissance n°1 (ML-1) et deux murs sont imprimés avec la loi de puissance n°2 (ML-2 et ML-3). L'empilement des monocordons est satisfaisant car on note l'absence d'effondrement du bain. Le choix des conditions de lasage déterminées à partir du monocordon unitaire ainsi que le choix du pas inter-cordons ( $\Delta y$ ) dans le plan (XY) semblent cohérents. L'aspect extérieur des murs est très lisse et régulier, avec une coloration légèrement jaunâtre en fin de construction. Pour deux des trois murs construits, ceux-ci se sont colorés d'une teinte grise à brillance métallique lors de leurs refroidissements. Cela est dû à un arrêt de l'inertage trop précoce. En effet, ces murs étant beaucoup plus chauds que le mur fin, le temps nécessaire pour leur refroidissement est plus important. Notons que sur les côtés extérieurs des trois murs, trois zones aux colorations différentes apparaissent clairement (Figure III-56.a). Les deux voire trois premiers plans 2D sont en général de couleurs jaune brillant métallique. L'oxydation dans ces zones est très faible, puisque les températures atteintes sont encore relativement faibles (grande dissipation thermique par le substrat) par rapport au reste du mur. Une zone centrale légèrement plus oxydée apparaît. Celle-ci est due à un temps de séjour plus long à haute température. Enfin, une zone tout en haut du mur, oxydée différemment, est présente. Celle-ci représente la zone refondue par la dernière couche du mur et refroidie plus rapidement que le cœur de la pièce car elle ne voit aucune refusion ou recuit (absence de dépôt de couches par-dessus).

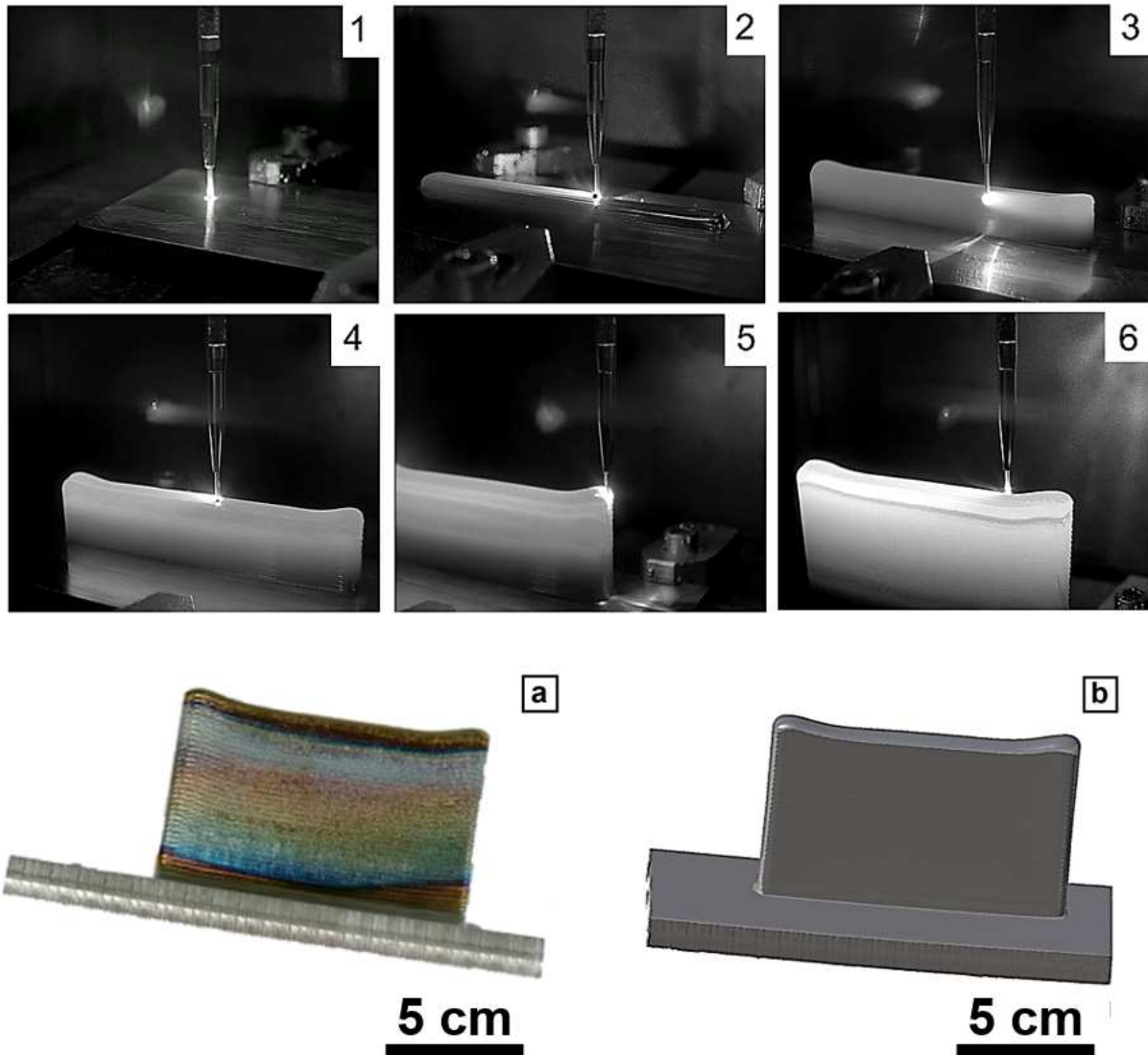


Figure III-56 – Séquence d’images du procédé de construction du mur large (1, 2, 3, 4, 5, 6) et photographie mur imprimé (a) et vue de sa maquette numérique (b)

Lors de la construction de ces trois murs d’une soixantaine de couches, d’une durée de 36 minutes, aucune interruption du procédé ni action extérieure de l’opérateur n’a été effectuée. Le procédé semble ainsi très stable, avec un régime de dépôt maîtrisé et l’absence totale de projections permettant d’avoir aucune perte de matière première. En fin de procédé, le tube-contact ne semble pas être altéré par la chaleur rayonnante du mur, et un même guide fil a permis d’effectuer plusieurs essais de construction de murs.

Contrairement au mur fin, le stick-out de 10 mm est resté stable durant toute la durée de construction montrant ainsi l’importance de la loi de puissance mise en place. Au fur et à mesure de l’avancée du procédé, une ligne horizontale apparaît de plus en plus clairement sur la face avant du mur, celle-ci suit l’empilement des couches et pourrait témoigner de la limite entre les couches refondues dans le mur par la couche N déposée à l’instant t. Notons que le taux de réussite des constructions n’a pas été de 100% puisque des problématiques de déviation du fil hors du bain de fusion sont parfois apparues lors des virages à angle droit dans les phases de contournage (Figure III-57.a, b, c). Ceux-ci restent cependant très rares. Nous avons ainsi par exemple eu un échec sur trois tentatives de construction avec la loi de puissance n°2. L’incident n’est apparu que sur le 3<sup>ème</sup> mur, au niveau de la couche n°34.

Combiné à cela, nous avons observé (malgré la stratégie de dépôt en continu) des sur-épaisseurs au niveau des extrémités du mur. Cela est attribué aux variations de la vitesse de dépôt lors des changements de trajectoire à l'approche des extrémités du mur. Ces variations de vitesse instantanée sont appréciables sur les enregistrements opérés lors des constructions. La vitesse nominale de  $0,9 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$  peut se voir altérée notablement, avec des valeurs relevées entre  $0,59 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$  et  $1,18 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$  soit un ralentissement maximal pouvant atteindre les 35 % comme montré en Figure III-57.d et e. Or, la vitesse de dévidage du fil n'est pas directement asservie aux mouvements du robot et ne peut donc être corrigée, entraînant un surplus de dépôt de matière dans ces zones.

Dans les zones de remplissage du contour (zones droites, sans angle à  $90^\circ$ ), aucun décrochage du fil ou variation de planéité n'a été détecté et les vitesses robot à ces endroits sont généralement stables autour de la valeur consigne ( $0,9 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ ), avec une variation maximale de plus ou moins  $0,03 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ .

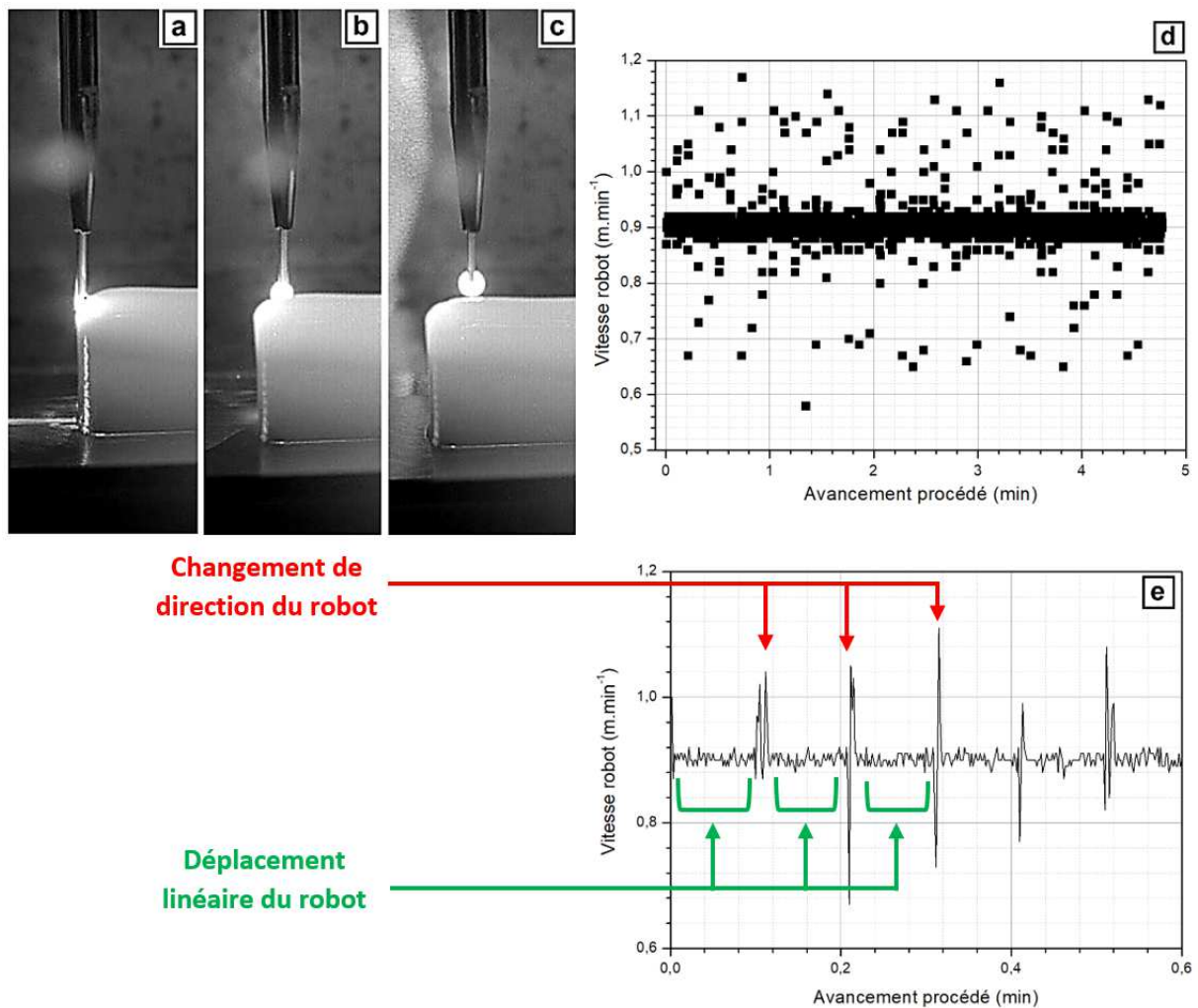


Figure III-57 – Représentation des principales problématiques rencontrées lors de l'impression du mur large (a, b, c) et évolution de la vitesse robot lors de la construction de ce mur

- Construction avec la première loi de puissance

#### IV.2.2. Morphologie et dimensions du mur

Dans un premier temps et avant toute opération d'usinage sur le mur, l'état de surface est contrôlé à trois endroits différents par microscopie 3D (Figure III-58). Il en ressort une très bonne régularité de dépôt et un excellent état de surface. Les 6 analyses effectuées ont ainsi permis de calculer une valeur



de Rz moyenne égale à  $98 \pm 2,5 \mu\text{m}$  et une rugosité arithmétique moyenne Ra de  $21 \pm 2,5 \mu\text{m}$  (Figure III-58). Ces valeurs, quasiment deux fois plus faibles que celles mesurées au niveau du mur fin sont essentiellement dues à la stratégie de contournage mise en place pour ces constructions.

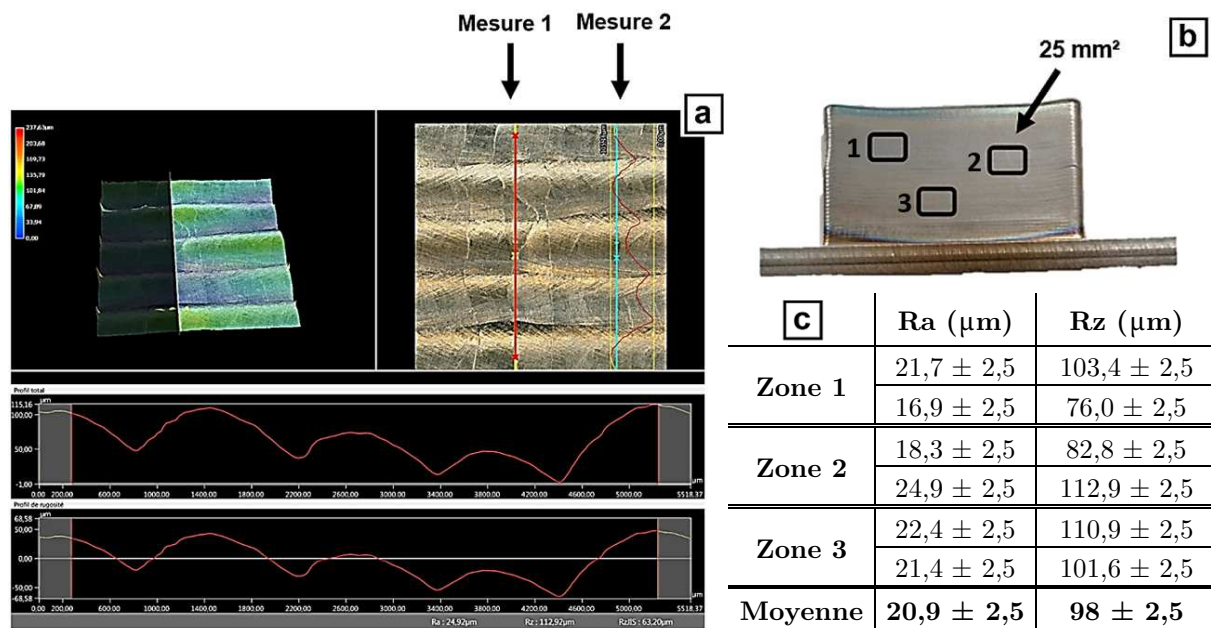


Figure III-58 – Représentation de la méthodologie de mesure de rugosité par microscopie 3D (a), des différentes zones contrôlées dans le mur (b) et les valeurs de Ra et Rz associées (c)

Cette très faible rugosité post-impression est couplée à une très bonne régularité du mur imprimé (Figure III-59). Nous avons ainsi pu mesurer une variation de 0,3 mm sur des largeurs moyennes de 10,6 mm pour les deux coupes de ce mur observées. Cela confirme le bon empilement selon l'axe Z des différents monocordons, et l'adaptation morphologique de la stratégie en contournage-balayage pour l'impression de ce type de structures.

Notons que contrairement au mur fin ou une augmentation de largeur est décelée lors de l'avancée des constructions, la largeur des murs larges reste stable tout au long du process. Une légère sur-épaisseur existe sur les premiers plans 2D des murs larges, celle-ci est probablement due à une puissance d'impression plus élevée au démarrage des constructions. En abaissant la puissance d'impression de 200 W pour le reste du mur, ce comportement disparaît pour atteindre un régime très stable par la suite comme montré en Figure III-59.d.

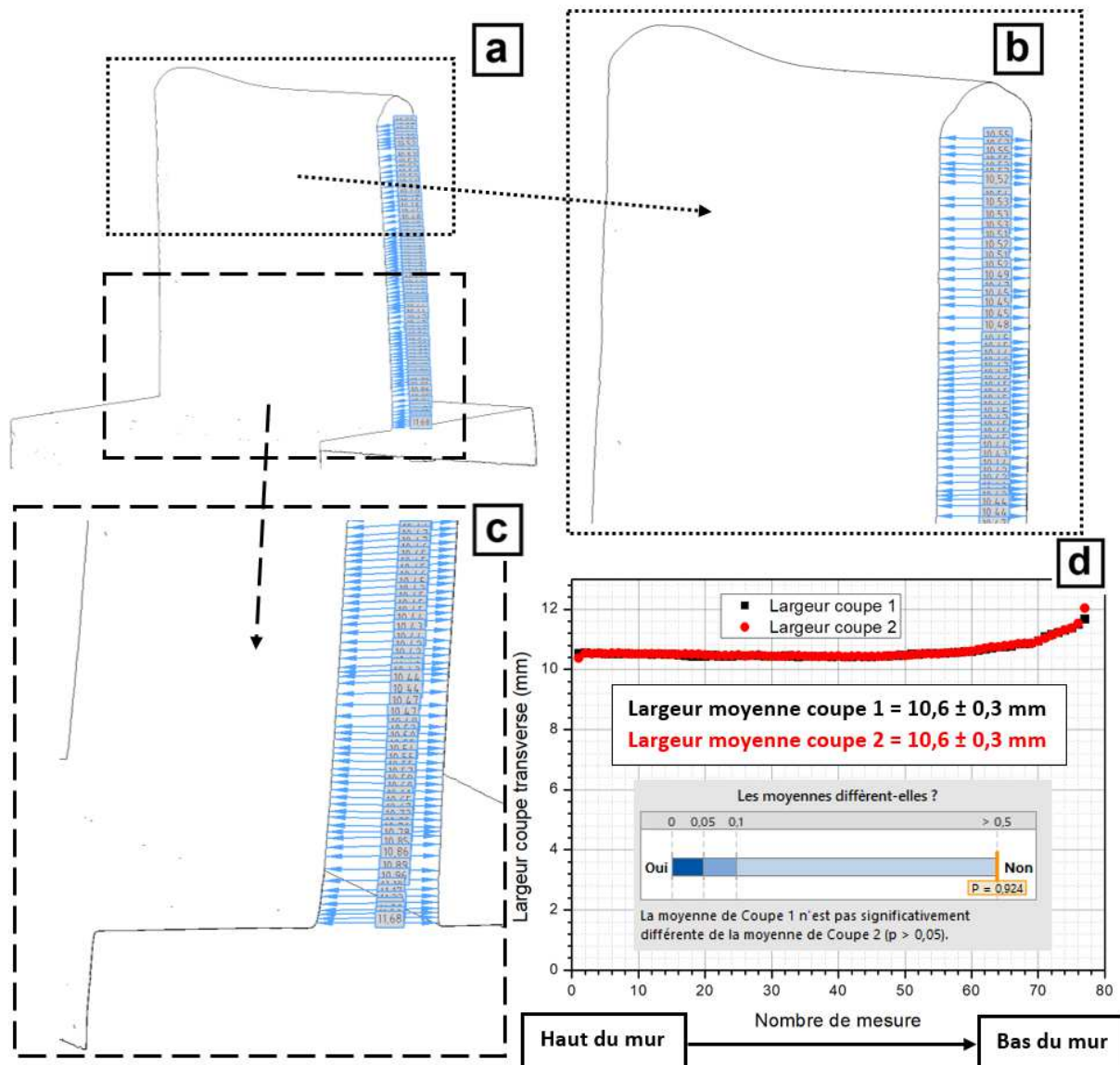


Figure III-59 – Méthodologie de mesure des largeurs sur coupes transverses (a, b, c) et évolution de la largeur du mur large en fonction de l'altitude de mesure selon les deux coupes étudiées (d)

Enfin, les mesures opérées sur les maquettes numériques de ces massifs permettent d'estimer une flèche longitudinale de substrat égale à  $0,20 \pm 0,02$  mm. Cette valeur est très comparable à celle de la flèche du monocordon unitaire servant à obtenir ces murs ( $0,161 \pm 0,02$  mm).

#### IV.2.3. État métallurgique

Deux coupes métallographiques transverses situées à 1 cm de chaque extrémité du mur sont prélevées pour toutes les caractérisations métallurgiques dans le plan transverse (YZ). Le reste du mur est usiné avec enlèvement d'une couche de matière sur chaque face d'épaisseur égale à 1 mm. Un polissage miroir est ensuite effectué sur la totalité des faces utiles du bloc pour contrôler la santé matière. Les analyses microscopiques mettent en évidence la présence de défauts de type porosités sphériques et linéaires (ou manques de fusion) mais également la présence de collage sur environ 80% de l'interface substrat / dépôt (Figure III-61). Ces porosités sont uniquement localisées dans les premières couches du mur, et disparaissent au bout de huit couches déposées (les 6,4 premiers mm du mur). Celles-ci, pourtant absentes sur toutes les impressions des monocordons ou des monocouches effectuées auparavant,

atteignent des tailles assez importantes sur ce mur. Certaines porosités sphériques peuvent atteindre une taille de 150  $\mu\text{m}$  et les manques de fusion jusqu'à 270  $\mu\text{m}$  (Figure III-60).

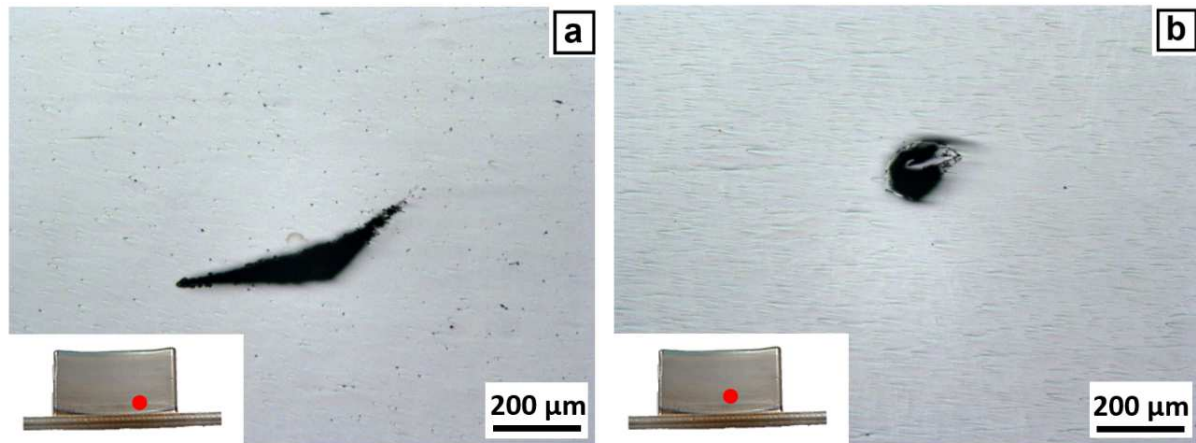


Figure III-60 – Exemples de porosités linéaires (a) et sphériques (b) observées sur mur LMD-w larges

Ces défauts, présents uniquement sur les premières couches témoignent d'un manque de puissance mise en œuvre lors des constructions. Or, le monocordon imprimé avec ce jeu de paramètre possède une zone refondue égale à 0,39 mm. Ce collage pourrait donc venir de l'utilisation de substrat deux fois plus large (60 mm au lieu de 30 mm) favorisant la dissipation thermique lors du dépôt des premiers plans 2D. La présence de ce collage (discontinuité métallurgique) minimise la transmission des contraintes résiduelles vers le substrat d'où la très faible déformation mesurée auparavant.

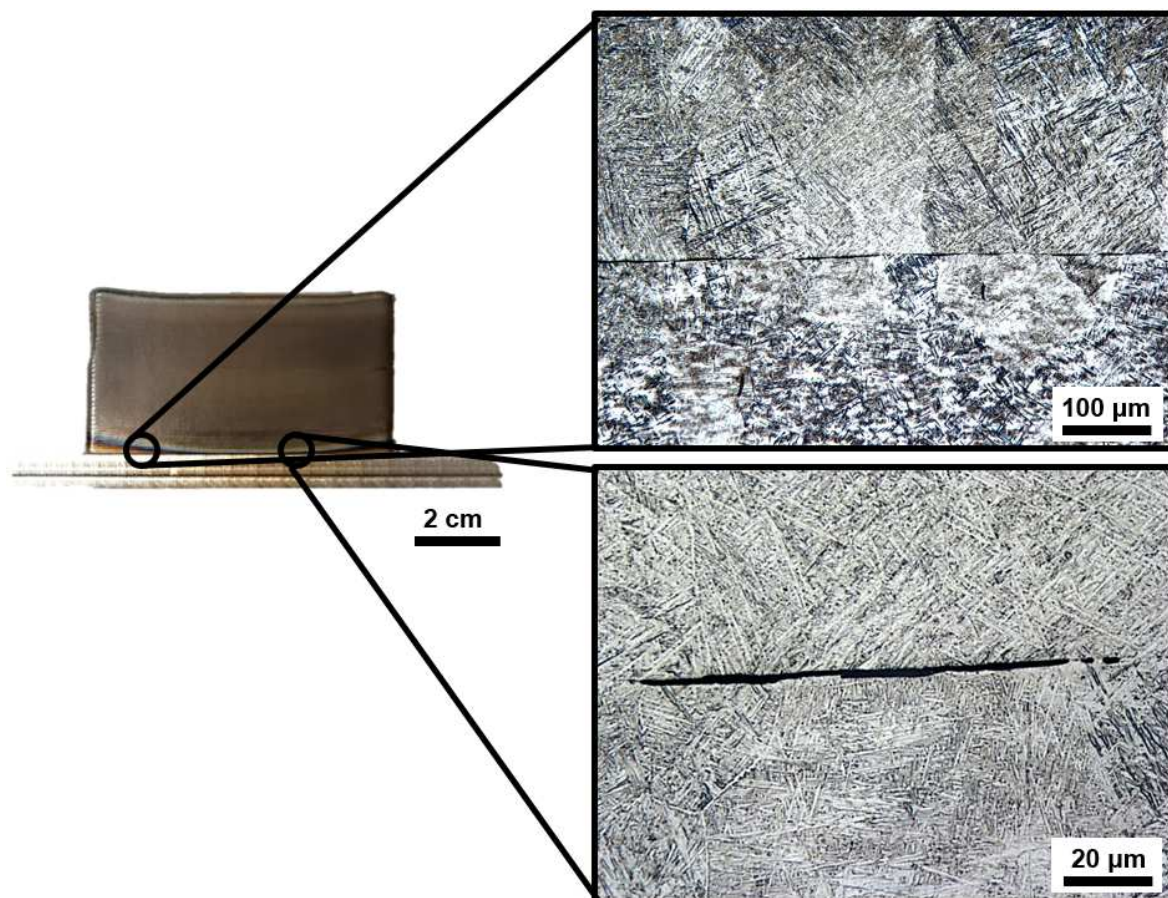


Figure III-61 – Micrographies (x100 et x500) montrant la présence de collage à l'interface substrat / dépôts dans le mur ML-1



La macro- et microstructure sont analysées dans les deux plans de caractérisation comme montré ci-dessous. Le bas du mur est composé d'ex grains  $\beta$  bien colonnaires avec une microstructure 100% martensitique. Le milieu du mur présente un changement de contraste et de forme des ex-grains  $\beta$  qui prennent une forme « en tronc de palmier ». La microstructure est de type Widmanstätten dans cette zone. Le haut du mur est formé d'ex grains  $\beta$  dont la largeur est comprise entre celle des grains du bas et du milieu du mur. La microstructure correspond à une microstructure Widmanstätten fine (Figure III-63). Notons que contrairement aux impressions de voiles minces, le *banding* n'est pas marqué sur la totalité de la hauteur du mur, mais uniquement sur les premières couches (Figure III-62 et Figure III-63 .a, c et e).

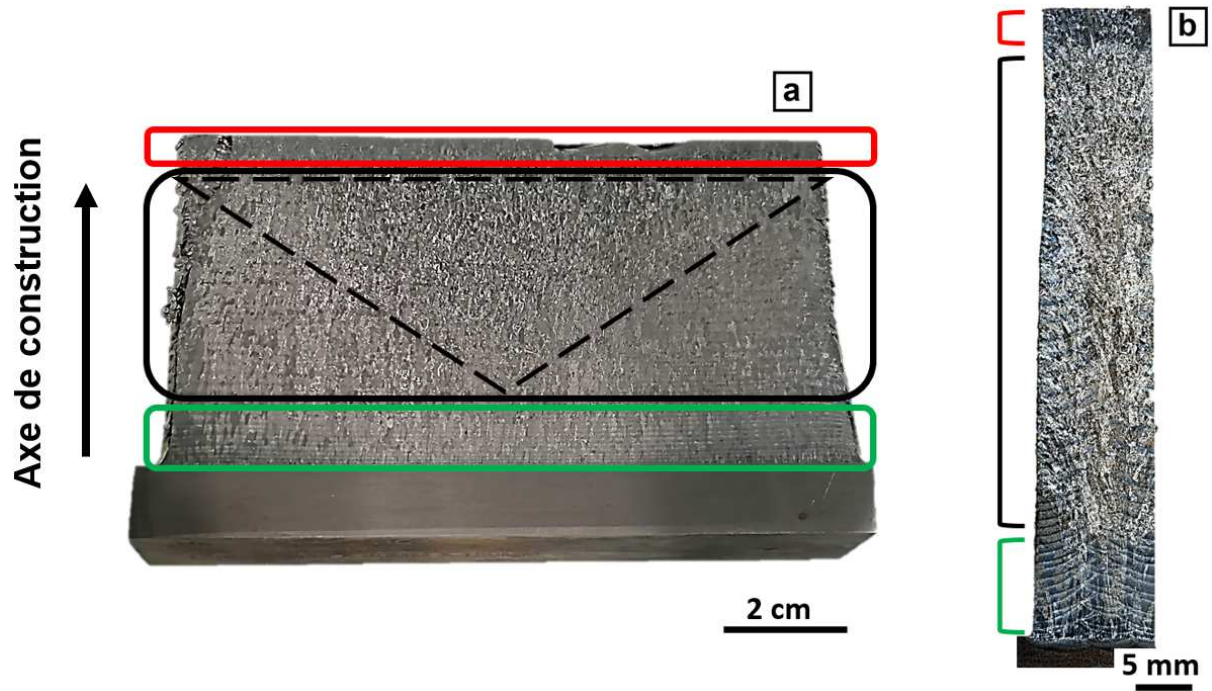


Figure III-62 – Macrographies en coupe longitudinale (a) et transverse (b) des différentes zones de microstructures composant le mur ML-1



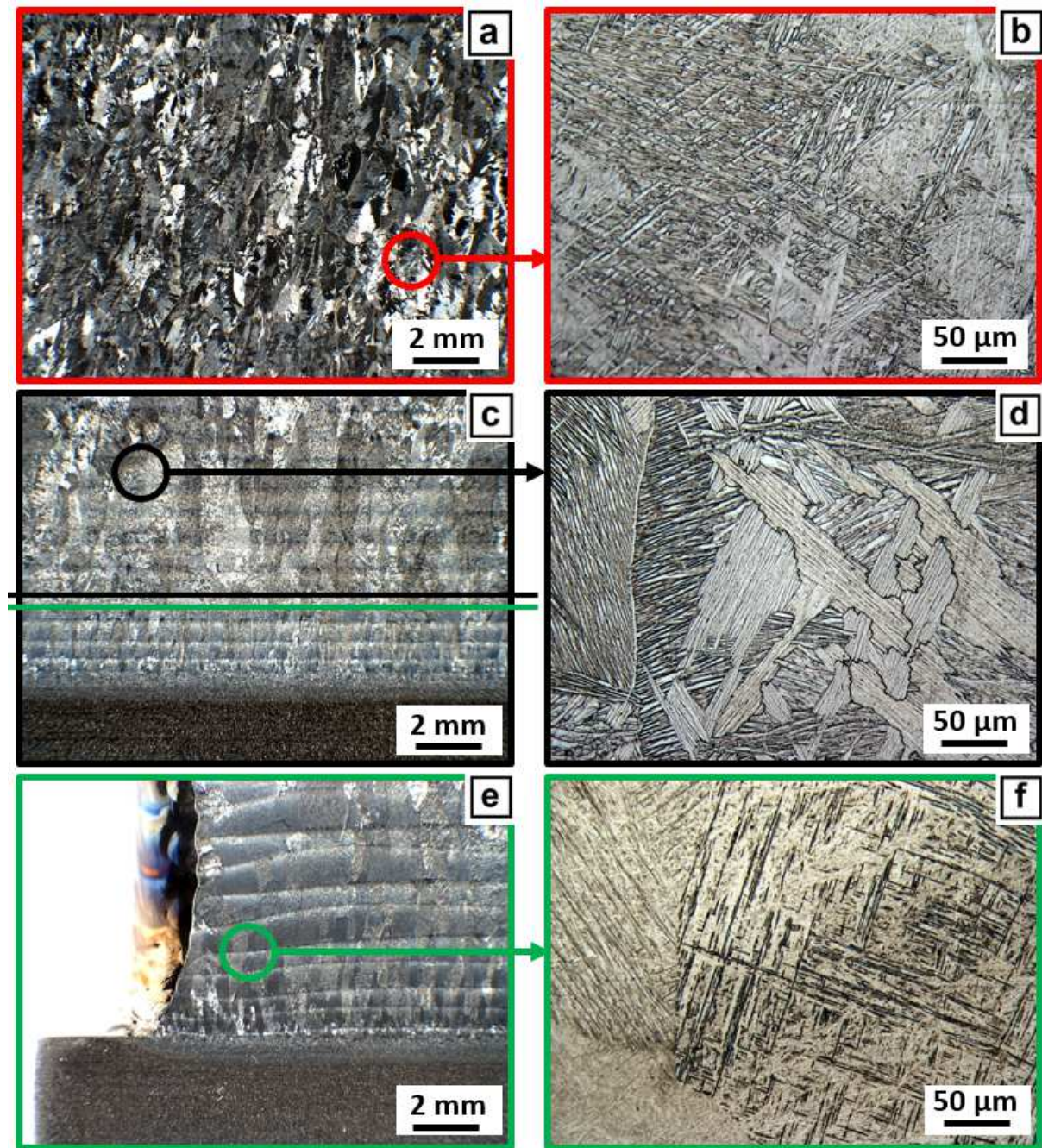


Figure III-63 – Macro- et micrographies du haut (a, b), milieu (c, d) et bas du mur (e, f) selon la coupe métallographique longitudinale

Ces différences de macro- et microstructures témoignent d'un temps de maintien au-dessus du transus  $\beta$  différent en fonction de la zone considérée et des vitesses de refroidissement très différentes au sein du mur lors de sa construction. Ainsi, il semblerait que le refroidissement serait très long au niveau du milieu du mur, ceci étant dû à la faible dissipation thermique offerte par le substrat et aux chargements thermiques lors du dépôt des couches supérieures. Des analyses chimiques EDX permettent d'exclure toute implication de variation de composition chimique pouvant entraîner ces changements microstructuraux. Celles-ci mettent en évidence une composition chimique stable quelle que soit la hauteur du prélèvement dans le mur (Figure III-64).



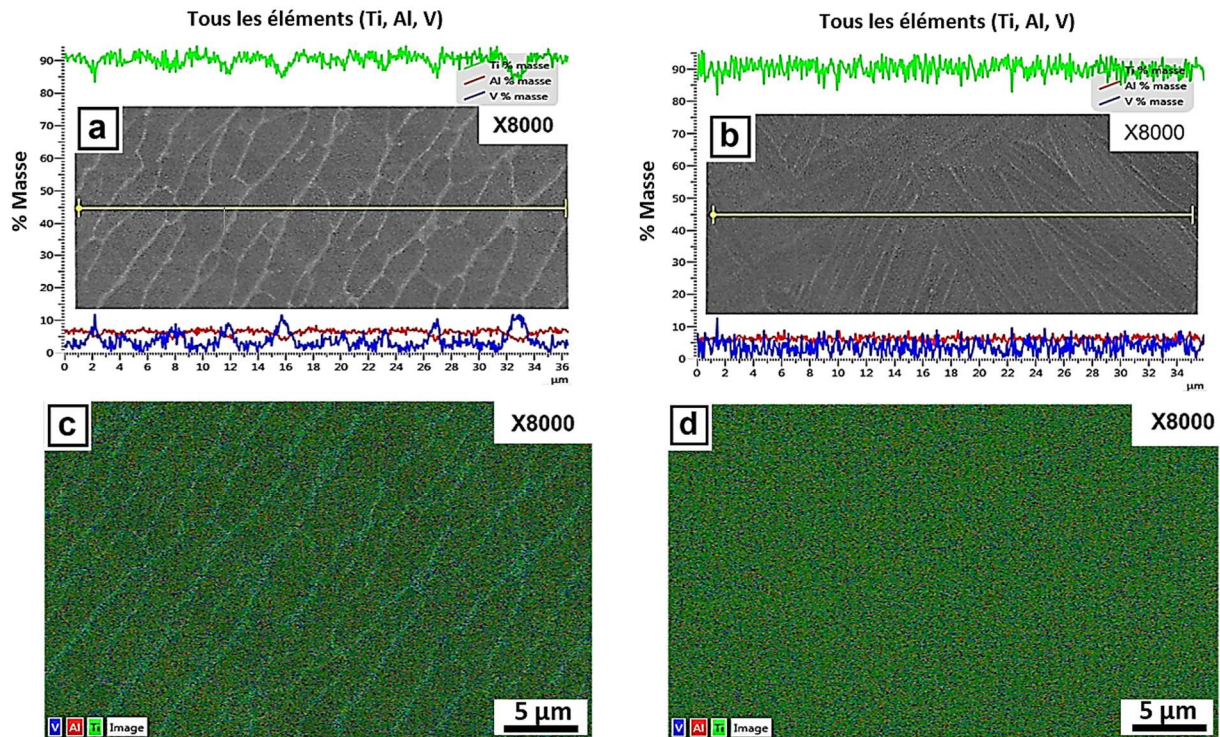


Figure III-64 – Exemple d'analyses chimiques par EDX au milieu (a, c) et en haut (b, d) du mur

Pour essayer de comprendre l'origine de ces trois différentes zones, des analyses de quantification du bain de fusion lors du déroulement du procédé sont effectuées (Figure III-65). Pour cela, la longueur et la profondeur de la tache lumineuse apparaissant à la caméra (et associée au bain de fusion) est mesurée en bas, milieu et haut du mur sur un intervalle de 3 secondes. Les résultats montrent une augmentation de ces composantes (largeur et hauteur) en fonction de l'avancée du procédé, avec une refusion moyenne calculée d'environ 0,8 couches précédente ( $1,45 \pm 0,06$  mm) pour les premières couches (Figure III-65.ligne du bas), de 4,2 couches ( $4,19 \pm 0,39$  mm) de la couche n°30 et enfin de 4,9 couches ( $4,74 \pm 0,10$  mm) en haut du mur. Cette refusion de plus en plus importante due notamment à un éloignement du puit thermique que constitue le substrat expliquerait ces variations de macro et microstructures présentes dans ce mur. Enfin, ces estimations de nombre de couches refondues sont cohérentes avec les mesures effectuées par microscopie optique au niveau du haut du mur. L'épaisseur, déterminée par microscopie optique, est égale à 4 mm (Figure III-62.b) soit environ 5 couches.

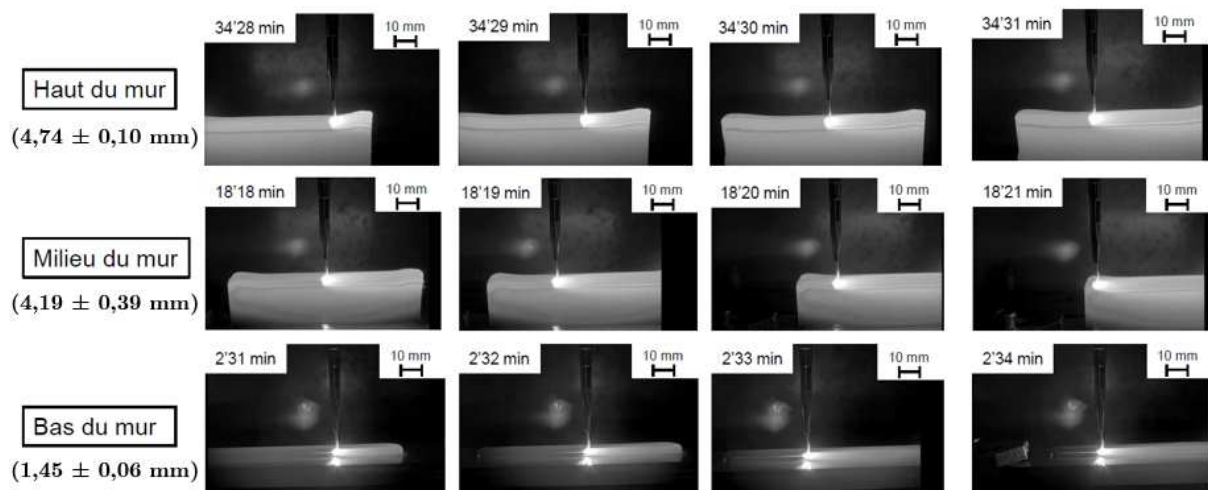


Figure III-65 – Images du procédé de construction du mur large à différents moments (en direct)

Pour appuyer nos conclusions, des filiations de dureté sont effectuées selon les deux plans du mur comme montré en Figure III-66.

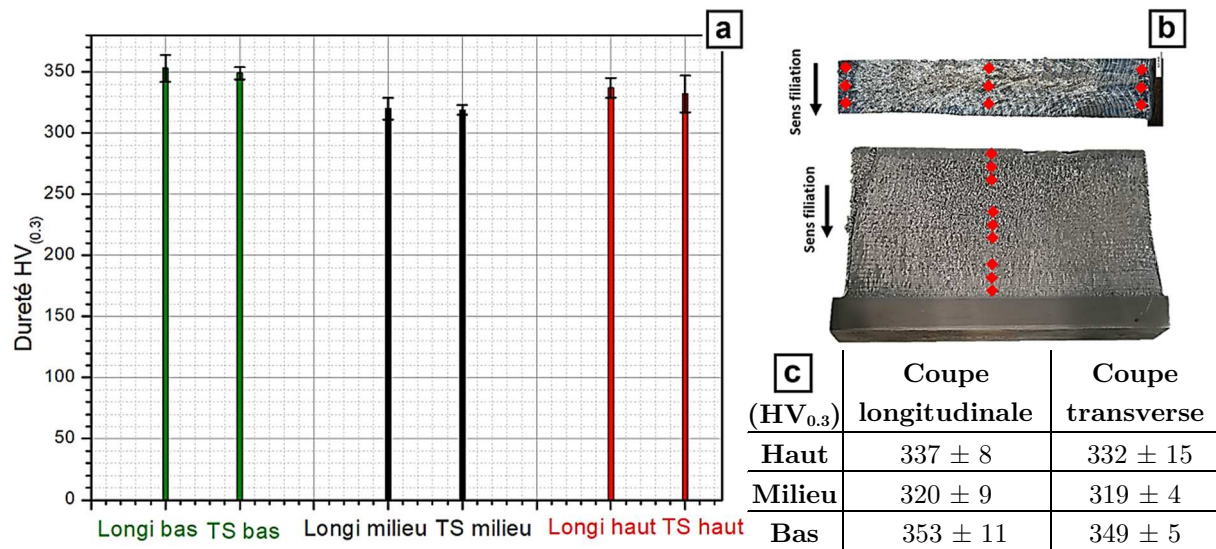


Figure III-66 – Évolution de la dureté selon les deux coupes caractérisées (a, c) et direction de mesure (b)

Les résultats montrent une différence de dureté entre bas, milieu et haut du mur (dans les deux plans de caractérisation). La dureté est plus élevée en bas du mur, moins élevée au milieu et intermédiaire en haut de celui-ci (Figure III-66.c). Ces différences sont confirmées par analyses statistiques ( $P < 0,001$ ) et sont en accord avec les observations macro- et microstructurales effectuées. Enfin, il n'a pas été remarqué de différence de dureté selon les deux plans au sein d'une même zone du mur, cela témoigne de l'homogénéité de nos mesures sur tout le mur caractérisé, et l'absence d'oxydation.

Pour ces constructions larges, une fine couche d'oxyde d'épaisseur en moyenne égale à  $16 \pm 3 \mu\text{m}$  et de dureté de l'ordre de  $555 \pm 34 \text{HV}_{0.3}$  est présente. L'enlèvement de matière par usinage, d'un millimètre environ, permet de s'affranchir de cette couche.

Au vu des résultats obtenus sur ce mur, il a été décidé d'augmenter les puissances mises en œuvre lors de la construction. Cette action a été initiée dans le but d'éliminer le phénomène de collage et de réduire drastiquement le taux de porosité sur les huit premières couches. Une augmentation de puissance de 200 W est retenue afin de répondre à plusieurs critères parmi lesquels :

- Minimiser les défauts présents en début de mur en optimisant la fusion du fil de titane,
- Ne pas avoir de zones refondues (ZRF) et zones affectées thermiquement (ZAT) trop profondes, pour éviter de déformer le substrat
- Rester à des puissances proches de celles déterminées pour les monocordons pour garder une maîtrise énergétique lors de l'empilement des différentes couches et éviter ainsi que le rapport puissance / débit de fil + vitesse robot ne devienne trop déséquilibré par rapport au monocordon sélectionné.

Notons que nous aurions pu simplement garder cette paramétrie de construction avec cette loi de puissance et venir prélever la pièce finale en découpant au-dessus des 8 premiers plans 2D (à 10 mm par exemple). Cette solution n'a pas été retenue car elle engendrerait une trop importante perte de matière première, surtout pour notre application finale qui est la construction de pièces de grandes dimensions. Ce point aurait pu également être résolu avec une légère préchauffe du substrat.

- *Constructions avec la deuxième loi de puissance*

Pour pallier les problématiques évoquées auparavant, deux murs avec la deuxième loi de puissance sont construits (1,6 kW durant les deux premières couches suivi d'une rampe allant de 1,6 vers 1,4 kW sur une période de 4 minutes, puis le maintien d'une puissance de 1,4 kW jusqu'à la fin de la construction).

### *Morphologie et dimensions*

L'état de surface de ces murs est comparable à celui obtenu avec la première loi de puissance. Il a été ainsi mesuré une rugosité arithmétique moyenne ( $R_a$ ) moyenne de  $20 \pm 2,5 \mu\text{m}$  et une rugosité totale ( $R_z$ ) de  $80 \pm 2,5 \mu\text{m}$  sur ces deux nouveaux murs. Les déformations de substrat sont par contre 350 % plus élevées que le premier mur, avec une flèche de substrat de  $0,725 \pm 0,03 \text{ mm}$  pour le mur ML-2 et  $0,654 \pm 0,05 \text{ mm}$  pour le mur ML-3. Ces valeurs sont cohérentes avec l'hypothèse d'une bonne continuité métallurgique substrat / dépôt. Il est à noter que ces valeurs restent faibles en comparaison avec d'autres procédés comme le CMT. Le procédé LMD-w semble permettre de limiter les déformations induites par les contraintes résiduelles ; ce qui peut être considéré comme une force majeure de ce procédé dans les conditions de construction de ces travaux.

### *État métallurgique*

La santé matière est très supérieure à celle du premier mur, avec la détection uniquement de sept porosités sphériques (de tailles comprises entre 12 et 95  $\mu\text{m}$ ) et d'un unique manque de fusion de 372  $\mu\text{m}$ , et cela pour toutes les coupes métallographiques des deux murs. Ces défauts représentent une aire égale à 0,05  $\text{mm}^2$  pour une surface contrôlée de 110  $\text{cm}^2$  (Figure III-67). Pour confirmer les caractérisations au microscope optique, un contrôle de la santé matière d'un de ces murs (mur ML-2) a été effectué par radiographie au micro-tomographe RX Solution EasyTom 150 à une résolution de détection minimale de 20  $\mu\text{m}$  et les résultats obtenus ont confirmé l'excellente santé matière de cette brique technologique. Pour conclure, ces caractérisations de santé matière sur ces deux murs montrent le bon choix de nos deux pas de dépôt (inter-cordons) dans le plan XY (pas  $\Delta y$ ).

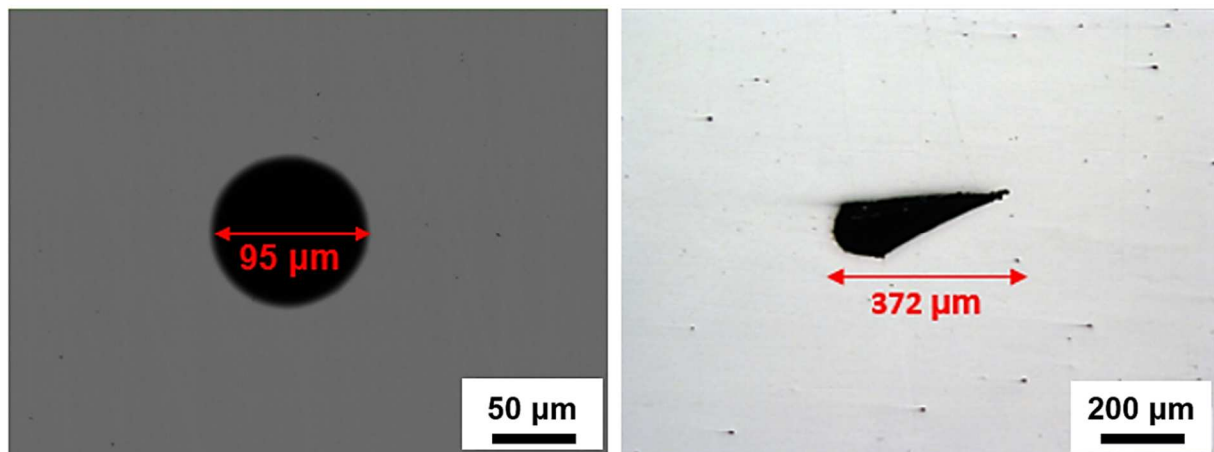


Figure III-67 – Exemples de porosités sphériques et linéaires (manques de fusion) observées sur mur LMD-w larges

Les analyses macro- et microstructurales révèlent l'existence de trois zones distinctes tout comme observé sur la construction précédent ML-1 (Figure III-68). La délimitation de ces zones semble également comparable entre ces deux murs. Nous avons ainsi un passage d'une microstructure martensitique au bas du mur vers une microstructure de Widmanstätten et un changement de forme des ex-grains  $\beta$  aux mêmes hauteurs observées précédemment sur le mur ML-1 (Figure III-62).



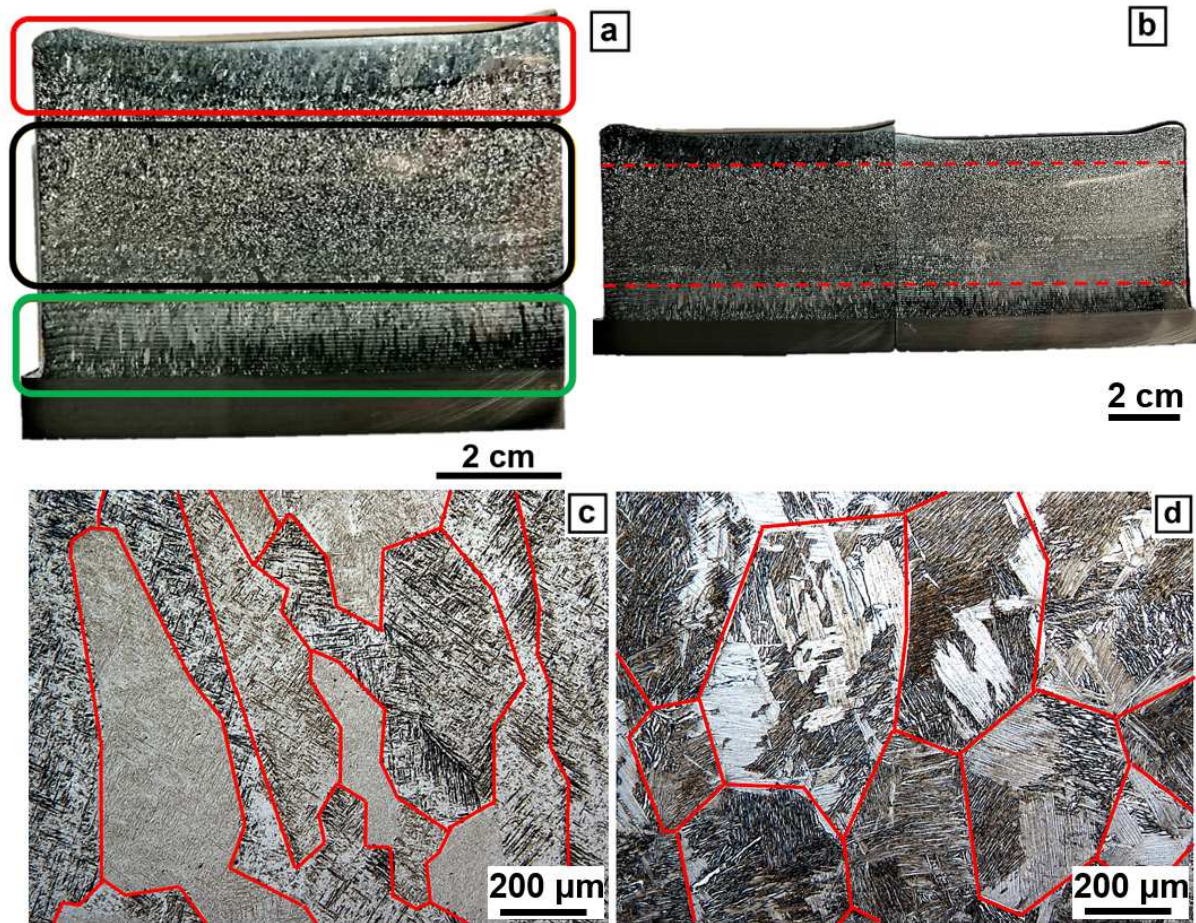


Figure III-68 – Macrographies (a, b) des murs larges imprimés et la géométrie d'ex grains  $\beta$  associée en bas (c) et milieu (d) des murs ML-2 et ML-3

Notons qu'à l'instar du précédent mur, la composition chimique est analysée sur toute la hauteur des murs par spectrométrie UV à étincelles et spectrométrie à dispersion d'énergie X afin de déceler une éventuelle variation chimique pouvant nous renseigner sur les changements microstructuraux. La composition chimique est stable et homogène sur toute la hauteur du mur comme montré en Figure III-69. Les conclusions faites sur le premier mur sont reconfirmées. L'attribution de ces changements de contraste et de microstructure est donc bien due à des phénomènes thermiques.

L'attaque chimique a également permis de s'assurer de la continuité métallurgique sur toute la longueur de l'interface dépôt / substrat, en révélant une zone refondue de profondeur égale à  $215 \pm 12 \mu\text{m}$  pour les deux murs.

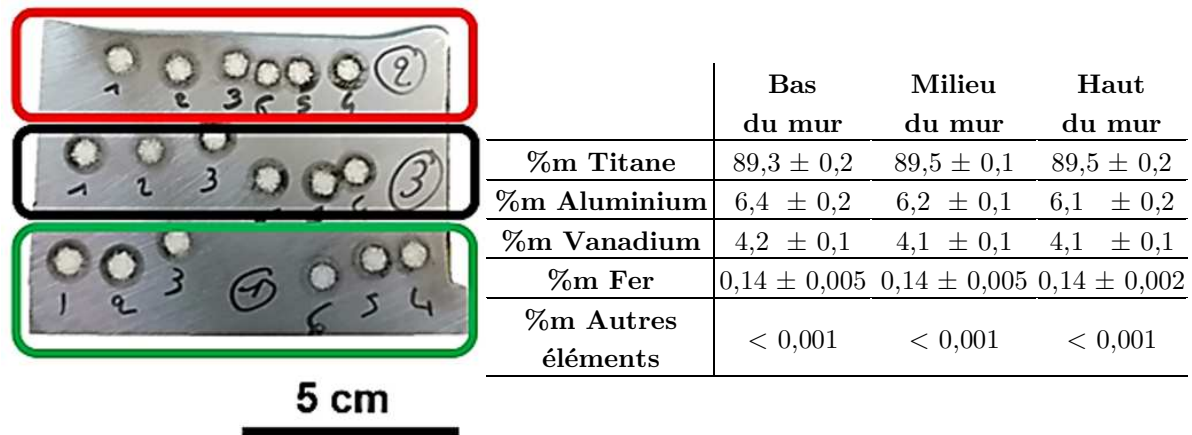


Figure III-69 – Évolution de la composition chimique des murs en fonction de leur hauteur

Pour appuyer les conclusions obtenues grâce aux analyses métallurgiques, des filiations de dureté sont effectuées selon le même principe que le mur imprimé avec la première loi de puissance. Les résultats montrent un comportement similaire à celui observé auparavant, avec la présence de dureté sensiblement plus importante en bas du mur par rapport au haut du mur, qui est lui-même plus dur que le milieu du mur, comme montré en Figure III-70.a, b, c. Ces différences de dureté entre zones et ces similitudes entre les deux murs sont confirmées par analyses statistiques ANOVA (Figure III-70.d).

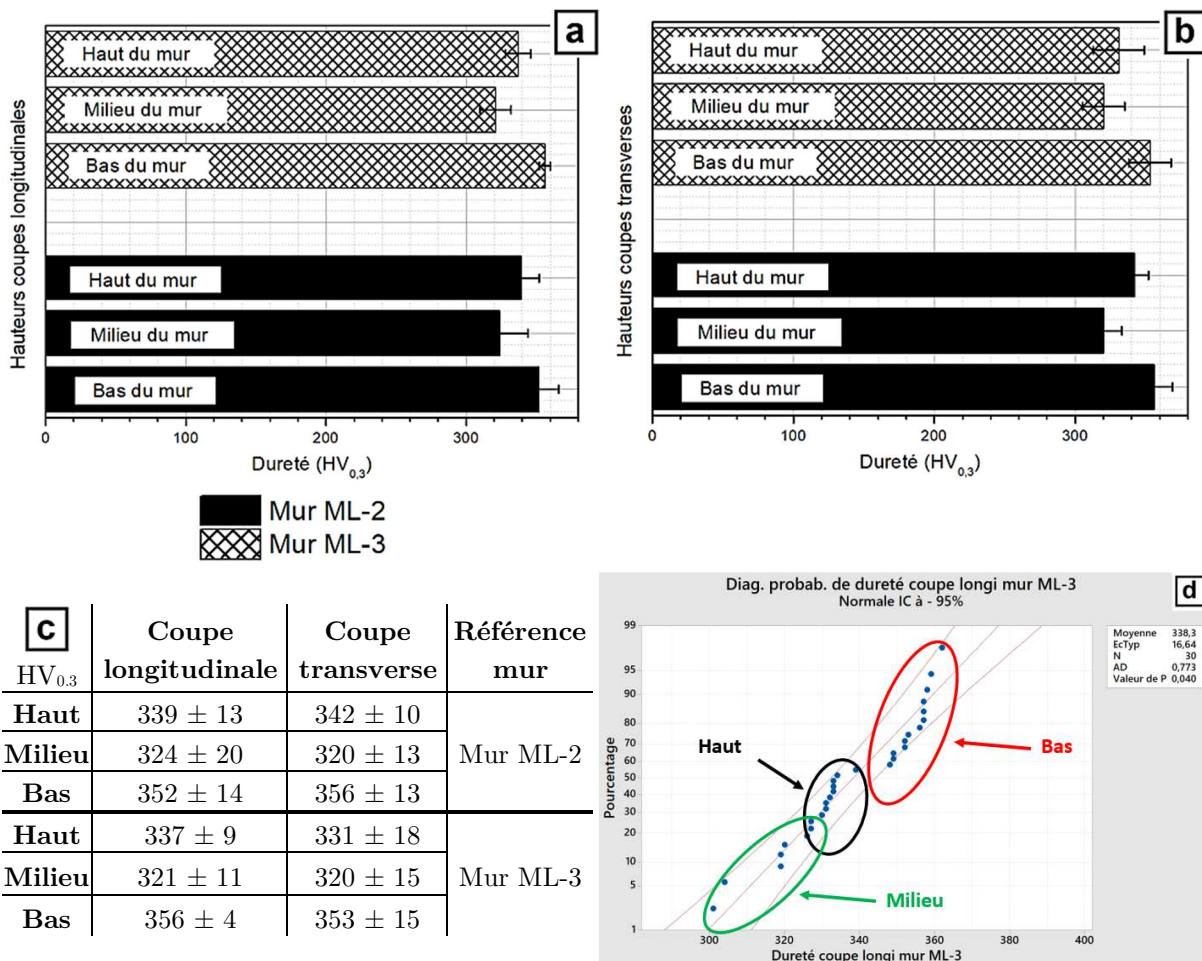


Figure III-70 – Évolution de la dureté dans les deux murs en fonction de la zone de mesure en coupe transverse (a) et longitudinale (b) et exemple de graphique d'analyses statistiques (d)



#### IV.2.4. Propriétés mécaniques des murs

Afin de compléter les gradients de microstructures et de dureté observés, des essais de traction et de résilience à température ambiante, selon la direction de construction et perpendiculaire à celle-ci sont effectués sur les trois murs. Les éprouvettes de traction sont prélevées dans les murs par électroérosion à fil. Le plan de prélèvement est détaillé en Figure III-71.a. Les dimensions des éprouvettes de traction sont identiques à celle évoquées au chapitre 2.

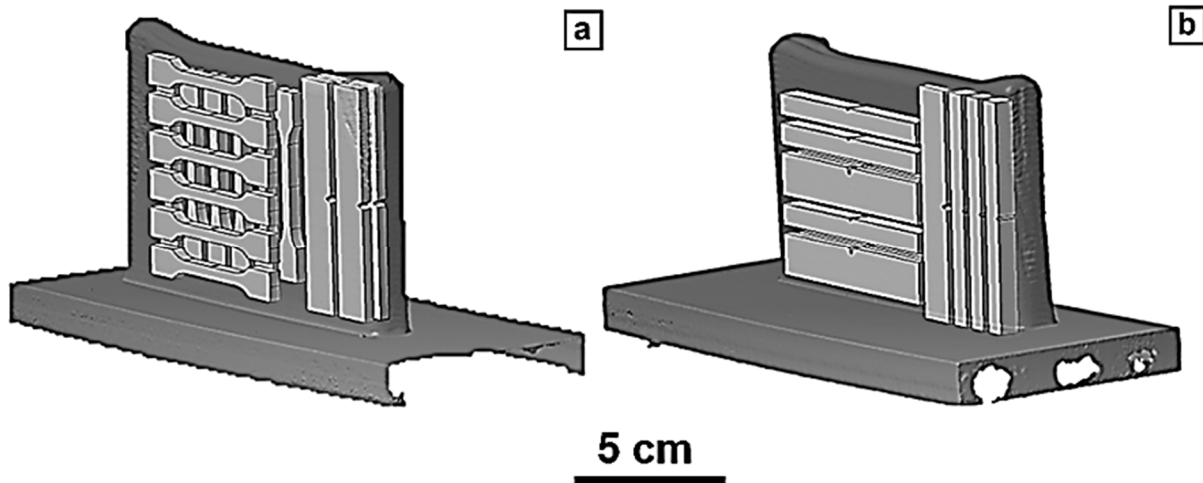


Figure III-71 – Plans de prélèvements des éprouvettes de traction et de résilience dans les murs larges (a, b)

- Construction avec la première loi de puissance

Pour le mur construit selon la première loi de puissance, six éprouvettes de traction horizontales et verticales ainsi que quatre éprouvettes de résilience sont prélevées comme évoqué plus haut (Figure III-72). Étant prélevée dans le substrat, l'éprouvette horizontale basse (H6) n'est pas considérée dans cette étude.

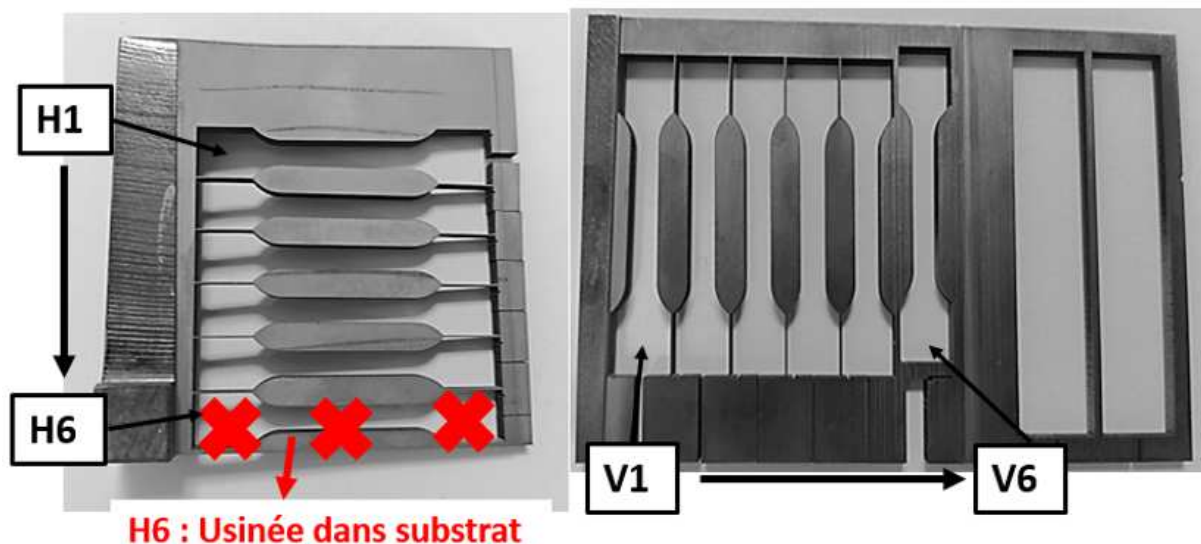


Figure III-72 – Plan de prélèvement des éprouvettes dans le mur laser large (ML-8)

Dans le plan horizontal, les propriétés mécaniques en traction (Figure III-73) sont comparables au précédent mur fin étudié, et aux données de la littérature. La résistance maximale moyenne est ainsi de  $958 \pm 18$  MPa, et l'allongement réparti  $\epsilon_u$  est en moyenne de  $7,7 \pm 0,8$  % alors que l'allongement à rupture A% est en moyenne égal à  $14,5 \pm 1,3$  %.

Aucune variation notable de propriétés mécaniques n'est présente en fonction de la hauteur d'impression, même si une légère diminution de résistance maximale ( $R_m$ ) semble se dégager lorsque la hauteur de prélèvement augmente. Cela pourrait être attribué à la microstructure martensitique, plus dure au bas du mur.

Réf épreuve	$R_{e0,2}$ (MPa)	E (GPa)	$R_m$ (MPa)	$e_u$ (%)	A (%)
H1	850	103	934	7,0	13,2
H2	849	107	948	7,6	16
H3	867	100	960	7,3	13,4
H4	872	103	972	9,1	15,8
H5	872	105	977	7,5	13,9
Moyenne sens horizontal	$862 \pm 12$	$104 \pm 3$	$958 \pm 18$	$7,7 \pm 0,8$	$14,5 \pm 1,3$

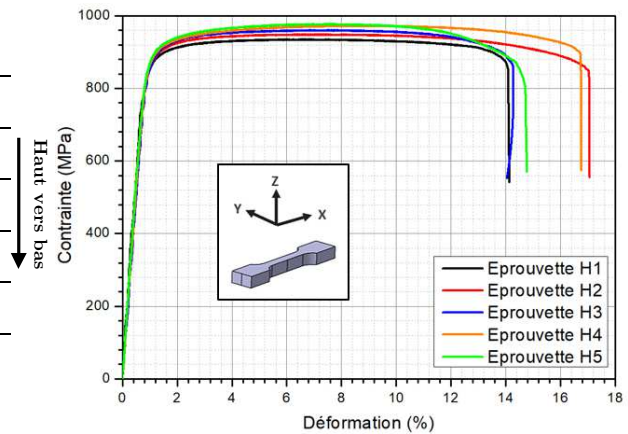


Figure III-73 – Propriétés mécaniques en traction du mur large selon le plan horizontal

Les allongements répartis et à rupture sont similaires à ceux relevés pour le mur fin, malgré une macro- et microstructure sensiblement différentes. La distribution des déformations sur le fût de l'éprouvette est cependant particulière. Alors que la distribution des champs de déformation est très hétérogène dans le mur fin et semble suivre les contours des différents ex-grains  $\beta$  (Figure III-50.b), celle-ci est très homogène pour le mur large (Figure III-74.a). Cette différence s'expliquerait par la macrostructure de ce mur et plus précisément par l'évolution de la taille et de la direction de croissance des ex-grains  $\beta$  entre murs fins et larges. En effet, dans le cas de la construction fine, les ex-grains  $\beta$  sont strictement perpendiculaires au plan du substrat, alors que la microstructure des murs larges présente des ex-grains  $\beta$  qui divergent dans le plan YZ et s'arrangent sous une morphologie en « tronc de palmier ». L'orientation préférentielle moins marquée de ces derniers, couplée à une microstructure de Widmanstätten plus grossière pourraient expliquer ces états de fait. Les faciès de rupture à cupules confirment le mode de rupture ductile (Figure III-74.b).

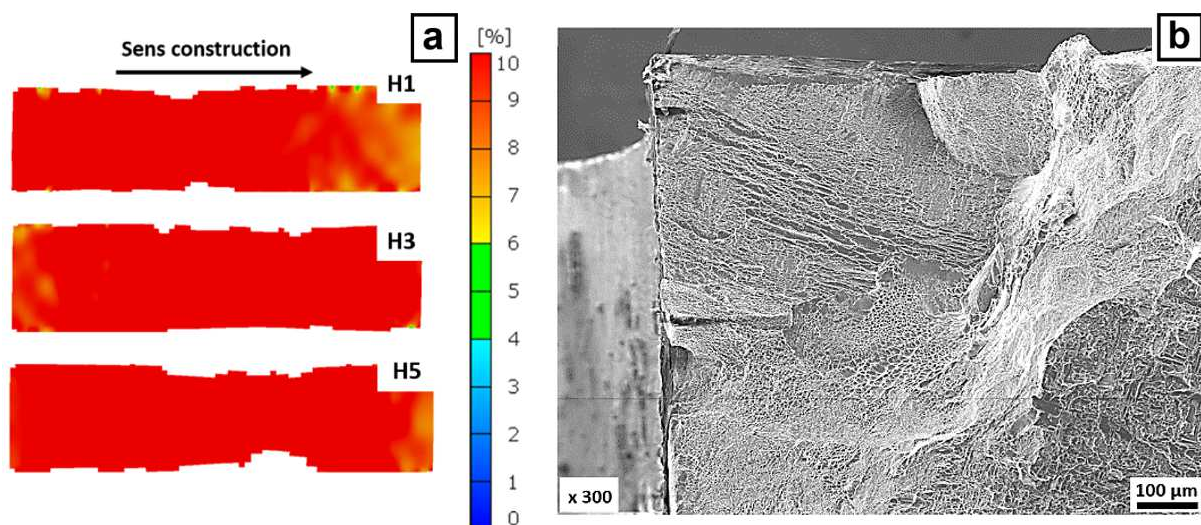


Figure III-74 – Distribution des champs de déformations longitudinaux dans le fût d'éprouvettes horizontales (a) et faciès de rupture de l'éprouvette H4 du mur laser large (b).



Dans le plan vertical, les propriétés mécaniques des éprouvettes testées chutent à des valeurs de  $R_m$  de l'ordre de  $753 \pm 47$  MPa. L'allongement à rupture est en général inférieur à 1 %. Ces valeurs sont bien en deçà de celles constatées dans le sens vertical du mur fin, mais également des valeurs de la littérature (cf. chapitre I). Les ruptures constatées lors de l'essai sont perpendiculaires à la direction de traction (Figure III-76.b) contrairement aux profils de rupture des éprouvettes horizontales inclinés de  $45^\circ$  par rapport à la direction de traction comme montré en Figure III-76.c. De plus, le fût de ces éprouvettes de traction verticales se déforme très peu localement (Figure III-76.a). Cela témoigne d'un mode de rupture quasi-fragile.

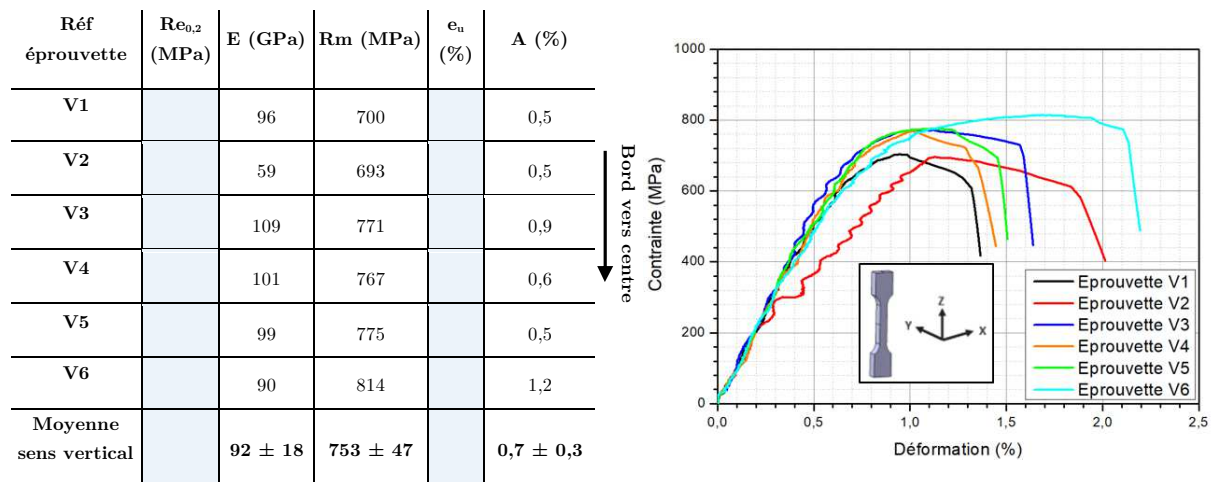


Figure III-75 – Propriétés mécaniques en traction du mur large selon le plan vertical

En s'intéressant à la distribution des champs de déformations lors des essais, ceux-ci sont répartis de façon hétérogène dans le fût, contrairement aux éprouvettes horizontales de ce mur. Les niveaux de déformations locales sont compris entre 0,4 et 2% durant tout l'essai. Juste avant la rupture, nous remarquons l'apparition de deux bandes horizontales séparées d'environ 1,6 mm où la déformation est fortement localisée (Figure III-76). Ce phénomène est observé pour l'ensemble des éprouvettes verticales testées. La rupture se produit ensuite au niveau de ces bandes. La séparation entre ces deux bandes couplées aux propriétés mécaniques dans ce plan nous laisse suspecter la présence de défauts critiques (manque de fusion/collage) au centre de ce mur, non détectés par microscopie optique. En effet, une couche faisant environ 0,8 mm de hauteur, les éventuels défauts sont probablement localisés à l'interface de deux couches proches, représentant des discontinuités métallurgiques cédant prématurément lors des efforts de traction.

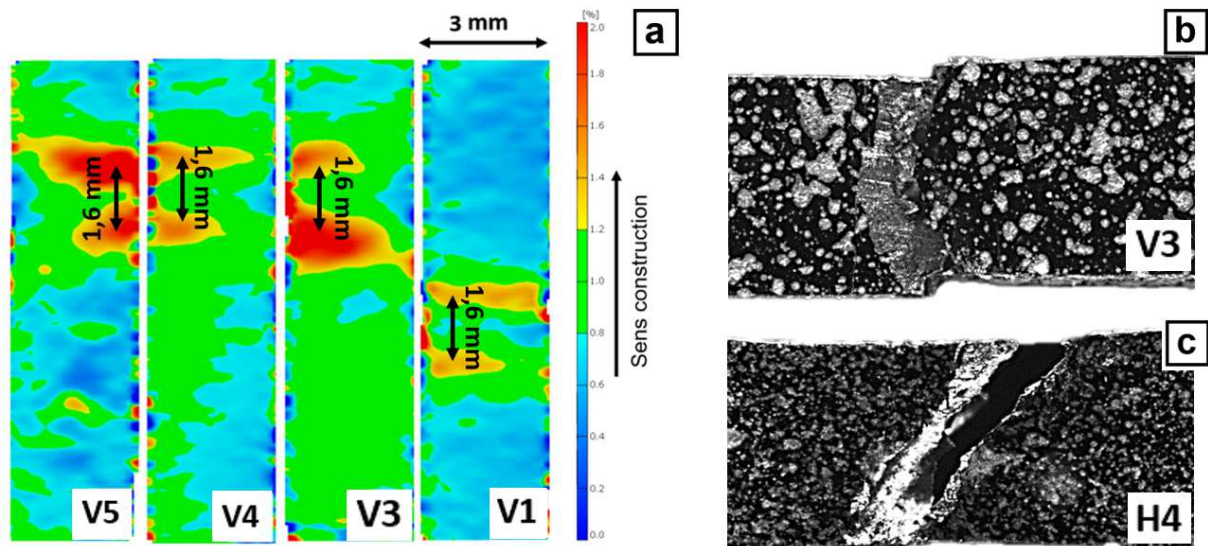


Figure III-76 – Distribution des champs de déformations  $\epsilon_{x, x}$  dans le fût d'éprouvettes verticales (a) et profil de rupture en traction d'une éprouvette verticale (b = rupture fragile à  $90^\circ$  du sens de traction) et horizontale (c = rupture ductile à  $45^\circ$  du sens de traction) du mur laser large

L'analyse des faciès de rupture (Figure III-77) atteste d'un mode de rupture mixte. Les zones à contraste sombre (cadres verts) comportent des cupules sur des zones topologiquement accidentées, attestant un endommagement ductile. Les zones à contrastes clair (cadres rouges) présentent quant à elles une surface lisse et plane où la microstructure est visible. Il s'agit là d'une caractéristique confortant l'hypothèse de collages entre couches.

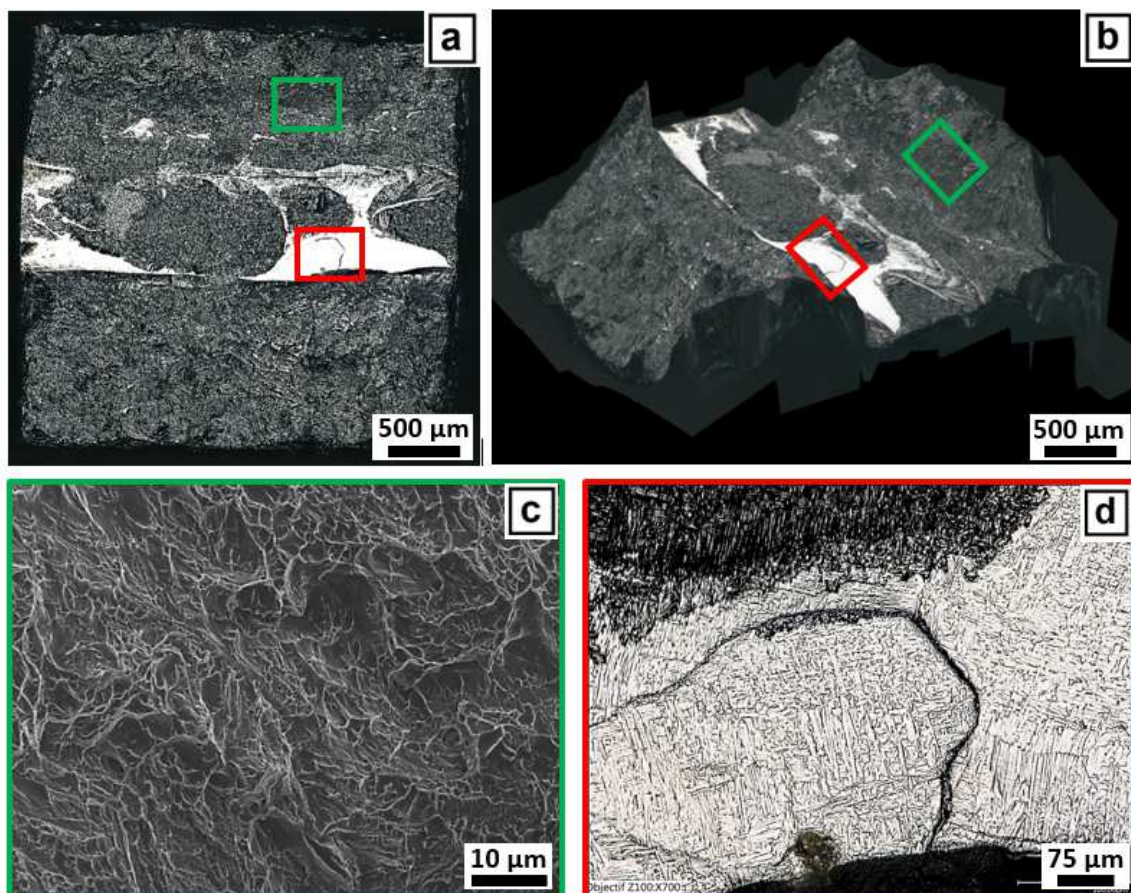


Figure III-77 – Faciès de rupture de l'éprouvette de traction V4 du mur laser large



Les quatre essais de résilience menés ont permis de confirmer ces suspicions. Deux paires d'éprouvettes de résiliences sont prélevées de part et d'autre du plan de symétrie du mur. Les éprouvettes RV1 et RV2 sont issues du demi-mur comportant les éprouvettes horizontales, RV3 et RV4 de celui comportant les éprouvettes verticales (Figure III-78.a). Les deux éprouvettes RV1 et RV2 présentent de bons niveaux de propriétés en résilience, avec une résilience moyenne de  $33,5 \pm 1,7 \text{ J.cm}^{-2}$ . La résilience des éprouvettes du deuxième demi-plan (RV3 et RV4) est divisée par 3, avec une résilience moyenne de  $13,3 \pm 1,7 \text{ J.cm}^{-2}$  (Figure III-78).

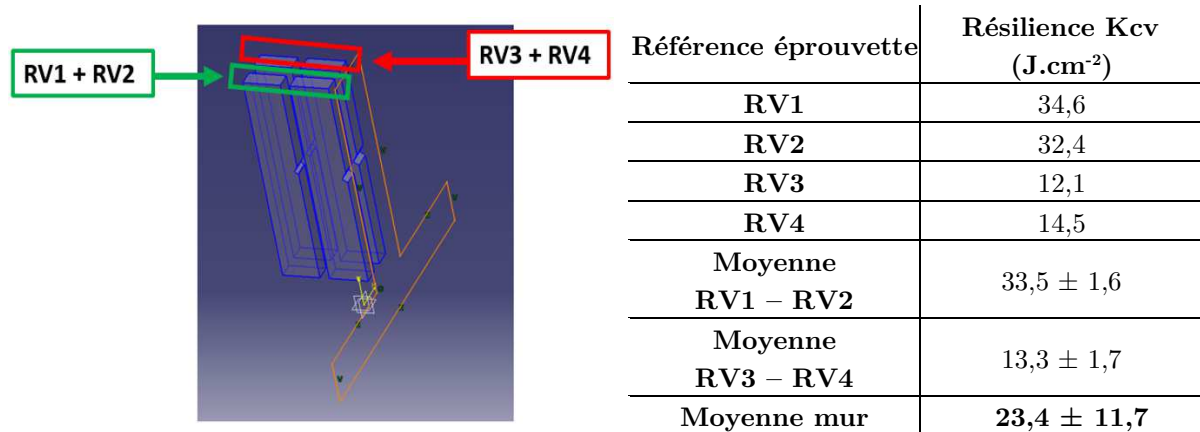


Figure III-78 – Plan de prélèvement des éprouvettes et propriétés en résilience

L'étude du faciès de rupture montre un faciès totalement ductile pour les deux premières éprouvettes RV1 et RV2 (Figure III-79), et un faciès traversé d'une zone d'apparence fragile pour les éprouvettes prélevées dans le plan vertical (RV3, RV4) (Figure III-80.a).

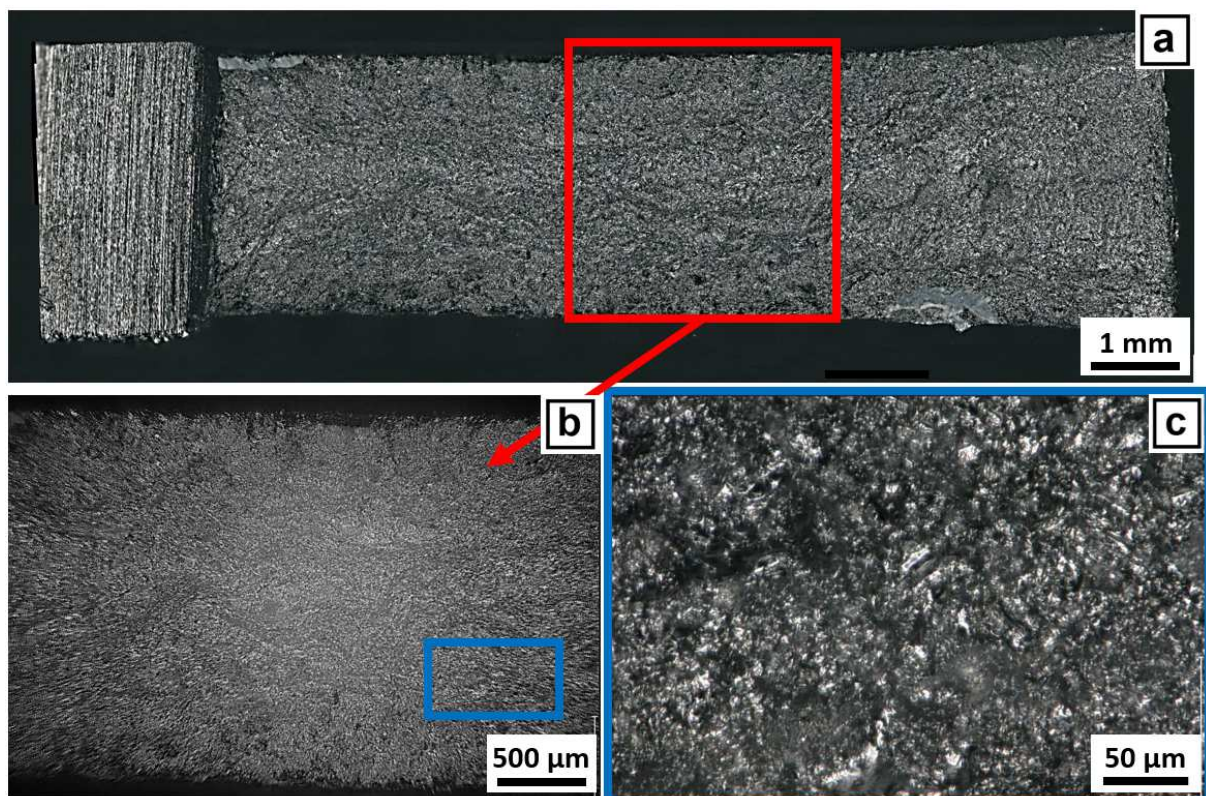


Figure III-79 – Faciès de rupture complet de l'éprouvette RV2 (a) et micrographies x100 et x1000 (b, c)

Les zones fragiles du faciès de rupture des éprouvettes de résilience laissent apparaître la microstructure (Figure III-80.b, c) comme cela est le cas pour les éprouvettes de traction verticales. En se basant sur les résultats de ces essais de résilience, il semble que le demi-plan ou les éprouvettes de traction verticales sont prélevées contient des défauts critiques au niveau du centre du mur. Au contraire, le deuxième demi-plan ou sont prélevées les éprouvettes horizontales semble exempt de défauts critique, d'où des propriétés mécaniques en traction et en résilience acceptables.

L'explication de ce phénomène de fragilité inter-couches pourrait être due à deux facteurs. En premier, une énergie d'impression trop juste, entraînant des collages dans les premières couches du mur et parfois au-delà. Le deuxième facteur pourrait être dû à la stratégie de construction employée. En imprimant en contournage puis en remplissage (ou balayage), le temps d'attente entre ces deux étapes peut être assez long pour engendrer une moins bonne accroche inter-passes ou inter-couches. La combinaison de ces deux phénomènes (énergétique et stratégique) peut expliquer la présence de ces défauts.

Ces essais de traction, combinés aux essais de résilience nous renseignent sur l'importance de l'énergie d'impression en fabrication additive, mais également sur le faible impact de l'énergie emmagasinée en cours d'impression pour abaisser le seuil énergétique minimal d'impression. Ainsi, la principale conclusion à tirer de ce mur est que si l'impression engendre des collages sur la première ou deuxième couche de la pièce, la suite de celle-ci risque d'être fortement fragilisée si cette même loi de puissance et stratégie de dépôt sont suivis.

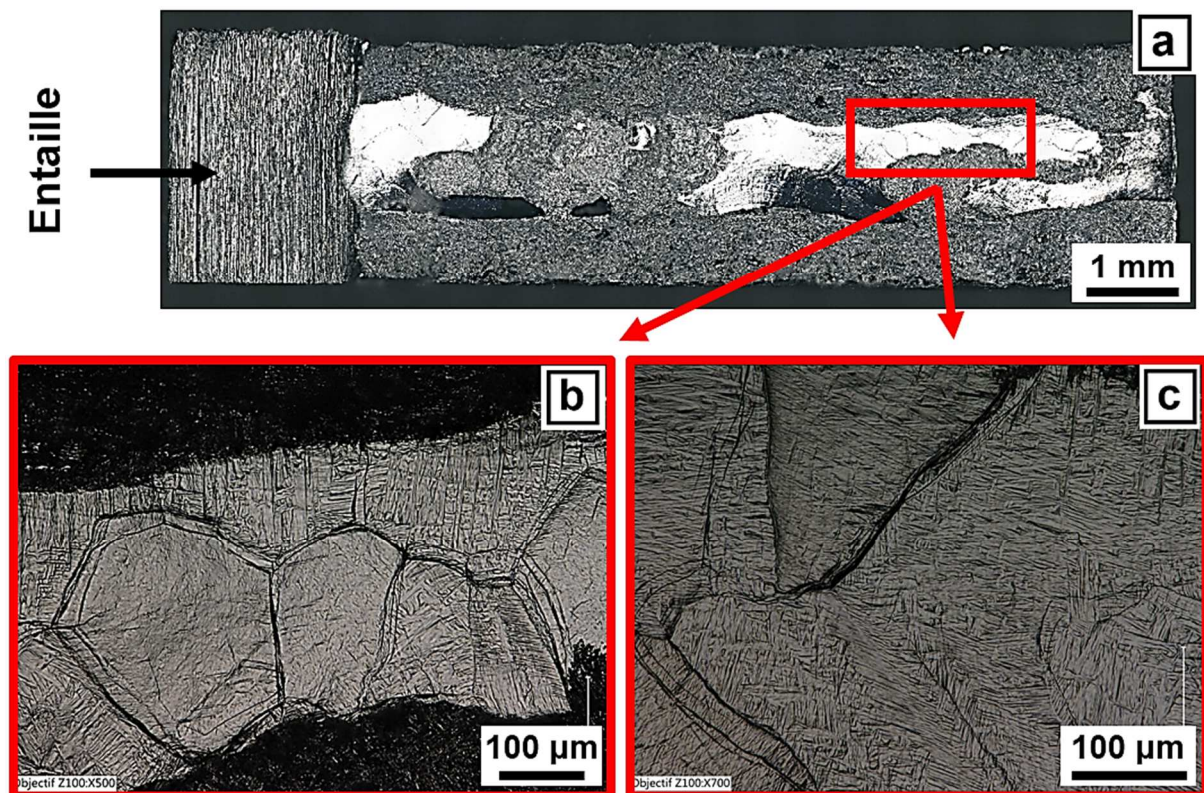


Figure III-80 – Faciès de rupture complet de l'éprouvette RV4 (a) et micrographies des zones fragiles (b, c)

- *Constructions avec la deuxième loi de puissance*

Une augmentation de puissance de 200 W lors de l'impression n'entraîne pas de changement significatif dans les propriétés mécaniques dans la direction horizontale. Nous passons par exemple d'un Rm moyen



de  $958 \pm 18$  MPa pour le précédent mur, à un  $R_m$  moyen de  $939 \pm 35$  MPa pour ce mur. L'allongement réparti est lui égal à  $7,7 \pm 0,8$  % pour le précédent mur et est de  $7,5 \pm 1$  % pour celui-ci.

Réf épreuve	$Re_{0,2}$ (MPa)	E (GPa)	$R_m$ (MPa)	$e_u$ (%)	A (%)
H7	800	104	947	7,8	10,9
H8	848	80	933	6,7	10,3
H9	817	101	906	7,8	11,5
H10	835	79	894	5,9	6
H11	880	113	971	8,3	10,6
H12	898	109	982	8,4	14,9
Moyenne sens horizontal	$846 \pm 37$	$98 \pm 15$	$939 \pm 35$	$7,5 \pm 1$	$10,7 \pm 2,8$

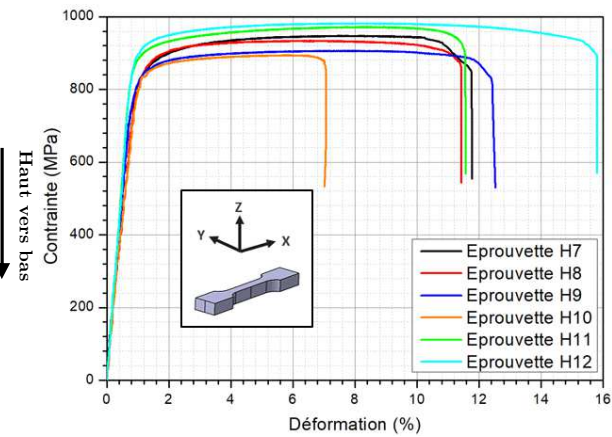


Figure III-81 – Propriétés mécaniques en traction du mur large selon le plan horizontal

Tout comme observé dans le précédent mur, l'éprouvette prélevée en bas du mur (microstructure martensitique) atteint un  $R_m$  légèrement supérieur aux cinq autres, prélevées au-dessus. La distribution des champs de déformations dans les fûts d'éprouvettes est homogène sur tout le fût et est similaire avec ceux observés dans le mur large imprimé avec la première loi de puissance. Ainsi, une déformation moyenne supérieure à 10 % est présente sur tout le fût des six éprouvettes, confirmant l'impact de la macrostructure dans l'homogénéité des déformations dans le fût de l'éprouvette. Enfin, la morphologie des faciès de rupture des éprouvettes confirme le mode de rupture ductile, avec la présence d'un faciès recouvert de cupules dans son intégralité. Notons qu'une étude approfondie de ces faciès a été effectuée dans le but de vérifier la présence d'éventuelles fragilités telles que des porosités ou manques de fusion. Aucun défaut majeur n'a pu être mis en évidence.

Dans le plan vertical, les propriétés mécaniques sont totalement différentes de celles du mur imprimé avec 200 W de moins. Le  $R_m$  moyen passe ainsi de  $753 \pm 47$  MPa à une valeur plus cohérente de  $883 \pm 11$  MPa. L'allongement à rupture passe quant à lui de  $0,7 \pm 0,3$  % à  $9 \pm 3,8$  % (Figure III-82).

Réf épreuve	$Re_{0,2}$ (MPa)	E (GPa)	$R_m$ (MPa)	$e_u$ (%)	A (%)
V7	784	109	886	3,6	4,7
V8	812	103	885	3,4	5,5
V9	797	100	880	4	7,9
V10	817	120	901	4,5	12,3
V11	766	140	871	4,6	9,3
V12	813	101	872	3,9	14,4
Moyenne sens vertical	$798 \pm 20$	$112 \pm 16$	$883 \pm 11$	$4 \pm 0,5$	$9 \pm 3,8$

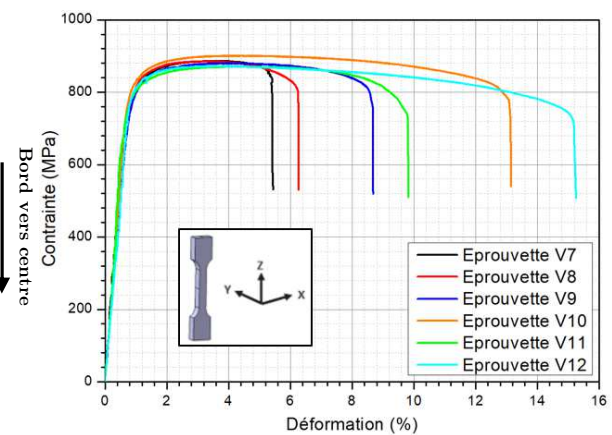


Figure III-82 – Propriétés mécaniques en traction du mur large selon le plan vertical

Aucune tendance claire ne se dégage quant à un effet de la position de ces éprouvettes, du bord vers le centre du mur. Les ruptures se déclarent toutes dans le domaine plastique, et sont localisées dans la partie haute du fût de l'éprouvette, partie correspondant à une macrostructure d'ex-grains beta en tronc de palmier, couplée à une microstructure de Widmanstätten. En effet, un gradient macro- et microstructural existe dans ces éprouvettes verticales de traction comme montré en Figure III-84. Ces gradients macro- et microstructural engendrent un gradient de distribution des champs de déformation dans le fût de l'éprouvette (Figure III-83.a). Il a ainsi été observé une plus grande déformation dans les zones où la microstructure est de type Widmanstätten. Cette zone présente une dureté plus faible, et se déforme donc plus facilement. Au contraire, les zones basses des fûts des éprouvettes, de microstructure martensitique se déforment beaucoup moins. Un gradient de déformation existe donc pour l'ensemble des éprouvettes verticales, ce gradient suit le gradient macro et microstructural discuté auparavant, et illustré en Figure III-84.

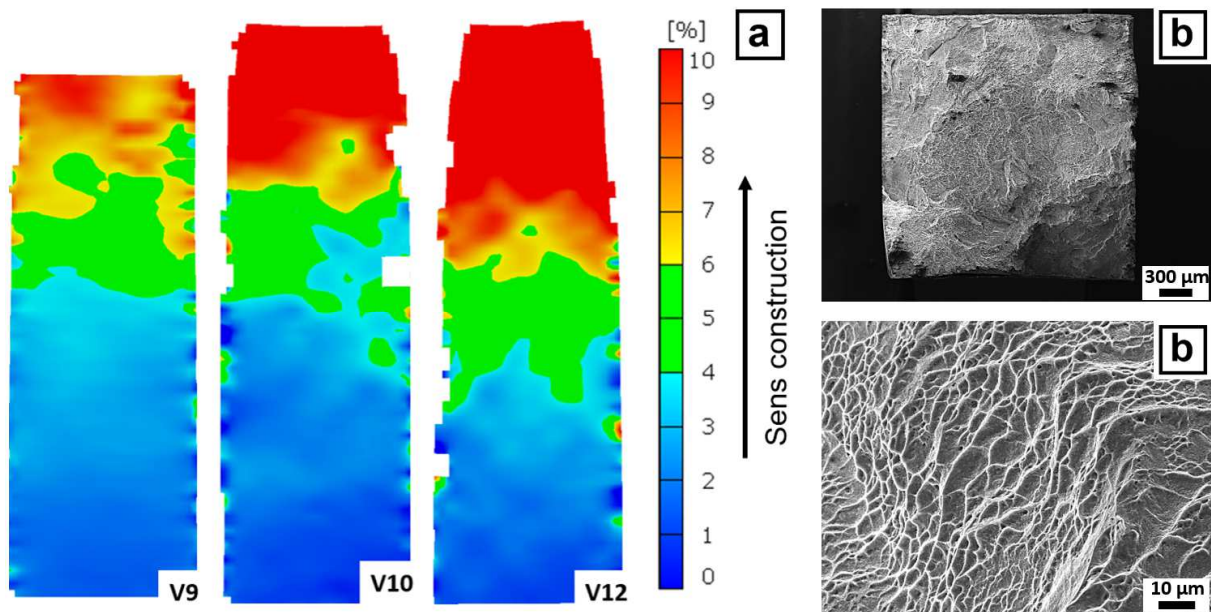


Figure III-83 – Distribution des champs de déformations  $\epsilon_{x, x}$  dans le fût d'éprouvettes verticales (a) et micrographies MEB montrant le faciès de rupture de l'éprouvette V12

Enfin, l'étude de faciès de rupture n'a montré aucune zone fragile contrairement au précédent mur. L'ensemble du faciès est composé de cupules comme montré en Figure III-83.b. Notons que contrairement aux autres procédés de fabrication additive utilisant un lit de poudre, la ductilité dans le sens horizontal est plus importante (quasiment doublé en ce qui concerne l'allongement réparti) que dans le plan vertical.



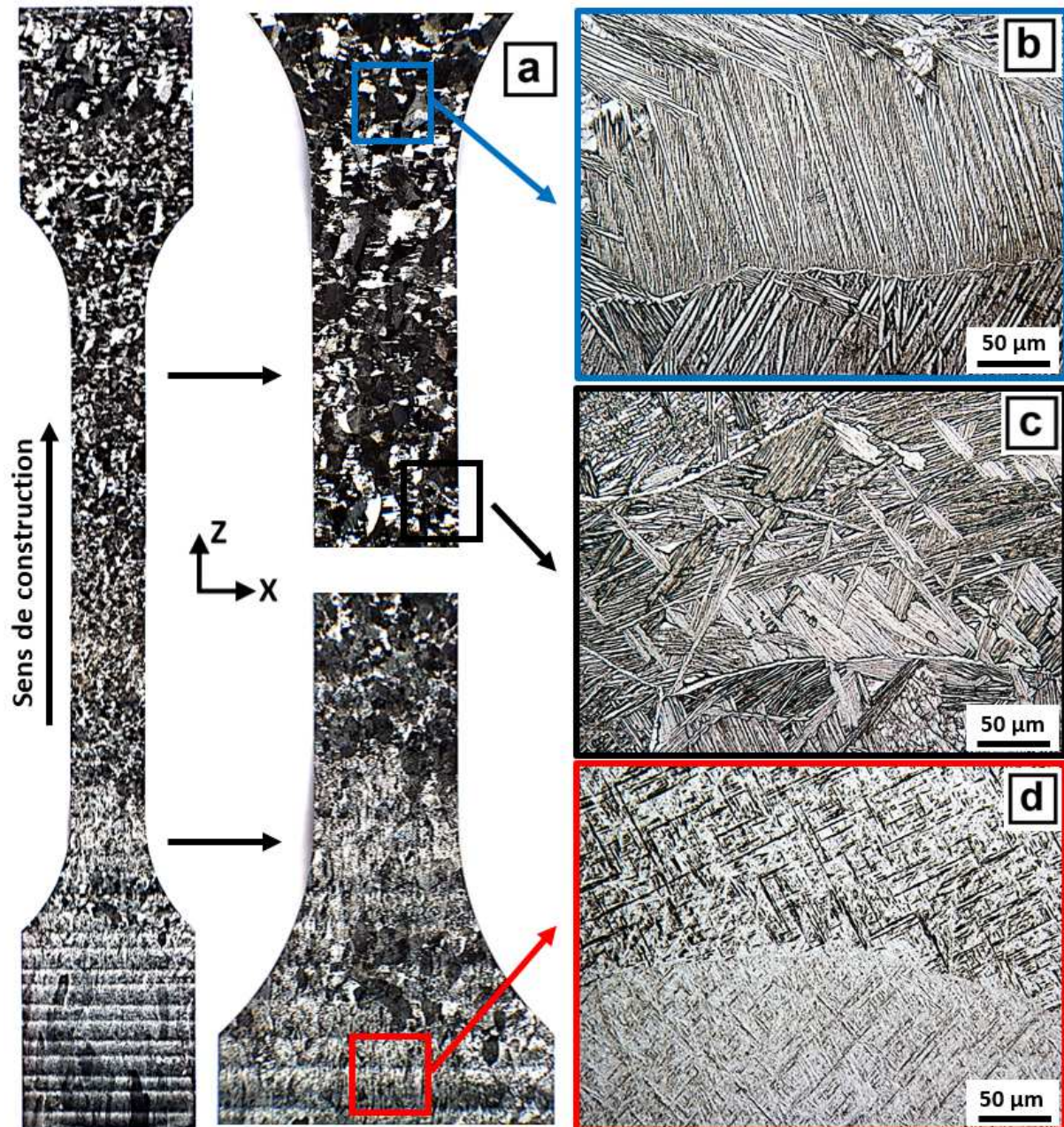


Figure III-84 – Macro- (a) et microstructures (b, c, d) d'une éprouvette verticale (V8) du mur large laser

Grâce à l'ajustement de puissance opéré pour les murs ML-2 et ML-3, les problématiques de continuité métallurgique entre les couches déposées sont résolues. Les ruptures interviennent bien après une déformation plastique significative, et ce quelle que soit l'orientation de l'éprouvette testée. Les propriétés mécaniques sont comparables à celles de la littérature, et à celles du mur fin caractérisé auparavant. Pour confirmer les résultats des essais de traction, quatre essais de résilience sont effectués en suivant le même principe de prélèvement que dans le mur construit avec la première loi de puissance.



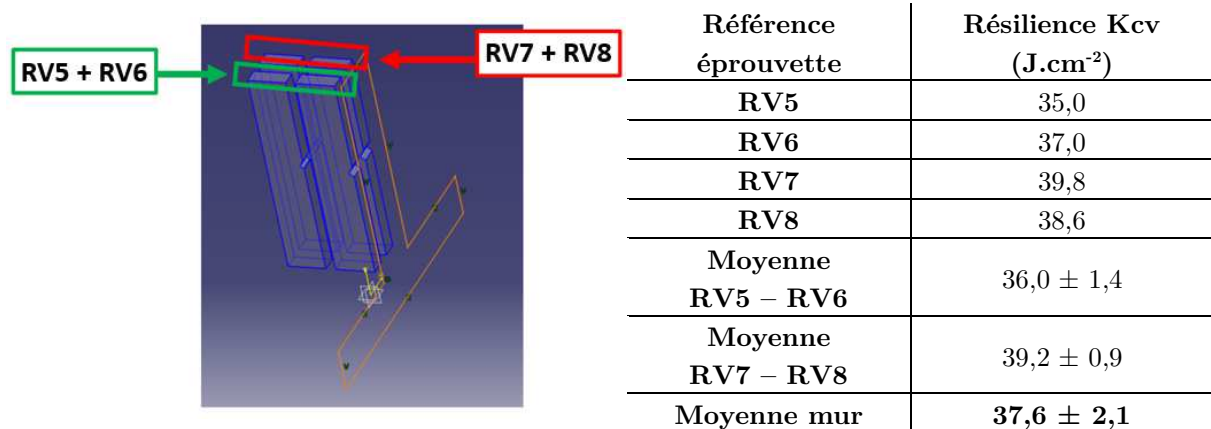


Figure III-85 – Plan de prélèvement des éprouvettes et propriétés en résilience

Les résultats des essais montrent des propriétés en résilience proches pour l'ensemble des éprouvettes. Le KCV est ainsi compris entre 35 et 40 J.cm<sup>-2</sup> pour les éprouvettes prélevées dans le demi-plan des éprouvettes horizontales (RV5 et RV6), et celles prélevées dans le demi-plan des éprouvettes verticales (RV7 et RV8). Les valeurs de résilience de ce mur sont également comparables à celles du précédent mur, prélevées dans le demi-plan des éprouvettes horizontales (RV1 + RV2) qui ont des KCV respectives égales à 34,6 et 32,4 J.cm<sup>-2</sup>. L'étude du faciès de rupture des quatre éprouvettes ne montre pas de défauts ou de fragilités particulières (Figure III-86). L'ensemble de la zone de rupture est composé de cupules.

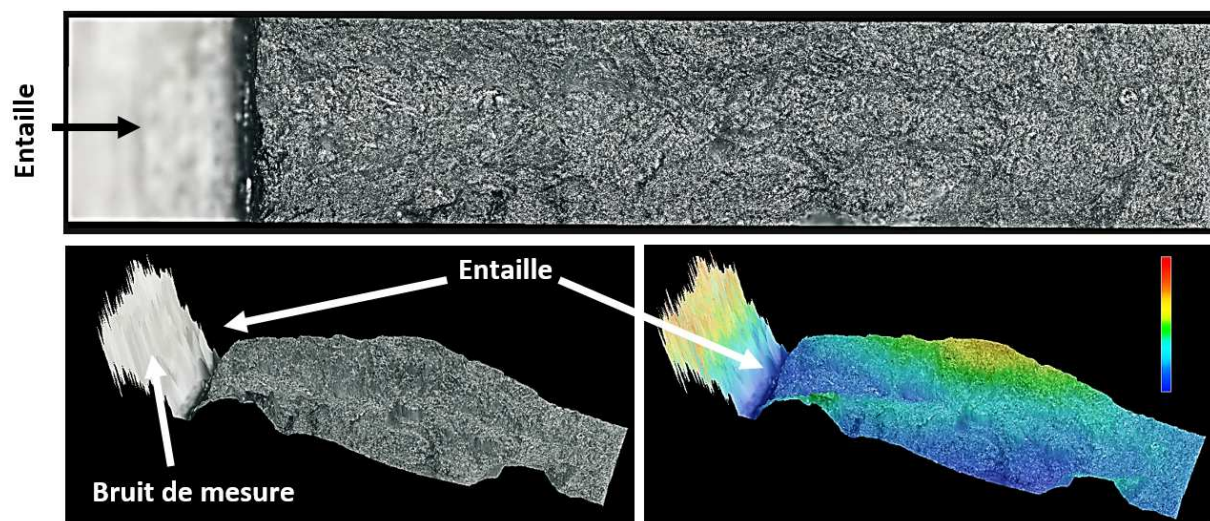


Figure III-86 – Faciès de rupture de l'éprouvette de résilience RV7

Ces essais confirment donc la bonne tenue mécanique de ce mur, la bonne fusion inter-couche et l'absence de comportement hétérogène au sein d'un même plan 2D.

## V. Conclusion

Dans ce chapitre, le procédé LMD-w avec la tête CoaxPrinter de Precitec a été exploré suivant une approche classique en sciences des matériaux établissant les relations entre les paramètres procédé – les microstructures – les propriétés mécaniques. L'influence des paramètres d'entrée que sont la puissance, le débit de fil et la vitesse de translation du robot ou leur combinaison (WFS/TS, énergie linéique) sur les microstructures de l'alliage Ti-6Al-4V et les propriétés mécaniques est déterminée. Grâce aux



différents monocordons imprimés, le domaine de fonctionnement complet de la tête Precitec a ainsi pu être déterminé.

La phase d'amorce du procédé LMD-w est primordiale. La nécessité d'avoir un bon séquençage lors de cette phase a été étudié dans le but d'éviter la dégénérescence du procédé. Un séquençage type, propre à chaque couple WFS/P est mis en place. Ces choix ont permis de résoudre de multitudes problématiques liées à la fusion du fil ou à son soudage au substrat, pour atteindre un taux de réussite de 100 %.

Grâce aux différentes campagnes sur monocordons, la relation entre paramètres procédés d'ordre 1 et comportements morphologiques, métallurgiques et mécaniques des monocordons est connue. En augmentant le rapport WFS/TS, des monocordons de moins en moins étalés et de plus en plus haut sont obtenus jusqu'à un rapport WFS/TS de six, ou des monocordons aux angles de mouillages proches de 90° sont obtenus. Au-delà, les monocordons déposés sont plus étalés et leurs angles de mouillages augmentent fortement. Lorsque l'énergie linéique augmente, la profondeur des zones refondues et des zones affectées thermiquement augmente. Les macrostructures (ex-grains  $\beta$ ) sont également de plus en plus larges lorsque l'énergie linéique augmente. Ce paramètre énergétique ne semble en revanche pas impacter les microstructures résultantes sur les monocordons issus de ces travaux, avec la présence de microstructure martensitique quelle que soit l'énergie utilisée. La dureté des différents monocordons de ces travaux est également stable (340 à 350 HV<sub>0,3</sub> en moyenne) et ne dépend d'aucun paramètre procédé d'ordre 1 pour ce procédé LMD-w avec la tête Precitec Coaxprinter.

Combiné à cela, les analyses de santé matière ont montré la très bonne qualité des impressions effectuées avec cette tête laser en utilisant l'alliage Ti-6Al-4V sous forme de fil de 1,2 mm de diamètre en matière d'entrée.

Les principaux défis menant à une bonne utilisation et maîtrise de la technologie « *Wire Laser Additive Manufacturing with Wire* » avec la tête Precitec et de son environnement extérieur (inertage par exemple) ont été résolus. Grâce à cela, des choix orientés constructions fines et constructions larges ont pu être effectués et le passage du monocordon, au plan 2D puis aux murs a été effectué avec succès.

Les principales caractéristiques géométriques, métallurgiques et mécaniques des murs imprimés sont équivalentes à celles de la bibliographie, et représentent un socle solide pour le passage de l'échelle laboratoire à l'échelle du/des démonstrateur(s) industriel(s). D'autres paramètres non directement accessibles expérimentalement sont néanmoins encore à approfondir pour obtenir une connaissance et maîtrise plus fine et complète du procédé. Pour cela, l'apport de la simulation est primordial, pour notamment comprendre les composantes thermiques métallurgiques et géométriques lors du passage vers un plan d'expérience plus large et étoffé que celui abordé durant ces travaux.

---

---

# Chapitre IV : Comparaison des procédés CMT et LMD-w

---

Introduction.....	209
I. Analyses comparatives des monocordons CMT et LMD.....	209
I.1. Analyses énergétiques .....	209
I.2. Présentation de la méthode CORICO.....	214
I.3. Modèles d'évolutions des monocordons CMT et LMD-w sur tout le domaine de fonctionnement.....	215
II. Performance industrielle des procédés CMT et LMD-w en fabrication additive fil.....	222
II.1. Robustesse des procédés CMT et LMD-w .....	222
II.2. Précision des dépôts.....	224
II.3. Interaction « source d'énergie – matière » et efficience énergétique des procédés.....	226
III. Lien stratégie – énergie .....	226
III.1. Validation du modèle de simulation du procédé LMD-w sur monocordons.....	227
III.2. Évolutions thermiques lors des constructions 3D en fabrication additive fil....	229
III.3. Impact de la stratégie de dépôt de matière sur les monocordons 3D en fabrication additive fil.....	234

---

---

IV. Propriétés en traction : relation procédé – microstructures – propriétés mécaniques.....	237
V. Conclusion.....	238



## Introduction

Étudiés séparément dans les précédents chapitres, le comportement des procédés CMT et LMD-w en fabrication additive par fil est comparé dans cette partie. Ce travail va permettre de situer chaque procédé par rapport à des domaines d'applications. Outre cet aspect, purement applicatif, il s'agit de produire une analyse la plus complète possible de la relation qui existe entre la nature de la source d'énergie, les paramètres procédés, les caractéristiques microstructurales et le comportement mécanique des solides obtenus.

Pour cela, trois grandes parties sont développées dans ce chapitre :

- La première partie s'intéresse à l'évolution des monocordons issus des différents plans d'expérience, dans le but de comprendre et prédire le comportement de chacun des procédés sur leurs domaines de fonctionnement propres. Ces prédictions sont basées sur des modèles obtenus par le biais d'équations de régression fondées sur les interactions logiques. Elles ont pour but de définir à la fois des zones de fonctionnement adaptées et un couple idéal de paramètres procédé pour chaque type d'application visée par le projet. Celles-ci sont effectuées grâce au logiciel CORICO comme expliqué dans la suite.
- La deuxième partie confronte les procédés CMT et LMD-w pour la production de blocs en trois dimensions, sur différents aspects tels que la robustesse des procédés, la précision des dépôts ou la performance énergétique en construction. Cette partie intègre donc les stratégies mises en œuvre pour chaque procédé.
- Enfin, la troisième partie s'intéresse elle plus spécifiquement au lien « procédé – propriétés métallurgiques - propriétés mécaniques » sur les différents murs imprimés à travers une approche mêlant données expérimentales et issues de la simulation, pour le cas du procédé LMD-w.

## I. Analyses comparatives des monocordons CMT et LMD

Après avoir étudié séparément les monocordons issus des procédés CMT et LMD-w, cette partie s'intéresse à la comparaison des différentes caractéristiques des monocordons issus de ces deux procédés. Pour cela, un couplage des paramètres est nécessaire. Ce couplage est effectué via l'énergie linéique ( $E_L$ ), tenant compte à la fois de la vitesse robot et de la puissance de la source d'énergie. Les sources d'énergie (laser et arc électrique) présentant des caractéristiques d'interaction très différentes avec la matière, les valeurs de puissance prises en compte seront ici le produit courant-tension moyen en CMT, et la puissance nominale en sortie de source pour le laser. Dans un premier temps, une comparaison de la morphologie des monocordons (hauteur, largeur, angle de contact...), puis de la taille des zones métallurgiques (profondeur ZRF, ZAT) est menée en se basant sur l'énergie linéique.

### I.1. Analyses énergétiques

#### *Relation Énergie – morphologie des monocordons*

En traçant les différentes variables morphologiques des monocordons obtenus par procédés Arc-fil (CMT) et Laser-fil (LMD-w) en fonction de l'énergie linéique (Figure IV-1), plusieurs caractéristiques



apparaissent. D'une part, la quantité de matière déposée par unité de longueur est très fortement liée à l'énergie linéique (Figure IV-1.a). Celle-ci, représentée à travers la section de dépôt, est calculée grâce au rapport entre volume théorique<sup>6</sup> et longueur totale du dépôt. Cette proportionnalité entre énergie linéique et section de dépôt est très nette pour les deux lois synergiques CMT, qui sont, de ce point de vue, quasiment indifférenciables.

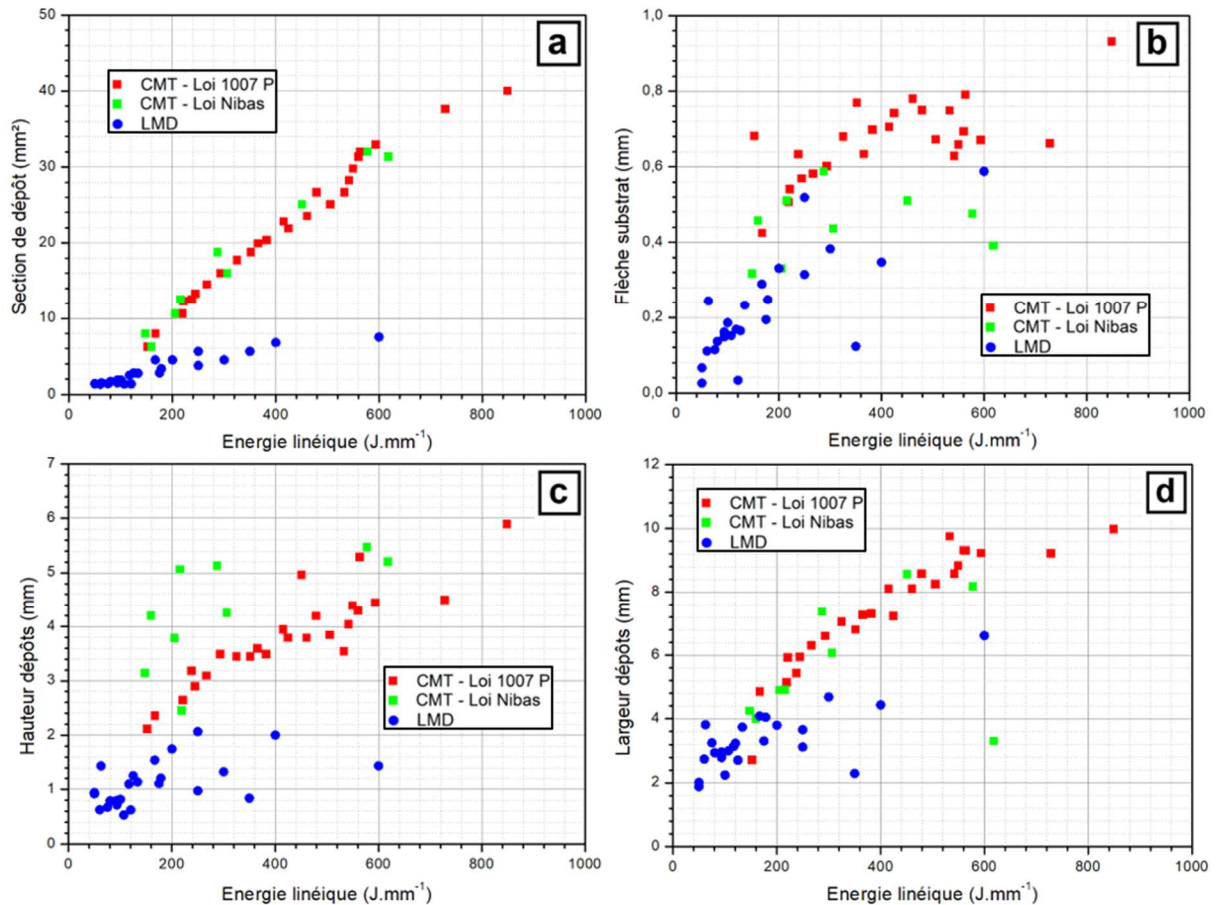


Figure IV-1 – Évolution de la morphologie des monocordons : volume de matière déposé (a), flèche des substrats (b), hauteur (c) et largeur (d) des dépôts en fonction de l'énergie linéique

Il est notable que le procédé CMT permet des taux de dépôts légèrement plus élevés que le procédé LMD – w autour de 200 J.mm<sup>-1</sup>. Au-delà, la différence de taux de dépôt s'accroît en faveur du CMT. Le rapport de volume de matière déposée entre procédé CMT et LMD est ainsi d'environ 2,4 fois plus important pour le procédé CMT pour une énergie linéique de 200 J.mm<sup>-1</sup> et 4,2 fois pour une énergie linéique de 600 J.mm<sup>-1</sup> (Figure IV-1.a). En comparant les deux lois synergiques CMT, nous remarquons une tendance similaire en termes de volume de matière déposée en fonction de l'énergie linéique. Cette constatation ne tient cependant pas compte des pertes matières lors des impressions, notamment sous la forme de nombreuses projections lors de l'utilisation de la loi 1007 P. En ce sens, l'utilisation de la loi NIBAS permet *a priori* d'obtenir un meilleur rapport taux de dépôt / énergie linéique du fait de la quasi-absence de projections lors des impressions. Cela se confirme par les graphiques C et D de la Figure IV-1 montrant des largeurs identiques à iso-énergie, mais des hauteurs plus importantes pour les monocordons issus de la loi NIBAS. L'utilisation de la loi 1007 pulsée permet en revanche d'atteindre des énergies linéiques supérieures à celles autorisées par la loi NIBAS. Cela permet d'atteindre des taux de dépôt plus

<sup>6</sup> Volume théorique [mm<sup>3</sup>] =  $\pi \times r^2$  [m<sup>2</sup>]  $\times$  WFS [m.min<sup>-1</sup>]  $\times$  t [min]

importants puisqu'un débit de fil de  $12 \text{ m.min}^{-1}$  peut être atteint avec la loi 1007 P, alors que le débit de fil est limité à  $10,5 \text{ m.min}^{-1}$  (à vitesse de dépôt identique) pour la loi NIBAS. Nous rappelons qu'au-delà de ce débit, la loi synergique génère des monocordons dont la géométrie n'est plus viable pour de la fabrication additive (cf. Chapitre 2, section II.1).

En s'intéressant à la hauteur et à la largeur des dépôts (Figure IV-1.c et d), nous remarquons que le procédé CMT autorise l'obtention de dépôts plus larges et plus hauts, comparés au procédé laser fil. Cela est logique au vu des taux de dépôts plus importants permis par le procédé CMT par rapport au procédé LMD à iso-énergie. Ces observations peuvent donc orienter les futures applications avec l'utilisation du procédé LMD pour les dépôts plus fins et peu volumineux, obtenus à de faibles niveaux d'énergie linéique. Cela prend tout son sens en ajoutant l'excellente régularité des dépôts laser fil par rapport à ceux produits en arc-fil. Au contraire, le procédé CMT pourrait être orienté vers les dépôts plus massifs, ne nécessitant pas une aussi bonne régularité, mais exigeant des taux de dépôt plus importants. Cette assertion sera développée et étayée, dans la partie II du présent chapitre. Enfin, à iso énergie, les dépôts CMT obtenus avec la loi NIBAS sont plus hauts et légèrement moins larges que ceux de la loi 1007 P.

En s'intéressant à la flèche du substrat, deux principales tendances apparaissent (Figure IV-1.b). À iso-énergie linéique, la déformation en bout de substrat est toujours supérieure lors de l'utilisation du procédé CMT par rapport au procédé LMD. Ceci est cependant à considérer avec précaution puisque pour une même énergie linéique, beaucoup plus de matière est déposée en CMT. Cette comparaison de flèche serait plus pertinente dans le cas où un même volume de matière serait déposé pour une énergie linéique donnée, et ce pour les deux procédés. C'est l'objet de la Figure IV-2.

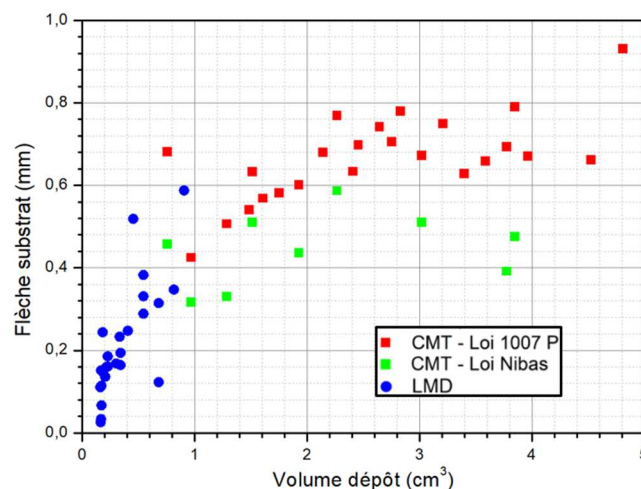


Figure IV-2 – Évolution de la flèche du substrat en fonction du volume de matière déposé par monocordon (de longueur 120 mm), pour les procédés CMT et LMD-w

En comparant cette fois-ci les deux lois synergiques pour des volumes de matière déposée comparables, il apparaît clairement que l'utilisation de la loi non pulsée tend à minimiser ces déformations par rapport à l'utilisation de la loi pulsée. Le procédé LMD, nettement limité en termes de quantité de matière déposée, semble suivre une tendance très comparable à celle de la loi CMT 1007 P.

### *Relation Énergie – taille des zones métallurgiques des monocordons*

En s'intéressant aux paramètres métallurgiques en fonction de l'énergie linéique des monocordons, nous remarquons, à iso-énergie, la formation de zones refondues de plus grandes dimensions avec l'utilisation du procédé CMT par rapport au procédé LMD-w (Figure IV-3.a). Cet écart de profondeur de zone

refondue s'accroît lorsque l'énergie linéique augmente. Cela s'explique par une moins bonne adaptation du procédé LMD-w pour les hautes énergies. En effet, l'efficacité énergétique est meilleure en arc électrique par rapport au laser puisque quasiment 75 à 90% de l'énergie de l'arc sert à fondre le substrat et le fil et très peu de pertes énergétiques sont à déplorer avec cette source de d'énergie [165][166], [167]. Or, l'interaction faisceau laser - matière induit de fortes réflexions. Pour un laser YAG (de longueur d'onde d'environ 1  $\mu\text{m}$ ) irradiant un substrat en titane, environ 40 % de l'énergie incidente est réellement absorbée, et donc utilisée pour fondre le substrat et le fil [168]. Cette perte par réflexion devient ici sensible pour des valeurs d'énergie linéique supérieures à 300  $\text{J}\cdot\text{mm}^{-1}$ .

De plus, le débit de fil étant fixé par l'opérateur, indépendamment des autres paramètres procédés, un surcroît d'énergie est nécessaire pour le fondre. Une grande partie de cette énergie incidente nécessaire idéalement pour amorcer le bain de fusion et y fondre le fil sera réfléchi et donc perdue. Or, ces problématiques ne sont pas présentes dans le procédé CMT puisque la quantité d'énergie idéale délivrée par le générateur pour fondre le fil de titane est automatiquement adaptée par le poste, selon les lois synergiques conçues par le constructeur. Cela participe donc probablement à cette moins bonne gestion énergétique observée lors de l'utilisation de fortes énergies linéiques avec le procédé LMD-w.

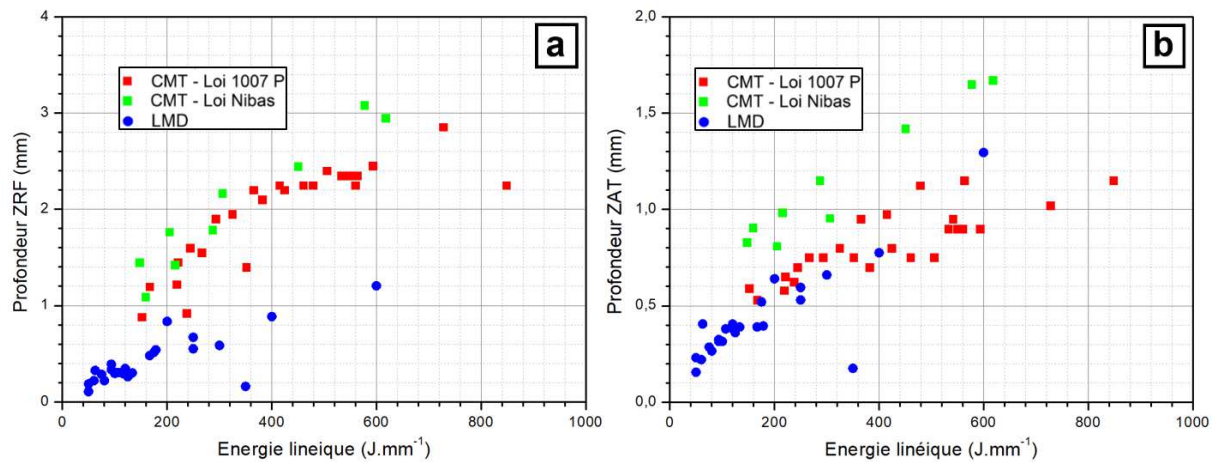


Figure IV-3 – Évolution des profondeurs des différentes zones métallurgiques des monocordons en fonction de l'énergie linéique : zone refondue (a) et zone affectée thermiquement (b)

Les profondeurs des zones affectées thermiquement (ZAT) sont-elles similaires entre les deux procédés à énergie linéique comparable (Figure IV-3.b). Le surplus de densité de puissance apporté en procédé LMD-w ne semble donc pas permettre la génération de ZAT plus profondes. Les hypothèses émises auparavant semblent corroborées par les analyses des mesures thermiques menées *in-situ*.

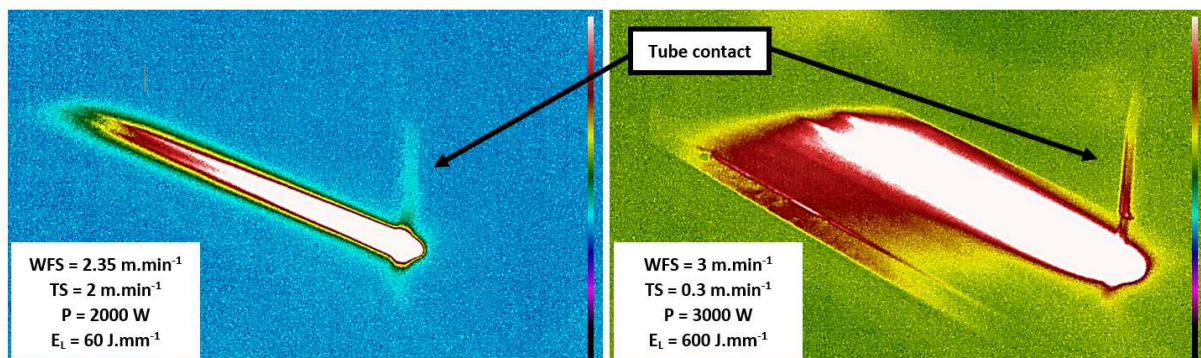


Figure IV-4 – Imageries thermiques montrant les phénomènes de réflexions aux hautes énergies linéiques

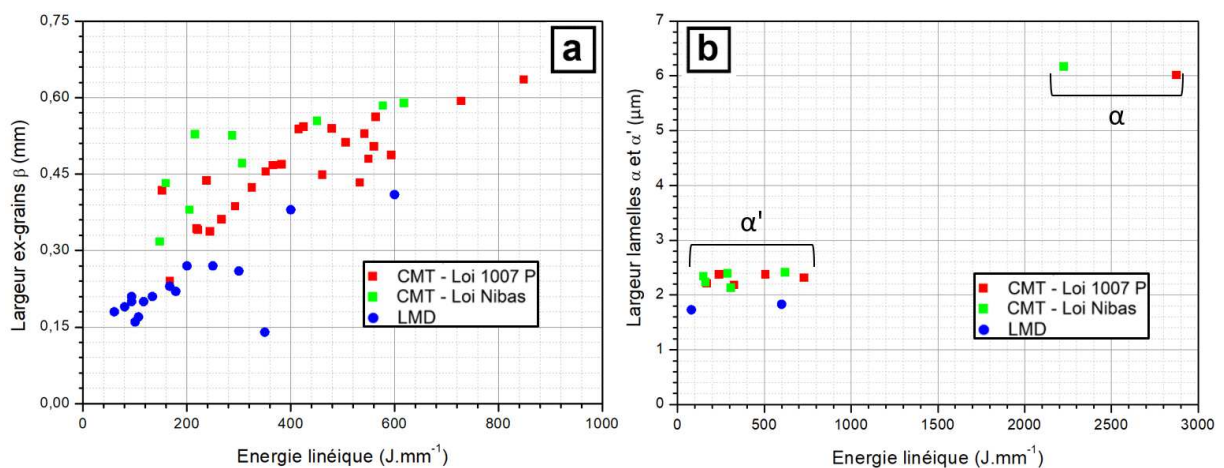


En comparant un monocordon imprimé à une faible énergie linéique ( $60 \text{ J.mm}^{-1}$ ) avec un deuxième imprimé à énergie linéique bien supérieure ( $600 \text{ J.mm}^{-1}$ ), nous remarquons une distribution de température totalement différente autour du système substrat + dépôt (Figure IV-4). En effet, et dans le cas du monocordon obtenu aux faibles énergies, très peu de pertes de chaleur (et donc de réflexion du faisceau laser) sont observées. Le guide fil reste proche de la température de la cuve d'inertage. Au contraire, en augmentant fortement l'énergie linéique, la température du guide fil augmente rapidement. Ce phénomène est lié en grande partie aux pertes par réflexion du faisceau laser (valeur de puissance trop importante pour le ratio WFS/TS utilisé).

En ce qui concerne le procédé CMT, l'efficacité énergétique semble être meilleure avec la loi NIBAS qu'avec la loi 1007 pulsée. À iso-énergie, les tailles des zones refondues sont très proches, quelles que soient les lois utilisées. En revanche, les ZAT obtenues avec la loi synergique NIBAS sont plus profondes que celles obtenues avec la loi synergique 1007 P. Cette différence tend à s'accroître avec l'augmentation de l'énergie linéique (Figure IV-3.b).

En s'intéressant aux largeurs moyennes des ex-grains  $\beta$  composant la macrostructure des monocordons, une estimation des vitesses de refroidissement aux alentours du liquidus peut être proposée. Ainsi, pour des vitesses de refroidissement relativement faibles, les ex-grains  $\beta$  seront plus larges, et réciproquement. La vitesse de refroidissement aux alentours du transus fixe quant à elle la taille de la sous-structure .. Les résultats des analyses microstructurales sont donnés en Figure IV-5.

Notons que dans le cas de la Figure IV-5.b, deux monocordons imprimés aux plus faibles vitesses de dépôt en CMT sont rajoutés à l'étude. Ces monocordons sont inadaptés pour les applications de fabrication additive, car d'une géométrie insatisfaisante, mais ils permettent d'obtenir des informations sur l'évolution de la microstructure en fonction de l'énergie linéique. Ceux-ci correspondent au monocordon P - 13 d'énergie linéique égale à  $2872 \text{ J.mm}^{-1}$ , et au monocordon N - 6 d'énergie linéique égale à  $2224 \text{ J.mm}^{-1}$ .





que ceux obtenus avec les procédés CMT. Les niveaux d'énergie linéique sont aussi plus faibles, et ainsi les vitesses de refroidissement en général et de solidification en particulier sont plus élevées. Enfin, il est nécessaire de rappeler ici que l'énergie linéique en question n'est malheureusement calculée qu'avec la puissance nominale du faisceau et ne prend pas en compte les réflexions du faisceau à la surface de la matière fondue. La correction de celle-ci en énergie nette permettrait une meilleure appréhension de ces aspects.

La largeur des lamelles  $\alpha$  et  $\alpha'$  composant la microstructure confirme ces hautes vitesses de refroidissement, avec une microstructure légèrement plus fine en laser par rapport au CMT (Figure IV-5.b). L'ensemble des monocordons sont de microstructure martensitique. Seul les monocordons imprimés aux vitesses de dépôt minimales voient leur microstructure changer. La largeur des lamelles  $\alpha$  de ces monocordons est de l'ordre de 6  $\mu\text{m}$  pour les deux lois synergiques testées.

### *Discussion*

À travers cette étude, les tendances des évolutions morphologiques et métallurgiques des monocordons CMT et LMD-w sont confrontées et expliquées. Ces conclusions sont effectuées sur les monocordons issus de nos plans d'expériences. Elles représentent donc un nombre relativement restreint des essais possibles en procédés CMT et LMD. Afin d'avoir une compréhension plus exhaustive du comportement de chaque monocordon lorsqu'un paramètre procédé varie, un élargissement de l'étude sur la totalité des plages paramétriques autorisées par les procédés étudiés est entrepris. Ceci est effectué grâce au logiciel CORICO, logiciel qui permet à partir de nos résultats expérimentaux de prédire le comportement complet grâce à des équations de régression basées sur le principe d'interactions logiques. Les détails du fonctionnement de ce logiciel ainsi que les résultats obtenus sont développés par la suite. Notons que pour rester cohérent avec les plans d'expériences des chapitres 2 et 3, l'énergie linéique n'est plus considérée dans un premier temps, cette étude s'appuyant sur les paramètres procédés d'ordre 1 (WFS, TS, P).

## I.2. Présentation de la méthode CORICO

Le logiciel CORICO est un logiciel permettant la génération et le traitement de plans d'expériences selon une méthode dite « d'interaction logique ». Une « interaction logique » est une fonction de deux variables qualitatives ou quantitatives :  $f(A, B)$  qui est, elle-même, une « variable » avec un sens « logique », donc un sens physique très fort [169] [170] .

Cette notion mathématique d'« interaction logique » a été introduite à la fin des années 1990 [171]. Celle-ci permet de prédire à partir d'un certain nombre de points discrets non orthogonaux et non linéaires, le comportement global ou continu des paramètres d'entrée grâce à des équations de régression des modèles, se basant sur des interactions logiques entre facteurs, détaillées au Tableau IV-1.

À partir d'un plan d'expérience, le logiciel analyse méthodiquement les corrélations totales et partielles, et délivre un schéma synthétique des liens non-redondants entre les variables. Grâce aux corrélations partielles, CORICO détermine si la forte corrélation entre deux variables ne découle pas d'une commune dépendance à une troisième. Il détecte aussi l'action simultanée de plusieurs variables sur un paramètre, malgré la faible corrélation de celui-ci avec chacune d'entre elles [169]. Enfin, après l'analyse de toutes les interactions possibles, cette méthode permet d'éliminer toutes celles dont la corrélation partielle est inférieure à un certain seuil défini par l'utilisateur, puis construit le modèle en commençant par le facteur d'entrée ayant le plus fort impact sur celui de sortie.

Tableau IV-1 – Table des symboles et fonctions logiques utilisées dans les équations de régression de la méthode CORICO

Y = f(A, B)	Signification	La réponse Y est forte lorsque...	Formules pour toute observation i	Domaines
A*B	A ou-exclusif B	... A est fort et B est faible ou A est faible et B est fort	$-a_i b_i$	
A^B	A ou B	... A est fort ou B est fort	$-(a_{max} a_i)(-b_{max} - b_i)$	
A^B	A ou non B	... A est fort ou B est faible	$-(a_{max} - a_i)(b_{min} + b_i)$	
A&B	A et B	... A et B sont forts	$(a_{min} + a_i)(b_{min} + b_i)$	
A&-B	A et non B	... A est fort et B est faible	$(a_{min} + a_i)(b_{max} - b_i)$	
A}B	A modulé par B	... A est fort si B est fort	$a_i(b_{min} + b_i)$	
A}-B	A modulé par non B	... A est fort si B est faible	$a_i(b_{max} - b_i)$	
A}B	A modulé par B moyen	... A est fort si B est moyen	$\frac{a_i}{\sqrt{\frac{b_{max} + b_{min}}{500} + b_i^2}}$	
A{B	A moyen si B	... A est moyen si B est fort	$\frac{(b_{min} + b_i)}{\sqrt{\frac{a_{max} + a_{min}}{200} + a_i^2}}$	
A{-B	A moyen si non B	... A est moyen si B est faible	$\frac{(b_{max} - b_i)}{\sqrt{\frac{a_{max} + a_{min}}{200} + a_i^2}}$	
A'B	ni A ni B (sens large)	... ni A ni B ne sont extrêmes (ils sont moyens)	$-a_i^2 - b_i^2$	
A!B	ni A ni B (sens strict)	... ni A ni B ne sont extrêmes (ils sont strictement moyens)	$(a_{min}^2 - a_i^2)(b_{min}^2 - b_i^2)$	
A#B	A comme B	... A varie comme B	$-(a_i - b_i)^2$	
A+B	A plus B	... la somme de A et B (centrés-réduits) est forte	$a_i + b_i$	
A-B	A moins B	... la différence de A et B (centrés-réduits) est forte	$a_i - b_i$	

Grâce à cette méthode, les modèles construits ici sont robustes. Des limitations à ces modèles existent cependant, notamment lorsqu'une recherche de désirabilité par application est effectuée (puisque ces modèles sont uniquement basés sur des monocordons). Or, l'empilement de monocordons peut modifier leurs aspects morphologiques et métallurgiques, à cause d'une multitude de facteurs comme l'évolution des échanges thermiques tout au long de la fabrication d'un massif ou la stratégie de construction de celui-ci.

### I.3. Modèles d'évolutions des monocordons CMT et LMD-w sur tout le domaine de fonctionnement

#### *Relation paramètres procédés – morphologie des monocordons*

En recherchant les interactions logiques entre paramètres procédé d'ordre 1 et la morphologie des monocordons (hauteur, largeur, angles de contact et flèches des substrats), les équations de régressions suivantes sont obtenues pour les deux procédés étudiés (Tableau IV-2).

Dans ce tableau, le facteur d'entrée ayant le plus fort impact sur celui de sortie est mis en évidence en rouge.

Tableau IV-2 – Équations des modèles de régression logiques obtenus par la méthode CORICO, reliant les paramètres procédés et la morphologie des monocordons pour les procédés CMT et LMD

Procédés / Loi synergique	Equations des modèles de régression	R <sup>2a</sup>
CMT / 1007 P	Largeur = 7.766 – 9.206 TS&-WFS – 6.206 TS&-TS + 1.893 WFS&-WFS + 1.443 WFS{WFS – 2.528 TS!TS	0,952
	Hauteur = 3.894 – 5.913 TS]-TS – 2.137 TS{-WFS – 1.590 TS!TS + 1.037 WFS{WFS	0.919
	Angle de contact = 124.9 + 96.82 TS]-TS + 18.32 TS{WFS + 29.39 WFS!WFS – 47.56 TS}TS + 17.85 TS!TS	0.847
	Flèche substrat = 0.6793 – 0.5222 TS^TS + 0.1194 WFS&-WFS	0.839
CMT / NIBAS	Largeur = 6.466 + 6.501 WFS{-TS – 4.786 TS{-TS + 5.706 TS]-TS – 1.339 TS{WFS + 1.560 TS!TS + 1.911 TS}TS + 0.7838 WFS&-WFS – 11.46 TS^TS	0.993
	Hauteur = 5.101 – 5.744 TS]-TS – 2.491 TS!TS + 1.249 TS{-TS + 2.137 WFS]-WFS – 1.744 WFS#-TS + 1.979 TS{TS	0.980
	Angle de contact = 108.1 + 43.77 TS]-TS – 24.72 WFS]WFS	0.618
	Flèche substrat = 0.4671 – 0.2489 TS^TS + 0.09246 WFS&-WFS + 0.1942 WFS{-WFS + 0.05794 TS{TS + 0.1535 WFS+TS – 0.06256 WFS#TS + 0.089 TS}TS – 0.2053 TS}WFS	1
LMD-w	Largeur = 3.361 + 3.956 P&-TS	0.690
	Hauteur = 1.110 - 1.462 TS]-TS + 0.9045 WFS}TS - 0.4250 TS!TS - 0.5175 P-WFS	0.581
	Angle de contact = 131.0 + 73.78 P^P + 42.06 TS{-WFS + 30.08 TS!TS	0.650
	Flèche substrat = 0.2201 + 0.4461 P-TS + 0.2896 WFS*WFS - 0.1918 TS&-TS	0.620

Pour le procédé CMT, les équations montrent le fort impact de la variable TS (vitesse de dépôt) sur les largeurs, hauteurs, angles de contact et flèche des différents monocordons. Cela est en accord avec les observations faites sur nos plans d'expériences du chapitre 2 de ces travaux. La morphologie des monocordons en LMD-w -est-elle majoritairement dépendante des paramètres puissance (P). Une seule exception est présente pour la hauteur des monocordons, qui est plus impactée par la vitesse robot. Ces équations de régressions sont également en accord avec les différentes études menées sur le LMD-w, au chapitre 3.

Afin d'avoir une meilleure idée sur l'évolution morphologique des monocordons en CMT et LMD en tout point du domaine de fonctionnement, ces équations de régression sont modélisées sous forme de graphiques (Figure IV-6, Figure IV-7 et Figure IV-8). Les deux paramètres les plus influents d'après les équations de régression CORICO sont à chaque fois présentés.

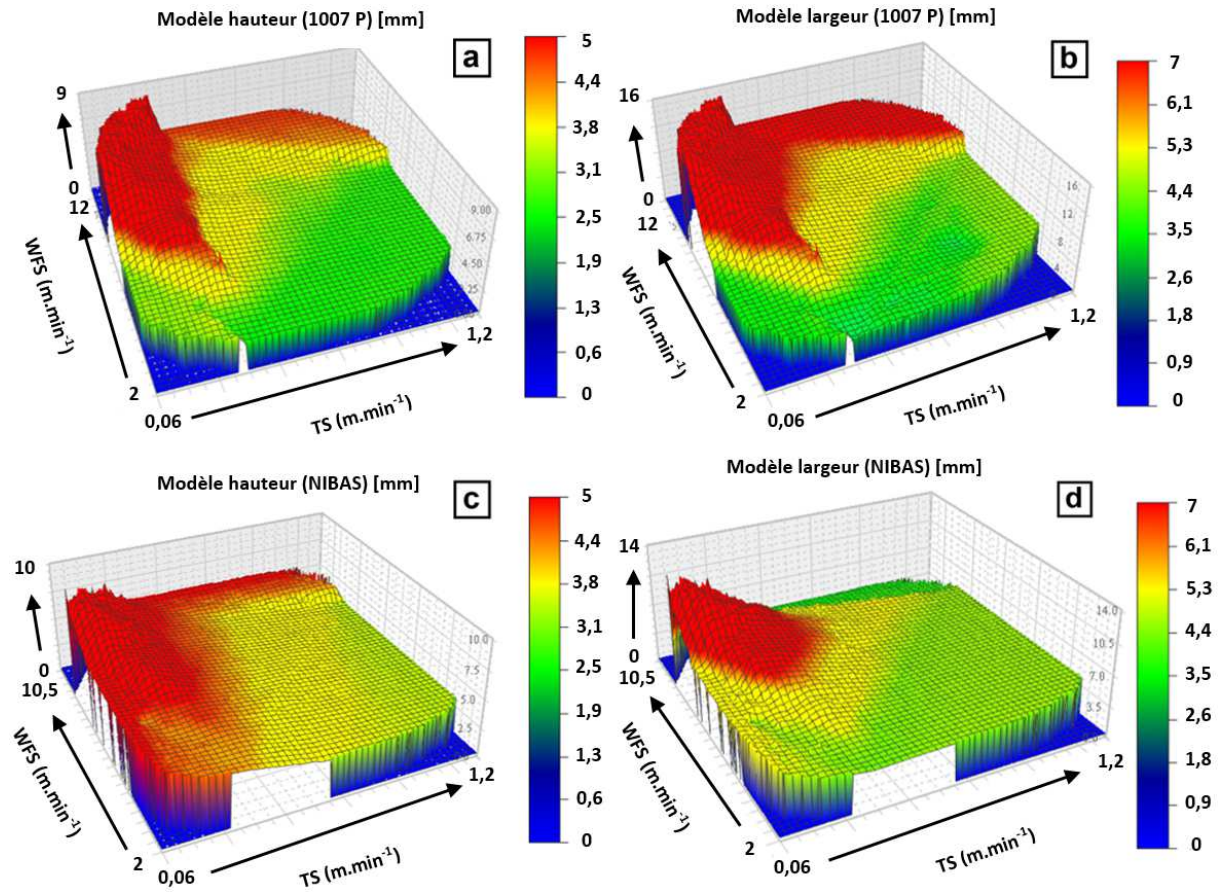


Figure IV-6 – Évolution de la morphologie des monocordons (hauteur et largeur) sur tout le domaine de fonctionnement - (a, b) loi synergique 1007 P et (c, d) loi synergique NIBAS

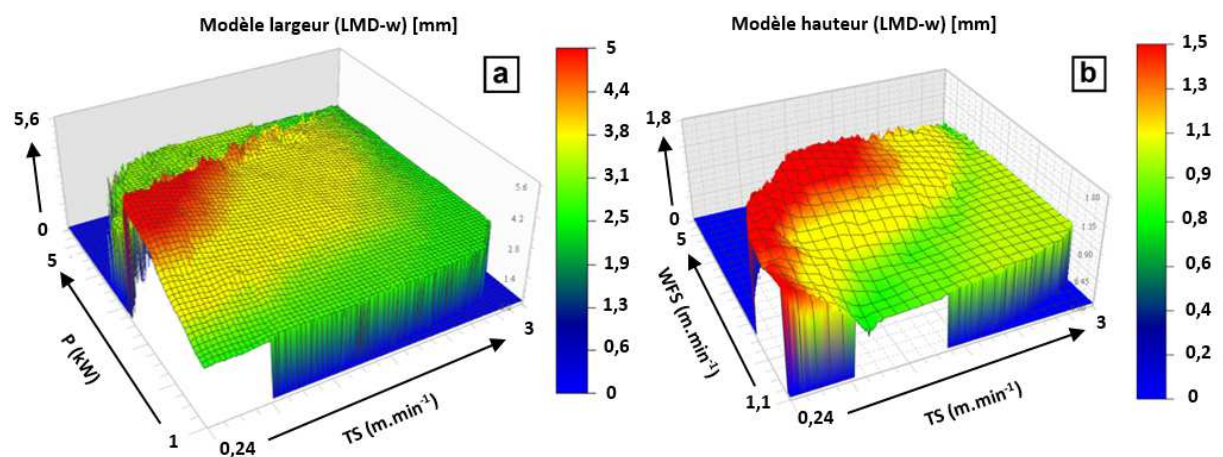


Figure IV-7 – Évolution de la morphologie des monocordons (largeur et hauteur) sur tout le domaine de fonctionnement du procédé LMD-w

Comme attendu, les résultats de ces modélisations montrent une forte dépendance des facteurs hauteur et largeur des monocordons en fonction des paramètres d'entrées. Ainsi, les hauteurs et largeurs



---

maximales des monocordons pour les deux lois synergiques en CMT sont atteintes pour des hauts débits de fil combinés à des faibles vitesses robot Figure IV-6. En se mettant dans ces conditions de hauteurs et largeurs maximales, nous remarquons que les monocordons produits avec la loi 1007 P sont plus larges et moins hauts que ceux produits par la loi synergique NIBAS. Ces résultats sont en accord avec nos observations du chapitre 2 et nous confortent dans la pertinence de cette méthode CORICO.

En modélisant les largeurs et hauteurs des monocordons LMD-w (Figure IV-7), une tendance similaire est observée. Les largeurs et hauteurs maximales sont atteintes pour les faibles TS combinées aux hautes puissances. Notons que la zone combinant haut P et faible TS n'est pas modélisée dans ces graphiques traitant de la prévision du comportement des monocordons LMD-w car le procédé n'est pas fonctionnel dans cette zone, et cela quel que soit le débit de fil utilisé.

En s'intéressant à la flèche en bout de substrat de nos deux procédés (Figure IV-8), trois principales conclusions ressortent :

- Les déformations maximales des substrats sont atteintes en CMT pour les faibles vitesses robot et hauts débits de fil, alors que celles-ci sont maximales pour les faibles vitesses de dépôts et hautes puissances en procédé laser-fil.

Pour le procédé CMT, cette configuration haut WFS, faible TS est la configuration la plus énergétique possible. En effet, en se mettant aux TS minimales, le temps de dépôts est maximal, engendrant une grande accumulation de chaleur dans les dépôts. De plus, la grande quantité de fil déposée engendre un maintien plus important aux hautes températures favorisant de façon mineure la flèche post dépôt.

Pour le procédé LMD, la composante maximale gérant ce paramètre est une haute énergie linéique, combinée à un débit de fil intermédiaire.

- En comparant les flèches substrat des deux lois synergiques, nous remarquons qu'à paramétrie procédé identique, la loi 1007 P engendre davantage de contraintes résiduelles que la loi NIBAS. Ceci est en accord avec les observations du chapitre 2 de ces travaux.
- Sur nos domaines de fonctionnement, les valeurs de déformations en bout de substrat sont toujours inférieures en procédé LMD par rapport au procédé CMT. Cette rapide comparaison a pour but de situer les déformations minimales et maximales que nous pourrions rencontrer lors de nos dépôts en restant dans les domaines de fonctionnement de ces travaux. Une comparaison plus pertinente de ces valeurs de flèches entre procédé CMT et LMD est effectuée dans la partie suivante en tenant compte de l'énergie linéique dans les deux cas.

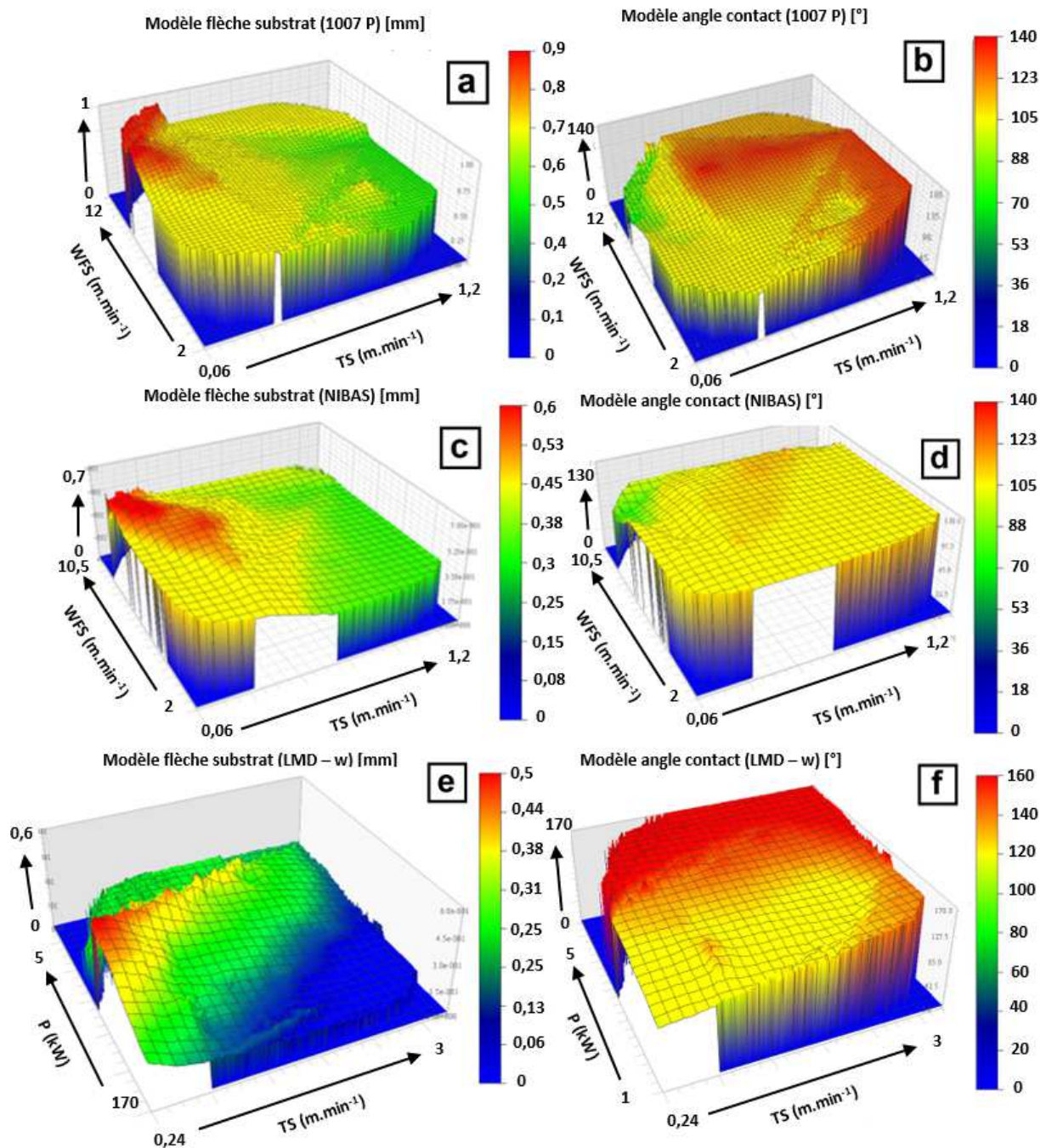


Figure IV-8 – Évolution de la morphologie des monocordons (Angle de contact et flèche des substrats) sur tout le domaine de fonctionnement - (a, b) CMT – 1007 P, (c, d) CMT – NIBAS et (e, f) LMD-w

En étudiant l'évolution des angles de contact en fonction de WFS et TS pour le procédé CMT (Figure IV-8.b, d), nous remarquons que les angles de contact sont inférieurs en utilisant la loi NIBAS par rapport à la loi 1007 P à paramètres d'entrée identiques. De plus, l'évolution globale de ces angles suit le même principe, quelle que soit la loi synergique utilisée, avec une maximisation pour les faibles WFS et hauts TS. Le changement de profil de dépôts (en forme de champignon, angle de contact inférieur à  $90^\circ$ ) se produit pour de faibles vitesses robot et de forts débits de fil. Cette zone, ou tout monocordon est non conforme s'étend sur des plages assez larges, allant de  $9 < \text{WFS} < 12 \text{ m.min}^{-1}$  et  $0,06 < \text{TS} < 0,25 \text{ m.min}^{-1}$  pour la loi 1007 P et allant de  $9 < \text{WFS} < 12 \text{ m.min}^{-1}$  et  $0,06 < \text{TS} < 0,18 \text{ m.min}^{-1}$  pour la loi NIBAS. Au contraire, les angles de contact des monocordons pouvant être obtenus en LMD-w sont

maximaux pour les puissances et débits de fil les plus importants, et cela, quelle que soit la vitesse de dépôt. De manière globale, les angles de mouillage obtenus avec les procédés laser sont plus importants que ceux produits par les procédés CMT pour nos domaines de fonctionnement. Aucune inversion de profil (angles de mouillage inférieurs à 90°) n'est constatée en utilisant le procédé laser-fil (Figure IV-8.f). Cela est dû à différents facteurs, parmi lesquels nous pouvons citer un régime de dépôt différent (continu en LMD-w, goutte par goutte en CMT), mais également des taux de dépôts plus faible en laser facilitant l'étalement de ceux-ci sur le substrat. L'interaction laser-substrat constitue aussi un aspect prépondérant dans ce phénomène, avec une fusion du substrat toujours assurée en LMD-w. Ainsi, lors du fonctionnement normal du procédé LMD-w, le fil fond dans le bain de fusion généré dans le substrat. Or, dans certaines conditions, le procédé CMT peut exhiber un comportement particulier, avec des phénomènes de collage liés au fait que c'est la fusion du fil qui y est favorisée.

### *Relation paramètres procédés – taille des zones métallurgiques des monocordons*

La même étude est effectuée dans cette partie, en s'intéressant aux équations des modèles reliant l'évolution des zones métallurgiques aux paramètres procédé. Les équations de modèles suivantes sont obtenues.

*Tableau IV-3 – Equations des modèles de régression logiques obtenus par la méthode CORICO, reliant les paramètres procédés et les zones métallurgiques des monocordons pour les procédés CMT et LMD-w*

Procédés / Loi synergique	Equations régression modèles	R <sup>2a</sup>
CMT – 1007 P	Profondeur ZRF = 2.024 + 2.999 WFS-TS - 0.8843 TS&-TS + 0.6929 WFS{-WFS	0.893
	Profondeur ZAT = 0.9790 - 3.297 TS]-TS + 1.415 WFS{WFS	0.636
CMT – NIBAS	Profondeur ZRF = 2.260 + 2.455 WFS-TS + 1.399 TS&-TS + 0.4727 TS!TS - 0.2198 TS{WFS - 1.667 TS{-TS - 0.3327 WFS#TS - 1.981 TS]-TS	0.995
	Profondeur ZAT = 1.654 - 4.329 TS]-TS - 0.6418 WFS{-WFS - 1.034 TS !TS - 1.519 TS{-TS	0.927
LMD-w	Profondeur ZRF = 0.4285 - 0.6560 TS-TS + 0.5478 P&-TS	0.579
	Profondeur ZAT = 0.4337 + 0.9036 P&-TS - 0.2871 TS-TS - 0.5736 TS{-TS - 0.5723 WFS}WFS	0.715

En s'intéressant au premier terme de chaque équation, représentant le paramètre d'entrée procédé ayant le plus de poids sur le paramètre de sortie des monocordons, il est possible d'avancer les hypothèses suivantes.

- Pour le procédé CMT, l'évolution des profondeurs des zones refondues semblent être dépendantes des paramètres WFS et TS, alors que les profondeurs de ZAT sont moins impactées par le débit de fil.

- En LMD-w, le paramètre débit de fil (WFS) ne semble pas impacter de façon significative la taille des zones métallurgiques des monocordons.

Afin d'avoir une meilleure idée sur l'évolution des zones métallurgiques des monocordons en CMT et LMD-w en tout point du domaine de fonctionnement, ces équations de régressions sont modélisées sous forme de graphiques (Figure IV-6 et Figure IV-7).

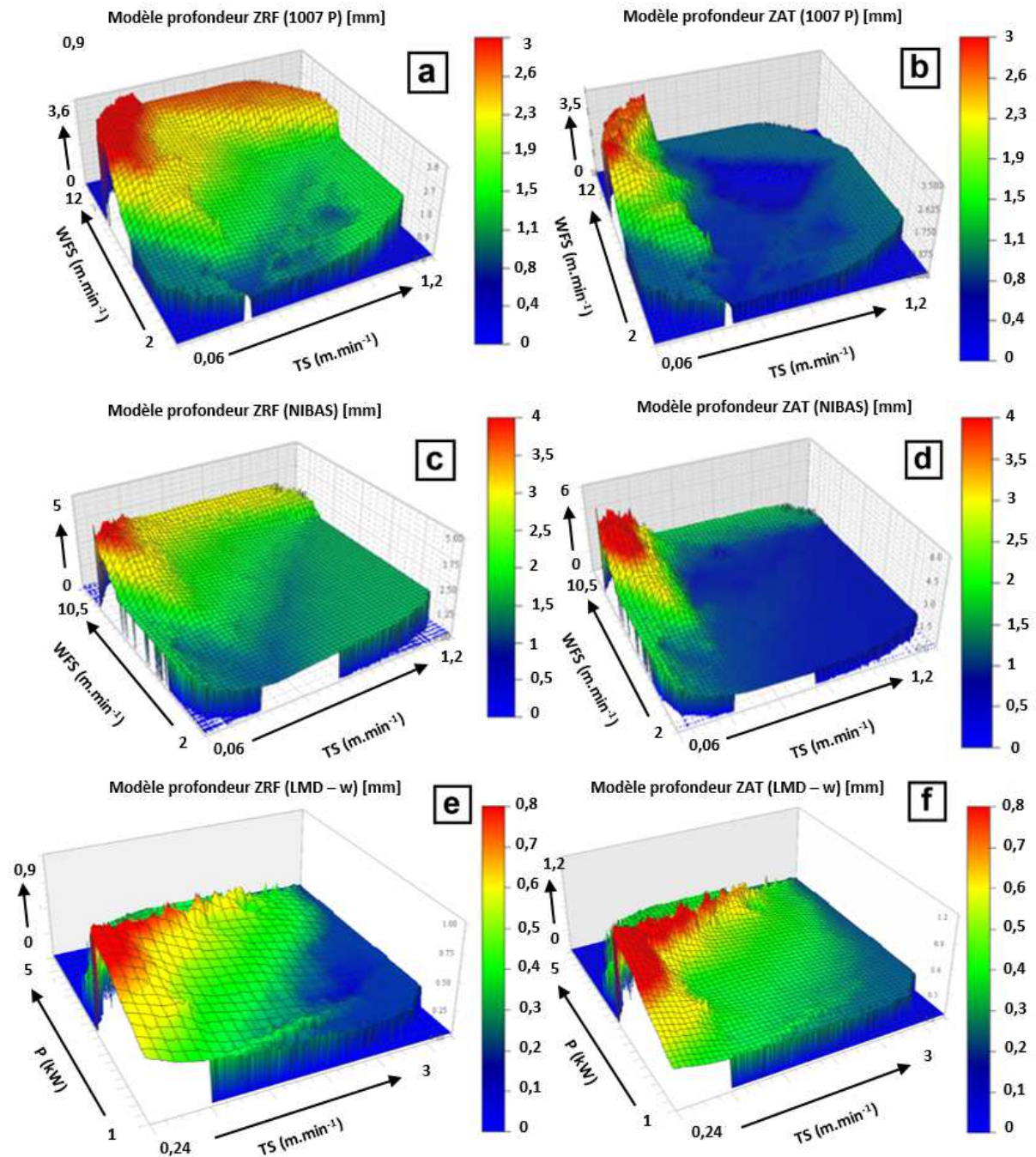


Figure IV-9 – Évolution des profondeurs des zones refondues et zones affectées thermiquement des monocordons sur tout le domaine de fonctionnement - (a, b) 1007 P, (c, d) NIBAS et (e, f) LMD-w

Ces représentations graphiques (Figure IV-9) sont issues des équations des modèles données en Tableau IV-3. Celles-ci montrent la forte dépendance de ces paramètres métallurgiques en fonction des paramètres



débit de fil et vitesse robot. Une évolution quasi-similaire est observée pour les deux lois synergiques utilisées en procédé CMT, avec la présence de profondeurs de ZRF et ZAT maximales pour les conditions énergétiques maximales (forts débits de fil et faibles vitesses robot). Les profondeurs des zones de refondues restent proches pour les deux lois synergiques à paramètres procédé identiques sur tout le domaine de fonctionnement. En revanche, à paramètres procédés identiques, la loi NIBAS génère des Zones Affectées Thermiquement plus profondes que celles de la loi 1007 P. Ces observations sont valables pour tout le domaine de fonctionnement de ces deux lois, donnés en Figure IV-9.

En LMD-w, la profondeur de ces zones métallurgiques suit en revanche un comportement différent (Figure IV-9.e, f). Les profondeurs de ZRF et ZAT sont maximales pour les faibles vitesses de dépôt et hautes puissances (donc les hautes énergies linéiques) combinées à un faible débit de fil. Cela est imputé à un déséquilibre dans le rapport  $WFS/E_L$ , à savoir dans la distribution de l'énergie entre le substrat et le métal d'apport. Ainsi, quand ce rapport est faible, l'énergie est principalement utilisée pour fondre le substrat et y générer des ZAT de grande ampleur.

Notons que l'évolution de la profondeur de ces zones métallurgiques pour les deux procédés étudiés suit la même tendance que celle de la flèche en bout de substrat (Figure IV-8.a, c et e). Ceci valide les conclusions faites auparavant sur la gestion énergétique différente entre CMT et LMD-w.

### *Discussion*

À travers cette étude, une vision plus globale des évolutions des monocordons CMT et LMD-w en fonction des paramètres procédés d'ordre 1 est présentée. Des tendances comportementales différentes et parfois contre-intuitives entre procédé LMD-w et CMT sont mises en évidence. Parmi ces exemples, des angles de contact maximaux pour des faibles débits de fil combinés à des hautes vitesses de dépose en CMT, alors que ceux-ci seront maximaux pour un haut débit de fil couplé à une haute vitesse de dépose de matière en LMD-w.

## **II. Performance industrielle des procédés CMT et LMD-w en fabrication additive fil**

Après avoir étudié l'effet des paramètres d'ordre 1 sur le comportement des monocordons, et après avoir développé des modèles d'optimisation sur monocordons pour chaque procédé et application, une étude plus globale est menée dans cette partie. Celle-ci s'intéresse à la performance de chaque procédé pour empiler plusieurs monocordons, afin de construire des blocs massifs ou murs 3D. Pour cela, différents aspects sont comparés, comme la robustesse des procédés vis-à-vis d'éventuelles dérives ou perturbations ponctuelles. La précision des dépôts lors des constructions est également étudiée ainsi que l'efficacité énergétique de chaque procédé en tenant compte des stratégies mises en place.

### II.1. Robustesse des procédés CMT et LMD-w

#### *Robustesse du procédé pour l'empilement et la juxtaposition de monocordons*

Lors de l'empilement de plusieurs monocordons, diverses problématiques peuvent apparaître, avec des conséquences plus ou moins importantes sur la continuation du processus de dépôt. Dans le cas d'un empilement de monocordons, une modification de la morphologie de ces derniers peut apparaître. Elle est liée aux évolutions des échanges thermiques entre le dépôt considéré et ce qui en constitue le substrat. L'échauffement global de la pièce au cours de sa construction peut en être une composante importante.

Le changement de morphologie du dépôt unitaire, à savoir son affaissement progressif, engendre en général une augmentation du *stick-out* (ou distance fil-dépôt) au fur et à mesure de l'empilement. Cette « dérive » est bien gérée par le procédé CMT, tant que l'écart ne dépasse pas  $\pm 30\%$  de sa valeur nominale. Le procédé LMD-w est en revanche beaucoup plus sensible à un écart de *stick-out*, et une dérive minime de celui-ci entraîne de manière systématique une interruption du processus de dépôt. Cette caractéristique nous a emmené à constater l'impossibilité de construire en continu, avec un jeu de paramètres P, WFS, TS constants. Ainsi, nous avons dû utiliser des lois de puissance décroissantes avec l'avancée des constructions, pour tenter de gérer cet aspect particulier.

Dans le cas de la juxtaposition de monocordons, c'est le procédé de CMT qui semble le moins robuste. En effet, plusieurs défauts tels que des porosités ou des manques de fusion entre les monocordons peuvent apparaître. Même après une étude rigoureuse de l'influence du pas de juxtaposition  $\Delta y$ , les instabilités de l'arc électrique ne permettent pas de garantir la santé matière des massifs, particulièrement dans le cas des stratégies linéaires. Ces observations sont l'une des raisons qui ont fait qu'aucune construction large avec une stratégie linéaire n'est effectuée avec la loi NIBAS, après que celle effectuée avec la loi 1007 P ait été abandonnée. La juxtaposition de monocordons avec le procédé LMD-w est en revanche plus souple, avec une continuité métallurgique au sein d'un même plan 2D pour une large plage de pas de juxtaposition  $\Delta y$ .

Ce comportement différent lors de la juxtaposition de monocordons est dû à la stabilité de la source d'énergie, mais également au fait que les dépôts soient moins massifs en LMD-w, assurant une refusion du monocordon précédemment déposé et du substrat, même dans le cas de pas de juxtaposition inférieurs au pas optimal.

### *Robustesse des procédés lors de changement de direction de dépôt*

Lors d'un changement de direction du robot, une décélération puis ré-accélération de l'effecteur peut être constatée (chapitre III, partie IV.2). Le débit de fil reste quant à lui stable, tout comme la puissance laser dans le cas du LMD. Cela engendre des variations de volume de dépôt par unité de surface, pouvant induire un changement dans la morphologie des dépôts. Ces excédents de matière sont particulièrement visibles sur les murs LMD (Chapitre III, Figure III-56). Ce point représente une source de dérive pouvant se révéler catastrophique pour le procédé LMD-w car le *stick-out* est fortement modifié. Les faibles dimensions de bain de fusion en procédé LMD-w accentuent encore l'effet désastreux de ce phénomène. En effet, il a été observé durant ces travaux une sortie du fil hors du bain de fusion lors des changements de trajectoire de dépôt, entraînant l'interruption du processus.

Pour le procédé CMT, ces changements de direction ne se révèlent pas problématiques. Cela est dû aux écarts autorisés sur le *stick-out*. Le mouvement alterné du fil lors du dépôt ainsi que la présence de bain de fusion beaucoup plus large en CMT qu'en LMD-w empêchent la fuite du fil hors du bain de fusion lors des virages robot.

### *Robustesse des procédés dans le cas d'un arrêt-reprise de construction*

Lorsqu'un temps de pause est observé entre deux couches successives, tout comme lors du dépôt d'un monocordon, un léger effondrement est observable à la fin de celles-ci. Il peut entraîner lors de la construction de blocs 3D une dérive des procédés CMT et LMD-w lors de la reprise de construction. En effet, même si le procédé CMT semble moins sensible sur ce point, celui-ci est quand même impactant puisque les effondrements en fin de monocordons CMT présentent des amplitudes plus importantes que celles relevées sur les monocordons LMD-w. Ce phénomène pourrait être atténué par une anticipation de la diminution de la puissance laser en fin de dépôt (chapitre III, partie IV.1 et illustration en Figure 41). Il est à noter que pour ce procédé, de légers excédents de matière sont parfois constatés lors de l'initiation d'un dépôt, et qu'une stratégie de construction alternée tend à limiter l'impact des deux défauts précédemment évoqués.

## II.2. Précision des dépôts

Lors de la construction de murs fins et larges avec les procédés CMT et LMD-w, des différences d'empilements et de rugosité sont observées. De manière générale, le procédé LMD-w permet l'obtention de blocs d'un aspect très réguliers, avec une très faible rugosité et une forme très proche de ses dimensions finales (*Near net Shape*) nécessitant très peu ou pas d'usinage (Figure IV-10.b). Durant ces travaux, un usinage de seulement 1 mm est effectué de part et d'autre des différents murs construits. Des éprouvettes de traction de largeur 3 mm ont ainsi pu être prélevées dans le mur fin, de largeur brute égale à 5 mm. La stratégie de construction en contournage balayage ne semble pas influencer sur la régularité des empilements en LMD-w. La légère amélioration de rugosité entre murs larges et fins est due essentiellement à l'utilisation d'un monocordon d'impression moins massif. Cette forte régularité permise par le procédé LMD-w est due en grande partie à la stabilité du bain de fusion liée à l'utilisation d'un faisceau laser.

Les constructions obtenues avec le procédé CMT sont beaucoup moins régulières, et nécessitent plus d'usinage pour arriver à une surface acceptable. Ceci est dû à l'utilisation de l'arc électrique, beaucoup moins stable que le laser et d'un bain de fusion fortement perturbé par la nature même du cycle CMT. Au sein même du procédé, le changement de loi synergique impacte fortement cette régularité (Figure IV-10.a). En utilisant la loi pulsée, un meilleur état de surface est obtenu par rapport à la loi NIBAS. Ceci est dû à la morphologie des monocordons pulsés comme expliqué auparavant. Le changement de la stratégie de construction influence également la régularité d'empilement. En passant d'une stratégie d'empilement par dépôts linéaires à une stratégie d'empilement par dépôts balayés, un meilleur état de surface est obtenu et la différence d'empilement entre loi synergique pulsée et non pulsée n'est plus significative (Figure IV-10.a). Ces observations appuient les précédentes conclusions orientant l'utilisation du procédé LMD-w pour des constructions fines, très précises et à haute valeur ajoutée. Alors que le procédé CMT est lui plus adapté pour produire des préformes volumineuses, s'approchant plus grossièrement des côtes finales visées.

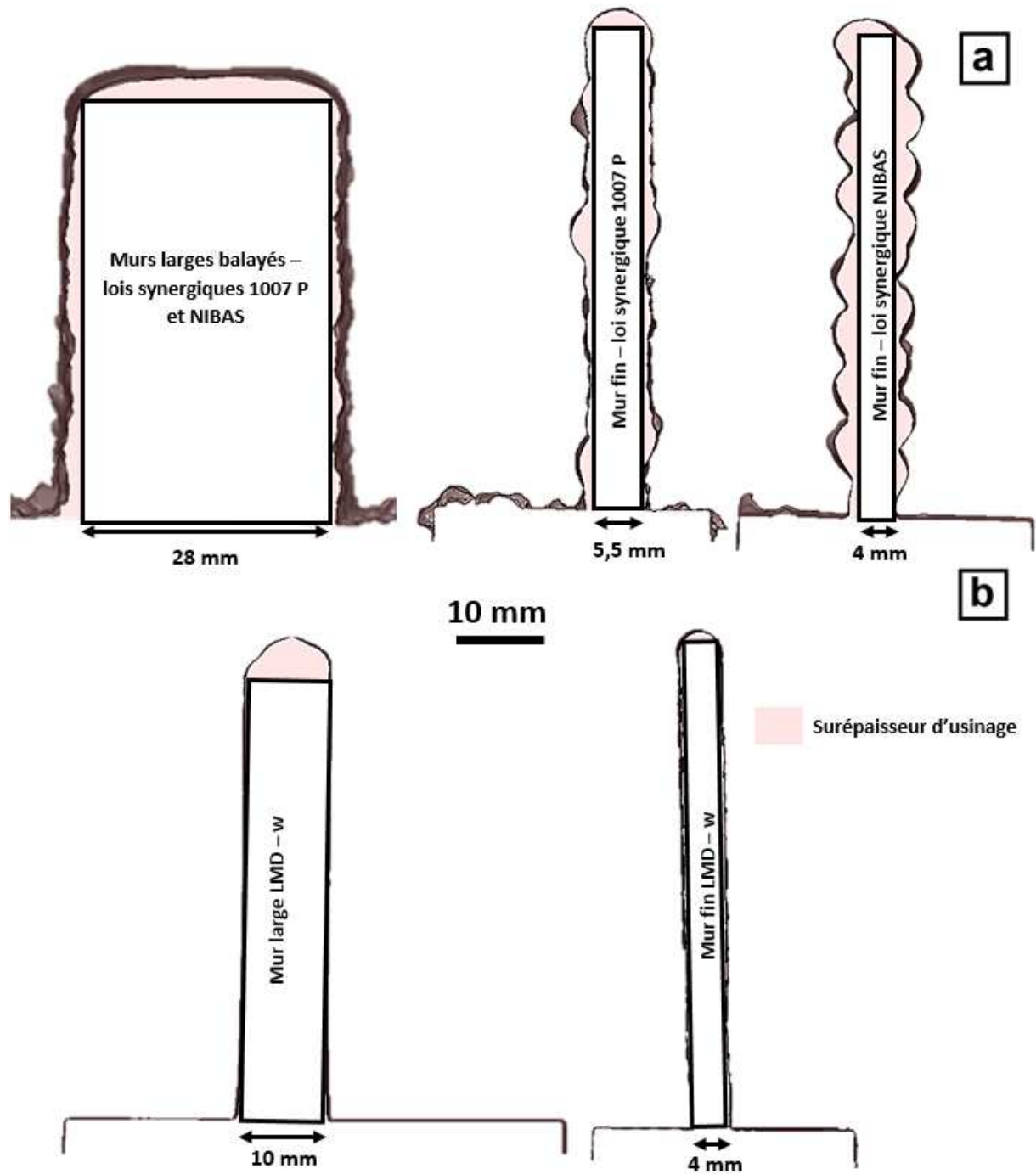


Figure IV-10 – Coupes transverses des différents murs obtenus en CMT (a) et LMD-w (b) durant ces travaux montrant leurs états bruts de rugosité

Ces caractéristiques permettent au procédé LMD-w d'être plus économe en matière première, à défaut d'être efficient énergétiquement. Le procédé CMT générera lui plus de pertes matières, mais une meilleure utilisation de l'énergie lors des constructions.



### II.3. Interaction « source d'énergie – matière » et efficacité énergétique des procédés

La différence de régularité de dépôts observée précédemment a pour origine la nature de la source d'énergie utilisée pour la fusion de la matière. En utilisant un faisceau laser générant un bain de fusion très étroit et stable, la fusion et le dépôt de la matière fondue se produit de façon régulière et continue. Ceci est à mettre en relation avec l'absence de projections dans le procédé LMD-w. En étant très stable, le bain de fusion est toujours localisé dans l'axe optique de la tête laser, et n'est pas perturbé significativement par l'état de surface du cordon précédent. Ceci participe grandement à l'obtention de dépôts très peu rugueux comme montré en chapitre 3. Au contraire, l'arc électrique est beaucoup moins stable et les bains de fusions générés sont plus larges. Cette instabilité de l'arc peut être accentuée dans le cas de présence de surface saillante au-dessus du substrat comme la présence d'une projection ou d'un autre monocordon à proximité, attirant l'arc vers elle. Ceci entraîne une moins bonne régularité d'empilement particulièrement sensible pour la construction de parois minces.

L'efficacité énergétique est en revanche plus importante dans le cadre du procédé CMT par rapport au LMD-w. Ceci est bien visible en Figure IV-1 et Figure IV-3 traitant de l'évolution des monocordons en fonction de l'énergie linéique. Ainsi, à énergie linéique identique, le procédé CMT permet de fusionner plus de matière et déposer plus de matière, avec des profondeurs de zones refondues deux fois plus importantes en moyenne. L'arc électrique disponible en procédé CMT sert ainsi en grande majorité à fusionner le métal d'apport, et très peu de pertes énergétiques sont observées. On rappelle ici que différentes études effectuées sur ces procédés WAAM s'accordent sur une efficacité énergétique comprise entre 75 et 90 % pour différents matériaux [165], [166], [167], et que la réflectivité du titane vis-à-vis du rayonnement infrarouge d'un laser YAG limite cette efficacité aux alentours de 40 %. En tenant compte de cela, il semble difficile pour le procédé LMD-w d'être aussi efficace énergétiquement que le procédé CMT.

En fonction de la source d'énergie utilisée et de la robustesse des procédés, des choix ont été effectués durant ces travaux en termes de temps de pause et ou de stratégie de construction. Ceux-ci impactent directement les propriétés métallurgiques et mécaniques des pièces obtenues. C'est l'objet de la partie suivante.

## III. Lien stratégie – énergie

Grâce aux études effectuées dans les précédentes parties, le comportement du monocordon d'un point de vue géométrique et métallurgique, en CMT et LMD-w ainsi que la performance et robustesse de ces deux procédés sont connus.

Dans cette partie, une étude est effectuée sur les murs, en rajoutant la composante stratégique (stratégie de dépôt) et thermique afin d'essayer de comprendre les hétérogénéités macro- et microstructurales présentes entre les deux procédés étudiés, et au sein même des murs construits par procédé LMD-w. En effet, les énergies linéiques des monocordons sélectionnés étant proches pour les deux procédés (Tableau IV-4) ainsi que les dimensions des murs imprimés, les microstructures des murs résultantes devraient être assez comparables.

Tableau IV-4 – Énergies linéiques des monocordons sélectionnés et les stratégies de construction des murs

Procédé	Nature des constructions	Énergie linéique (J.mm <sup>-1</sup> )	Stratégie
CMT 1007 P	Fine	382	Linéaire – sans pause
	Large	218	Balayage – 5 min de pause entre couches
CMT NIBAS	Fine	306	Linéaire – sans pause
	Large	147	Balayage – 5 min de pause entre couches
LMD-w	Fine	400	Linéaire – 2 min de pause entre couches
	Large	93	Contournage - balayage – continu

Cette partie a donc pour but de tenter de montrer l'effet de la stratégie de dépose de matière sur l'histoire thermique lors de la construction des murs et ses conséquences sur les microstructures observées.

### III.1. Validation du modèle de simulation du procédé LMD-w sur monocordons

Dans cette partie, un couplage des moyens expérimentaux et numériques est effectué pour l'étude du procédé LMD-w. L'étude numérique est effectuée grâce aux modèles de simulation du procédé développés par l'ESTIA et sa plateforme ADDIMADOUR. Celle-ci se base sur la méthode des éléments finis, et utilise le solveur Morfeo. Pour cette étude, réalisée avec le concours de Fabien Poulhaon, les conditions aux limites suivantes sont utilisées :

- Convection « naturelle » ( $h = 20 \text{ W/m}^2$ ) et radiation sur l'ensemble des faces extérieures en prenant en compte une émissivité de 0,5.
- Convection forcée ( $h = 400 \text{ W/m}^2$ ) sur la surface inférieure du substrat. Celle-ci a pour but de reproduire le contact substrat/table de soudage.

La source d'énergie considérée se base sur une source de Goldak. Enfin, lors de la simulation, la totalité des éléments du maillage sont considérés, mais à des degrés d'activations différents (approche « *Quiet elements* »). Les éléments où aucune matière n'est encore déposée sont inactifs par abaissement de leurs conductivités. Lors du dépôt, ceux-ci sont activés pour leur donner les « propriétés normales » du matériau simulé.

Dans un premier temps, le modèle de simulation est validé par confrontation aux résultats obtenus sur quelques monocordons laser-fil du plan d'expérience, parmi lesquels ceux utilisés pour construire les murs larges et fins de ces travaux (Figure IV-11).

Cette validation passe par deux étapes. Dans un premier temps, les champs des températures atteintes dans le substrat sont comparés aux micrographies en coupe des dépôts considérés. Les isocontours marquant les deux transformations de phases typiques du Ti-6Al-4V, à savoir le transus  $\beta$  vers 995°C et le liquidus à 1655°C, permettent d'estimer respectivement les frontières des zones refondues et des zones affectées thermiquement. Un exemple de ces confrontations est présenté en Figure IV-11. Très

comparables aux micrographies en ce qui concerne les ZRF, ces résultats de simulation permettent de valider le modèle de la source énergétique. Il est à noter que la moins bonne concordance des ZAT expérimentales et simulées est imputable à la nature même des ZAT, avec des transformations microstructurales très variables en son sein, et sensibles au-dessous du transus.

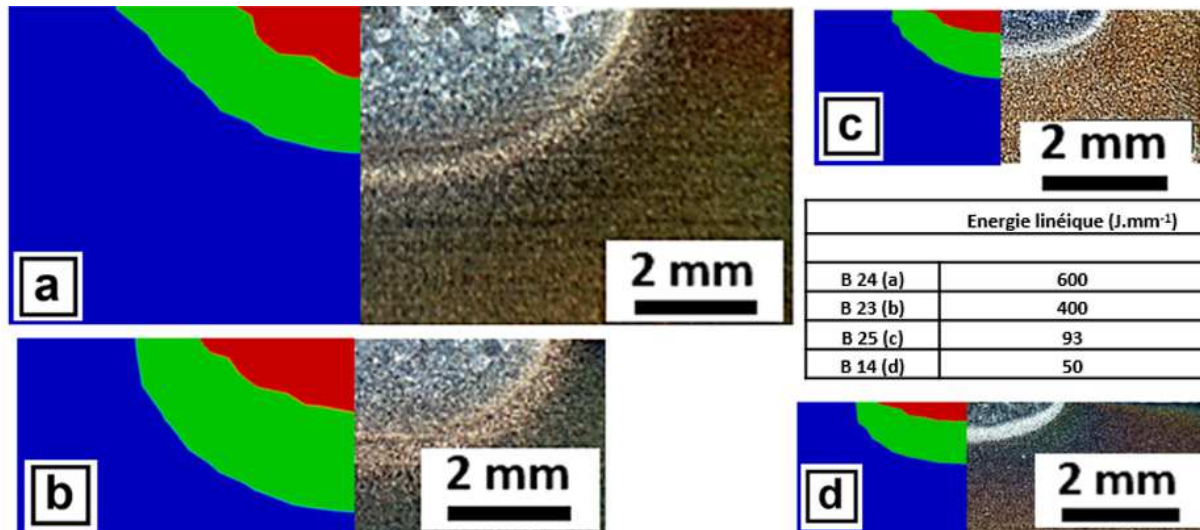


Figure IV-11 – Comparaison des champs de température obtenus par simulation et des macrographies en coupe des ZRF et ZAT de dépôts LMD-w

Une deuxième phase de validation du modèle passe par une analyse des vitesses de refroidissement. L'objectif est ici de valider la bonne prise en compte des échanges thermiques du monocordon déposé avec son environnement et notamment la description du puit thermique que constitue le substrat et son système de bridage. Il s'agit ici de confronter les microstructures martensitiques observées expérimentalement sur la totalité des monocordons produits et les relevés des vitesses de refroidissement en fonction de l'énergie linéique, sur toute la hauteur de chacun des dépôts. Les vitesses de refroidissement sont calculées autour du liquidus, sur l'intervalle  $1655^{\circ}\text{C} \pm 150^{\circ}\text{C}$ , mais surtout autour de la transformation  $\beta \rightarrow \alpha$  à  $995^{\circ}\text{C} \pm 150^{\circ}\text{C}$ . En effet, plusieurs auteurs s'accordent sur le fait que lors de la transformation  $\beta \rightarrow \alpha$  du Ti-6Al-4V pour les procédés de fabrication additive par fil (WAAM), l'apparition de la transformation martensitique se produit pour des vitesses de refroidissement de  $410^{\circ}\text{C/s}$  [152]. Les résultats des analyses sont présentés à la Figure IV-12.

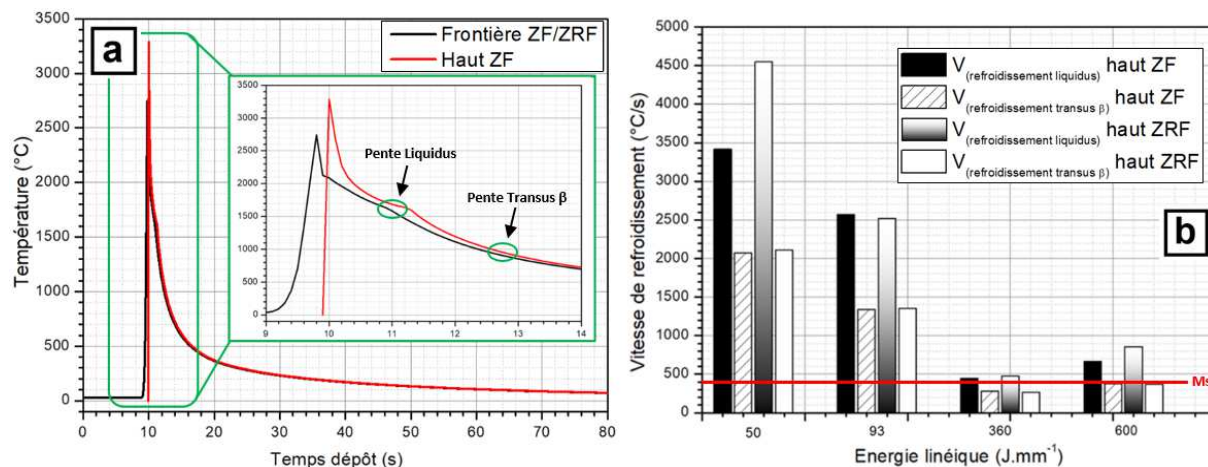


Figure IV-12 – Évolution de la température en fonction du temps pour le dépôt B23 (a) et évolution des vitesses de refroidissement en fonction de l'énergie linéique en LMD-w (b)

Plusieurs conclusions peuvent être tirées de ces résultats. En premier lieu, nous remarquons que les vitesses de refroidissement sont de plus en plus faibles avec l'augmentation de l'énergie linéique. Nous avons ainsi, autour du transus, des vitesses de refroidissement de l'ordre de 2000 °C/s pour des énergies linéiques de 50 J.mm<sup>-1</sup>, et de 400 °C/s pour des énergies linéiques de 600 J.mm<sup>-1</sup>. Ces observations semblent correspondre avec les microstructures observées, puisque généralement, les vitesses de refroidissement atteintes sont supérieures ou égales à 410 °C/s sur tout le domaine énergétique du procédé LMD-w étudié. Il est à noter que les vitesses de refroidissement calculées à l'interface ZAT/ZRF et celles calculées au sommet du dépôt sont très similaires, ce qui est en accord avec l'absence de gradient de microstructure entre le sommet et la base du dépôt.

En se basant sur ces résultats, le modèle de simulation développé semble cohérent et a été utilisé pour tenter d'estimer l'histoire thermique des murs imprimés, au niveau de chacune de leurs couches.

### III.2. Évolutions thermiques lors des constructions 3D en fabrication additive fil

En fabrication additive par fil, l'apport d'énergie par unité de temps est beaucoup plus important que dans les procédés de fabrication additive par poudre alors que les vitesses de refroidissement sont moindres. Ces deux aspects sont notamment liés aux taux de dépôts de chacune de ces technologies. Concernant les procédés lit de poudre, les vitesses de refroidissement peuvent atteindre les 10<sup>5</sup> à 10<sup>6</sup> K/s pour l'alliage TA6V [172] ou les superalliages [173]. La température de la couche N peut donc fortement diminuer avant le début de fusion de la couche N+1, et d'une manière générale, l'échauffement de la pièce au cours de sa construction est relativement faible. Ceci est difficilement envisageable dans le cas des procédés de construction par fil, et cela, même en imposant des temps de pauses entre les dépôts des couches successives. Par conséquent, les vitesses de refroidissement sont de plus en plus faibles en fonction de l'avancement des constructions, liée à une montée en température de la pièce. Ce phénomène, bien connu en fabrication additive est appelé le « rechargement thermique ». Celui-ci dépend de plusieurs paramètres procédés et gouverne les propriétés métallurgiques finales de la pièce imprimée.

Lors des constructions CMT opérées dans ces travaux (chapitre II), un élargissement systématique de la macrostructure est observé entre le bas et le haut des murs. Cet élargissement résulte de la présence de gradients de température de moins en moins importants autour de l'interface liquide-solide. De manière générale, il est observé un doublement de la largeur des ex-grains  $\beta$  sur la hauteur des différents murs (environ 50 mm de haut), quelle que soit la stratégie ou la loi synergique utilisée.

Dans le cas de murs fins, les monocordons unitaires utilisés sont plus énergétiques que ceux utilisés pour les constructions larges, et aucun temps de pause n'est observé. Malgré cela, l'évolution macrostructurale est proche entre murs fins et larges comme montré au Tableau IV-5. Cela est dû à la stratégie de dépôt mais également aux dimensions de la pièce. L'effet d'une énergie linéique moindre et des temps de pauses entre couches observés pour les constructions larges est contrebalancé par la stratégie en balayage et surtout les dimensions plus importantes de celles-ci par rapport aux constructions fines.



Tableau IV-5 – Principaux paramètres métallurgiques témoignant des vitesses de refroidissement en CMT

Application →	Construction fine		Rechargement fin		Construction large		Rechargement large	
	1007 P	NIBAS	1007 P	NIBAS	1007 P	NIBAS	1007 P	NIBAS
<b>Énergie linéique (J.mm<sup>-1</sup>)</b>	382	306	382	306	218	147	218	147
<b>Stratégie de construction</b>	Linéaire continue		Linéaire continue		Balayée ; 5 min de pause entre couche		Balayée ; 5 min de pause entre couches	
<b>Dimensions murs (mm)</b>	120 x 55 x ≈ 8		120 x 30 x ≈ 8		120 x 55 x ≈ 30		120 x 30 x ≈ 30	
<b>Microstructure</b>	Martensite bas, puis Widmanstätten		Martensite bas, puis Widmanstätten		100 % Widmanstätten		100 % Widmanstätten	
<b>Largeur ex-grains (mm)</b>	<b>Haut</b>	0,9 ± 0,2	1,1 ± 0,1	1,1 ± 0,1	1,2 ± 0,1	1,2 ± 0,1	1,2 ± 0,1	1,1 ± 0,2
	<b>Milieu</b>	0,8 ± 0,1	1,0 ± 0,2	0,9 ± 0,2	1,0 ± 0,1	1,1 ± 0,2	1,0 ± 0,1	1,0 ± 0,1
	<b>Bas</b>	0,7 ± 0,1	0,5 ± 0,1	0,8 ± 0,1	0,7 ± 0,1	0,8 ± 0,1	0,7 ± 0,1	0,7 ± 0,1

Ce constat se vérifie également en étudiant la microstructure des murs à différentes hauteurs. Pour les murs fins, les premières couches sont martensitiques, témoignant de vitesses de refroidissement supérieures à 410 °C/s autour du transus. En empilant davantage de couches, la microstructure devient de type Widmanstätten, microstructure obtenue pour des vitesses de refroidissement inférieures à 410 °C/s. Lors de l'impression des murs larges, les premières couches présentent immédiatement une microstructure Widmanstätten. Cela témoigne du fort rechargement thermique vu lors de l'impression de la première couche (stratégie balayée), et l'influence de cet effet de rechargement thermique issu des couches successivement déposées.

En procédé CMT, aucune simulation numérique n'est effectuée dans le cadre de ces travaux. Nous savons cependant que les températures maximales atteintes en CMT sont moindres que celle atteintes en LMD-w puisqu'un des avantages du procédé CMT est de déposer de la matière « à froid ». Martina *et al.* ont par exemple mesuré des vitesses de refroidissement maximales comprises entre 7,4 et 8,4 °C/s dans leurs constructions 3D avec ce procédé [174]. Birmingham *et al.* ont quant à eux mesuré des vitesses de refroidissement maximales de l'ordre de 10 à 20 °C/s en construction 3D par procédé WAAM [175].

Enfin, à énergie linéique identique, les vitesses de refroidissement autour du liquidus ainsi que celles autour du transus  $\beta$  sont moins importantes en CMT qu'en LMD-w. Cela s'observe dans les analyses effectuées sur les monocordons présentés plus haut en Figure IV-5. En procédé LMD-w, le même phénomène de rechargement thermique est observé. Un gradient macro- et microstructural est présent au niveau des constructions fines avec pauses, et larges sans pauses comme explicité en chapitre 3. En prenant l'exemple du mur large, une très forte augmentation de la taille des ex-grains  $\beta$  entre bas et haut du mur est observée (Figure IV-13).

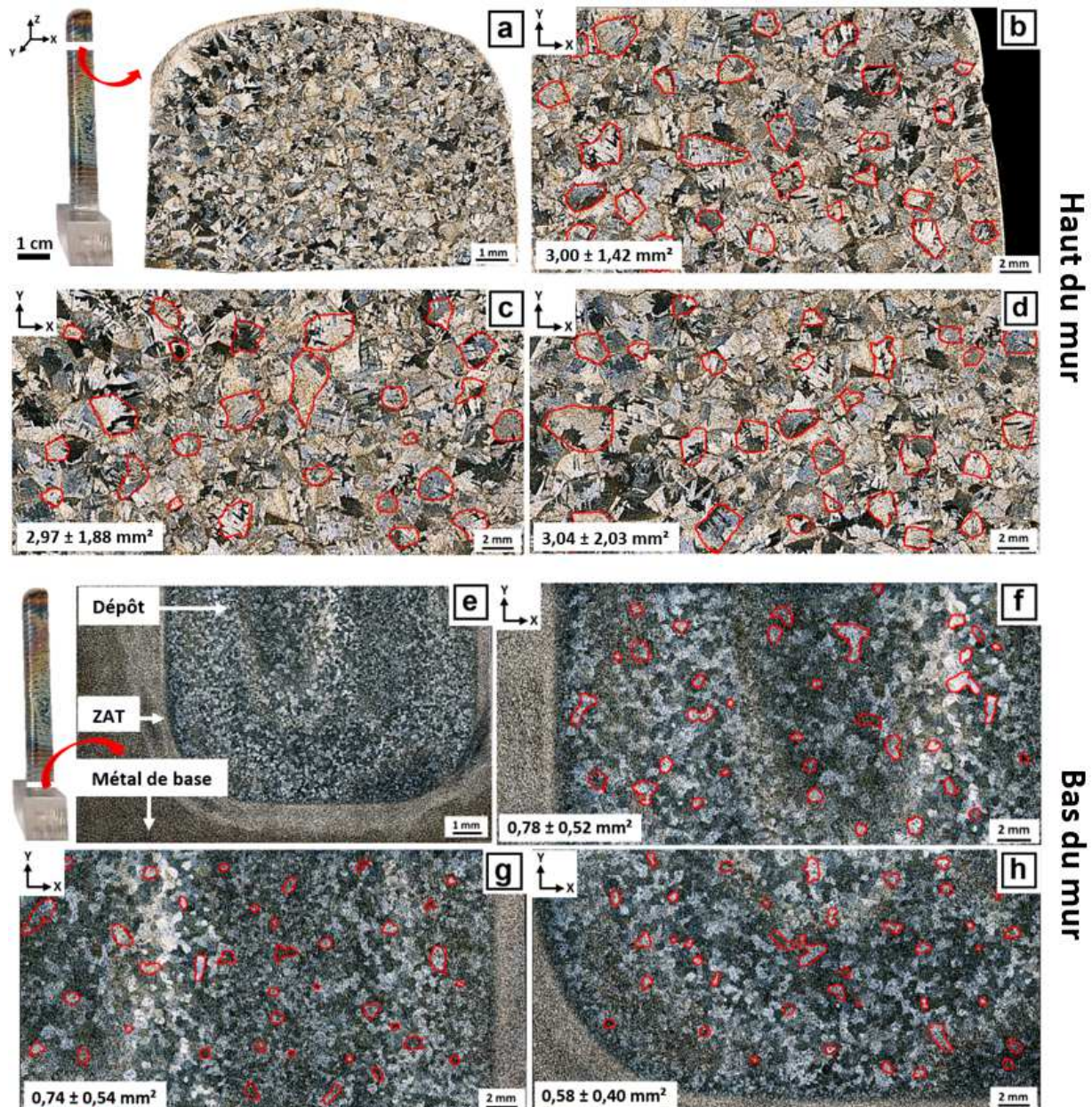


Figure IV-13 – Micrographies en fin (a, b, c et d) et en début de construction du mur large LMD-w (e, f, g et h) montrant les grosseurs moyennes des ex-grains

En faisant une trentaine de mesures par micrographie (Figure IV-13.b, c, d, f, g, h), la surface moyenne d'ex grains  $\beta$  relevées est égale à  $0,7 \pm 0,49 \text{ mm}^2$  en tout début de construction. Cette surface moyenne atteint  $3,0 \pm 1,78 \text{ mm}^2$  en fin de construction, soit une augmentation de surface d'environ 400 % pour ce mur, cohérent avec l'élargissement constaté sur les coupes longitudinales.

Afin de mieux visualiser ce facteur « rechargement thermique » lors de l'avancée des constructions en fabrication additive laser fil, des simulations numériques basées sur le modèle validé auparavant (Figure IV-11) sont effectuées. Pour le mur fin, la simulation numérique confirme la présence de ce phénomène de rechargement thermique. Les températures maximales ainsi que les temps de maintien sont de plus en plus importants lorsque le nombre de couches empilées augmente. Les graphiques représentant l'évolution de la température en fonction de l'avancée pour trois couches prises au début, milieu et fin de construction (Figure IV-14) permettent de quantifier ce phénomène. Lors du refroidissement de la matière composant la première couche, une vitesse de refroidissement autour du liquidus de  $313 \text{ }^\circ\text{C/s}$  et



de 65 °C/s autour du transus sont relevées. En milieu de mur, et plus précisément lors du dépôt de la couche N°22, les vitesses de refroidissement diminuent d'environ un facteur 3 par rapport à la première couche. Enfin, en se plaçant en haut du mur (couche 44), les vitesses de refroidissement continuent de diminuer pour se situer à moins de 30 °C/s sur toute la rampe de refroidissement (Figure IV-14.b). Ces vitesses de transformations solide-solide conditionnant les microstructures sont en accord avec les microstructures observées en haut et milieu du mur. Celles-ci ne décrivent pas en revanche la microstructure martensitique observée sur les premières couches, issue de vitesse de refroidissement solide-solide (transformation au transus  $\beta$ ) supérieur à 410°C/s.

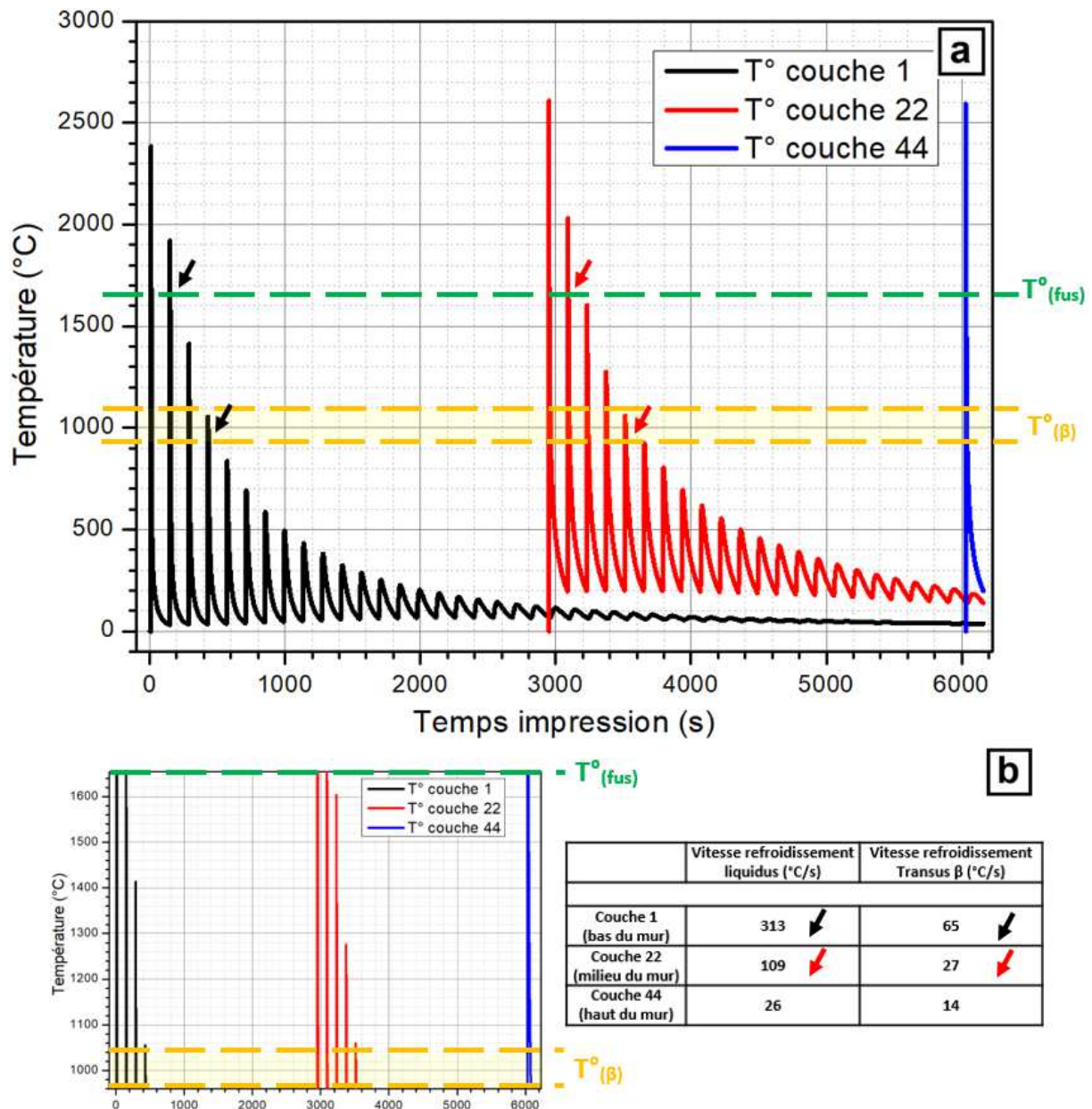


Figure IV-14 – Évolution de l'histoire thermique de différentes couches du mur fin (a) et calculs des différentes vitesses de refroidissement autour des températures caractéristiques (b)

Au-delà de la mise en évidence de ce rechargement thermique, les simulations montrent un temps de séjour de plus en plus long des couches empilées au-delà du transus  $\beta$ . La combinaison de tous ces éléments entraîne les variations métallurgiques observées sur ce mur en chapitre 3.

La simulation « temps – température » effectuée sur le mur large imprimé par LMD-w montre une tendance similaire à celle observée lors de l'impression du mur fin. Des températures maximales de plus en plus importantes sont atteintes entre le début et la fin des constructions comme montré en Figure IV-15.a.

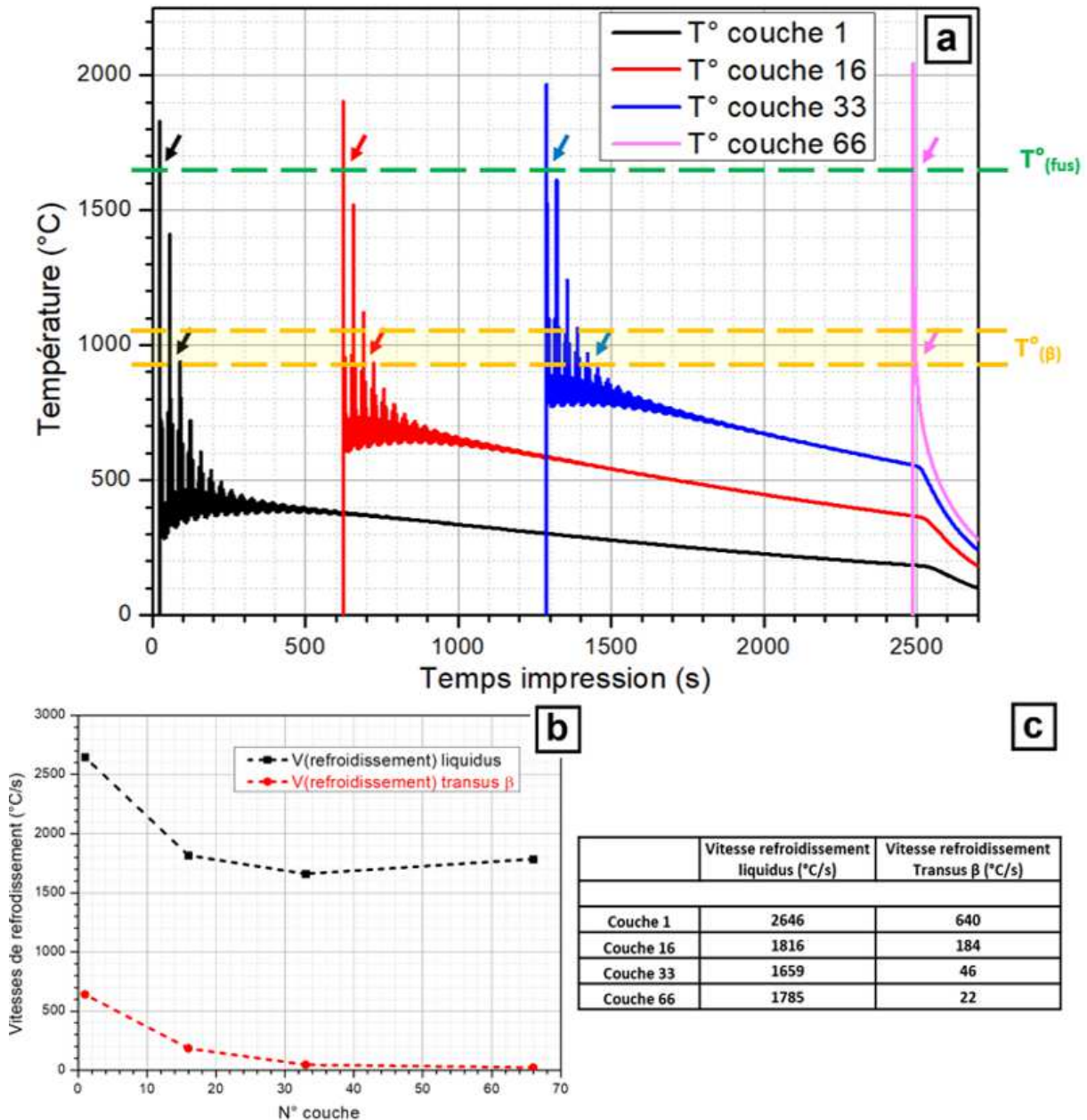


Figure IV-15 – Évolution de l'histoire thermique (a) et des vitesses de refroidissement (b, c) des différentes couches du mur large obtenu par LMD-w

Les vitesses de refroidissements ne cessent de diminuer au cours de la construction, entre le bas et le haut du mur (Figure IV-15.b, c). Il est ainsi relevé, pour la première couche déposée une vitesse de refroidissement au passage du transus largement supérieure aux 410 °C/s nécessaires pour obtenir une microstructure martensitique. Celle-ci chute à environ 22 °C/s en fin d'impression. Cela conforte les hypothèses évoquées lors des analyses microstructurales menée sur ce mur. Elles montraient la présence de martensite dans les premières couches, puis une transition rapide vers des microstructures de Widmanstätten sur les couches supérieures. Ces observations découlent du phénomène de rechargement thermique que subit la pièce lors de sa construction. Le temps de maintien au-dessus du transus augmente



également en fonction de l'avancée du procédé (Figure IV-15), et participerait aussi à l'élargissement des macrostructures. En se basant sur ces résultats, ces dernières font l'objet d'une étude plus poussée dans la partie suivante.

### III.3. Impact de la stratégie de dépôt de matière sur les monocordons 3D en fabrication additive fil

Après avoir vu l'impact du rechargement thermique pour les constructions en CMT et LMD-w sur la macro- et microstructure, l'impact de la stratégie de construction sur ces dernières est ici étudié.

Déjà visibles lors de l'impression des monocordons unitaires, le sens de dépôt ainsi que sa vitesse semblent influencer l'orientation des ex-grains  $\beta$ . On rappellera ici que les ex-grains  $\beta$  se développent perpendiculairement au front de solidification, constitué par la partie postérieure du bain de fusion. Cette affirmation est développée dans le chapitre 2 pour le procédé CMT. En construisant les murs fins en stratégie aller-retour, cette orientation alternée des ex-grains  $\beta$  est clairement discernable (Figure IV-16).

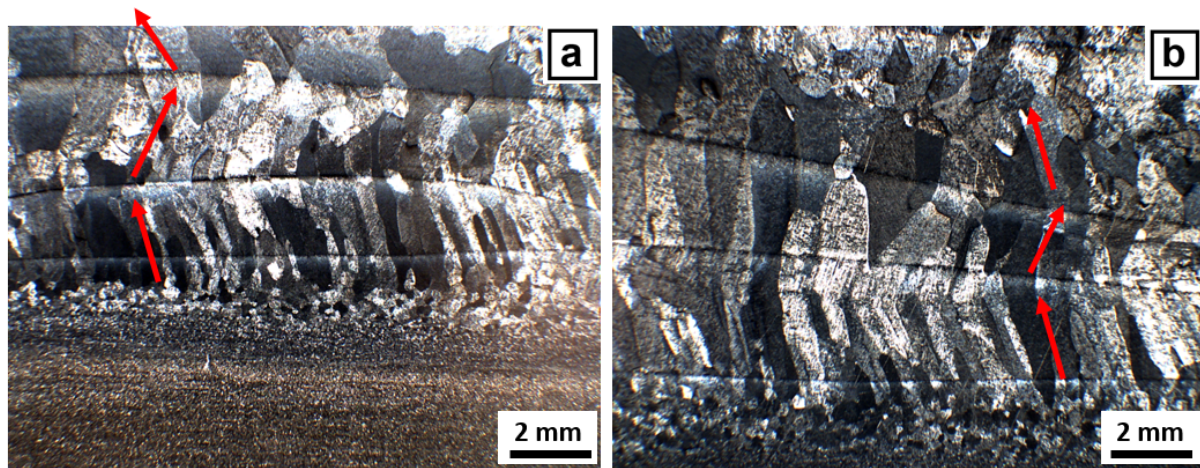


Figure IV-16 – Exemple d'orientation des ex-grains en construction alternée (mur NIBAS fin rechargement CMT)

En complexifiant la stratégie de dépôt comme cela est le cas pour le mur large obtenu en LMD-w, une organisation plus complexe des ex-grains  $\beta$  est générée. Dans ce mur, ces schémas d'orientation macrostructuraux sont discernables sur des coupes métallographiques présentées à la Figure IV-17. Ainsi, en étudiant la base de ce mur, on distingue clairement les ex-grains  $\beta$  se développant dans la direction de construction, mais perturbés par les passages successifs des différents bains de fusion. Ils paraissent zigzaguer autour de cette direction de construction. Au-delà des 10 à 15 premiers millimètres, les grains sont beaucoup moins discernables, et ils semblent beaucoup plus perturbés dans leur développement. Cependant, à proximité des surfaces latérales du mur, on peut distinguer que ces ex-grains sont fortement inclinés. Il est à noter que nous n'avons malheureusement qu'une vision incomplète de la morphologie fine de ces grains, même en étudiant ces derniers suivant plusieurs plans de coupe. Nous pouvons seulement en proposer une morphologie générale, avec un développement initialement vertical puis divergeant vers les bords libres du mur (Figure IV-17.b). Cette macrostructure est appelée ici « en tronc de palmier ».

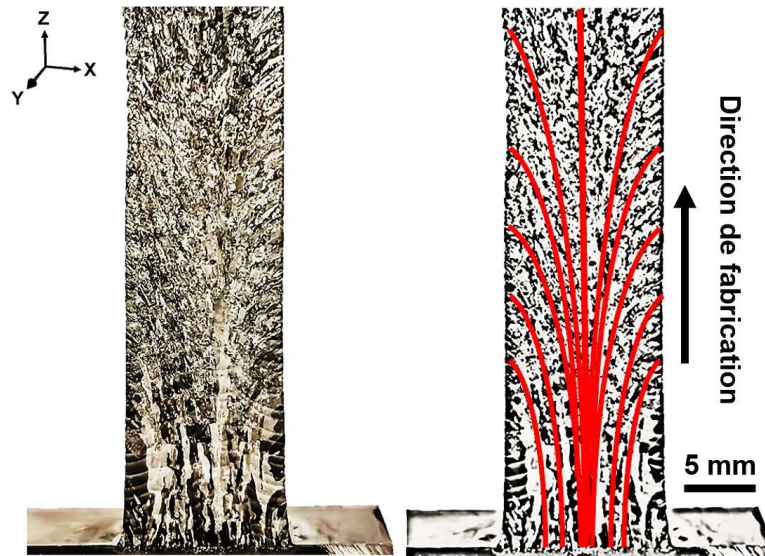


Figure IV-17 – Macrographie en coupe transverse du mur obtenue en LMD-w après attaque chimique et figuration de l'allure des ex-grains

Pour mieux étudier ce phénomène, une analyse EBSD est effectuée sur une partie de la coupe transverse (Figure IV-18). Celle-ci permet de mieux distinguer la microstructure et confirme les hypothèses avancées plus haut. On y distingue plus nettement l'inclinaison des ex-grains  $\beta$  vers les bords extérieurs du mur.

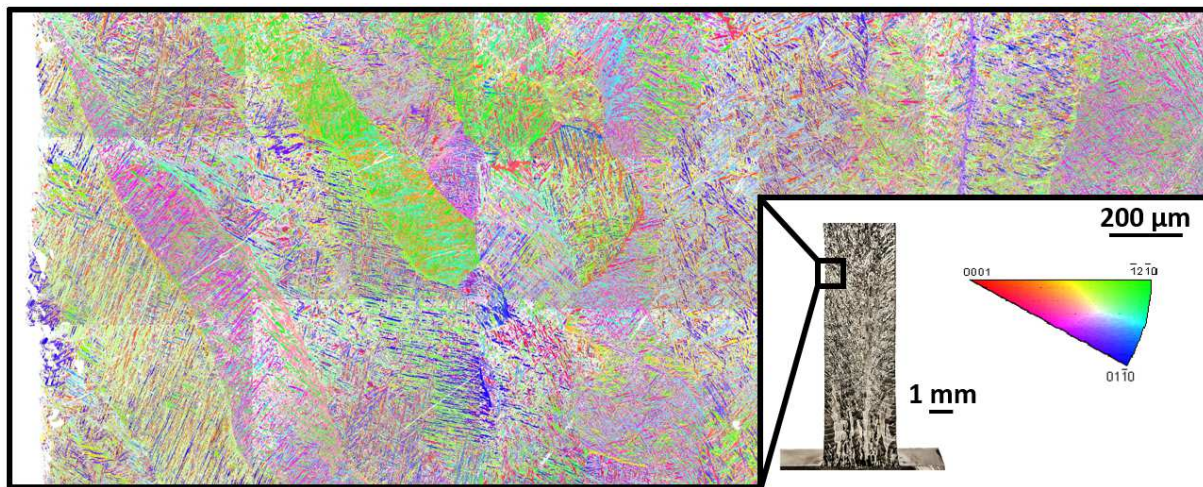


Figure IV-18 – Cartographie EBSD en IPF-Z en coupe transverse du mur laser large

À partir de la microstructure de la cartographie EBSD précédente, une reconstruction des grains est effectuée grâce au logiciel MTEX (Figure IV-19). Les résultats de reconstructions confirment les hypothèses émises auparavant concernant l'existence d'orientation préférentielle de ces grains, induite par la stratégie de construction suivie.

Les figures de pôles effectuées en bord (Figure IV-20.a) et au centre du mur (Figure IV-20.b) permettent de quantifier cette orientation préférentielle. En bord de mur, une orientation préférentielle marquée des pôles des plans  $\{001\}$  est notable, ceux-ci divergeant d'environ  $25^\circ$  de la direction de fabrication, et d'environ  $15^\circ$  dans le plan de la micrographie (X, Y). Ceci confirme l'existence d'orientation préférentielle sur le bord de ce mur. Au centre du mur, l'orientation préférentielle des pôles des plans  $\{001\}$  est strictement colinéaire à la direction de fabrication.



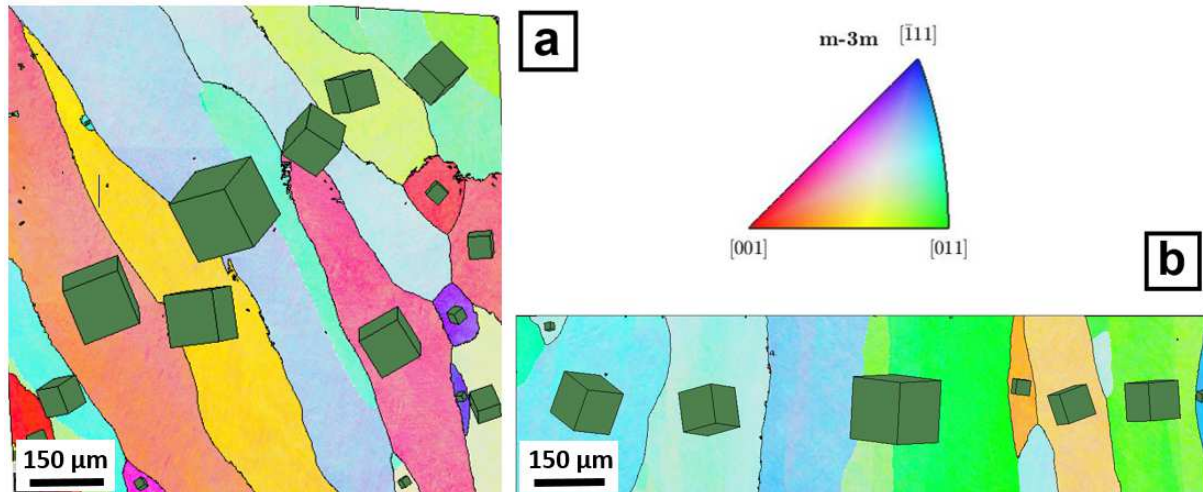


Figure IV-19 – Reconstruction de grains à partir d'ex grains de la cartographie EBSD du mur laser large ( $a =$  bord du mur /  $b =$  cœur du mur)

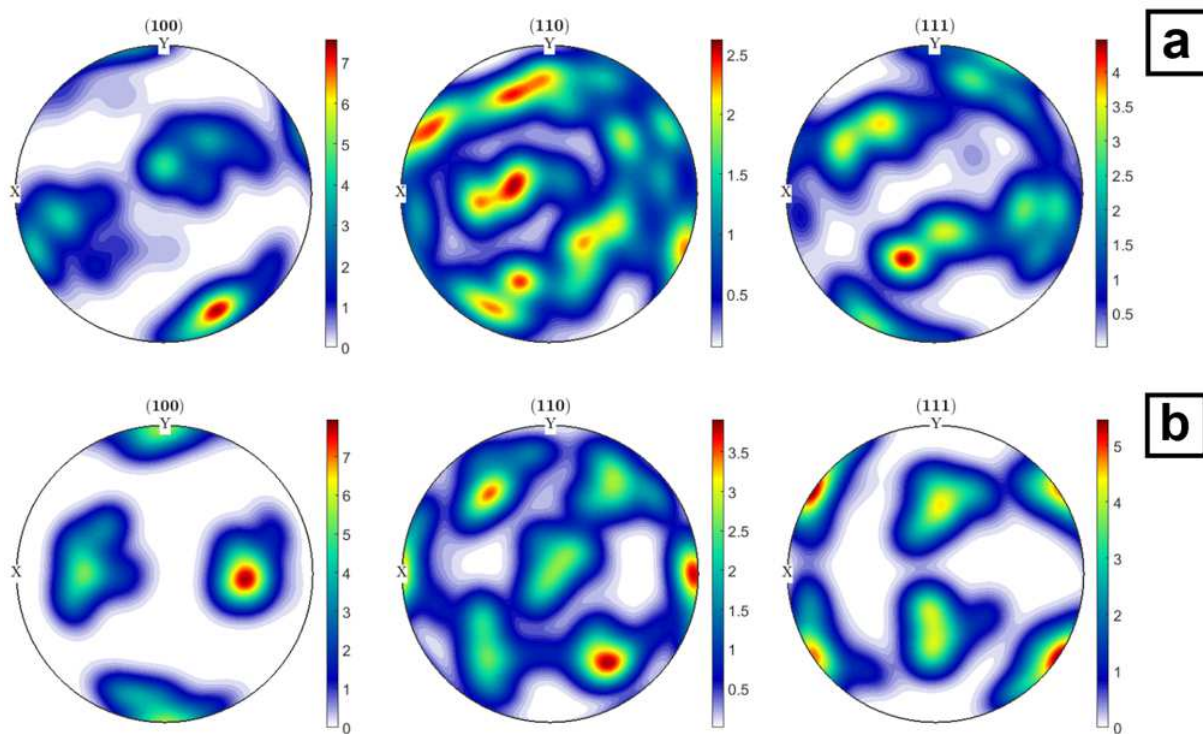


Figure IV-20 – Figures de pôles en bord (a) et cœur (b) du mur LMD-w large

À travers ces analyses, l'impact de la stratégie sur la macrostructure est bien visible. Ainsi, en utilisant cette stratégie de dépôt dite en contournage-balayage, la morphologie des ex-grains  $\beta$  est fortement perturbée par les phases de contournage. Sur au moins un millimètre, ces passes de contournage génèrent une macrostructure fortement désorientée. Or le mur produit ici ne fait que 10 mm d'épaisseur utile, et ces zones de peau représentent alors une forte proportion de la matière étudiée. Cette orientation macrostructurale préférentielle liée à la stratégie impacterait également les propriétés mécaniques. Et c'est l'objet de la partie à suivre.

## IV. Propriétés en traction : relation procédé – microstructures – propriétés mécaniques

En s'intéressant aux propriétés mécaniques des murs produits par CMT et LMD-w, l'impact de la macrostructure et donc de la stratégie de dépôt est sensible. En effet, dans le cas de murs larges imprimés en CMT, l'orientation des ex-grains colonnaire est régulière et parallèle à la direction de fabrication. Cela entraîne une anisotropie des propriétés mécaniques bien connue dans les procédés de FA, à savoir une meilleure résistance de la pièce pour des sollicitations dans le plan horizontal, et une plus grande ductilité pour des sollicitations selon l'axe vertical. Ce comportement est observé pour les deux murs larges CMT, imprimés avec les lois synergiques 1007 P et NIBAS.

Les analyses métallurgiques sur les murs CMT produits avec les lois synergiques NIBAS et 1007 P sont très proches voir identiques comme montré au Tableau IV-5. Cette stabilité macro- et microstructurale se retrouve lors des essais mécaniques, avec de très faibles écarts de propriétés entre murs 1007 P et NIBAS (écarts inférieurs à la dispersion des résultats pour chacune des lois synergiques). Cette reproductibilité des propriétés mécaniques est présente tant pour les murs fins que pour les murs larges (Tableau IV-6 et Tableau IV-7). Les lois synergiques étudiées durant ces travaux n'impactent donc pas significativement les propriétés mécaniques de la pièce finale, et cela quelle que soit sa dimension.

*Tableau IV-6 - Récapitulatif des propriétés mécaniques des murs fins CMT et LMD*

	<b>Rm moyen (MPa)</b>	<b>e<sub>u</sub> moyen (%)</b>	<b>A moyen (%)</b>
<b>Plan horizontal – LMD-w</b>	938 ± 18	4,5 ± 0,6	15,7 ± 5,2
<b>Plan vertical – CMT 1007 P</b>	997 ± 11	5 ± 0,9	6,2 ± 1,5
<b>Plan vertical – CMT NIBAS</b>	980 ± 16	4,1 ± 0,6	7,4 ± 1,2
<b>Plan vertical – LMD-w</b>	931 ± 10	∅	15 ± 0,7

*Tableau IV-7 – Récapitulatif des propriétés mécaniques des murs larges CMT et LMD*

	<b>Rm moyen (MPa)</b>	<b>e<sub>u</sub> moyen (%)</b>	<b>A moyen (%)</b>
<b>Plan horizontal – CMT 1007 P</b>	1038 ± 66	4,1 ± 1,2	4,7 ± 1,9
<b>Plan horizontal – CMT NIBAS</b>	1032 ± 25	4,6 ± 1,3	4,8 ± 1,3
<b>Plan horizontal – LMD-w</b>	939 ± 35	7,5 ± 1	10,7 ± 2,8
<b>Plan vertical – CMT 1007 P</b>	1017 ± 24	3,3 ± 0,4	6,0 ± 2,3
<b>Plan vertical – CMT NIBAS</b>	977 ± 34	6,2 ± 1,5	7,8 ± 2,7
<b>Plan vertical – LMD-w</b>	883 ± 11	4 ± 0,5	9 ± 3,8

Pour ce qui est du procédé LMD-w, les résistances maximales sont en général moins importantes que celles présentes en CMT. En revanche, les valeurs de ductilité sont meilleures. En comparant les deux géométries de murs imprimés avec ce procédé (fin et large), nous remarquons des macro- et microstructures différentes. Le mur fin possède des ex-grains  $\beta$  larges et colonnaires sur toute la hauteur du mur. Les *bandings* sont bien réguliers et visibles sur quasiment toute la hauteur de la construction. Le mur large possède en revanche un agencement macrostructural en tronc de palmier, couplé à un effacement de ces *bandings* après les premières couches. Ces différences métallurgiques ne donnent pourtant pas lieu à des différences de propriétés mécaniques significatives comme montré au Tableau IV-6 et Tableau IV-7. Peu de variations sont également observées entre plan vertical et horizontal, comme cela pouvait être le cas pour les procédés CMT.



Ainsi, pour le mur large obtenu en LMD-w, la résistance maximale de traction ( $R_m$ ) observée est toujours supérieure dans le plan horizontal par rapport au vertical (Tableau IV-7). L'allongement à rupture ( $A\%$ ) et l'allongement réparti ( $e_u\%$ ) sont eux plus importants dans le plan horizontal par rapport au vertical.

Ce comportement en allongement, inhabituel en fabrication additive trouve son origine dans la répartition des déformations lors de l'application d'une sollicitation en traction. Cette répartition des déformations est elle-même liée à l'agencement de la macrostructure, et donc à la stratégie de dépôt comme montré plus haut.

Pour une macrostructure colonnaire globalement colinéaire à la direction de construction (cas du CMT), la distribution de la déformation du fût d'éprouvette est différente selon le plan de prélèvement.

Dans le cas d'un prélèvement dans le plan horizontal, les champs de déformation relevés sont très hétérogènes et des localisations apparaissent dans quelques-uns des ex-grains  $\beta$  (Figure IV-21.a). Il s'agit des ex-grains dont la sous-structure est la mieux orientée pour l'initiation d'une déformation plastique. Les faibles caractéristiques d'écroutissage de cet alliage ne permettent pas une modification substantielle (voire une résorption) de ces localisations, et celles-ci se développent rapidement, jusqu'à la rupture. Dans le cas d'un prélèvement dans le plan vertical, la répartition des champs de déformation est plus homogène du fait de la forme allongée des ex-grains  $\beta$ , parallèles à la direction de sollicitation.

Pour une macro et microstructure issue d'une construction large LMD-w, les affirmations énoncées ci-dessus ne sont plus valables. D'une part, les ex-grains colonnaires sont plus fins que leurs homologues obtenus en CMT. D'autre part, ils présentent une forte divergence d'avec la direction de construction. Il est très important de noter que les éprouvettes de traction testées dans cette étude ne sont pas prélevées dans le plan de symétrie de ce mur, mais de part et d'autre de celui-ci. Ainsi, la macrostructure de ces éprouvettes n'est plus strictement alignée avec l'axe des éprouvettes de traction verticales, et n'est plus strictement perpendiculaire à l'axe des éprouvettes horizontales. Ainsi, lors des essais de traction dans la direction horizontale, la macrostructure plus fine et présentant une orientation plus variée de par les aspects évoqués plus haut, semble accommoder la déformation de manière plus homogène, ce qui retarderait les phénomènes de localisation de la déformation plastique (Figure IV-21.b).

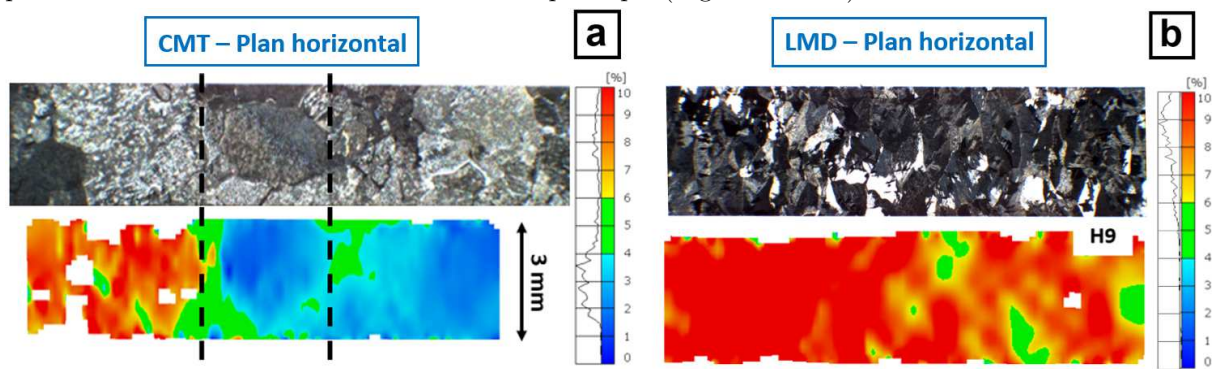


Figure IV-21 – Répartition des champs de déformation dans le fût d'une éprouvette CMT(a) et LMD-w (b) avant rupture

## V. Conclusion

Dans ce chapitre, une confrontation des différents paramètres morphologiques et métallurgiques des monocordons issus des procédés CMT et LMD-w est effectuée. Celle-ci montre un plus grand taux de dépôt et de contraintes résiduelles lors de l'utilisation du procédé CMT par rapport au LMD-w à iso-

---

énergie linéique. À iso-énergie linéique, les vitesses de refroidissement sont supérieures en LMD-w qu'en CMT, cela pourrait être lié au rendement plus faible du faisceau laser par rapport à l'arc électrique.

Cette confrontation monocordons CMT versus monocordons LMD-w a également permis, grâce à des équations de modélisation d'élargir la connaissance de ces variables de sortie au-delà des plans d'expériences expérimentaux effectués en chapitre 2 et 3. De plus, elle a donné pour chaque application visée, un couple de paramètre procédé idéal ainsi qu'une plage fonctionnelle pour les deux lois synergiques du procédé CMT, et pour le procédé LMD-w.

Des simulations numériques sont effectuées et ont permis d'expliquer la relation procédé – microstructure – propriétés mécaniques générée sur des blocs 3D. La simulation numérique a mis en évidence un facteur important dans les procédés de fabrication additive, appelé le « rechargement thermique ». Celles-ci montrent qu'en fabrication additive par fil, la température de la pièce augmente au fur et à mesure de l'avancée du procédé. De manière concomitante, les vitesses de refroidissement sont de plus en plus faibles, générant des variations macro- et microstructurales, indépendamment de l'utilisation ou non de temps de pause lors des impressions.

Enfin, Ce chapitre montre l'importance primordiale de la stratégie de dépôt en fabrication additive par fil. En effet, celle-ci pilote majoritairement les propriétés métallurgiques et mécaniques des constructions en FA fil. Ce chapitre montre un plus grand poids de la stratégie de dépôt par rapport aux paramètres procédés d'ordre 1 que sont la puissance laser, la vitesse de dépôt ou le débit de fil. Ainsi, peu de variations métallurgiques et mécaniques sont observées sur les murs lorsque l'énergie linéique varie mais que la stratégie est gardée identique. En revanche, de forts impacts métallurgiques et mécaniques sont mis en lumière lorsque la stratégie change, tout en gardant une énergie linéique stable.

---

---

# Conclusion générale

Ce mémoire présente un travail de recherche contribuant à une meilleure compréhension et maîtrise des procédés de fabrication additive arc-fil (MIG CMT) et laser-fil (LMD-w) afin de garantir une santé matière et de bonnes propriétés mécaniques à des pièces en alliage de titane, produites par ces procédés novateurs. Ces travaux essentiellement expérimentaux ont été guidés par une volonté d'approfondissement du tryptique « paramètres procédé – caractéristiques métallurgiques – propriétés mécaniques ».

Le matériau étudié durant ces travaux est l'alliage de titane Ti-6Al-4V, le plus couramment utilisé dans l'industrie. Ce choix s'est basé sur différents besoins académiques et industriels induits par un manque actuel de connaissances scientifiques sur sa mise en œuvre par des procédés additifs utilisant du fil comme matériau d'apport et ses propriétés d'usage qui en résultent.

Durant ces travaux, la mise au point des procédés a été effectuée sur la plateforme ADDIMADOUR de l'École Supérieure des Technologies Industrielles Avancées (ESTIA) à Bayonne. Différents verrous techniques ont tout d'abord été levés sur les deux procédés telle que la mise en place d'une solution d'inertage acceptable par exemple. Concernant plus spécifiquement le procédé laser-fil, une étude du séquençement garantissant une amorce satisfaisante du procédé a fait l'objet d'une attention particulière. Suite à cela, d'importantes campagnes d'impression de monocordons ont été effectuées dans le but de mettre au point les conditions opératoires des procédés. Concernant le procédé CMT, deux lois synergiques ont été testées, à savoir une loi pulsée (loi 1007) et une loi non pulsée (la loi NIBAS) de la base de données délivrée par le fabricant Fronius. L'étude des transformations métallurgiques de l'alliage Ti-6Al-4V et des propriétés qui en résultent en fonction des procédés et de leurs paramètres opératoires s'est déroulée au Laboratoire Génie de Production de l'École Nationale d'Ingénieurs de Tarbes (ENIT).

Afin de simplifier l'étude de l'influence des paramètres opératoires sur les caractéristiques morphologique, géométrique, microstructurale et mécanique des objets réalisés, il a été décidé de la sub-diviser en « briques technologiques ». Ce choix a été motivé par l'intérêt de pouvoir ainsi découpler les effets des paramètres opératoires dits « primaires » tels que la vitesse de déplacement, la puissance ou bien encore le débit de fil, des effets de la stratégie de dépose adoptée sur les échanges thermiques lors de la réalisation des objets.

Un premier domaine de fonctionnement a donc été défini pour chaque procédé étudié à partir de l'étude de monocordons. Celui-ci permet d'écarter non seulement des points de fonctionnement en fonction des sources d'énergie mais surtout de proposer des plages de fonctionnement qui pourront être sélectionnées à l'avenir en fonction des stratégies de dépose et des applications visées en fabrication additive. Le choix des conditions de dépôt est en effet intimement lié à la stratégie mise en place. Les différentes caractérisations ont permis de relier les paramètres procédés à des grandeurs morphologiques (les dimensions en section des dépôts, leur angle de mouillage avec le substrat, ou encore les distortions qu'il induisent dans les substrats) et des grandeurs métallurgiques (la profondeur de zones refondues ou affectées thermiquement) pour chaque monocordon. En complément, des essais de dureté ainsi que des analyses chimiques par MEB-EDX ont été effectuées pour valider le bon déroulement du procédé et de son inertage.

Concernant les procédés CMT, l'influence des trois paramètres opératoires que sont le débit de fil, la vitesse de déplacement du robot et la nature de loi synergique, a été étudiée. Quelle que soit la loi synergique, ces travaux ont permis de confirmer que le débit de fil n'avait pas une influence majeure sur les caractéristiques des monocordons contrairement à la vitesse de déposition. Ceci est directement imputable à l'évolution de la densité volumique de puissance. Cette densité volumique de puissance reste sensiblement constante lors de la variation du débit de fil (compensation du générateur) malgré une

énergie linéique délivrée plus importante lorsque le débit de fil augmente. Cette densité volumique de puissance diminue au contraire avec la vitesse de déposition. Cette étude a également permis de valider l'adaptabilité des deux lois synergiques pour l'impression de l'alliage Ti-6Al-4V par WAAM. Elles permettent l'obtention de monocordons de morphologie et microstructures proches. Toutefois, des différences sont également présentes au sein même de lois synergiques du procédé CMT. À paramétrie identique, le facteur de forme (rapport hauteur/largeur) des monocordons obtenus avec la loi NIBAS est par exemple plus élevé que celui des monocordons imprimés avec la loi synergique 1007 pulsée. En ce qui concerne les aspects métallurgiques, imprimer avec la loi NIBAS permet d'atteindre de plus grandes zones refondues qu'avec la loi 1007 pulsée, pour une même énergie linéique. Enfin, de nombreuses projections sont constatées lors de l'utilisation de la loi pulsée, alors que son homologue non pulsée produit peu ou pas de projections.

Les paramètres étudiés pour le procédé LMD-w ont été le débit de fil, la puissance délivrée du laser et la vitesse de translation de la tête. Afin d'expliquer les évolutions des caractéristiques des monocordons, le rapport WFS/TS semble pertinent. En augmentant ce rapport, des monocordons de moins en moins étalés et de plus en plus hauts sont obtenus jusqu'à un rapport WFS/TS de six, à partir duquel des monocordons aux angles de mouillage proches de 90° sont obtenus. Lorsque l'énergie linéique augmente, la profondeur des zones de refondues et des zones affectées thermiquement augmente. Elle entraîne également des modifications de macrostructure (élargissement des ex-grains  $\beta$ ) mais ne semble en revanche pas impacter les microstructures (microstructure martensitique quelle que soit l'énergie utilisée). Ce dernier point explique d'ailleurs des valeurs de dureté stables (340 à 350 HV<sub>0,3</sub> en moyenne).

Des différences métallurgiques et morphologiques sont mises en lumière entre procédés CMT et LMD-w, avec par exemple la possibilité d'obtenir facilement des dépôts plus massifs, aux zones métallurgiques plus profondes en CMT. Toutes ces analyses sur monocordons ont permis de développer des modèles de prévision des caractéristiques morphologiques et métallurgiques de ceux-ci en fonction des paramètres procédé d'ordre 1. Toutes ces analyses ont permis d'estimer la pertinence de chaque procédé pour les applications industrielles visées. Un choix d'un couple de paramètres procédé pour chaque application a été donné pour répondre au mieux à des applications de construction et de rechargement en trois dimensions.

Des essais de juxtaposition de monocordons selon différentes stratégies ont été effectués dans le but de préparer les constructions de massifs tridimensionnels. Ceux-ci ont montré l'importance de cette étape pour garantir l'intégrité métallurgique des objets fabriqués en lien avec la morphologie des monocordons. Un pas de juxtaposition ( $\Delta y$ ) trop grand entraîne une discontinuité morphologique et métallurgique au sein des couches déposées, alors qu'un pas trop faible entraîne lui une diminution du *stick-out* et l'apparition de collage ou manques de fusion entre couches. Ces essais ont également montré l'impact de la stratégie sur le choix de ce pas. La juxtaposition d'un même monocordon peut ainsi nécessiter différents pas  $\Delta y$  en fonction de la stratégie utilisée, en mode balayage ou en zig-zag.

Différentes constructions de murs fins et larges ont par la suite été effectuées avec les deux procédés. L'analyse morphologique couplée à l'étude de santé matière a permis de valider les différentes stratégies de construction. Des caractérisations de santé matière plus poussées ont montré un impact significatif de la stratégie de dépôt sur celle-ci. Malgré l'utilisation d'un pas adéquat, la stratégie de juxtaposition linéaire ne semble pas adaptée aux impressions de grandes dimensions en procédé CMT. Pour cela, une stratégie de dépôt en mode balayé doit être privilégiée. En raison du découplage entre la source de fusion et la matière déposée, le procédé LMD-w offre plus de souplesse en termes de stratégie de construction. L'étude morphologique a montré un meilleur état de surface, une meilleure régularité et une flèche moindre des murs obtenus par LMD-w par rapport à ceux obtenus par CMT.



---

Les analyses métallurgiques ont permis de déterminer les macro- et microstructures associées à chaque mur imprimé, ainsi que leurs variations et évolutions lors de l'avancée des procédés. Les paramètres énergétiques des dépôts unitaires participent à l'explication des principales différences et similitudes entre les massifs produits, mais n'y suffisent pas. En complément, une approche incluant de la simulation numérique est utilisée en procédé Laser-fil pour mieux comprendre les évolutions macro- et microstructurales lors des constructions. Les résultats montrent un fort impact de la stratégie de construction dans l'agencement des ex-grains  $\beta$ , et la quantification du phénomène de rechargement thermique lors de la construction d'un massif tridimensionnel explique l'apparition de la microstructure  $\alpha$  et non  $\alpha'$ .

Les résultats concernant les propriétés mécaniques en traction de ces murs sont en cohérence avec la littérature. Ils présentent une légère anisotropie entre plan horizontal et vertical, caractéristique des propriétés mécaniques des pièces obtenues par ces procédés. Lorsqu'une stratégie en contournage-balayage est utilisée, l'agencement de la macrostructure « en tronc de palmier » est différent de ceux généralement constatés en fabrication additive. Il s'ensuit une anisotropie de propriétés mécaniques moins marquée entre le plan de construction et la direction de construction. Des analyses microstructurales par EBSD ont confirmé l'existence de relations entre la stratégie et la macro/microstructure. De manière générale, les résistances mécaniques des constructions en CMT sont supérieures à celles obtenues pour les constructions LMD. En revanche, l'allongement à rupture est lui plus important sur les murs LMD. L'analyse des champs de déformations (par DIC) tend à expliquer ces phénomènes par une meilleure accommodation des déformations au sein des macrostructures fines produites avec le procédé LMD-w. En CMT, les propriétés mécaniques ont également été étudiées aux interfaces dépôt / substrat. Les résultats ont montré une parfaite continuité métallurgique, et à la clé aucune rupture ou initiation de rupture à l'interface substrat-dépôt. Les mesures de champs ont montré que l'interface se déformait peu par rapport au substrat ou au dépôt CMT. Enfin, les changements de stratégie de dépôt en CMT n'impactent pas ce comportement observé aux interfaces entre substrat et massif.

---

---

# Perspectives de travail

Du fait du développement encore récent de ces technologies de fabrication additive par fil, de nombreux verrous existent encore et certaines pistes de recherche restent à explorer. Les travaux présentés dans ce mémoire ont répondu à un certain nombre de problématiques, mais ouvrent également d'autres perspectives de travail.

Tout d'abord, une meilleure maîtrise chimique (pollution) des impressions devrait être recherchée, surtout en vue du passage à la réalisation de grandes pièces. Afin de l'atteindre, il peut être envisagé d'améliorer l'état de surface du fil par une préparation mécanique voir chimique. Une meilleure maîtrise de l'inertage au sein de la cuve devra être recherchée. Pour cela, travailler dans une cuve fermée et quasi hermétique pourrait être une bonne solution. Un balayage de gaz y serait plus facile à maîtriser et rendrait le procédé moins gourmand en argon, donc plus compétitif. Cette meilleure maîtrise chimique est nécessaire, surtout dans le cas du procédé CMT pour lequel le taux de pollution du mur contrôlé chimiquement par IGA avoisine, voire dépasse légèrement les taux de pollution autorisés par la norme ASTM F2924. Enfin, une telle démarche conduirait à de meilleures propriétés mécaniques, notamment en allongement à rupture.

Un deuxième point important concerne la mise en place d'un dispositif de contrôle et de correction en direct du stick-out lors des impressions. Cette perspective est d'autant plus importante puisque ces procédés sont destinés aux constructions de grandes dimensions. Un grand nombre de couches empilées est prévu ce qui augmente la probabilité de dérive du stick-out. Ce point a été un des verrous majeurs de ces travaux de thèse pour la technologie LMD-w. D'un point de vue expérimental, l'élargissement des plans d'expériences sur monocordons LMD et surtout CMT permettrait une meilleure connaissance du tryptique « procédé – transformations métallurgiques – propriétés mécaniques ». Cela permettrait aussi de valider, sinon de compléter, les modèles de régression mis en place lors du chapitre 4 de ce manuscrit. Ces modèles pourraient constituer une première base de données sur les domaines de fonctionnement de ces procédés.

Les quelques essais mécaniques prévus, mais non effectués dans le cadre de ces travaux devront être finalisés pour obtenir le maximum d'informations sur les différents murs imprimés. En procédé LMD-w, des impressions sur substrats épais devront être effectués afin de caractériser les gradients de microstructures et de propriétés mécaniques à l'interface substrat – dépôt. Des réimpressions similaires à celles effectuées durant ces travaux de thèse pourront être également effectuées dans le but de compléter les essais mécaniques pour déterminer le comportement mécanique des murs en traction en température et en fatigue, par exemple.

Ces travaux de thèse sont volontairement restés à une échelle très « macroscopique » pour développer une première base de donnée intégrant les paramètres opératoires, les microstructures et les propriétés en traction. À l'avenir, des caractérisations à des échelles plus fines devront être effectuées (au MET par exemple) afin d'avoir une connaissance plus exhaustive de l'alliage Ti-6Al-4V produit par ces procédés de fabrication additive laser-fil. Il semble également intéressant d'investiguer la voie des traitements thermiques post fabrication. Leurs effets sur l'homogénéité des microstructures, les contraintes résiduelles ou les propriétés mécaniques pourront être étudiés.

Enfin, le passage de la réalisation de briques élémentaires à l'obtention de prototypes comportant des géométries complexes rester à effectuer. Celui-ci devra se nourrir de la base de données expérimentales développée au cours de ces travaux de recherche mais nécessitera très certainement l'utilisation de l'outil de simulation pour avoir une meilleure connaissance des échanges thermiques lors des procédés qui conditionnent la qualité des pièces finies.



---

---

# Références bibliographiques

- [1] « Diagnostic et étude d'opportunités sur la fabrication additive métallique dans le secteur aérospatial du sudoe ». Consulté le: sept. 10, 2020. [En ligne]. Disponible sur: <http://www.addispace.eu/gestor/recursos/uploads/imagenes/noticias/Etude%20des%20besoins%20en%20formation.pdf>
- [2] T. Wohlers et T. Gornet, « History of additive Wohlers Report manufacturing / history-of-additive-wohlers-report-manufacturing.pdf / PDF4PRO », *PDF4PRO*, oct. 01, 2018. <https://pdf4pro.com/view/history-of-additive-wohlers-report-manufacturing-3315f6.html> (consulté le sept. 07, 2020).
- [3] CETIM, « Cartographie des acteurs clés de la R&D en fabrication additive.pdf », 2017. [https://www.instituts-carnot.eu/sites/default/files/images/CartoFabAdd\\_CETIM-filiere-Manufacturing-juil2017.pdf](https://www.instituts-carnot.eu/sites/default/files/images/CartoFabAdd_CETIM-filiere-Manufacturing-juil2017.pdf) (consulté le sept. 10, 2020).
- [4] « Norme NF E67001 ». Fabrication Additive - Association française de normalisation (AFNOR), 2011.
- [5] G. Lefevre, « 30 000 injecteurs imprimés en 3D », *A3DM Magazine*, 2018. <https://www.a3dm-magazine.fr/news/aeronautique/30-000-injecteurs-imprimees-3d> (consulté le sept. 02, 2020).
- [6] Z. Aldogan, « Concept Laser GmbH-A World First: Additively Manufactured Titanium Components Now Onboard the Airbus A350 XWB | Additive Manufacturing (AM) », 2014. <http://additivemanufacturing.com/2014/10/30/concept-laser-gmbh-a-world-first-additively-manufactured-titanium-components-now-onboard-the-airbus-a350-xwb/> (consulté le sept. 02, 2020).
- [7] V. Yves, B. Verquin, Q. Charron, et C. Reynaud, *Fabrication additive métallique: les fondamentaux*. Senlis; Saint-Denis: CETIM ; Éditions Techniques de l'ingénieur, 2019. [En ligne]. Disponible sur: [https://www.cetim-certec.com/wp-content/uploads/2019/06/Fabricationadditivem%C3%A9tallique\\_Cetim\\_TI.pdf](https://www.cetim-certec.com/wp-content/uploads/2019/06/Fabricationadditivem%C3%A9tallique_Cetim_TI.pdf)
- [8] « World's Fastest Car, Koenigsegg One:1 to Feature 3D Printed Exhaust Tips - 3DPrint.com | The Voice of 3D Printing / Additive Manufacturing ». <https://3dprint.com/1357/worlds-fastest-car-koenigsegg-one1-to-feature-3d-printed-exhaust-tips/> (consulté le sept. 02, 2020).
- [9] M. V. Dusen, « GE's 3D-Printed Airplane Engine Will Run This Year | GE News », 2017. <https://www.ge.com/news/reports/mad-props-3d-printed-airplane-engine-will-run-year> (consulté le nov. 20, 2020).
- [10] Madeeli, « Fabrication Additive: Enjeux et Impacts en Occitanie / Pyrénées-méditerranée ». 2016. [En ligne]. Disponible sur: <https://www.agence-adocc.com/wp-content/uploads/2018/03/Fabrication-Additive-en-Occitanie-Etude-2016.pdf>
- [11] Defence IQ, « Additive Manufacturing in Aerospace, Defence, and Space: Trends and Analysis 2016 », *Defence IQ*, janv. 21, 2016. <https://www.defenceiq.com/defence-technology/whitepapers/additive-manufacturing-in-defence-and-aerospace-tr> (consulté le nov. 20, 2020).
- [12] « America Makes - National Additive Manufacturing Innovation Institute », *America Makes*. <https://www.americamakes.us/> (consulté le sept. 01, 2020).
- [13] « Fabrication additive, Asie-Pacifique en oustider », *A3DM Magazine*. <https://www.a3dm-magazine.fr/magazine/toutes-industries/fabrication-additive-asie-pacifique-oustider> (consulté le sept. 01, 2020).
- [14] « Industrie: l'Europe, locomotive de l'impression 3D », *Capital.fr*, juill. 13, 2020. <https://www.capital.fr/entreprises-marches/industrie-leurope-locomotive-de-limpression-3d-1375231> (consulté le sept. 15, 2020).



- 
- [15] M. R., « La fabrication additive, un avantage concurrentiel pour l'Europe ? », *3Dnatives*, juill. 03, 2019. <https://www.3dnatives.com/fabrication-additive-europe-030720193/> (consulté le sept. 15, 2020).
- [16] M. Thomas, C. Davoine, et S. Drawin, « Fabrication additive en aéronautique et en spatial », *Ref: TIP153WEB - « Travail des matériaux - Assemblage »*, mai 10, 2019. <https://www.techniques-ingenieur.fr/base-documentaire/mecanique-th7/procedes-de-fabrication-additive-42633210/fabrication-additive-en-aeronautique-et-en-spatial-bm7940/> (consulté le sept. 17, 2020).
- [17] M. R., « La France est l'un des pays où la fabrication additive est la plus utilisée », *3Dnatives*, nov. 28, 2019. <https://www.3dnatives.com/3d-printing-sentiment-index-281120193/> (consulté le sept. 16, 2020).
- [18] C. Mawere, « The Impact and Application of 3D Printing Technology », Consulté le: sept. 01, 2020. [En ligne]. Disponible sur: [https://www.academia.edu/7483890/The\\_Impact\\_and\\_Application\\_of\\_3D\\_Printing\\_Technology](https://www.academia.edu/7483890/The_Impact_and_Application_of_3D_Printing_Technology)
- [19] M. Qian, W. Xu, M. Brandt, et H. P. Tang, « Additive manufacturing and postprocessing of Ti-6Al-4V for superior mechanical properties », *MRS Bulletin*, vol. 41, n° 10, p. 775-784, oct. 2016, doi: 10.1557/mrs.2016.215.
- [20] J. Odinet, « Développement de la fabrication additive directe par DED-CLAD : de la poudre à la mise en forme de pièces céramiques denses », Thèse de doctorat, Université Paris-Saclay (ComUE), 2019. Consulté le: févr. 20, 2021. [En ligne]. Disponible sur: <https://www.theses.fr/2019SACLN059>
- [21] B. Graf, S. Ammer, A. Gumenyuk, et M. Rethmeier, « Design of Experiments for Laser Metal Deposition in Maintenance, Repair and Overhaul Applications », *Procedia CIRP*, vol. 11, p. 245-248, janv. 2013, doi: 10.1016/j.procir.2013.07.031.
- [22] Trumpf, « Laser welding | TRUMPF ». [https://www.trumpf.com/en\\_CN/solutions/anwendungen/laser-welding/](https://www.trumpf.com/en_CN/solutions/anwendungen/laser-welding/) (consulté le févr. 20, 2021).
- [23] A. Yakovlev, E. Trunova, D. Grevey, M. Pilloz, et I. Smurov, « Laser-assisted direct manufacturing of functionally graded 3D objects », *Surface and Coatings Technology*, vol. 190, n° 1, p. 15-24, janv. 2005, doi: 10.1016/j.surfcoat.2004.07.070.
- [24] A. A. Antonysamy, « Microstructure, Texture and Mechanical Property Evolution during Additive Manufacturing of Ti6Al4V Alloy for Aerospace Applications », [Thesis]. Manchester, UK: The University of Manchester; 2012., mai 09, 2012. <https://www.escholar.manchester.ac.uk/uk-ac-man-scw:160535> (consulté le sept. 06, 2020).
- [25] G. Lefevre, « Le procédé de fabrication additive SLS », *A3DM Magazine*, 2015. <https://www.a3dm-magazine.fr/news/fabrication-additive-polymeres/procede-de-fabrication-additive-sls> (consulté le sept. 14, 2020).
- [26] Equip'Prod, « Impression 3D : à l'aube de la production en série dans le secteur aéronautique ? – Equip'Prod ». <https://www.equip-prod.com/actualites/impression-3d-a-laube-de-la-production-en-serie-dans-le-secteur-aeronautique/> (consulté le janv. 13, 2021).
- [27] J. Duffy, « Characterizing metal powders for Additive Manufacturing », *Materials Talks*, nov. 28, 2018. <https://www.materials-talks.com/blog/2018/11/28/analytical-tools-for-characterizing-metal-powders-for-additive-manufacturing/> (consulté le sept. 14, 2020).
- [28] S. Williams, « Recent developments in fusion processing of aluminium alloys », *Welding Engineering and Laser Processing Centre*, vol. Cranfield University, [En ligne]. Disponible sur: <http://www.latest2.manchester.ac.uk/documents/2011joining/S.Williams.pdf>
- [29] K. A. Mumtaz et N. Hopkinson, « Selective Laser Melting of thin wall parts using pulse shaping », *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 210, n° 2, Art. n° 2, janv. 2010.

- 
- [30] T. Petrat, B. Graf, A. Gumenyuk, et M. Rethmeier, « Laser Metal Deposition as Repair Technology for a Gas Turbine Burner Made of Inconel 718 », *Physics Procedia*, vol. 83, p. 761-768, janv. 2016, doi: 10.1016/j.phpro.2016.08.078.
- [31] F. Sikström, « Additiv tillverkning av metaller – utmaningar processövervakning och styrning ». Additiv tillverkning, Sandviken, 2019. [En ligne]. Disponible sur: <https://www.lasergruppen.eu/download/18.13977bbe1686f0eb0df10adf/1554191720186/2%20HV%20Additiv%20tillverkning%20av%20metaller%20Sandviken.pdf>
- [32] K. Mumtaz et N. Hopkinson, « Top surface and side roughness of Inconel 625 parts processed using selective laser melting », *Rapid Prototyping Journal*, vol. 15, n° 2, p. 96-103, janv. 2009, doi: 10.1108/13552540910943397.
- [33] P. Colegrove et S. Williams, « High deposition rate high quality metal additive manufacture using wire + arc technology ». Cranfield University, 2010. [En ligne]. Disponible sur: <https://www.xyzist.com/wp-content/uploads/2013/12/Paul-Colegrove-Cranfield-Additive-manufacturing.pdf>
- [34] B. Cong, J. Ding, et S. Williams, « Effect of arc mode in cold metal transfer process on porosity of additively manufactured Al-6.3%Cu alloy », *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, p. 1593-1606, févr. 01, 2015.
- [35] D. Yang, C. He, et G. Zhang, « Forming characteristics of thin-wall steel parts by double electrode GMAW based additive manufacturing », *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 227, p. 153-160, janv. 2016, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2015.08.021.
- [36] C. Shen, Z. Pan, Y. Ma, D. Cuiuri, et H. Li, « Fabrication of iron-rich Fe–Al intermetallics using the wire-arc additive manufacturing process », *Additive Manufacturing*, vol. 7, p. 20-26, juill. 2015, doi: 10.1016/j.addma.2015.06.001.
- [37] A. Heralić, A.-K. Christiansson, et B. Lennartson, « Height control of laser metal-wire deposition based on iterative learning control and 3D scanning », *Optics and Lasers in Engineering*, vol. 50, n° 9, p. 1230-1241, sept. 2012, doi: 10.1016/j.optlaseng.2012.03.016.
- [38] S. W. Williams, F. Martina, A. C. Addison, J. Ding, G. Pardal, et P. Colegrove, « Wire + Arc Additive Manufacturing », *Materials Science and Technology*, vol. 32, n° 7, p. 641-647, mai 2016, doi: 10.1179/1743284715Y.0000000073.
- [39] MX3D, « Official site - MX3D Bridge ». <https://mx3d.com/projects/mx3d-bridge/>
- [40] M. R., « Le RAMLAB conçoit la première hélice de bateau grâce à la fabrication additive », *3Dnatives*, mai 08, 2017. <https://www.3dnatives.com/ramlab-fabrication-additive-09052017/> (consulté le sept. 16, 2020).
- [41] A. Benoit, P. Paillard, T. Baudin, et J.-B. Mottin, « Soudage homogène MIG de l’alliage d’aluminium 6061 », *MATEC Web of Conferences*, vol. 7, p. 02009, 2013, doi: 10.1051/mateconf/20130702009.
- [42] A. Benoit, « Développement du soudage MIG CMT pour la réparation de pièces aéronautiques. Application aux pièces en alliage base aluminium 6061 », phdthesis, Université Paris Sud - Paris XI, 2012. Consulté le: mars 07, 2021. [En ligne]. Disponible sur: <https://tel.archives-ouvertes.fr/tel-01674156>
- [43] G. Lorenzin et G. Rutili, « The innovative use of low heat input in welding: experiences on ‘cladding’ and brazing using the CMT process Paper presented at the 4th National Welding Day, Workshop: “Brazing”, Genoa, 25–26 October 2007. », *Welding International*, vol. 23, n° 8, p. 622-632, août 2009, doi: 10.1080/09507110802543252.
- [44] T. Rosado, P. M. Sequeira Almeida, I. Pires, R. M. Mirande, et L. Quintino, « (PDF) Innovations in arc welding », *ResearchGate*, 2011. Consulté le: sept. 04, 2020. [En ligne]. Disponible sur: [https://www.researchgate.net/publication/228908389\\_Innovations\\_in\\_arc\\_welding](https://www.researchgate.net/publication/228908389_Innovations_in_arc_welding)
- [45] « Fronius. “MIG/MAG dip-transfer process for automated applications,” in CMT:Cold Metal Transfer ». [www.fronius.com](http://www.fronius.com)

- 
- [46] Fronius, « RCU 5000i - Operating Instruction, Remote control ». [En ligne]. Disponible sur: [www.fronius.com](http://www.fronius.com)
- [47] « Fronius, Cold Metal Transfer : The technology, CMT technology », [www.fronius.com](http://www.fronius.com), 2014.
- [48] N. E. Imoudu, Y. Z. Ayele, et A. Barabadi, « The characteristic of cold metal transfer (CMT) and its application for cladding », in *2017 IEEE International Conference on Industrial Engineering and Engineering Management (IEEM)*, Singapore, déc. 2017, p. 1883-1887. doi: 10.1109/IEEM.2017.8290218.
- [49] N. Edoh Imoudu, « The Characteristic of Cold Metal Transfer (CMT) and its application For Cladding », juin 2017, Consulté le: sept. 16, 2020. [En ligne]. Disponible sur: <https://munin.uit.no/handle/10037/12968>
- [50] « CMT Pulse – Process de soudage – Techniques de soudage – Fronius ». <http://www.fronius.com/fr-fr/france/techniques-de-soudage/competences/process-de-soudage/cmt-pulse> (consulté le sept. 01, 2020).
- [51] B. Cong, J. Ding, et S. Williams, « Effect of arc mode in cold metal transfer process on porosity of additively manufactured Al-6.3%Cu alloy », *Int J Adv Manuf Technol*, vol. 76, n° 9, p. 1593-1606, févr. 2015, doi: 10.1007/s00170-014-6346-x.
- [52] C. Arnesen, « Norsk Titanium ». [En ligne]. Disponible sur: <https://www.norsktitanium.com/>
- [53] « Smithells Metals Reference Book - 7th Edition ». <https://www.elsevier.com/books/smithells-metals-reference-book/brandes/978-0-08-051730-8> (consulté le sept. 02, 2020).
- [54] H. Wang, W. Jiang, J. Ouyang, et R. Kovacevic, « Rapid prototyping of 4043 Al-alloy parts by VP-GTAW », *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 148, n° 1, p. 93-102, mai 2004, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2004.01.058.
- [55] N. Høye, E. C. Appel, D. Cuiuri, et L. Hejje, *Characterisation of metal deposition during additive manufacturing of Ti-6Al-4V BY arc-wire methods*, Twenty Forth Annual International Solid Freeform Fabrication Symposium. University of Wollongong, 2013. Consulté le: sept. 02, 2020. [En ligne]. Disponible sur: <https://scholars.uow.edu.au/display/publication80545>
- [56] H. Zhang, S. Hu, Z. Wang, et Y. Liang, « The effect of welding speed on microstructures of cold metal transfer deposited AZ31 magnesium alloy clad », *Materials & Design*, vol. 86, p. 894-901, déc. 2015, doi: 10.1016/j.matdes.2015.07.143.
- [57] D. Ding, Z. Pan, D. Cuiuri, et H. Li, « Wire-feed additive manufacturing of metal components: technologies, developments and future interests », *Int J Adv Manuf Technol*, vol. 81, n° 1, p. 465-481, oct. 2015, doi: 10.1007/s00170-015-7077-3.
- [58] P. J. Modenesi, « Introdução à Física do Arco Elétrico Soldagem I », *Universidade Federal de Minas Gerais*, p. 54, 2001.
- [59] G. Simonato, « Otimização de soldagem robotizada em ligas de alumínio com modo de transferência Pulsado e CMT+P através do método Taguchi - PDF Download grátis », 2017. <https://docplayer.com.br/78913703-Otimizacao-de-soldagem-robotizada-em-ligas-de-aluminio-com-modo-de-transferencia-pulsado-e-cmt-p-atraves-do-metodo-taguchi.html> (consulté le sept. 04, 2020).
- [60] NavyBMR, « Chapter 10. Gas Metal Arc Welding », vol. NAVEDTRA 14250A, [En ligne]. Disponible sur: [http://www.navybmr.com/study%20material/14250a/14250A\\_ch10.pdf](http://www.navybmr.com/study%20material/14250a/14250A_ch10.pdf)
- [61] H. Biloni, T. E. Pérez, M. E. Saggese, et M. J. A. Solari, « Manual de soldadura de Aluminio. Proyecto Especial de Aluminio OEA-CNEA. Gerencia de Investigacion y Desarrollo », Argentina, 1981.
- [62] A. A. Póvoa, « Seminário Técnico de Soldagem do Alumínio e suas Ligas », *Associação Brasileira do Alumínio*, vol. 26(10), 1988.
- [63] J. Norrish et I. F. Richardson, « Metal transfer mechanisms. », 1988.
- [64] R. Kovacevic et H. Beardsley, « Process Control of 3D Welding as a Droplet-Based Rapid Prototyping Technique », 1998. doi: 10.26153/tsw/581.

- 
- [65] B. Cong, R. Ouyang, B. Qi, et J. Ding, « Influence of Cold Metal Transfer Process and Its Heat Input on Weld Bead Geometry and Porosity of Aluminum-Copper Alloy Welds », *Rare Metal Materials and Engineering*, vol. 45, n° 3, p. 606-611, mars 2016, doi: 10.1016/S1875-5372(16)30080-7.
- [66] A. G. Ortega, L. C. Galvan, F. Deschaux-Beaume, et S. Rouquette, « Effect of welding parameters on the quality of multilayer deposition of aluminum alloy », *Advances in Materials & Processing Technologies Conference, Vellore, India*, vol. hal-01909063, p. 17, 2017.
- [67] Y. M. Zhang, P. Li, Y. Chen, et A. T. Male, « Automated system for welding-based rapid prototyping », *Mechatronics*, vol. 12, n° 1, p. 37-53, févr. 2002, doi: 10.1016/S0957-4158(00)00064-7.
- [68] American Welding Society, « Welding Handbook: Welding Processes, Ninth Edition ed, Vols. 2 », vol. Part 1, 2004. [En ligne]. Disponible sur: [https://www.academia.edu/36598202/Welding\\_Handbook\\_Ninth\\_Edition\\_Volume\\_2\\_WELDING\\_PROCESSES\\_PART\\_1](https://www.academia.edu/36598202/Welding_Handbook_Ninth_Edition_Volume_2_WELDING_PROCESSES_PART_1)
- [69] « MANUAL DE SOLDAGEM ALCAN.pdf ». Consulté le: sept. 04, 2020. [En ligne]. Disponible sur: [http://www.soldautomatica.com.br/index\\_arquivos/Arquivos/MANUAL%20DE%20SOLDAGEM%20ALCAN.pdf](http://www.soldautomatica.com.br/index_arquivos/Arquivos/MANUAL%20DE%20SOLDAGEM%20ALCAN.pdf)
- [70] B. Altshuller, « A guide to GMA welding of aluminum », p. 49-55, 1998.
- [71] T. Hauser, A. D. Silva, R. T. Reisch, J. Volpp, T. Kamps, et A. F. H. Kaplan, « Fluctuation effects in Wire Arc Additive Manufacturing of aluminium analysed by high-speed imaging », *Journal of Manufacturing Processes*, vol. 56, p. 1088-1098, août 2020, doi: 10.1016/j.jmapro.2020.05.030.
- [72] K. A. Lyttle et W. F. G. Stapon, « Select the best shielding gas blend for the application. », *Welding journal*, 69(11), p. 21-27, 1990.
- [73] P. Kikani, « Study of Shielded Gases for MIG Welding », 2016, Consulté le: sept. 04, 2020. [En ligne]. Disponible sur: [https://www.academia.edu/37404887/Study\\_of\\_Shielded\\_Gases\\_for\\_MIG\\_Welding](https://www.academia.edu/37404887/Study_of_Shielded_Gases_for_MIG_Welding)
- [74] Fronius USA, « MIG Welding Equipment - Operations Reference Guide ». Consulté le: nov. 20, 2020. [En ligne]. Disponible sur: [www.fronius-usa.com](http://www.fronius-usa.com)
- [75] Fronius, « CMT TWIN, the thriftiest way to weld ». <https://www.fronius.com/en>. [En ligne]. Disponible sur: [https://www.fronius.com/~/downloads/Perfect%20Welding/Flyer/PW\\_Fly\\_CMT\\_Twin\\_EN.pdf](https://www.fronius.com/~/downloads/Perfect%20Welding/Flyer/PW_Fly_CMT_Twin_EN.pdf)
- [76] J. Gonthier, « Le CMT Twin pour un process de soudage rapide avec un apport d'énergie optimal ! », 2017. <https://www.msm.ch/le-cmt-twin-pour-un-process-de-soudage-rapide-avec-un-appoint-denergie-optimal--a-627836/> (consulté le sept. 18, 2020).
- [77] S. Williams, « Residual Stress Control in the Additive Manufacture of Large Scale Metal Structures ». [En ligne]. Disponible sur: <https://wamaat.com/>
- [78] C. Shen, Z. Pan, D. Cuiuri, D. Ding, et H. Li, « Influences of deposition current and interpass temperature to the Fe<sub>3</sub>Al-based iron aluminide fabricated using wire-arc additive manufacturing process », *Int J Adv Manuf Technol*, vol. 88, n° 5, p. 2009-2018, févr. 2017, doi: 10.1007/s00170-016-8935-3.
- [79] A. R. McAndrew *et al.*, « Interpass rolling of Ti-6Al-4V wire + arc additively manufactured features for microstructural refinement », *Additive Manufacturing*, vol. 21, p. 340-349, mai 2018, doi: 10.1016/j.addma.2018.03.006.
- [80] J. Donoghue, A. A. Antonysamy, F. Martina, P. A. Colegrove, S. W. Williams, et P. B. Prangnell, « The effectiveness of combining rolling deformation with Wire-Arc Additive Manufacture on  $\beta$ -



- grain refinement and texture modification in Ti-6Al-4V », *Materials Characterization*, vol. 114, p. 103-114, avr. 2016, doi: 10.1016/j.matchar.2016.02.001.
- [81] J. Näsström, F. Brueckner, et A. F. H. Kaplan, « Laser enhancement of wire arc additive manufacturing », *Journal of Laser Applications*, vol. 31, n° 2, p. 022307, avr. 2019, doi: 10.2351/1.5096111.
- [82] « GKN Aerospace et ONRL s'associent pour développer un système de fabrication additive métallique grand format pour l'aéronautique », *PRIMANTE 3D*, juin 29, 2017. <http://www.primante3d.com/lmd-w-29062017/> (consulté le sept. 01, 2020).
- [83] H. Bernard, « Présentation Projet ADDIMAFIL - Assises Européennes de la Fabrication Additive ». ESTIA Institute of Technology. [En ligne]. Disponible sur: <https://www.afpr.asso.fr/wp-content/uploads/2019/07/5-ADDIMAFIL-ESTIA-BERNARD.pdf>
- [84] A. Haboudou, « Caractérisation, modélisation et maîtrise des porosités créées lors du soudage laser Nd-YAG d'alliages d'aluminium », These de doctorat, Ecully, Ecole centrale de Lyon, 2003. Consulté le: sept. 16, 2020. [En ligne]. Disponible sur: <https://www.theses.fr/2003ECDL0001>
- [85] S. Katayama, « Handbook of Laser Welding Technologies | ScienceDirect », 2013. <https://www.sciencedirect.com/book/9780857092649/handbook-of-laser-welding-technologies> (consulté le sept. 16, 2020).
- [86] L. Dubourg, A. Anne, et K. Affari, « Fabrication additive par WLAM », *Institut Maupertuis*. [http://www.institutmaupertuis.fr/fr/publications/fiche.php?id\\_doc=4&id\\_cat=5](http://www.institutmaupertuis.fr/fr/publications/fiche.php?id_doc=4&id_cat=5) (consulté le sept. 03, 2020).
- [87] M. O. Shaikh, C.-C. Chen, H. Chiang, et J.-R. Chen, « Additive manufacturing using fine wire-based laser metal deposition », *ResearchGate*, 2019. [https://www.researchgate.net/publication/337807800\\_Additive\\_manufacturing\\_using\\_fine\\_wire-based\\_laser\\_metal\\_deposition](https://www.researchgate.net/publication/337807800_Additive_manufacturing_using_fine_wire-based_laser_metal_deposition) (consulté le sept. 03, 2020).
- [88] E. Brandl, V. Michailov, B. Viehweger, et C. Leyens, « Deposition of Ti-6Al-4V using laser and wire, part II: Hardness and dimensions of single beads », *Surface and Coatings Technology*, vol. 206, n° 6, p. 1130-1141, déc. 2011, doi: 10.1016/j.surfcoat.2011.07.094.
- [89] A. G. Medrano Téllez, *Fibre laser metal deposition with wire: parameters study and temperature control*. University of nottingham, 2010.
- [90] A. Heralic, *Monitoring and Control of Robotized Laser Metal-Wire Deposition*. Göteborg Sweden: Chalmers University of Technology, 2012.
- [91] E. Brandl, F. Palm, V. Michailov, B. Viehweger, et C. Leyens, « Mechanical properties of additive manufactured titanium (Ti-6Al-4V) blocks deposited by a solid-state laser and wire », *Materials & Design*, vol. 32, n° 10, p. 4665-4675, déc. 2011, doi: 10.1016/j.matdes.2011.06.062.
- [92] J.-D. Kim et Y. Peng, « Plunging method for Nd:YAG laser cladding with wire feeding », *Optics and Lasers in Engineering*, vol. 33, n° 4, p. 299-309, avr. 2000, doi: 10.1016/S0143-8166(00)00046-4.
- [93] R. Xiao, K. Chen, T. Zuo, G. Ambrosy, et H. Huegel, « Influence of wire addition direction in CO2 laser welding of aluminum », in *Lasers in Material Processing and Manufacturing*, sept. 2002, vol. 4915, p. 128-137. doi: 10.1117/12.482874.
- [94] W. U. H. Syed et L. Li, « Effects of wire feeding direction and location in multiple layer diode laser direct metal deposition », *Applied Surface Science*, vol. 248, n° 1, p. 518-524, juill. 2005, doi: 10.1016/j.apsusc.2005.03.039.
- [95] S. H. Mok, G. Bi, J. Folkes, I. Pashby, et J. Segal, « Deposition of Ti-6Al-4V using a high power diode laser and wire, Part II: Investigation on the mechanical properties », *Surface and Coatings Technology*, vol. 202, n° 19, p. 4613-4619, juin 2008, doi: 10.1016/j.surfcoat.2008.03.028.
- [96] S. Gaiani, « Comparisons between different arc welding technologies for titanium exhaust systems manufacturing ». Titanium 2011, 2011. [En ligne]. Disponible sur:

- [https://cdn.ymaws.com/titanium.org/resource/resmgr/2010\\_2014\\_papers/GaianiSilvia\\_2011.pdf](https://cdn.ymaws.com/titanium.org/resource/resmgr/2010_2014_papers/GaianiSilvia_2011.pdf)
- [97] X. Ding, F. Du, Q. Zhang, G. Wang, S. Fan, et X. Duan, « Advanced metal-wire laser additive manufacturing in-space », in *9th International Symposium on Advanced Optical Manufacturing and Testing Technologies: Subdiffraction-limited Plasmonic Lithography and Innovative Manufacturing Technology*, févr. 2019, vol. 10842, p. 108420L. doi: 10.1117/12.2507758.
- [98] « ADDere's Laser Metal Wire Additive Manufacturing System « Fabbaloo », *Fabbaloo*, janv. 09, 2020. <https://www.fabbaloo.com/blog/2020/1/9/adderes-laser-metal-wire-additive-manufacturing-system> (consulté le sept. 03, 2020).
- [99] Y. L. Nahuec, « Rapport des matières frittées », *Delta Metal*. <https://deltametal.fr/rapport-matieres-frittes/> (consulté le sept. 15, 2020).
- [100] P.-F. Louvigné, *Etude de veille sur le marché du titane 2012-2014*. 2014.
- [101] W. G. Burgers, « On the process of transition of the cubic-body-centered modification into the hexagonal-close-packed modification of zirconium », *Physica*, vol. 1, p. 561-586, mai 1934, doi: 10.1016/S0031-8914(34)80244-3.
- [102] J. L. Murray, *Phase Diagrams of Binary Titanium Alloys*. ASM International, 1987.
- [103] E. Barra Rosa et P. Lehr, *Caractérisation générale du titane et de ses alliages, « groupe matériaux à haute résistance », Thèse de l'Ecole Nationale Supérieure de Techniques Avancées*. 1977.
- [104] Y. COMBRES, « Métallurgie et recyclage du titane et de ses alliages, Techniques de l'Ingénieur. Editions T.I., ». ase documentaire: TIB369DUO., M2355, 1997.
- [105] B. Revil-Baudard, « Simulation du comportement mécanique des alliages de titane pour les procédés de mise en forme à froid », phdthesis, École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2010. Consulté le: sept. 07, 2020. [En ligne]. Disponible sur: <https://pastel.archives-ouvertes.fr/pastel-00526029>
- [106] R. E. Curtis, « Transactions of the American Society for Metal », *ASM*, p. 457-469, 1969.
- [107] H. Margolin, « Titanium '80 Proceeding of the 4th International Conference on Titanium », p. 169-216, 1980.
- [108] J. Maisonneuve, « Fabrication directe de pièces aéronautiques en TA6V et IN718 : projection et fusion sélective par laser », These de doctorat, Paris, ENMP, 2011. Consulté le: sept. 01, 2020. [En ligne]. Disponible sur: <http://www.theses.fr/2008ENMP0006>
- [109] « Cours M2 MSAS - université de Toulouse Paul Sabatier ». 2016.
- [110] C. Leyens et M. Peters, *Titanium and Titanium Alloys: Fundamentals and Applications*. John Wiley & Sons, 2003.
- [111] S. Lampman, « Wrought Titanium and Titanium Alloys », in *Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials*, ASM International, 1990, p. 592-633. doi: 10.31399/asm.hb.v02.a0001081.
- [112] J. Sieniawski, W. Ziaja, K. Kubiak, et M. Motyka, « Microstructure and Mechanical Properties of High Strength Two-Phase Titanium Alloys », *Titanium Alloys - Advances in Properties Control*, mai 2013, doi: 10.5772/56197.
- [113] M. J. Donachie, *Titanium: a technical guide*, 2nd ed. Materials Park, OH: ASM International, 2000.
- [114] F. Bridier, « Analyse expérimentale des modes de déformation et d'endommagement par fatigue à 20°C d'alliage de titane : aspects cristallographiques à différentes échelles », These de doctorat, Poitiers, 2006. Consulté le: sept. 01, 2020. [En ligne]. Disponible sur: <http://www.theses.fr/2006POIT2272>
- [115] F. Bridier, P. Villechaise, et J. Mendez, « Analysis of the different slip systems activated by tension in a  $\{\alpha\}/\{\beta\}$  titanium alloy in relation with local crystallographic orientation », *Acta Materialia*, vol. 53, n° 3, févr. 2005, doi: 10.1016/j.actamat.2004.09.040.

- 
- [116] E. Aeby-Gautier, « Cours “Les alliages de titane” ». LSG2M CNRS 7584 - Ecole des Mines de Nancy, 2004.
- [117] X. Feaugas et E. Conforto, *Influence de l'hydrogène sur les mécanismes de déformation et d'endommagement des alliages de titane et de zirconium*. EDP Sciences, 2009, p. 161-178. doi: 10.1051/ptox/2009012.
- [118] S. Yamanaka et M. Miyake, « Influence of interstitial elements on hydrogen solubility in the Group IV metals », *Journal of Nuclear Materials*, vol. 201, p. 134-141, mai 1993, doi: 10.1016/0022-3115(93)90168-X.
- [119] D. Hardie et S. Ouyang, « Effect of hydrogen and strain rate upon the ductility of mill-annealed Ti6Al4V », *Corrosion Science*, vol. 41, n° 1, p. 155-177, janv. 1999, doi: 10.1016/S0010-938X(98)00109-7.
- [120] J. Unnam, R. N. Shenoy, et R. K. Clark, « Oxidation of commercial purity titanium », *Oxid Met*, vol. 26, n° 3, p. 231-252, oct. 1986, doi: 10.1007/BF00659186.
- [121] A. R. Ebrahimi, F. Zarei, et R. A. Khosroshahi, « Effect of thermal oxidation process on fatigue behavior of Ti-4Al-2V alloy », *Surface and Coatings Technology*, vol. 203, n° 3, p. 199-203, nov. 2008, doi: 10.1016/j.surfcoat.2008.08.038.
- [122] H. A. Wriedt et J. L. Murray, « The N-Ti (Nitrogen-Titanium) system », *Bulletin of Alloy Phase Diagrams*, vol. 8, n° 4, p. 378-388, août 1987, doi: 10.1007/BF02869274.
- [123] R. Tricot, « Thermo-mechanical Treatments of Titanium Alloys », France, 1988.
- [124] W. F. Savage, E. F. Nippes, et J. S. Erickson, « Solidification Mechanisms in Fusion Welds », *Welding Journal Research Supplement 44*, p. 9, 1965.
- [125] H. L. Wei, J. W. Elmer, et T. DebRoy, « Three-dimensional modeling of grain structure evolution during welding of an aluminum alloy », *Acta Materialia*, vol. 126, p. 413-425, mars 2017, doi: 10.1016/j.actamat.2016.12.073.
- [126] N. Perry et S. Marya, « Evolution du Soudage Multipasses des Aciers Inoxydables, Procédé A-TIG, Compte rendu de conférence : 9ièmes Journées d'Etude sur la Technologie des Appareils à Pression », Paris, oct. 1998.
- [127] M. J. Bermingham, D. Kent, H. Zhan, D. H. StJohn, et M. S. Dargusch, « Controlling the microstructure and properties of wire arc additive manufactured Ti-6Al-4V with trace boron additions », *Acta Materialia*, vol. 91, p. 289-303, juin 2015, doi: 10.1016/j.actamat.2015.03.035.
- [128] J. H. Devlation et W. E. Wood, *Principles of joining Metallurgy, Metals Handbook ninth Edition, vol. 6 (1983), p. 21-49*. 1983.
- [129] A. T. D'Annessa, « Characteristic Redistribution of solute in fusion Welding », *Welding Journal Research Supplement 45*, p. 569s-576s, 1966.
- [130] P. A. Kobryn et S. L. Semiatin, « Microstructure and texture evolution during solidification processing of Ti-6Al-4V », *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 135, n° 2, p. 330-339, avr. 2003, doi: 10.1016/S0924-0136(02)00865-8.
- [131] A. Ho, H. Zhao, J. W. Fellowes, F. Martina, A. E. Davis, et P. B. Prangnell, « On the origin of microstructural banding in Ti-6Al4V wire-arc based high deposition rate additive manufacturing », *Acta Materialia*, vol. 166, p. 306-323, mars 2019, doi: 10.1016/j.actamat.2018.12.038.
- [132] W. A. Baeslack, « effect of Solute Banding on Solute-State Transformations in Titanium Alloy Weldments », *Journal of Materials Science Letters*, p. 229-231, 1982.
- [133] S. M. Kelly et S. L. Kampe, « Microstructural evolution in laser-deposited multilayer Ti-6Al-4V builds: Part I. Microstructural characterization », *Metall Mater Trans A*, vol. 35, n° 6, p. 1861-1867, juin 2004, doi: 10.1007/s11661-004-0094-8.
- [134] E. Brandl, V. Michailov, B. Viehweger, et C. Leyens, « Deposition of Ti-6Al-4V using laser and wire, part I: Microstructural properties of single beads », *Surface and Coatings Technology*, vol. 206, n° 6, p. 1120-1129, déc. 2011, doi: 10.1016/j.surfcoat.2011.07.095.

- [135] H. R. Sandgren *et al.*, « Characterization of fatigue crack growth behavior in LENS fabricated Ti-6Al-4V using high-energy synchrotron x-ray microtomography », *Additive Manufacturing*, vol. 12, p. 132-141, oct. 2016, doi: 10.1016/j.addma.2016.09.002.
- [136] M. Simonelli, Y. Y. Tse, et C. Tuck, « On the Texture Formation of Selective Laser Melted Ti-6Al-4V », *Metall Mater Trans A*, vol. 45, n° 6, p. 2863-2872, juin 2014, doi: 10.1007/s11661-014-2218-0.
- [137] R. Lancaster, G. Davies, H. Illsley, S. Jeffs, et G. Baxter, « Structural Integrity of an Electron Beam Melted Titanium Alloy », *Materials*, vol. 9, n° 6, Art. n° 6, juin 2016, doi: 10.3390/ma9060470.
- [138] E. Brandl, A. Schoberth, et C. Leyens, « Morphology, microstructure, and hardness of titanium (Ti-6Al-4V) blocks deposited by wire-feed additive layer manufacturing (ALM) », *Materials Science and Engineering: A*, vol. 532, p. 295-307, janv. 2012, doi: 10.1016/j.msea.2011.10.095.
- [139] Addison, J. Ding, F. Martina, H. Lockett, et S. Williams, « Manufacture of complex Titanium Parts Using Wire+Arc Additive Manufacture. », *TITANIUM EUROPE –International Titanium Association*, Birmingham, UK., 2015.
- [140] A. Caballero, J. Ding, Y. Bandari, et S. Williams, « Oxidation of Ti-6Al-4V During Wire and Arc Additive Manufacture », *3D Printing and Additive Manufacturing*, vol. 6, n° 2, p. 91-98, août 2018, doi: 10.1089/3dp.2017.0144.
- [141] L. Yue, Z. Wang, et L. Li, « Material morphological characteristics in laser ablation of alpha case from titanium alloy », *Applied Surface Science*, vol. 258, n° 20, p. 8065-8071, août 2012, doi: 10.1016/j.apsusc.2012.04.173.
- [142] A. Lasalmonie, « Relations entre la microstructure et les propriétés mécaniques à froid des alliages de titane », *Matériaux & Techniques*, vol. 74, p. 5-11, 1986, doi: 10.1051/mattech/198674090005s.
- [143] J. J. Lin *et al.*, « Microstructural evolution and mechanical properties of Ti-6Al-4V wall deposited by pulsed plasma arc additive manufacturing », *Materials & Design*, vol. 102, p. 30-40, juill. 2016, doi: 10.1016/j.matdes.2016.04.018.
- [144] Q. Wu, Z. Ma, G. Chen, C. Liu, D. Ma, et S. Ma, « Obtaining fine microstructure and unsupported overhangs by low heat input pulse arc additive manufacturing », *Journal of Manufacturing Processes*, vol. 27, p. 198-206, juin 2017, doi: 10.1016/j.jmapro.2017.05.004.
- [145] F. Wang, S. Williams, P. Colegrove, et A. A. Antonysamy, « Microstructure and Mechanical Properties of Wire and Arc Additive Manufactured Ti-6Al-4V », *Metall Mater Trans A*, vol. 44, n° 2, p. 968-977, févr. 2013, doi: 10.1007/s11661-012-1444-6.
- [146] B. Wu, Z. Pan, D. Ding, D. Cuiuri, et H. Li, « Effects of heat accumulation on microstructure and mechanical properties of Ti6Al4V alloy deposited by wire arc additive manufacturing », *Additive Manufacturing*, vol. 23, p. 151-160, oct. 2018, doi: 10.1016/j.addma.2018.08.004.
- [147] B. Baufeld, « Effect of deposition parameters on mechanical properties of shaped metal deposition parts », *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*, vol. 226, n° 1, p. 126-136, janv. 2012, doi: 10.1177/0954405411403669.
- [148] B. Baufeld, E. Brandl, et 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*, vol. 211, n° 6, p. 1146-1158, juin 2011, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2011.01.018.
- [149] J. Fu *et al.*, « Microstructure and Mechanical Properties of Ti-6Al-4V Fabricated by Vertical Wire Feeding with Axisymmetric Multi-Laser Source », *Applied Sciences*, vol. 7, n° 3, Art. n° 3, mars 2017, doi: 10.3390/app7030227.
- [150] « AMS4999: Titanium Alloy Laser Deposited Products - 6al - 4v - Annealed - SAE International ». <https://www.sae.org/standards/content/ams4999/> (consulté le déc. 15, 2020).
- [151] A. Gomez Ortega, L. Corona Galvan, F. Deschaux-Beaume, B. Mezrag, et S. Rouquette, « Effect of process parameters on the quality of aluminium alloy Al5Si deposits in wire and arc additive



- manufacturing using a cold metal transfer process », *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 23, n° 4, p. 316-332, oct. 2017, doi: 10.1080/13621718.2017.1388995.
- [152] T. Ahmed et H. J. Rack, « Phase transformations during cooling in  $\alpha+\beta$  titanium alloys », *Materials Science and Engineering: A*, vol. 243, n° 1, p. 206-211, mars 1998, doi: 10.1016/S0921-5093(97)00802-2.
- [153] Y. Balcaen, « Etude des mécanismes de déformation du titane T40 en formage incrémental », phd, Université de Toulouse, Université Toulouse III - Paul Sabatier, 2013. Consulté le: janv. 21, 2021. [En ligne]. Disponible sur: <http://thesesups.ups-tlse.fr/2140/>
- [154] M. A. Michael A., J.-J. Orteu, et H. W. Schreier, « Digital Image Correlation (DIC) », in *Image Correlation for Shape, Motion and Deformation Measurements: Basic Concepts, Theory and Applications*, H. Schreier, J.-J. Orteu, et M. A. Sutton, Éd. Boston, MA: Springer US, 2009, p. 1-37. doi: 10.1007/978-0-387-78747-3\_5.
- [155] Aramis, *Manuel d'utilisation du logiciel Aramis, version 6, Gom, 2002*.
- [156] M. Bornert *et al.*, « Assessment of Digital Image Correlation Measurement Errors: Methodology and Results », *Exp Mech*, vol. 49, n° 3, p. 353-370, juin 2009, doi: 10.1007/s11340-008-9204-7.
- [157] P. Paillard et L. Couturier, « Stresses Deformation ». <https://www.cnrs-imn.fr/index.php/en/id2m-themes/metallic-materials-and-thermodynamics/damage-and-mechanical-behaviour/617-stresses-deformation> (consulté le févr. 26, 2021).
- [158] A. Caballero, J. Ding, Y. Bandari, et S. Williams, « Oxidation of Ti-6Al-4V During Wire and Arc Additive Manufacture », *3D Printing and Additive Manufacturing*, vol. 6, n° 2, p. 91-98, août 2018, doi: 10.1089/3dp.2017.0144.
- [159] Precitect GmbH, « CoaxPrinter - Laser head for laser deposition welding - Operating Instructions ». 2017.
- [160] Trumpf, « TruDisk - Lasers à solide de puissance maximale », 2020. [https://www.trumpf.com/fr\\_FR/produits/laser/laser-a-disque/trudisk/](https://www.trumpf.com/fr_FR/produits/laser/laser-a-disque/trudisk/) (consulté le nov. 03, 2020).
- [161] M. S. F. Lima, F. Folio, et S. Mischler, « Microstructure and surface properties of laser-remelted titanium nitride coatings on titanium », *Surface and Coatings Technology*, vol. 199, n° 1, p. 83-91, sept. 2005, doi: 10.1016/j.surfcoat.2004.08.206.
- [162] J. Senthilselvan *et al.*, « High power diode laser nitriding of titanium in nitrogen gas filled simple acrylic box container: Microstructure, phase formation, hardness, dendrite and martensite solidification analyses », *Materials Characterization*, vol. 160, p. 110118, févr. 2020, doi: 10.1016/j.matchar.2020.110118.
- [163] R. Pawelko, C. Julie, X. Wang, V. Pina, et P. Hervé, « Détermination des propriétés thermiques de l'alliage Ti-6Al-4V pour l'étude du cisaillement adiabatique », juin 2016.
- [164] C. Bourlet, F. Scandella, et L. Jubin, « Institut de Soudure », *Etat de l'art de fabrication additive métallique avec du fil*, 2017. <https://www.isgroupe.com/fr/pages/default.aspx> (consulté le oct. 28, 2020).
- [165] B. Mezrag, F. Deschaux Beaume, S. Rouquette, et M. Benachour, « Indirect approaches for estimating the efficiency of the cold metal transfer welding process », *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 23, n° 6, p. 508-519, août 2018, doi: 10.1080/13621718.2017.1417806.
- [166] N. Collings, K. Wong, et A. Guile, « Efficiency of tungsten-inert-gas arcs in very-high-speed welding », *Inst Electr Eng*, p. 126 (3): 276-280, 1979.
- [167] W. Giedt, L. Talerico, et P. Fuerschbach, « GTA weld-ing efficiency: calorimetric and temperature field measurement. », *Weld J*, p. 68 : 28s-32s, 1989.
- [168] W. Wolfe et G. Zissis, *The Infrared Handbook*, Spie Press Book, Revised Edition., vol. 7-81. 1985. Consulté le: mars 01, 2021. [En ligne]. Disponible sur: <https://spie.org/Publications/Book/2299?SSO=1>

- 
- [169] M. Lesty, « Une nouvelle approche dans le choix des regresseurs de la regression multiple en présence d'interactions et de colinéarités », p. 41-77, 1999.
- [170] M. Lesty et P. Buat-Ménard, « La synthèse Géométrique des Corrélations multidimensionnelles (CORICO) », *Les Cahiers de l'Analyse des données, Vol VII, n°3*, p. 355-370.
- [171] « Interactions logiques — Wikipédia ». [https://fr.m.wikipedia.org/wiki/Interactions\\_logiques](https://fr.m.wikipedia.org/wiki/Interactions_logiques) (consulté le févr. 23, 2021).
- [172] J. Yang, H. Yu, J. Yin, M. Gao, Z. Wang, et X. Zeng, « Formation and control of martensite in Ti-6Al-4V alloy produced by selective laser melting », *Materials & Design*, vol. 108, p. 308-318, oct. 2016, doi: 10.1016/j.matdes.2016.06.117.
- [173] N. J. Harrison, « Selective Laser Melting of Nickel Superalloys: solidification, microstructure and material response », phd, University of Sheffield, 2016. Consulté le: oct. 20, 2020. [En ligne]. Disponible sur: <http://theses.whiterose.ac.uk/17033/>
- [174] F. Martina, P. A. Colegrove, S. W. Williams, et J. Meyer, « Microstructure of Interpass Rolled Wire + Arc Additive Manufacturing Ti-6Al-4V Components », *Metall Mater Trans A*, vol. 46, n° 12, p. 6103-6118, déc. 2015, doi: 10.1007/s11661-015-3172-1.
- [175] M. J. Bermingham, L. Nicastro, D. Kent, Y. Chen, et M. S. 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*, vol. 753, p. 247-255, juill. 2018, doi: 10.1016/j.jallcom.2018.04.158.







# Résumé

---

Depuis son émergence, l'utilisation de la fabrication additive métallique dans des domaines industriels de pointe, comme l'aéronautique ou le spatial ne cesse de croître. Les développements se sont d'abord focalisés sur les technologies à base de lit de poudre, entraînant rapidement leur adoption dans de nombreux secteurs. La maîtrise de celles à base de fil reste cependant moins avancée de nos jours. Ces travaux de thèse sont motivés par la quête d'une maîtrise de ces technologies afin de construire des pièces métalliques de grandes dimensions en alliage Ti-6Al-4V. Il s'agit d'explorer les possibilités des procédés WAAM CMT et LMD-w. Pour cela, une approche basée sur le triptyque « procédé – métallurgie – mécanique » est suivie. Dans la première partie de l'étude, une définition du plan de fonctionnement des procédés « *Cold Metal Transfer* » et « *Laser Metal Deposition* » est effectuée. Des analyses morphologiques, métallurgiques et mécaniques poussées ont permis de connaître les principales caractéristiques des monocordons obtenus et de les relier aux paramètres procédés d'ordre 1. La deuxième partie de l'étude s'intéresse à la juxtaposition et l'empilement de ces monocordons pour l'obtention de blocs en trois dimensions. L'impact de la stratégie de construction des massifs 3D est étudié et les caractérisations de la santé matière effectuées ont permis de valider la méthodologie développée dans le cadre de cette thèse. Les caractéristiques macro et microstructurales, et les propriétés mécaniques de ces massifs font l'objet d'une étude poussée. Ces résultats sont mis en perspectives et les deux procédés sont confrontés. Les domaines de fonctionnement de ceux-ci sont déterminés et leurs particularités énergétiques sont étudiées à l'aide d'outils de simulation.

# Abstract

---

Since its emergence, additive manufacturing processes interest is constantly growing in advanced industries, such as aeronautics and space. The developments initially focused on powder bed technologies leading to their quick implementation in several industrial fields. However, wire-based technologies remain far less advanced. The present work is motivated by a improvement of such technologies to manufacture large scale metallic parts in Ti-6Al-4V alloy. It's aimed to explore WAAM CMT and LMD-w processes specificities. An approach based on the "Process – Metallurgy – Mechanics" relations is followed. In the first part of the study, a definition of the processability of « *Cold Metal Transfer* » and « *Laser Metal Deposition* » processes is carried out. Advanced morphological, metallurgical and mechanical analysis made it possible to highlight main characteristics of obtained single deposits and to put them in relations with first order process parameters. The second part of the study is about the juxtaposition and stacking of these single deposits to obtain three-dimensional blocks. The impact of the construction strategy is studied, and the characterizations of material soundness allowed to validate the methodology developed in this thesis. The macro and microstructural characteristics and the mechanical properties of these parts are the subject of an advanced study. These results are put into perspective and the two processes are compared. The operating ranges of these process are determined and their energetic characteristics are investigated thanks to simulation tools.