



**HAL**  
open science

# Etude métrologique de l'influence des paramètres du procédé sur les propriétés géométriques et dimensionnelles des pièces fabriquées par fusion laser sur lit de poudre

Lucas Fournet-Fayard

► **To cite this version:**

Lucas Fournet-Fayard. Etude métrologique de l'influence des paramètres du procédé sur les propriétés géométriques et dimensionnelles des pièces fabriquées par fusion laser sur lit de poudre. Mécanique des matériaux [physics.class-ph]. HESAM Université, 2023. Français. NNT : 2023HESAC019 . tel-04271836

**HAL Id: tel-04271836**

**<https://theses.hal.science/tel-04271836v1>**

Submitted on 6 Nov 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.

**ÉCOLE DOCTORALE SCIENCES DES MÉTIERS DE L'INGÉNIEUR**  
**Laboratoire PIMM – Campus de Paris**  
**Laboratoire commun de métrologie LNE – CNAM**

# THÈSE

présentée par : **Lucas FOURNET-FAYARD**

soutenue le : **10 octobre 2023**

pour obtenir le grade de : **Docteur d'HESAM Université**

préparée au : **Conservatoire national des arts et métiers**

Spécialité : **Métrologie**

**Etude métrologique de l'influence des paramètres du  
procédé sur les propriétés géométriques et  
dimensionnelles des pièces fabriquées par fusion laser  
sur lit de poudre**

THÈSE dirigée par :

**Mme. Anne-Françoise OBATON**

et co-encadrée par :

**M. Charles CAYRON et M. Imade KOUTIRI**

## Jury

<b>M. Nabil ANWER</b>	Professeur, Université Paris Saclay-LURPA	Rapporteur
<b>M. Marc THOMAS</b>	Directeur de recherche, ONERA-DMAS	Rapporteur
<b>M. Sébastien DEVROE</b>	Ingénieur de recherche, AddUp	Examineur
<b>M. Jean RINKEL</b>	Ingénieur de recherche, Safran	Examineur
<b>M. Patrice PEYRE</b>	Directeur de recherche, CNRS/PIMM	Président du jury
<b>M. Charles CAYRON</b>	Ingénieur de recherche, LNE	Encadrant de thèse
<b>M. Imade KOUTIRI</b>	Maître de conférences, Arts et Métiers/PIMM	Encadrant de thèse
<b>Mme. Anne-Françoise OBATON</b>	Directrice de recherche, LCM-LNE	Directrice de thèse



*Tatakae*

...



# Remerciements

Ce manuscrit témoigne du travail accompli durant ces trois (quatre) années de thèse. Mais il est évident que le travail réalisé n'aurait pas pu voir le jour sans la contribution de toutes les personnes qui m'ont entouré, que ce soit scientifiquement ou personnellement. A commencer par mes encadrants qui m'ont accompagné et qui m'ont fait confiance, le tout dans la bonne humeur. Tout d'abord merci à Charles Cayron pour l'encadrement scientifique et pour les précieux conseils qui m'ont permis de m'épanouir dans le travail de recherche, sans oublier les discussions extra-professionnelles. Ensuite merci à Imade Koutiri de m'avoir aiguillé et rassuré malgré des résultats parfois surprenants. Et enfin merci à Anne-Françoise pour m'avoir transmis sa rigueur ainsi que pour sa disponibilité. C'était un réel plaisir de travailler avec vous !

Aux membres du jury Nabil Anwer, Marc Thomas, Patrice Peyre, Jean Rinkel et Sébastien Devroe, un grand merci pour avoir accepté d'évaluer mes travaux de thèse ainsi que pour la discussion riche et intéressante qui s'en est suivi.

Du côté du LNE je tiens à remercier Clément pour son aide sur la machine 3D, sans oublier nos longues discussions au gré des bip de la machine. Merci également aux autres membres du LNE, je pense à José Salgado, Noelle Pedespan, sans oublier les collègues du CNAM Joffray Guillemot et Daniel Truong. Merci ensuite aux doctorants du LNE, en commençant par les anciens Safouane El Ghazouali, Yassir Arezki, et bien sûr Saint-Clair Toguem Tagne, nos discussions passionnées sur tous les sujets possibles vont sans aucun doute me manquer. Merci également aux nouveaux doctorants Louis-Ferdinand Lafon et Ahmed Bachir.

Du côté du PIMM maintenant, un grand merci à tous ceux qui ont pu m'aider dans mes travaux, Pierre Lapouge pour tout l'aspect instrumentation des machines PBF-LB, Corinne Dupuy pour son aide expérimentale sur la 3DSystems ainsi que pour avoir enrichi mes connaissances en gallinacés, Cyril Gorny pour les formations expérimentales, Frédéric Coste pour son aide logistique, et Vincent Michel pour les mesures de contraintes. Merci aussi à tous les autres membres de l'équipe laser, Laurent Berthe, Morgan Dal, Yann Rouchasse et Matthieu Schneider, ainsi qu'à Zehoua Hammouche qui m'a permis de découvrir le monde de l'enseignement.

Il me faut également remercier les doctorants et post-doctorants du PIMM avec qui j'ai partagé tant de bons moments. A commencer par les anciens Yaasin Mayi, Elise Ferreira, Marine Scius-Bertrand, et Socona Traore que je remercie pour m'avoir accueilli dans le bureau comme il se doit. Un immense merci ensuite aux compagnons d'armes avec qui j'ai partagé l'essentiel de cette thèse et qui ont illuminé mes journées passées au labo, à commencer par Julien Daligault dit Klaus le meilleur voisinou collegou mekinou (qu'est ce qui nous arrive ?), Jason Guy le rouge,

que je remercie également pour son temps passé à réfléchir sur mon sujet plutôt que le sien, Selen Unaldi désormais collègue toulousaine c'est bieng, teşekkürler, Maxime Guerbois, c'est l'histoire d'un mec qui... également siffloteur aguerri, Mohammad Ayad le chef, Gwenaëlle Chebil l'éternelle « optimiste » de la vie, également siffloteuse aguerie, Julien Rodriguez Da Silva pour faire monter la température (quelle température ?), Romain Delannoy bonchoure, Corentin Lebras, sache que c'est Toulon la plus belle rade de France, Marcia Meireles la bonne humeur sans faille même lorsque les données expérimentales sont supprimées, et Sara Zanchi, oui je sais que tu étais mon père Noël secret. Et enfin merci aux nouveaux venus en laser qui vont, je l'espère, perpétuer l'âme clownesque du bureau, Ines Sma et Samy Touzouirt je suis content de faire partie des vôtres chokran bezaf, et Pierre Hébrard t'es super fort en jeu de mot sache-le (désolé pour la plante par ailleurs).

Merci également à mes amis de longue date, Sam, Rhenaud, Flo et Benji pour leur aide indirecte sur le moral, ça ne paraît pas mais ça joue.

Pour ce qui est de mon entourage proche, un énorme merci à Marina pour son soutien sans faille particulièrement en cette fin de thèse, ainsi qu'à Ernest pour ses idées lumineuses. Merci bien sûr à ma mère qui m'a toujours soutenu et encouragé toutes ces années, et merci à Thierry pour son aide et ses canons. Je finirai par une pensée pour mon père, mon grand-père ainsi que ma grand-mère, j'aurai aimé que vous voyiez ça.







# Résumé

Le procédé fusion laser sur lit de poudre (PBF-LB) prend une place de plus en plus importante dans l'industrie, néanmoins, certains aspects demeurent mal compris. Ce manque de connaissance a pour effet de limiter le développement du procédé, notamment dans le cas des propriétés dimensionnelles et géométriques des pièces issues de ce procédé, qui peuvent présenter des écarts significatifs par rapport au modèle numérique. Ces travaux visent donc à améliorer la compréhension des mécanismes à l'origine des écarts dimensionnels et géométriques. Après une étude bibliographique ayant permis de déterminer les principales causes de ces écarts ainsi que les paramètres du procédé les plus influents, il a été décidé d'étudier les aspects dimensionnels et géométriques à différentes échelles. Une première étude a été réalisée à l'échelle du cordon de fusion, ce qui a permis de mieux comprendre les plages de paramètres résultant en une construction saine. Cette étude a également mis en évidence les variations de morphologie du cordon en fonction des paramètres du procédé utilisés. La seconde étude à l'échelle de la pièce a permis d'illustrer l'impact de la géométrie du cordon ainsi que celle de la rugosité sur les écarts dimensionnels. Les écarts géométriques, quant à eux, sont influencés par l'état de surface et par les déformations dues aux contraintes résiduelles, qui ont par ailleurs fait l'objet d'une étude plus approfondie. En outre, le lien entre dimension/géométrie avec la température et la vitesse de refroidissement des pièces durant le processus de fabrication a été mis en évidence lors d'une étude thermique. Le rôle des paramètres du procédé puissance laser et vitesse de balayage a également été étudié, et a révélé une influence moins importante que prévue sur les écarts dimensionnels et géométriques en comparaison avec l'influence de la géométrie de pièce choisie. Finalement, une attention a été portée sur des structures lattices, dont l'étude a révélé l'importance de l'orientation des branches, ainsi que la difficulté de caractériser la géométrie de ce type de pièce.

Mots clés : Fabrication additive, fusion laser sur lit de poudre (PBF-LB), métal, métrologie, dimension, géométrie



# Abstract

The laser powder bed fusion (PBF-LB) use is increasing in the industry, but a lack of understanding remains on some aspects, which limits its development. This is the case for the dimensional and geometrical properties of the parts produced by this process, which can display significant deviations from the numerical model. Thus, the aim of this work is to improve the understanding of the mechanisms behind dimensional and geometrical deviations. Following a literature review which identified the main causes of these deviations and the most influential process parameters, it was decided to study the dimensional and geometrical aspects at different scales. An initial study was carried out on the scale of the melt bead, which enabled us to gain a better understanding of the ranges of parameters that allow for healthy construction. This study also enabled the determination of the variations in bead morphology as a function of the process parameters used. The second study at part scale illustrated the impact of bead geometry and surface roughness on dimensional deviations. The geometric deviations are influenced by the surface roughness, and by the distortions due to residual stresses, which were specifically studied afterwards. The role of the process parameters laser power and scanning speed was also assessed, revealing a less significant influence than expected compared to the influence of the chosen geometry. Finally, attention was paid to lattice structures, the study of which revealed the importance of orientation as well as the difficulty of evaluating the geometry.

Keywords : Additive manufacturing, laser powder bed fusion (PBF-LB, metal, metrology, dimension, geometry



# Table des matières

<b>REMERCIEMENTS</b> .....	<b>V</b>
<b>RESUME</b> .....	<b>IX</b>
<b>ABSTRACT</b> .....	<b>XI</b>
<b>TABLE DES MATIERES</b> .....	<b>XIII</b>
<b>LISTE DES FIGURES</b> .....	<b>XIX</b>
<b>LISTE DES TABLEAUX</b> .....	<b>XXIX</b>
<b>INTRODUCTION GENERALE</b> .....	<b>1</b>
<b>CHAPITRE 1 ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE</b> .....	<b>5</b>
1.1 La fabrication additive .....	6
1.2 Le procédé PBF-LB .....	6
1.2.1 Présentation du procédé .....	6
1.2.2 Mise en œuvre du procédé .....	7
1.2.2.1 Cycle de fabrication .....	7
1.2.2.2 Paramètres du procédé.....	8
1.2.3 Interaction laser matière .....	9
1.2.3.1 Notion de densité d'énergie .....	10
1.2.3.2 Formation du bain de fusion .....	11
1.2.3.3 Instabilités du bain de fusion .....	13
1.3 Métrologie dimensionnelle : cas du PBF-LB.....	18
1.3.1 Caractérisation dimensionnelle .....	18
1.3.1.1 Notion de tolérance .....	19
1.3.2 Défauts à l'origine d'écarts dimensionnels et géométriques .....	21
1.3.2.1 Etat de surface .....	21

## Table des matières

---

1.3.2.2	Retrait de matière .....	25
1.3.2.3	Contraintes résiduelles .....	27
1.3.2.4	Zone de surchauffe .....	29
1.4	Conclusion du chapitre.....	30
<b>CHAPITRE 2 MATERIEL ET METHODES.....</b>		<b>33</b>
2.1	Fabrication des échantillons .....	34
2.1.1	Le matériau : Inconel 625.....	34
2.1.2	Processus de fabrication .....	35
2.1.2.1	Conception des pièces .....	35
2.1.2.2	Génération du fichier de fabrication .....	37
2.1.2.3	Fabrication des pièces .....	39
2.2	Méthodes de caractérisation des matériaux .....	40
2.2.1	Préparation métallographique .....	40
2.2.2	Méthode de caractérisation des contraintes résiduelles .....	41
2.2.2.1	Principe de fonctionnement de la mesure de contraintes par DRX .....	42
2.2.2.2	Mise en œuvre.....	44
2.2.3	Méthode de caractérisation des propriétés mécaniques .....	45
2.3	Méthodes de caractérisation géométrique et dimensionnelle .....	46
2.3.1	Machine à Mesurer Tridimensionnelle .....	46
2.3.1.1	Principe de fonctionnement d'une MMT .....	47
2.3.1.2	Différentes géométries mesurées par MMT .....	48
2.3.2	Tomographie à rayons X .....	50
2.3.2.1	Principe de fonctionnement de la XCT .....	50
2.3.2.2	Mise en œuvre.....	51
2.3.2.3	Différentes géométries mesurées sur des images XCT .....	53
2.3.3	Profilomètre optique .....	54
2.4	Méthode de caractérisation thermique.....	55
2.4.1	Instrumentation utilisée .....	55
2.4.2	Principe de fonctionnement de la caméra IR .....	56
2.5	Conclusion du chapitre.....	56
<b>CHAPITRE 3 ETUDE A L'ECHELLE DU CORDON.....</b>		<b>57</b>
3.1	Introduction.....	58

3.2	Stabilité du cordon.....	58
3.2.1	Etude des mono-cordons .....	58
3.2.1.1	Elaboration de la cartographie .....	58
3.2.1.2	Résultats de la cartographie .....	60
3.2.2	Etude des multi-cordons.....	63
3.2.2.1	Elaboration de la cartographie .....	63
3.2.2.2	Résultats de la cartographie .....	64
3.3	Etude dimensionnelle du cordon.....	67
3.3.1	Le cordon vu en coupe .....	67
3.3.1.1	Influence de la VED .....	68
3.3.1.2	Influence du nombre de cordons .....	71
3.3.1.3	Influence de la position .....	73
3.3.2	Du cordon à la pièce .....	74
3.3.2.1	Influence de la longueur de cordon .....	75
3.3.2.2	Influence de la VED .....	78
3.3.2.3	Influence de l'étape de contour .....	79
3.3.2.4	Influence de la position sur le plateau de fabrication .....	81
3.4	Conclusion du chapitre.....	82
<b>CHAPITRE 4 ETUDE A L'ECHELLE DE LA PIECE .....</b>		<b>85</b>
4.1	Introduction.....	86
4.2	Artefacts de caractérisation géométrique et dimensionnelle .....	86
4.2.1	Conception des artefacts.....	87
4.2.2	Plan d'essais .....	88
4.2.3	Caractérisation des artefacts .....	90
4.2.3.1	Ecarts dimensionnels de l'artefact.....	90
4.2.3.2	Ecarts géométriques de l'artefact .....	93
4.3	Pièces de géométrie simple .....	94
4.3.1	Réalisation des pièces .....	95
4.3.2	Etude thermique.....	97
4.3.2.1	Détermination de paramètres thermiques.....	98
4.3.2.2	Utilisation des paramètres thermiques sur des murs .....	102
4.3.3	Ecarts dimensionnels des géométries simples .....	106



## Table des matières

---

4.3.3.1	Résultats dimensionnels .....	106
4.3.3.2	Influence de la taille du bain de fusion .....	110
4.3.3.3	Influence de l'état de surface .....	111
4.3.4	Ecart géométrique des géométries simples .....	112
4.3.4.1	Résultats géométriques .....	113
4.3.4.2	Influence de l'état de surface .....	115
4.3.4.3	Influence des déformations géométriques .....	117
4.4	Pièces de géométrie peigne .....	119
4.4.1	Conception et réalisation des peignes.....	119
4.4.2	Démarche expérimentale .....	120
4.4.2.1	Mesure de planéité .....	120
4.4.2.2	Mesure des contraintes résiduelles .....	122
4.4.3	Corrélation entre contraintes résiduelles et déformations .....	127
4.4.3.1	Identification de l'origine de la non-corrélation.....	127
4.4.3.2	Influence des paramètres du procédé.....	131
4.5	Structures lattices .....	132
4.5.1	Conception et fabrication des structures lattices .....	132
4.5.2	Ecart dimensionnel des structures lattices .....	134
4.5.2.1	Protocole de mesure dimensionnelle des structures lattices .....	134
4.5.2.2	Influence de la VED sur les épaisseurs de branches .....	136
4.5.2.3	Influence des effets de taille sur les épaisseurs de branches .....	140
4.5.2.4	Influence du motif de cellule sur les épaisseurs de branches .....	142
4.5.2.5	Influence de la thermique sur les épaisseurs de branche .....	143
4.5.3	Ecart géométrique des structures lattices .....	145
4.5.3.1	Détermination de la surface .....	145
4.5.3.2	Calcul de planéité sur les structures lattices.....	148
4.6	Conclusion du chapitre.....	149
<b>CONCLUSION GENERALE .....</b>		<b>153</b>
<b>BIBLIOGRAPHIE .....</b>		<b>157</b>
<b>ANNEXES.....</b>		<b>165</b>
Annexe 1.	Démonstration de la formule de VED .....	166
Annexe 2.	Définitions métrologiques .....	168

## Table des matières

---

Annexe 3. Etude des vitesses du gaz d'Argon au sein de la machine 3DSystems.....	170
Annexe 4. Caractérisation du laser de la machine PBF-LB .....	171
Annexe 5. Stratégies de balayages des géométries de petites dimensions .....	178
Annexe 6. Simulation thermo-mécanique par éléments finis.....	181



# Liste des figures

Figure 1.1 : Schéma du procédé PBF-LB.....	7
Figure 1.2 : Chaîne numérique d'une pièce produite par fabrication additive [12].....	7
Figure 1.3 : Diagramme des différents paramètres du procédé [14] .....	8
Figure 1.4 : Schéma explicatif du décalage.....	9
Figure 1.5 : Schéma des principales stratégies de balayage sur une couche a) hatching ; b) stripe ; c) damier.....	9
Figure 1.6 : Schéma de l'interaction laser matière [16].....	10
Figure 1.7 : Micrographie vue en coupe transverse d'un cordon pour un alliage d'acier AISI 316L a) en mode conduction à P=150W et v=188mm/s, et b) en mode keyhole à P=150W et v=100 mm/s [21].....	11
Figure 1.8 : Modélisation de coupes illustrant la formation du cordon de fusion en fonction du temps s'écoulant après l'activation du laser, où les flèches représentent les vecteurs vitesses, et les traits de couleur représentent des isothermes [22] .....	12
Figure 1.9 : Convection due à l'effet Marangoni [24] .....	13
Figure 1.10 : Image MEB (Microscope Électronique à Balayage) montrant des cordons de fusion pour différentes vitesses de balayage, à une puissance de 190W, pour du AISI 316L [26] .....	14
Figure 1.11 : Schéma et relation entre l'angle de contact et les tensions de surface pour une goutte posée sur un solide [28] .....	14
Figure 1.12 : Clichés de mono-cordons vue du dessus à gauche, et en coupe à droite. a) humping, b) régime stable [29].....	15
Figure 1.13 : Evolution de la forme du keyhole et de l'angle de la plume de vapeur, en fonction de la puissance et de la vitesse de balayage [16] .....	15
Figure 1.14 : Schéma de la formation du humping [16].....	16
Figure 1.15 : Cordon de fusion vue du dessus présentant de la dénudation [31] .....	16
Figure 1.16 : Schéma du mécanisme de dénudation, a) un flux de vapeur important induit un flux de gaz environnant par effet Bernoulli, attirant les particules vers le bain de fusion ; b) le flux de vapeur métallique se détend et éjecte des grains de poudre voisins [30] .....	17
Figure 1.17 : Image issue de caméra rapide d'un éjecta provenant du bain de fusion [32] .....	17
Figure 1.18 : Micrographie d'une inclusion au-dessus d'un mono-cordon [35] .....	18
Figure 1.19 : Exemple de structure lattices [36].....	19

Figure 1.20 : Exemple de dessin technique .....	19
Figure 1.21 : Représentation et symbole de la mesure de a) planéité ; b) cylindricité .....	20
Figure 1.22 : Représentation et symbole de la mesure de a) angularité ; b) circularité.....	21
Figure 1.23 : Illustration des paramètres définissant la rugosité pour un profil donné [41] .....	21
Figure 1.24 : Schéma illustrant les agglomérations de poudre pour une pièce a) avec des surfaces latérales sans inclinaisons ; b) avec des surfaces latérales inclinées [45].....	22
Figure 1.25 : Illustration des écarts dimensionnels dus au maillage STL [20] .....	23
Figure 1.26 : Influence des paramètres puissance laser et vitesse de balayage sur la rugosité $Ra$ [34].....	24
Figure 1.27 : Schéma de l'effet filtrant du palpeur sur le profil d'une surface mesurée [53] .....	24
Figure 1.28 : Effet de l'état de surface sur les mesures effectuées par méthode a) tactile (MMT) ; b) optique (laser) ; c) XCT [54].....	25
Figure 1.29 : Schéma illustrant le phénomène de densification de matière.....	26
Figure 1.30 : Schéma de l'introduction de contraintes résiduelles suite au gradient thermique [58] .....	27
Figure 1.31 : Schéma de la distribution de contraintes résiduelles pour a) les deux premières couches fabriquées, b) la pièce finale [61].....	28
Figure 1.32 : Exemple de pièce présentant des déformations dues aux contraintes résiduelles lors du décrochage du plateau [67].....	29
Figure 1.33 : Schéma expliquant la formation d'écailles [70] .....	29
Figure 1.34 : Pièce avec des zones en porte-à-faux, pour un diamètre de 20 mm a) Modèle CAO ; b) pièce fabriquée présentant des déformations [70].....	30
Figure 2.1 : a) Observation MEB de la morphologie de poudre d'inconel 625 b) distribution granulométrique de la poudre d'inconel 625 (projet AFH) .....	34
Figure 2.2 : Capture d'écran de supports de fabrication utilisés, vu sur 3DExpert, avec une surface de contact d'environ 5 % .....	38
Figure 2.3 : Exemple de stratégie de balayage typiquement utilisée pour une couche donnée, vu de dessus.....	39
Figure 2.4 : Machine 3DSystems utilisée .....	39
Figure 2.5 : Exemple de plateau de fabrication, avant décrochage des pièces.....	40
Figure 2.6 : Exemple de 5 cordons de fusion en coupe observés au MO, grossissement $\times 20$ ....	41
Figure 2.7 : Schéma de principe de la mesure par DRX .....	43
Figure 2.8 : Exemple de données expérimentales issues de DRX, $2\theta=f(\psi)$ .....	44
Figure 2.9 : X-Ray Robot utilisé pour les mesures de contraintes .....	45
Figure 2.10 : Machine à Mesurer Tridimensionnelle, Zeiss CARAT.....	47
Figure 2.11 : Schéma de la MMT et des référentiels [91] .....	48

Figure 2.12 : Mur en cours de mesure par MMT.....	48
Figure 2.13 : Tube en cours de mesure par MMT.....	49
Figure 2.14 : Peigne en cours de mesure par MMT .....	49
Figure 2.15 : Schéma de principe d'un système XCT [93] .....	50
Figure 2.16 : Illustration du voxel.....	51
Figure 2.17 : Image issue de tomographie pour une structure lattice a) avant traitement des données, b) après traitement des données .....	52
Figure 2.18 : a) Histogramme des niveaux de gris de la pièce avec l'isovaleur en rouge, b) image de tomographie d'une branche de lattice, et de la frontière générée après traitement .....	53
Figure 2.19 : Visualisation 3D d'une structure lattice en tomographie .....	53
Figure 2.20 : Visualisation 3D d'un cylindre en tomographie.....	54
Figure 2.21 : Photo du profilomètre optique Alicona utilisé .....	54
Figure 2.22 : Exemple d'état de surface pour une surface d'1 mm <sup>2</sup> .....	54
Figure 2.23 : Photo de la caméra IR instrumentée dans la chambre de fabrication.....	55
Figure 2.24 : Capture d'écran de peignes en cours de fabrication, vus par la caméra IR.....	55
Figure 3.1 : Schéma des 4 mono-cordons disposés sur la surface supérieure du bloc support ...	59
Figure 3.2 : Paramètres choisis pour la cartographie de cordons .....	59
Figure 3.3 : a) Schéma de la disposition des cubes pour la cartographie de cordons vue du dessus, avec P la puissance laser et v la vitesse de balayage ; b) Disposition des cubes utilisés pour la cartographie vu sur 3DExpert.....	60
Figure 3.4 : Exemple de mono-cordons vus du dessus en régime a) de balling b) de humping c) stable .....	60
Figure 3.5 : a) Cartographie des régimes de stabilité de mono-cordons en fonction des paramètres (P,v) ; b) influence de la VED sur le régime de stabilité des mono-cordons .....	61
Figure 3.6 : Mono-cordons à paramétrie constructeur pour les différentes positions du plateau	62
Figure 3.7 : Image issue de caméra rapide du phénomène de dénudation .....	63
Figure 3.8 : a) Schéma des cordons juxtaposés sur la surface supérieure du bloc support ; b) Schéma des cordons superposés .....	63
Figure 3.9 : Paramètres utilisés pour la deuxième cartographie des régimes de stabilité .....	64
Figure 3.10 : Plateau de fabrication de la deuxième cartographie de cordons, vu de dessus .....	64
Figure 3.11 : a) Cartographie des régimes de stabilité en multi-cordons en fonction des paramètres (P,v) ; b) influence de la VED sur le régime de stabilité des multi-cordons.....	65
Figure 3.12 : Image vue de dessus pour a) 2 cordons juxtaposés ; b) 3 cordons juxtaposés ; c) 5 cordons juxtaposés, à P=250 W et v=1 m/s .....	66
Figure 3.13 : Image vue de dessus pour a) 3 cordons sur une couche ; b) 3 cordons superposés sur deux couches ; c) 3 cordons superposés sur trois couches, à P=350 W et v=1 m/s.....	66

## Liste des figures

---

Figure 3.14 : Vue en coupe de 5 cordons juxtaposés, pour $P=350$ W, $v=1$ m/s .....	67
Figure 3.15 : Largeur du cordon de fusion en fonction de la VED .....	68
Figure 3.16 : Profondeur du cordon de fusion en fonction de la VED .....	69
Figure 3.17 : a) 2 cordons juxtaposés avec $P=100$ W et $v=0,5$ m/s ; b) 7 cordons juxtaposés avec $P=250$ W et $v=0,5$ m/s .....	69
Figure 3.18 : Rapport d'aspect profondeur/largeur en fonction de la VED .....	70
Figure 3.19 : Largeur du cordon pour une même VED .....	71
Figure 3.20 : Image MO pour $P=150$ W, $v=0,5$ m/s de : a) 5 cordons juxtaposés ; b) 3 cordons superposés sur 3 couches .....	71
Figure 3.21 : Influence du nombre de cordons juxtaposés sur a) la largeur du cordon ; b) la profondeur du cordon .....	72
Figure 3.22 : Schéma de la réduction de hauteur de cordon entre le premier cordon et les suivants [31] .....	72
Figure 3.23 : Influence du nombre de couches sur a) la largeur du cordon ; b) la profondeur du cordon .....	73
Figure 3.24 : Graphique a) de la largeur en fonction de la position sur le plateau ; b) de la profondeur en fonction de la position sur le plateau .....	73
Figure 3.25 : Plateau de fabrication pour les variations de longueur de cordon .....	74
Figure 3.26 : Dimensions et stratégie de balayage des différents éléments fabriqués (« cont » pour contour) .....	75
Figure 3.27 : Illustration de la différence de méthode de mesure sur une surface donnée .....	75
Figure 3.28 : Image micrographiques de mesure d'épaisseur de murs, pour $P=250$ W, $v=0,9$ m/s : a) 1 couche de 0,3 mm d'épaisseur nominale ; b) 1 couche de 1 mm d'épaisseur nominale ; c) 50 couches de 0,3 mm d'épaisseur nominale ; d) 50 couches de 1 mm d'épaisseur nominale .....	76
Figure 3.29 : Influence de l'épaisseur nominale sur les écarts dimensionnels .....	77
Figure 3.30 : Schéma illustrant la différence d'épaisseur de poudre avec zones de dénudation lors de a) la 1 <sup>ère</sup> couche ; b) la 50 <sup>ème</sup> couche .....	77
Figure 3.31 : Influence de la VED sur les écarts dimensionnels .....	78
Figure 3.32 : Images micrographiques de murs de 1 mm d'épaisseur de 50 couches : a) pour $P=350$ W et $v=0,9$ m/s ; b) pour $P=253$ W et $v=1,875$ m/s .....	79
Figure 3.33 : Influence de la VED sur les écarts dimensionnels avec contour .....	80
Figure 3.34 : Influence de la VED sur les écarts dimensionnels avec et sans contour .....	80
Figure 3.35 : Images micrographiques de murs de 1 mm, pour $P=250$ W, $v=0,9$ m/s pour : a) 1 couche construite ; b) 50 couches construites .....	81
Figure 3.36 : Positions des pièces sur le plateau de fabrication .....	81

Figure 3.37 : Influence de la position par rapport au flux d'argon sur les écarts dimensionnels	82
Figure 3.38 : Vitesses du gaz en fonction de la position par rapport à la grille d'admission (Y=0 étant situé au niveau de la grille) – données issue d'AFH.....	82
Figure 4.1 : Modèle 3D de l'artefact sur Solidworks a) vue de dessus ; b) vue isométrique .....	88
Figure 4.2 : a) Disposition des artefacts sur le plateau ; b) artefacts après fabrication .....	89
Figure 4.3 : Représentation de l'artefact, et nomenclature des différentes formes mesurées .....	90
Figure 4.4 : Ecart dimensionnel selon z pour a) les cylindres CE ; b) les rampes AN ; c) les murs fins MF ; d) le substrat SU .....	91
Figure 4.5 : Ecart dimensionnel selon xy pour a) les cylindres CE et les trous CC ; b) les murs fins MF ; c) les demi-sphères SC et SE ; d) le substrat SU .....	92
Figure 4.6 : Ecart géométrique mesuré par l'intermédiaire de a) la cylindricité pour les cylindres et trous CE et CC ; b) la planéité pour le substrat ; c) la sphéricité pour les demi-sphères ; d) l'angularité pour les rampes.....	93
Figure 4.7 : Plateau de fabrication contenant les géométries simples et les structures lattices...	94
Figure 4.8 : Plateau de fabrication contenant les murs pour l'analyse thermique.....	95
Figure 4.9 : Dessin technique du mur, avec mesure de planéité a) vu de côté ; b) vu du dessus, en mm .....	95
Figure 4.10 : Dessin technique du tube, avec mesure de cylindricité a) vu de côté ; b) vu du dessus, en mm.....	95
Figure 4.11 : Dessin technique du cylindre, avec mesure de cylindricité a) vu de côté ; b) vu du dessus, en mm .....	96
Figure 4.12 : Capture d'écran des murs en cours de fabrication, vus par la caméra IR.....	97
Figure 4.13 : Exemple de graphique $T=f(t)$ pour deux paramètres $Std$ et $Pb$ .....	98
Figure 4.14 : Schéma du modèle thermique simplifié.....	99
Figure 4.15 : Graphique des données expérimentales et des fonctions ajustées sur les courbes de refroidissement.....	101
Figure 4.16 : Tracés de $T=f(t)$ pour différentes valeurs de $h_c$ , avec $h_v=3$ s .....	102
Figure 4.17 : Tracés de $T=f(t)$ pour différentes valeurs de $h_v$ , avec $h_c=0,3$ s.....	102
Figure 4.18 : Tracés de $T=f(t)$ pour différentes valeurs de températures maximales .....	102
Figure 4.19 : Influence de l'épaisseur nominale pour a) la température de stabilisation $T_s$ ; b) le gradient thermique de chauffage $\Delta T$ ; c) le temps caractéristique de convection $h_v$ ; le temps caractéristique de conduction $h_c$ .....	103
Figure 4.20 : Influence de la VED de remplissage pour a) la température de stabilisation $T_s$ ; b) le gradient thermique de chauffage $\Delta T$ ; c) le temps caractéristique de convection $h_v$ ; le temps caractéristique de conduction $h_c$ .....	104



Figure 4.21 : Influence de la VED de contour pour a) la température de stabilisation  $T_s$  ; b) le gradient thermique de chauffage  $\Delta T$  ; c) le temps caractéristique de convection  $h_v$  ; le temps caractéristique de conduction  $h_c$  ..... 105

Figure 4.22 : Ecarts dimensionnels en erreur absolue sur les murs en fonction de a) la VED de remplissage ; b) de la VED de contour ..... 107

Figure 4.23 : Ecarts dimensionnels en erreur absolue sur les cylindres en fonction de a) la VED de remplissage ; b) la VED de contour ..... 107

Figure 4.24 : Ecarts dimensionnels en erreur absolue sur les tubes en fonction de a) la VED de remplissage ; b) la VED de contour ..... 108

Figure 4.25 : Ecarts dimensionnels en erreur absolue sur les murs en fonction de la dimension nominale ..... 108

Figure 4.26 : Ecarts dimensionnels en erreur absolue sur les cylindres en fonction de la dimension nominale ..... 109

Figure 4.27 : Ecarts dimensionnels en erreur absolue sur les tubes en fonction de la dimension nominale ..... 109

Figure 4.28 : Schéma explicatif de l'erreur dimensionnelle sur l'étape de contour ..... 110

Figure 4.29 : Influence de la VED pour l'étape de contour sur l'erreur absolue de murs ..... 111

Figure 4.30 : Illustration de la mesure d'épaisseur sur un mur en fonction de la méthode de mesure utilisée, mur vu de dessus au microscope optique ..... 112

Figure 4.31 : Valeurs de planéité sur les murs en fonction de a) la VED de remplissage ; b) la VED de contour..... 113

Figure 4.32 : Valeurs de cylindricité sur les cylindres en fonction de a) la VED de remplissage ; b) la VED de contour..... 113

Figure 4.33 : Valeurs de cylindricité sur les tubes en fonction de a) la VED de remplissage ; b) la VED de contour..... 114

Figure 4.34 : Valeurs de planéité sur les murs en fonction de la dimension nominale..... 114

Figure 4.35 : Valeurs de cylindricité sur les cylindres en fonction de leur dimension nominale ..... 115

Figure 4.36 : Valeurs de cylindricité sur les tubes en fonction de leur dimension nominale .... 115

Figure 4.37 : Illustration de la planéité pour a) un des murs  $Pb$  avec une planéité de 227  $\mu\text{m}$  ; b) un des murs  $Ph$  avec une planéité de 53  $\mu\text{m}$ ..... 116

Figure 4.38 : Images de tomographie de a) un des cylindres  $Sch$  avec une cylindricité de 460  $\mu\text{m}$  ; un des cylindres  $Std$  avec une cylindricité de 150  $\mu\text{m}$  ..... 116

Figure 4.39 : Illustration de la planéité pour un des murs  $Db$  avec une planéité de 153  $\mu\text{m}$  .... 117

Figure 4.40 : Influence de l'épaisseur nominale pour a) le gradient thermique de chauffage  $\Delta T$  ; le temps caractéristique de conduction  $h_c$ , issu de la partie 4.3.2.2a ..... 118

Figure 4.41 : Illustration de la planéité pour les murs de l'étude thermique : a) <i>Db</i> avec une épaisseur de 0,5 mm ; b) <i>Dm</i> avec une épaisseur de 0,7 mm .....	118
Figure 4.42 : a) Dessin technique du peigne avec mesure de la planéité sur le plan supérieur ; b) peignes après fabrication .....	119
Figure 4.43 : a) Représentation du plan supérieur pour un peigne attaché au plateau de fabrication mesuré par MMT, amplifié 8 fois ; b) Profil selon $(y,z)$ d'une des lignes mesurées pour le même peigne .....	121
Figure 4.44 : a) Représentation du plan supérieur pour un peigne décroché du plateau de fabrication mesuré par MMT, amplifié 8 fois ; b) Profil selon $(y,z)$ d'une des lignes mesurées pour le même peigne.....	121
Figure 4.45 : Profil selon $(y,z)$ d'une des lignes d'un peigne mesurée après changement de coordonnées, permettant de mieux quantifier les déformations géométriques via la planéité .....	122
Figure 4.46 : a) image de l'échantillon sacrificiel utilisé pour déterminer la profondeur à polir ; b) profil de contraintes résiduelles sur l'échantillon sacrificiel .....	123
Figure 4.47 : Etats de surface avant et après polissage électrochimique pour deux paramétries, observées au profilomètre optique pour des surfaces d'1 mm <sup>2</sup> .....	123
Figure 4.48 : a) Cartographie des régimes de stabilité issu de la partie 3.2.2.2, avec <i>Pb</i> entouré en rouge ; b) vue en coupe de 3 cordons superposés sur 3 couches à la paramétrie <i>Pb</i> .....	125
Figure 4.49 : Sens de mesure des contraintes sur les peignes, et position des différents relevés .....	125
Figure 4.50 : Mesures des contraintes résiduelles sur les peignes a) dans le sens longitudinal avant découpe du plateau ; b) dans le sens longitudinal après découpe ; c) dans le sens transversal avant découpe ; d) dans le sens transversal après découpe .....	126
Figure 4.51 : Peigne déformé après décochage du plateau, avec contraintes de compression ..	126
Figure 4.52 : Contraintes relâchées en fonction de la planéité .....	127
Figure 4.53 : a) Courbes de traction d'échantillons construits avec les paramétries <i>Std</i> , <i>Ph</i> , <i>Pb</i> et <i>Pm</i> ; b) propriétés mécaniques des différentes paramétries .....	128
Figure 4.54 : Profil de contraintes résiduelles en profondeur pour les peignes <i>Std</i> et <i>S</i> .....	129
Figure 4.55 : Temps caractéristique $h_c$ en fonction de la hauteur construite pour les différents peignes.....	130
Figure 4.56 : Contraintes résiduelles en fonction du temps caractéristique $h_c$ .....	130
Figure 4.57 : Influence de la VED sur les contraintes relâchées et la planéité .....	131
Figure 4.58 : Influence de la VED sur le temps caractéristique $h_c$ .....	132
Figure 4.59 : Illustration a) du modèle CAO du motif élémentaire orthogonal ; b) du modèle CAO de la structure lattice ; c) de la structure lattice fabriquée.....	133
Figure 4.60 : Exemple de branche horizontale mesurée sur VGStudio Max .....	134

Figure 4.61 : Images de tomographie : 1a) visualisation 3D d'une tranche de structure lattice dans le plan $xy$ ; 1b) branches mesurées pour les tranches dans le plan $xy$ ; 2a) visualisation 3D d'une tranche de structure lattice dans le plan $xz$ ; 2b) branches mesurées pour les tranches dans le plan $xz$ .....	135
Figure 4.62 : Image de tomographie d'une même branche de lattice observée a) vue de dessus, plan $xy$ ; b) observée vue de côté, plan $xz$ .....	135
Figure 4.63 : Dénomination des différentes branches de lattices observées sur une maille élémentaire.....	136
Figure 4.64 : Influence de la VED pour l'étape de remplissage sur l'erreur absolue sur les épaisseurs de branches.....	137
Figure 4.65 : Schéma de l'influence de la pression de recul sur les dimensions des branches de lattice.....	138
Figure 4.66 : Ecart relatif sur le volume des lattices en fonction de la VED de remplissage ...	139
Figure 4.67 : Images de tomographie vue de côté pour deux tranches de lattices à la paramétrie a) $Pm$ ; b) $Ph$ .....	139
Figure 4.68 : Influence de la VED de contour sur l'erreur absolue sur les épaisseurs de branches .....	140
Figure 4.69 : Images de tomographie vue de côté pour deux tranches de lattices à la paramétrie a) $Scb$ ; b) $Std$ .....	140
Figure 4.70 : Influence de la dimension nominale sur l'erreur absolue des épaisseurs de branches .....	141
Figure 4.71 : Images de tomographie vue de côté pour deux tranches de lattices à la paramétrie a) $Ep=0,4$ mm ; b) maille=1 mm .....	141
Figure 4.72 : Illustration a) du modèle CAO du motif élémentaire cubique centré ; b) du modèle CAO de la structure lattice ; c) de la structure lattice fabriquée .....	142
Figure 4.73 : Images de tomographie pour une structure lattice en motif CC a) vue d'ensemble ; b) branches mesurées sur une tranche.....	142
Figure 4.74 : Influence du motif de cellule élémentaire sur l'erreur absolue des épaisseurs de branches.....	143
Figure 4.75 : a) Image du plateau contenant les lattices pour l'étude thermique ; b) Capture d'écran des structures lattices en cours de fabrication, avec le suivi de température réalisé au niveau de la « Ligne 1 », vus par la caméra IR .....	143
Figure 4.76 : Influence de la VED sur la température de stabilisation $T_s$ et sur l'erreur absolue des épaisseurs de branches.....	144
Figure 4.77 : Influence de la dimension nominale sur la température de stabilisation $T_s$ et sur l'erreur absolue des épaisseurs de branches .....	145

Figure 4.78 : Représentation de la structure lattice sous la forme a) d'une image tomographique ; b) d'un fichier STL après conversion .....	146
Figure 4.79 : Illustration de la zone d'intérêt de la structure lattice .....	146
Figure 4.80 : Exemple de branche de structure lattice, avec la grille de points projetés sur la surface d'intérêt .....	147
Figure 4.81 : Exemple de a) Distribution de points ; b) BA curve .....	147
Figure 4.82 : Exemple de BA curve pour une des branches de structure lattice. La surface investiguée est en marron, et la surface extraite à partir du « partition point » est en vert .....	148
Figure 4.83 : Mesures de planéité en utilisant deux méthodes d'ajustement pour le plan, qui est en transparent grisé sur l'image, tandis que les déviations normales au plan sont indiquées selon l'échelle de couleurs a) méthodes des moindres carrés (Gaussien) ; b) minimax (Tchebychev) .....	148
Figure A.1 : a) illustration d'une pièce simple, tranchée en $n$ couches ; b) illustration d'une couche réalisée à l'aide de $k$ trajectoires .....	166
Figure A.2 : Schéma illustrant la notion de justesse, fidélité et exactitude .....	168
Figure A.3 : Dispositif expérimental permettant de mesurer la composante en Y de la vitesse du gaz inerte. Les pavés en bleu et vert étant des volumes utilisés pour l'analyse à un autre moment de l'étude .....	170
Figure A.4 : Vitesses du gaz en fonction de la position par rapport à la grille d'admission (Y=0 étant situé au niveau de la grille).....	170
Figure A.5 : a) puissance-mètre ; b) montage expérimental du puissance-mètre dans la chambre de fabrication .....	172
Figure A.6 : Mesure de la puissance réelle délivrée de 50 à 500 W .....	172
Figure A.7 : Photographies de l'instrumentation de l'analyseur de faisceau a) vu de côté ; b) vu du dessus.....	173
Figure A.8 : Schéma du chemin optique du laser vers le capteur CCD de l'analyseur de faisceau .....	173
Figure A.9 : Propriétés d'un faisceau gaussien [122] .....	174
Figure A.10 : Image obtenue par l'analyseur de faisceau à 50 W, tir au centre du plateau sur la machine .....	175
Figure A.11 : a) Distribution gaussienne en fonction de la puissance laser ; b) ellipticité du faisceau en fonction de la puissance laser .....	175
Figure A.12 : a) Distribution gaussienne en fonction de la position sur le plateau ; b) ellipticité du faisceau en fonction de la position sur le plateau.....	176
Figure A.13 : Distribution gaussienne en fonction de l'état de propreté du hublot.....	177

Figure A.14 : Stratégies de balayage pour les murs a) d'1 mm d'épaisseur ; b) de 0,5 mm d'épaisseur ( <i>Db</i> ) ; c) de 0,7 mm d'épaisseur ( <i>Dm</i> ) ; d'1,5 mm d'épaisseur ( <i>Dh</i> ).....	178
Figure A.15 : Stratégies de balayage pour les cylindres a) d'1 mm de diamètre ; b) de 0,5 mm de diamètre ( <i>Db</i> ) ; c) de 0,7 mm de diamètre ( <i>Dm</i> ) ; d'1,5 mm de diamètre ( <i>Dh</i> ).....	179
Figure A.16 : Stratégies de balayage pour les tubes a) de 0,5 mm d'épaisseur ; b) de 0,25 mm d'épaisseur ( <i>Db</i> ) ; c) de 0,35 mm d'épaisseur ( <i>Dm</i> ) ; de 0,75 mm d'épaisseur ( <i>Dh</i> ).....	180
Figure A.17 : Stratégies de balayage pour les lattices 1) branches de 0,3 mm d'épaisseur ; 2) maille de 1 mm ; 3) branches de 0,4 mm d'épaisseur ; a) pour une branche verticale b) pour une branche horizontale .....	180
Figure A.18 : Illustration du champ en température avec la source laser en déplacement sur la 2 <sup>ème</sup> couche fabriquée, avec $z=0$ qui représente l'interface entre le plateau et la pièce .....	182
Figure A.19 : Illustration du champ de contraintes après 15 couches de fabrication .....	183
Figure A.20 : Profil en profondeur selon $z$ considéré au milieu du massif, avec la dernière couche activée située à $z=4$ mm, et le bas du substrat à $z=0$ mm .....	183

# Liste des tableaux

Tableau 2.1 : Distribution granulométrique de la poudre d'inconel 625 utilisée, mesurée avec un analyseur de particule (projet AFH) .....	34
Tableau 2.2 - Composition chimique en pourcentage massique de l'inconel 625, avec Bal. pour balance qui désigne le pourcentage massique manquant pour atteindre 100 % .....	35
Tableau 2.3 - Propriétés thermo-physiques de l'inconel 625, de 20 à 93°C. ....	35
Tableau 2.4 : Liste des différentes pièces analysées dans la thèse, ainsi que leur utilisation .....	36
Tableau 2.5 : Paramètres du procédé préconisés par le constructeur .....	38
Tableau 2.6 : Gamme de polissage utilisée pour l'observation des cordons de fusion.....	41
Tableau 2.7 : Paramètres utilisés pour les scans XCT .....	52
Tableau 3.1 : Paramètres du procédé utilisés pour l'étude de l'influence de la VED .....	78
Tableau 4.1 : Paramètres du procédé choisis pour les artefacts.....	89
Tableau 4.2 : Paramétries choisies pour les murs et cylindres .....	96
Tableau 4.3 : Paramétries choisies pour les tubes .....	97
Tableau 4.4 : Paramétries utilisées pour les peignes.....	120
Tableau 4.5 : Rugosité pour différentes paramétries avant et après polissage électrochimique	122
Tableau 4.6 : Propriétés mécaniques des différentes paramétries.....	124
Tableau 4.7 : Paramètres du procédé utilisés pour les structures lattices.....	133



# **Introduction générale**



La fabrication additive (FA) occupe une place qui ne cesse de s'accroître dans l'industrie d'aujourd'hui, et de plus en plus de pièces fonctionnelles produites par ces procédés voient le jour. Ce domaine est en pleine expansion et évolue très vite, notamment dans le domaine du médical, de l'aéronautique et de l'aérospatial. Cette évolution est notamment une conséquence de la demande élevée en pièces à géométries complexes et à forte valeur ajoutée. Malgré tout, plusieurs verrous technologiques freinent encore à ce jour le développement des procédés de fabrication additive, notamment la qualité des pièces produites [1].

La qualité d'une pièce – et donc le respect des propriétés attendues – peut se référer à ses propriétés mécaniques, à sa métallurgie ou encore à ses propriétés dimensionnelles et géométriques. Si les propriétés dimensionnelles ont été assez largement étudiées pour les procédés utilisant des matériaux polymères [2]–[5], c'est moins le cas des matériaux métalliques dont la recherche s'est principalement focalisée sur les propriétés mécaniques et la santé matière des pièces produites [6]–[9].

Parmi les différentes technologies de fabrication additive, le procédé de fusion laser sur lit de poudre, aussi appelé PBF-LB (de l'anglais Powder Bed Fusion – Laser Beam), est le plus répandu et est actuellement le plus développé pour les matériaux métalliques. Sans pour autant se substituer aux autres procédés de fabrication tels que la fonderie et l'usinage, il permet de concevoir des pièces de géométries plus complexes pour des applications spécifiques. Cependant, le développement de ce procédé n'est, à l'heure actuelle, pas suffisamment mature et nécessite un travail de normalisation, actuellement en cours, pour que les industriels entreprennent la réalisation de pièces critiques à l'aide de ce procédé. Par ailleurs, le travail de recherche doit être approfondi afin de mieux comprendre les nombreux phénomènes physiques ainsi que leurs interactions intervenant lors de la fabrication, notamment en ce qui concerne les propriétés dimensionnelles et géométriques résultantes.

C'est dans le but de répondre aux problématiques rencontrées par industriels et scientifiques qu'a été lancée la thèse CIFRE portant sur le sujet : « Etude métrologique de l'influence des paramètres du procédé sur les propriétés dimensionnelles et géométriques des pièces fabriquées par fusion laser sur lit de poudre ».

Cette thèse est réalisée en collaboration entre le LNE (Laboratoire National de Métrologie et d'Essais) par le biais du laboratoire LCM (Laboratoire Commun de Métrologie LNE & CNAM), et le laboratoire PIMM (Procédé et Ingénierie en Mécanique et Matériaux) de l'ENSAM. Ces travaux s'inscrivent également dans le cadre de la plateforme AFH (Additive Factory Hub), qui est un consortium regroupant industriels et académiques visant à développer la fabrication additive métallique. L'objectif principal de la thèse est d'améliorer la compréhension du procédé et des phénomènes physiques à l'origine des écarts dimensionnels ou géométriques qui peuvent être observés sur les pièces fabriquées par fusion laser sur lit de poudre. Les travaux menés dans

le cadre de la thèse doivent également permettre de comprendre le rôle que jouent les paramètres du procédé dans la génération de ces écarts.

L'approche choisie dans ces travaux consiste à analyser les dimensions et la géométrie à différentes échelles en partant du plus petit élément constructible par le procédé : le cordon, vers des pièces de différentes géométries.

Les travaux réalisés dans le cadre de la thèse seront présentés selon l'ordre suivant :

- Chapitre 1 : Etude bibliographique, chapitre dans lequel sont détaillés les éléments issus de la littérature au sujet du procédé PBF-LB, et des problématiques dimensionnelles rencontrées avec ce procédé ;
- Chapitre 2 : Matériel et méthodes, qui décrit les différents moyens expérimentaux ayant été utilisés durant la thèse ;
- Chapitre 3 : Etude à l'échelle du cordon, premier chapitre illustrant les résultats obtenus lors de l'étude des cordons ;
- Chapitre 4 : Etude à l'échelle de la pièce, second et dernier chapitre présentant les résultats sur les différentes géométries de pièces étudiées.



# Chapitre 1

## Etude bibliographique

### Contenu

---

1.1	La fabrication additive .....	6
1.2	Le procédé PBF-LB .....	6
1.2.1	Présentation du procédé .....	6
1.2.2	Mise en œuvre du procédé .....	7
1.2.2.1	Cycle de fabrication .....	7
1.2.2.2	Paramètres du procédé .....	8
1.2.3	Interaction laser matière .....	9
1.2.3.1	Notion de densité d'énergie .....	10
1.2.3.2	Formation du bain de fusion .....	11
1.2.3.3	Instabilités du bain de fusion .....	13
1.3	Méetrologie dimensionnelle : cas du PBF-LB .....	18
1.3.1	Caractérisation dimensionnelle .....	18
1.3.1.1	Notion de tolérance .....	19
1.3.2	Défauts à l'origine d'écarts dimensionnels et géométriques .....	21
1.3.2.1	Etat de surface .....	21
1.3.2.2	Retrait de matière .....	25
1.3.2.3	Contraintes résiduelles .....	27
1.3.2.4	Zone de surchauffe .....	29
1.4	Conclusion du chapitre .....	30

---

## **1.1 La fabrication additive**

La fabrication additive est une technologie de production qui permet de créer des objets en ajoutant de la matière couche par couche à partir de modèles numériques 3D. Cette technique est de plus en plus utilisée dans différents secteurs industriels tels que l'aéronautique, l'automobile, la médecine, l'architecture ou encore la bijouterie.

Dans le monde, la fabrication additive a connu une croissance rapide ces dernières années, avec une adoption croissante dans de nombreux pays, et devrait atteindre un chiffre d'affaires de 18 milliards de dollars d'ici 2032 [10]. Les États-Unis et la Chine sont les principaux marchés de la fabrication additive, suivis de l'Europe et du Japon [11].

La fabrication additive peut offrir de nombreux avantages, tels que la réduction des coûts matière, ou la personnalisation des produits. Elle ouvre également la voie à de nouvelles possibilités de conception et de fabrication, permettant de réaliser des formes à géométries complexes, notamment des structures internes, ainsi que des structures légères et résistantes [12].

Il existe de nombreuses technologies de fabrication additive, que ce soit avec des matériaux polymères, métalliques ou encore céramiques. Cependant, l'intérêt sera porté ici sur le procédé fusion laser sur lit de poudre, qui est le procédé ayant été utilisé dans le cadre de ces travaux de thèse.

## **1.2 Le procédé PBF-LB**

### **1.2.1 Présentation du procédé**

Le procédé de fabrication additive métallique fusion laser sur lit de poudre – ou PBF-LB pour « Powder Bed Fusion-Laser Beam » [13] – est actuellement le procédé le plus utilisé et le plus développé dans l'industrie. Cela est dû à sa capacité à fabriquer des pièces à haute valeur ajoutée, et à géométrie complexe, répondant ainsi à des besoins spécifiques de performance en fonction de l'application visée. De plus, les pièces produites sont proches de l'état final et nécessitent peu d'étapes de parachèvement.

Malgré tout, le coût par pièce est relativement élevé, notamment en raison d'une faible vitesse de production en comparaison à d'autres procédés de production en série, et de la technologie utilisée qui est coûteuse (mise en forme de la poudre, utilisation de laser, de gaz inerte...). Cet aspect négatif peut être compensé en concevant des pièces à forte valeur ajoutée ou qui seraient trop difficiles à réaliser par les procédés conventionnels. De plus, les pièces issues de ce procédé sont proches de l'état final et nécessitent peu d'étapes de parachèvement.

Le fonctionnement du procédé PBF-LB (Figure 1.1) repose sur l'utilisation d'un laser venant fondre de manière sélective, en fonction de la géométrie de la pièce, une couche de poudre métallique ayant été étalée au préalable à l'aide d'un rouleau ou d'un racleur. Ensuite le plateau de fabrication s'abaisse d'une hauteur égale à l'épaisseur de couche choisie, puis une nouvelle couche de poudre est étalée et le laser vient fondre sélectivement cette nouvelle couche. Cette opération est répétée jusqu'à ce que la pièce soit entièrement construite.

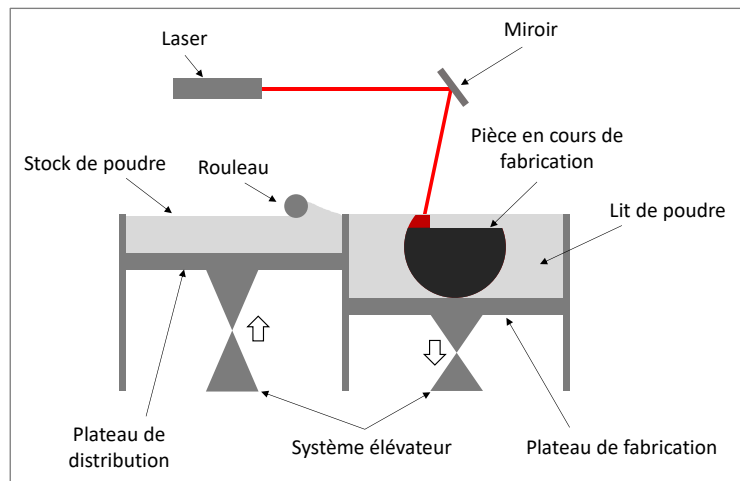


Figure 1.1 : Schéma du procédé PBF-LB

## 1.2.2 Mise en œuvre du procédé

### 1.2.2.1 Cycle de fabrication

Afin de passer de l'idée à la pièce finie, de nombreuses étapes sont nécessaires comme l'illustre la Figure 1.2.

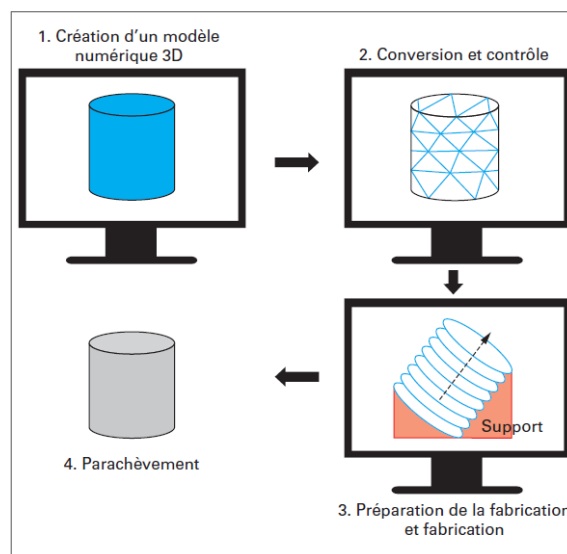


Figure 1.2 : Chaîne numérique d'une pièce produite par fabrication additive [12]

Dans un premier temps la pièce est conçue sur un logiciel de CAO (Conception Assistée par Ordinateur), puis convertie en fichier STL (pour STereo Litography) en transformant le volume 3D en un maillage surfacique composés d'éléments triangulaires. Le fichier converti doit être contrôlé et éventuellement réparé, puisque la conversion peut générer des défauts, notamment dimensionnels (voir partie 1.3.2.1a). Le fichier est ensuite tranché en un nombre de couches égal à la hauteur totale de la pièce divisée par l'épaisseur de couche de poudre choisie par l'utilisateur. L'étape suivante consiste à préparer le plateau de fabrication. Cela comprend le positionnement et l'orientation de la pièce dans le volume de fabrication, l'utilisation ou non de supports de fabrication, la génération de la stratégie de balayage ainsi que le réglage des paramètres du laser à savoir sa puissance et sa vitesse de balayage. Une fois la fabrication terminée, les pièces sont dépoussiérées et décrochées du plateau. Elles peuvent également subir différentes étapes de parachèvement – avant ou après décrochage – en fonction de l'application visée. Les étapes de parachèvement les plus couramment utilisées sont le traitement thermique de détensionnement permettant de réduire les contraintes résiduelles, le sablage permettant de diminuer la rugosité des pièces, ou encore l'usinage qui permet de corriger certains écarts dimensionnels tout en améliorant l'état de surface.

### 1.2.2.2 Paramètres du procédé

Le procédé PBF-LB fait intervenir de très nombreux paramètres variables (Figure 1.3) ayant chacun une influence potentielle sur les caractéristiques de la pièce finie. Il apparaît donc crucial dans le cadre de ces travaux de thèse d'identifier les principaux paramètres étant à l'origine d'écarts dimensionnels ou géométriques.

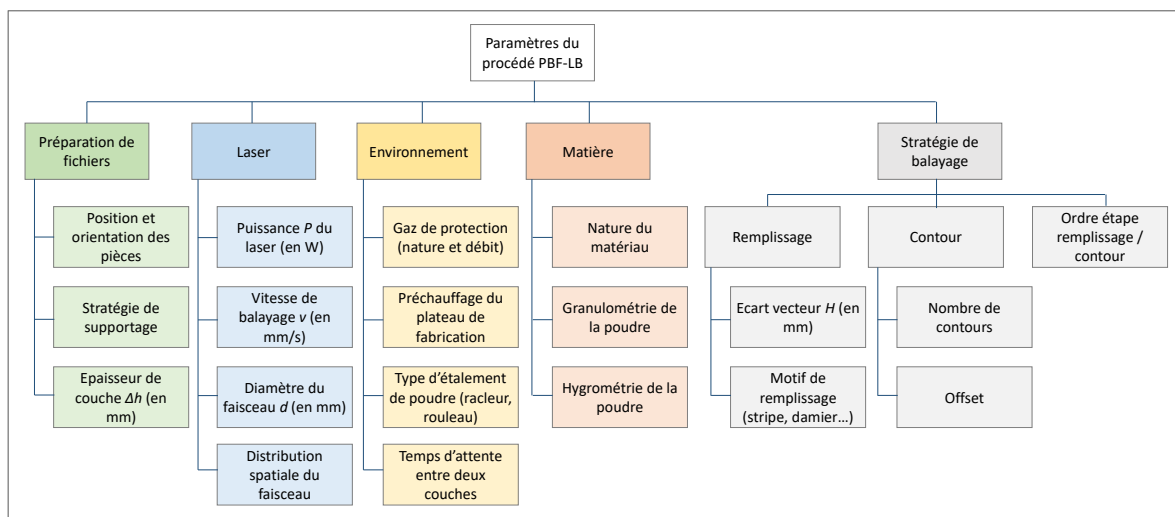


Figure 1.3 : Diagramme des différents paramètres du procédé [14]

Si la plupart des paramètres sont connus ou parlent d'eux-mêmes comme la puissance laser ou le temps d'attente entre deux couches, d'autres le sont moins et méritent d'être explicités. L'écart-vecteur par exemple désigne l'espacement entre deux trajectoires de balayage

successives. Pareillement, le décalage, ou « offset », représente la distance entre l'enveloppe de la CAO et le contour le plus à l'extérieur de la pièce (Figure 1.4). Ce décalage permet de prendre en compte la largeur du bain de fusion – défini dans la partie suivante – afin de limiter les écarts dimensionnels dans le plan perpendiculaire à la direction de fabrication.

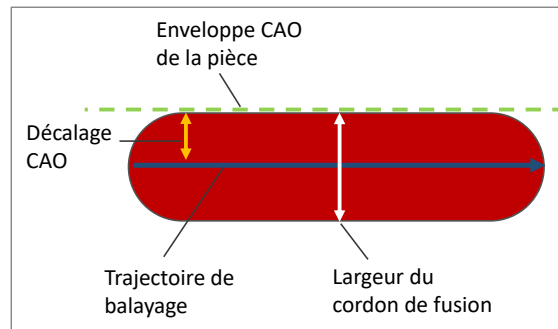


Figure 1.4 : Schéma explicatif du décalage

Il existe plusieurs stratégies de remplissage, les principales sont le « hatching », le « stripe » et le damier (Figure 1.5). L'avantage des stratégies stripe et damier est de limiter l'introduction de contraintes résiduelles en utilisant des cordons de longueurs plus faibles [15] (voir partie 1.3.2.3b)

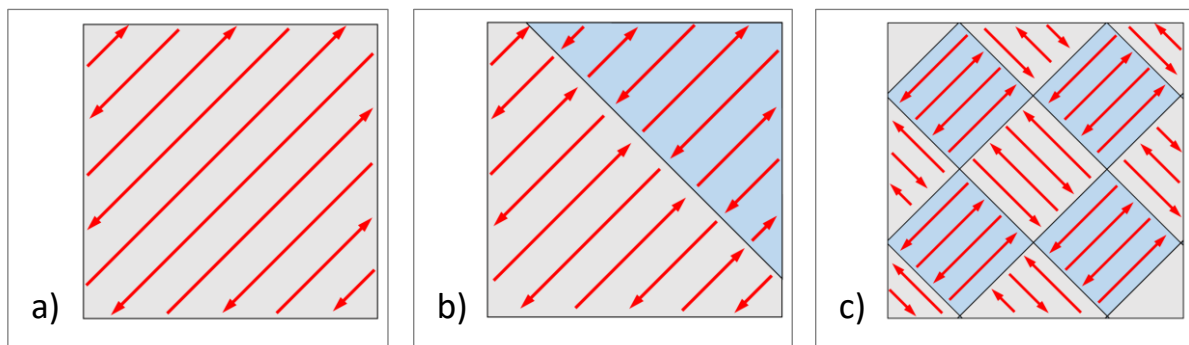


Figure 1.5 : Schéma des principales stratégies de balayage sur une couche a) hatching ; b) stripe ; c) damier

### 1.2.3 Interaction laser matière

L'interaction laser-matière (illustrée sur la Figure 1.6) constitue la physique de base du procédé. Le laser constitue une source d'énergie qui est en partie absorbée par la poudre, et en partie réfléchi. L'énergie absorbée provoque une élévation de température de la matière jusqu'à sa liquéfaction, sous forme de bain de fusion, et en se refroidissant, se solidifie et constitue le cordon de fusion.



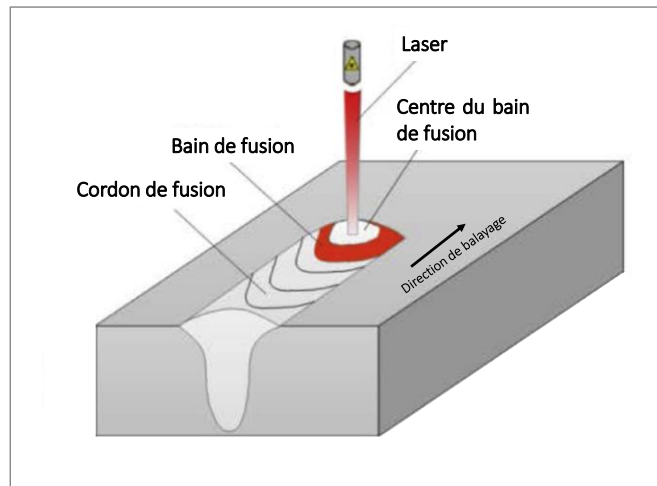


Figure 1.6 : Schéma de l'interaction laser matière [16]

### 1.2.3.1 Notion de densité d'énergie

La notion de densité d'énergie a été introduite afin de rendre compte de la quantité d'énergie apportée à la matière lors du procédé. Son utilisation rend plus aisée l'analyse d'études paramétriques faisant varier la quantité d'énergie.

Différentes définitions ont été formulées dans la littérature scientifique. La densité d'énergie linéique (LED) en J/m définit la quantité d'énergie par unité de distance [17]. Elle est définie par l'équation (1).

$$LED = \frac{P}{v} \quad (1)$$

Avec  $P$  la puissance laser en W et  $v$  la vitesse de balayage en m/s. Cette définition est la plus simple et prend seulement en compte la puissance laser et la vitesse de balayage. Elle est pertinente pour des cas d'étude de mono-cordons.

La densité d'énergie volumique (VED) en J/m<sup>3</sup> définit la quantité d'énergie apportée par unité de volume. Deux principales définitions coexistent. La première – définie par l'équation (2) – considère une source d'énergie surfacique tenant compte de l'aire de la section du faisceau laser au plan focal [18].

$$VED = \frac{P}{vS} = \frac{4P}{v\pi d^2} \quad (2)$$

Avec  $S$  la surface de la section du faisceau laser, et  $d$  le diamètre du faisceau laser. Cependant cette définition rend faussement compte de l'aspect volumique car ici la dimension selon la direction de construction n'est pas représentée. Son utilisation peut néanmoins être pertinente dans des situations monocouches.

La seconde – définie par l'équation (3) – est la plus couramment utilisée [19].

$$VED = \frac{P}{v\Delta hH} \quad (3)$$

Avec  $\Delta h$  l'épaisseur de couche, et  $H$  l'écart vecteur. Cette définition permet de mieux rendre compte de l'énergie apportée pour un volume de pièce donné, en décomposant ce volume en le nombre de trajectoires qu'effectue le laser pour réaliser la pièce, et considérant l'énergie apportée pour chacune de ces trajectoires. Une démonstration de l'équation (3) est détaillée en Annexe 1 dans un cas simplifié, afin de mieux comprendre l'origine de cette définition de la VED. Ainsi, c'est cette formulation qui sera utilisée lorsqu'il sera fait mention de VED dans la suite de ce manuscrit. A noter qu'il existe d'autres définitions de la VED moins utilisées et non explicitées ici.

### 1.2.3.2 Formation du bain de fusion

L'étude du bain de fusion et de ses mécanismes est cruciale puisque celui-ci constitue le plus petit élément constructible une fois solidifié sous la forme de cordon. La taille de ce dernier peut donc s'apparenter à la résolution dimensionnelle du procédé [20]. Il existe deux modes de fusion dont dépend la forme et les dimensions du bain de fusion, à savoir le mode « conduction » et le mode « keyhole ».

Pour un mode de fusion de type « conduction », la profondeur du bain de fusion est contrôlée par la conduction thermique, lui donnant une forme cylindrique (Figure 1.7 a)) [21].

Le mode peut également être de type « keyhole ». Le régime de « keyhole » est courant en soudage et l'appellation est utilisée pour le procédé PBF-LB par analogie, même si les mécanismes thermodynamiques et hydrodynamiques sont plus complexes pour ce dernier [22]. Ce mode se manifeste par de plus grandes VED, et confère au bain de fusion une géométrie conique dont la profondeur est contrôlée par le flux d'évaporation du métal, aussi appelée plume de vapeur [21] (Figure 1.7 b)).

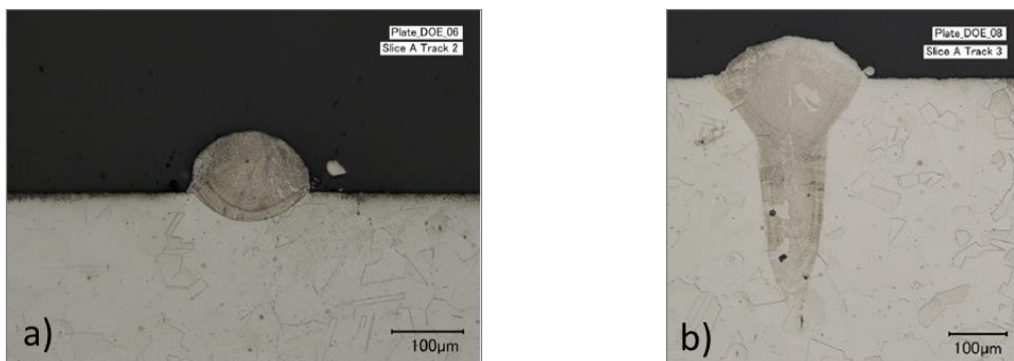


Figure 1.7 : Micrographie vue en coupe transverse d'un cordon pour un alliage d'acier AISI 316L a) en mode conduction à P=150W et v=188mm/s, et b) en mode keyhole à P=150W et v=100 mm/s [21]

Ce flux d'évaporation du métal est causé par une VED élevée, et induit une pression de recul à l'interface liquide-vapeur par conservation de la quantité de mouvement, qui a pour effet de creuser une dépression au point d'impact dans le bain de fusion. Après passage du laser, lorsque le bain liquide refroidit, les forces de tension de surface prennent le dessus sur les forces dues à l'évaporation, causant l'effondrement de la dépression [22]. Ce processus a été représenté par simulation en Figure 1.8, avec la formation de la dépression qui est observable dès l'impact du laser avec la poudre, 76  $\mu$ s après son allumage, et l'effondrement de la dépression 92  $\mu$ s après allumage du laser.

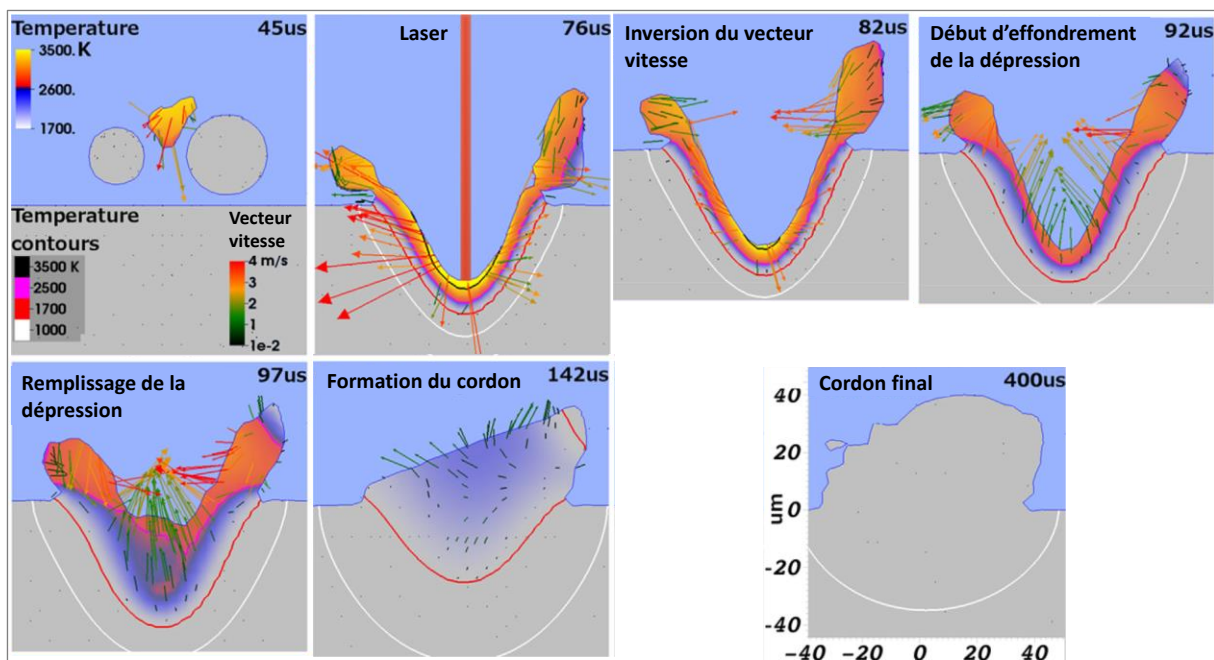


Figure 1.8 : Modélisation de coupes illustrant la formation du cordon de fusion en fonction du temps s'écoulant après l'activation du laser, où les flèches représentent les vecteurs vitesses, et les traits de couleur représentent des isothermes [22]

Lors de la fusion, il y a compétition entre le mode « conduction » et le mode « keyhole ». Il est considéré que le mode « keyhole » est prédominant lorsque le rapport d'aspect, qui est le ratio profondeur/largeur du bain de fusion, est supérieur à 0,5 [21].

Des mouvements de convection au sein du bain de fusion dus à l'effet dit Marangoni sont également à prendre en compte. En raison de la rapidité de l'apport de chaleur par le laser, la diffusivité thermique des métaux utilisés n'est pas suffisante pour dissiper cette chaleur, ce qui a pour effet d'induire des gradients thermiques dans la pièce, et puisque la tension de surface est inversement proportionnelle à la température pour les métaux [23], cela implique des gradients de tension de surface  $\gamma$  [22]. Ce sont ces gradients de tension de surface qui donnent naissance au flux convectif de Marangoni [24], comme observé en Figure 1.9. Ces flux de Marangoni créent une convection du liquide allant des faibles tensions de surface vers les fortes tensions de surface. Ainsi, en raison d'une température plus élevée au centre du bain de fusion, la tension superficielle

y est plus faible, ce qui induit une convection liquide allant du centre vers l'extérieur du bain de fusion, ayant pour effet de l'élargir [22].

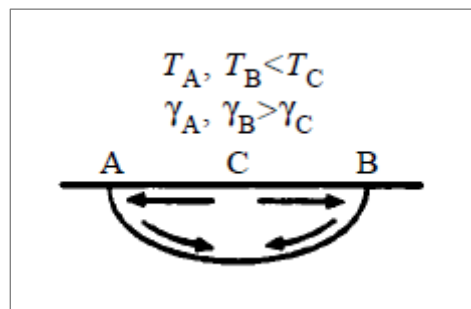


Figure 1.9 : Convection due à l'effet Marangoni [24]

Les paramètres du procédé tels que la vitesse de balayage et la puissance laser ont une influence sur la forme du bain de fusion notamment en raison de la VED apportée [25]. Cependant, si les paramètres du procédé ne sont pas adaptés, des instabilités comme du « balling » ou de la dénudation, décrites en partie 1.2.3.3, peuvent survenir lors de la fabrication.

### 1.2.3.3 Instabilités du bain de fusion

En fonction des paramètres choisis et des conditions thermodynamiques et hydrodynamiques qui en découlent, il est courant d'observer des instabilités au niveau du bain de fusion. Par ailleurs, il est légitime de se demander dans quelle mesure les instabilités peuvent impacter les propriétés dimensionnelles et géométriques pour les pièces issues de ce procédé. Il est donc nécessaire de bien comprendre les mécanismes de formation des différentes instabilités.

Cette partie recense une liste non exhaustive de celles-ci.

#### *a. Phénomène de "Balling"*

Le phénomène de « balling », habituellement appelé simplement balling, est une discontinuité du cordon de fusion, due à de mauvaises conditions de mouillage entre le métal liquide et le substrat. La matière fondue en refroidissant va adopter une forme sphérique afin de minimiser son énergie de surface [26]. Le balling est couramment constaté dans ce type de procédé, comme l'illustre la Figure 1.10, où il apparaît lorsque la vitesse de balayage augmente.

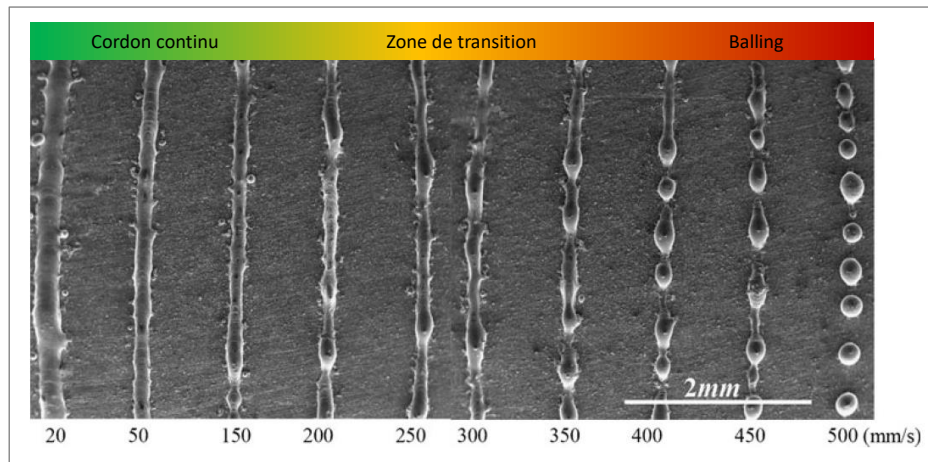


Figure 1.10 : Image MEB (Microscope Électronique à Balayage) montrant des cordons de fusion pour différentes vitesses de balayage, à une puissance de 190W, pour du AISI 316L [26]

Le balling intervient lorsque l'énergie apportée n'est pas suffisante [27], et que seule la dernière couche de poudre est fondue. Une mauvaise mouillabilité entre le substrat et le liquide (bain de fusion) se traduit par un grand angle de contact  $\theta$  entre ces deux éléments. Comme le montre la Figure 1.11, une forte tension superficielle solide-liquide augmente l'angle de contact, et diminue ainsi la mouillabilité, donnant une forme sphérique au liquide et déstabilisant le flux de matière [23].

Le balling sera favorisé par des faibles VED, donc lié à la puissance laser et à la vitesse de balayage. L'épaisseur de couche a également une influence sur la formation du balling. En plus de diminuer la VED, augmenter l'épaisseur de couche augmente la taille du bain de fusion – à puissance laser et vitesse de balayage constantes – et diminue la mouillabilité du liquide, ayant pour effet de favoriser l'apparition de balling [26].

En outre, augmenter la densité d'énergie augmente également les gradients de température et donc les gradients de tension superficielle, ce qui favorise l'apparition de balling, mais cela permet surtout de refondre la couche inférieure et donc d'obtenir une meilleure mouillabilité (liquide-liquide) [26].

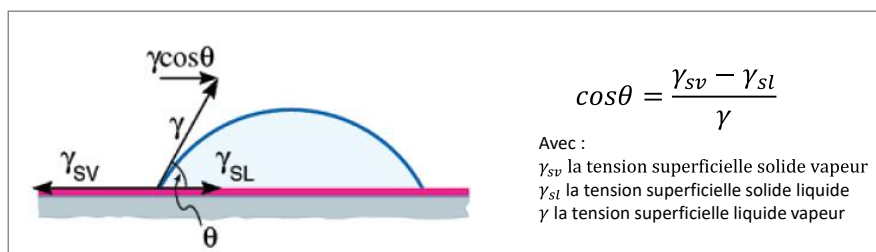


Figure 1.11 : Schéma et relation entre l'angle de contact et les tensions de surface pour une goutte posée sur un solide [28]

b. Phénomène de “Humping”

Le phénomène de « humping », couramment appelé simplement humping, est une instabilité courante en soudage. Il est caractérisé par une oscillation périodique de la forme du cordon de fusion, sans discontinuité (Figure 1.12).

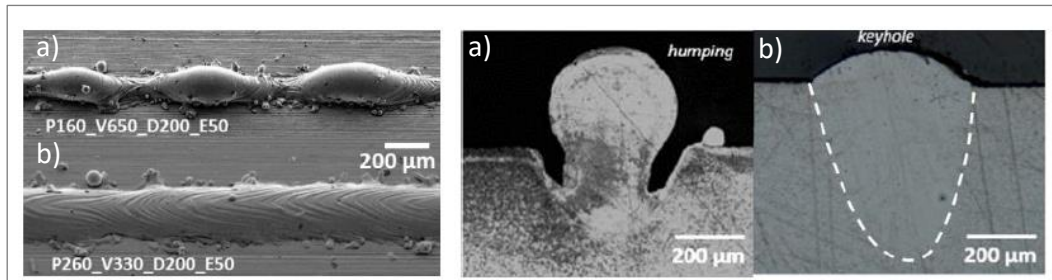


Figure 1.12 : Clichés de mono-cordons vue du dessus à gauche, et en coupe à droite. a) humping, b) régime stable [29]

Le humping se produit plutôt en régime keyhole, et donc pour des VED élevées [29]. Comme le montre la Figure 1.13, la plume de vapeur est émise du bain de fusion avec un angle  $\alpha$  qui augmente avec la vitesse de balayage, ce qui a pour effet d’accélérer le flux à l’arrière du bain de fusion.

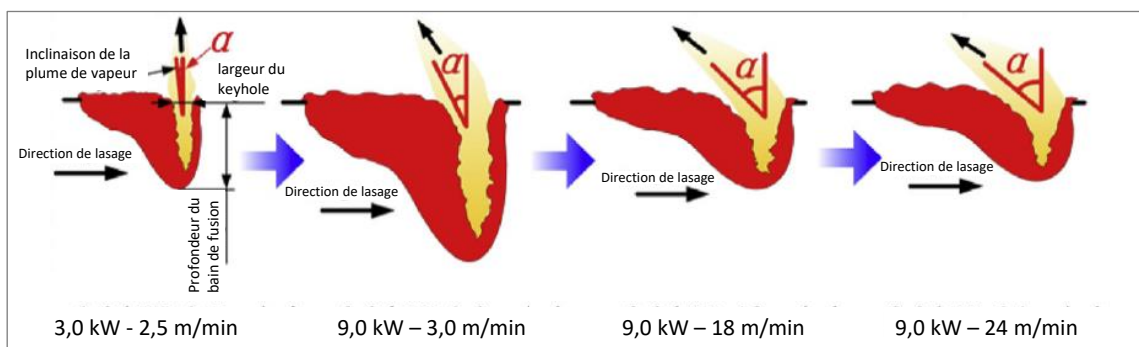


Figure 1.13 : Evolution de la forme du keyhole et de l’angle de la plume de vapeur, en fonction de la puissance et de la vitesse de balayage [16]

Le humping est dû à des effets thermodynamiques et hydrodynamiques. L’origine de ce phénomène viendrait de la naissance de vagues provenant de la collision entre le reflux à l’arrière du bain de fusion (en violet sur la Figure 1.14), et le liquide en provenance de l’arrière du keyhole (en rouge sur la Figure 1.14), dont la vitesse a été augmentée par la plume de vapeur. Ces vagues adoptent une forme convexe en raison des tensions de surface, tandis que les zones appelées vallées, plus étroites se solidifient plus vite. Elles empêchent ainsi les vagues de se mélanger dans le bain de fusion, et provoquent la solidification sous forme de bosses, appelé humping [16].

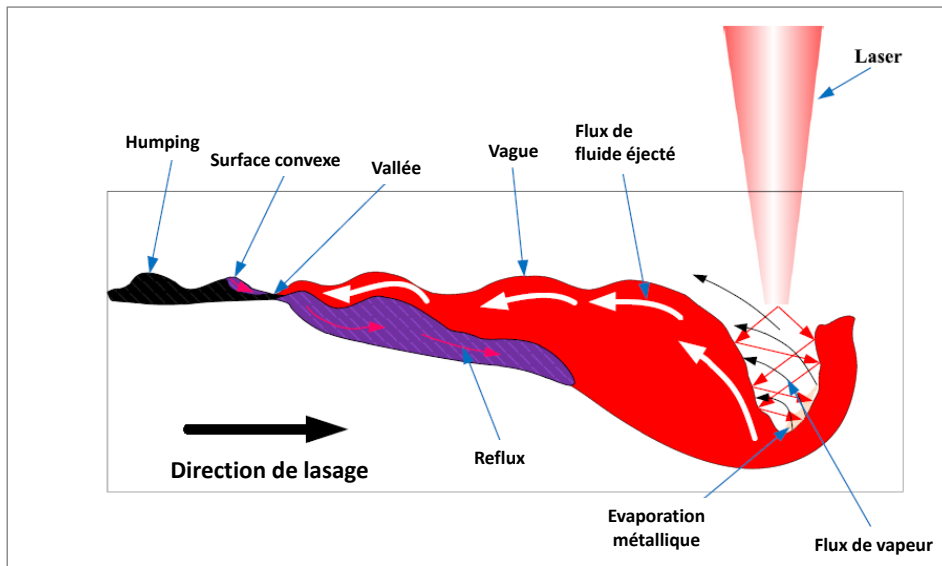


Figure 1.14 : Schéma de la formation du humping [16]

*c. Phénomène de dénudation*

En observant des mono-cordons de fusion, il est parfois possible de constater une zone appauvrie en poudre de part et d'autre du cordon solidifié, comme illustré en Figure 1.15. Ce phénomène s'appelle la dénudation, et il est induit par le flux de vapeur métallique émanant du bain de fusion [30].

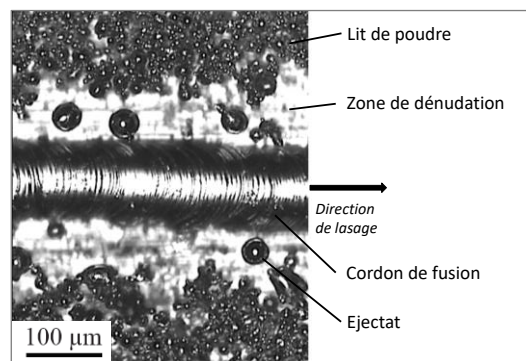


Figure 1.15 : Cordon de fusion vue du dessus présentant de la dénudation [31]

Lors du processus, la poudre au voisinage du bain de fusion peut être soit éjectée, soit attirée dans le bain de fusion, en fonction du flux d'évaporation. En effet, comme le montre la Figure 1.16 a), le flux de vapeur métallique important induit, par effet Bernoulli, un flux de gaz environnant. Ce flux de gaz entraîne la poudre avoisinante vers l'intérieur et alimente le bain de fusion en matière. Le gaz est généralement de l'argon, gaz inerte présent dans la chambre de fabrication. Ce phénomène intervient à des pressions proches de la pression atmosphérique. Par ailleurs, il peut également y avoir dénudation pour de plus faibles pressions, en raison de l'expansion de la colonne de vapeur, venant éjecter la poudre environnante (Figure 1.16 b). Cette expansion est due

à la détente de la pression de recul, cette dernière étant induite par le flux de vapeur métallique [30].

Etant donné que la dénudation dépend directement du flux de vapeur, elle est favorisée par l'utilisation de VED élevées [30].

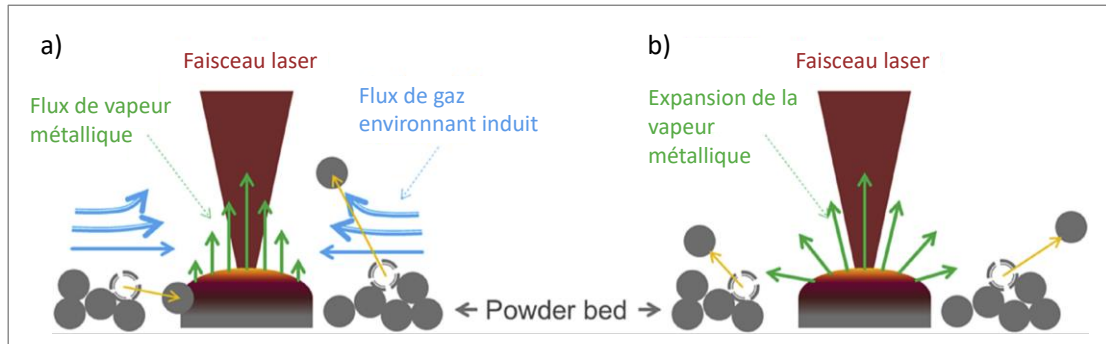


Figure 1.16 : Schéma du mécanisme de dénudation, a) un flux de vapeur important induit un flux de gaz environnant par effet Bernoulli, attirant les particules vers le bain de fusion ; b) le flux de vapeur métallique se détend et éjecte des grains de poudre voisins [30]

Ainsi, toutes ces instabilités de cordons questionnent quant à leurs conséquences sur les propriétés dimensionnelles. La nocivité de ces instabilités sur les propriétés mécaniques et la santé matière a été largement étudiée, notamment de par l'apparition de manques de fusion, de porosité etc. Ces variations, observées sur les cordons de fusion, dépendent directement des paramètres du procédé. En revanche, peu d'études ont été effectuées sur les effets de la paramétrie sur les propriétés dimensionnelles.

#### d. Formation d'éjectas

Durant le procédé de fusion, des particules métalliques peuvent être éjectées du bain de fusion en raison de son instabilité. Ces particules sont appelées éjectas. En mode keyhole, le flux de vapeur élevé emporte des gouttes de métal fondu de diamètre supérieur à celui des grains de poudre, et les éjecte [21], comme le montre la Figure 1.17.

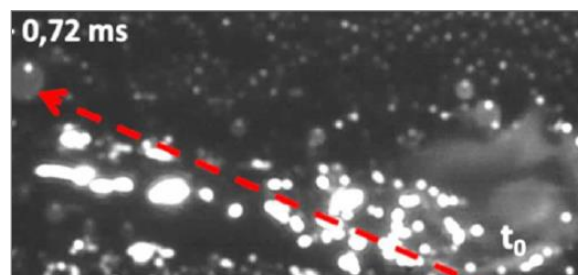


Figure 1.17 : Image issue de caméra rapide d'un éjecta provenant du bain de fusion [32]



L'éjecta peut retomber avant le passage du laser, c'est-à-dire sur le lit de poudre, ou après. Dans les deux cas le laser devra fondre un excès de matière lors de son passage, risquant ainsi de créer une inclusion (Figure 1.18). La création d'éjectas dépend du flux de vapeur métallique et augmente donc avec la VED [33]. Par ailleurs, des puissances laser et vitesses de balayage élevées génèrent plus de mouvements convectifs dans le bain de fusion, générant ainsi plus d'éjectas [34].

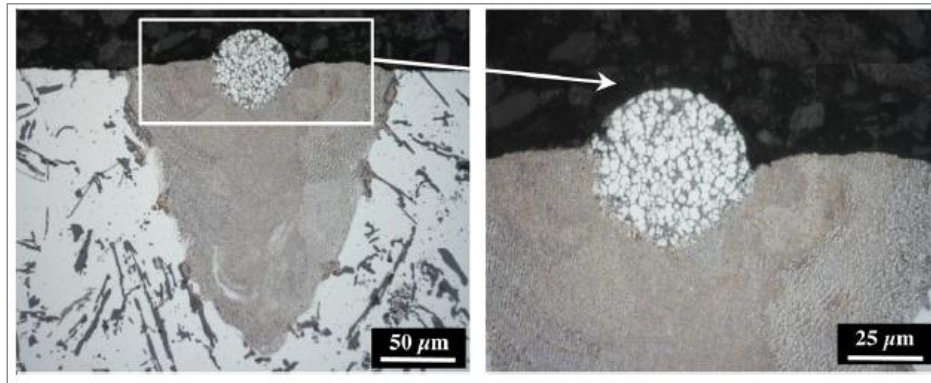


Figure 1.18 : Micrographie d'une inclusion au-dessus d'un mono-cordon [35]

Ces éjectas ont pour conséquence, entre autres, de détériorer le lit de poudre pouvant créer des manques de fusion, et se fixer sur la surface extérieure de la pièce. De nombreuses études de rugosité ont établi le lien entre la présence d'éjectas et la rugosité de la pièce. En revanche, la conséquence des éjectas sur les propriétés dimensionnelles n'a jamais été étudiée, ce qui interroge sur l'impact de ces particules sur les mesures dimensionnelles des pièces.

## 1.3 Métrologie dimensionnelle : cas du PBF-LB

### 1.3.1 Caractérisation dimensionnelle

La métrologie dimensionnelle comprend tous les aspects théoriques et pratiques des mesurages des propriétés dimensionnelles et géométriques des pièces étudiées, en tenant compte du moyen de mesure utilisé et de la caractéristique mesurée. La définition du mesurage ainsi que d'autres termes métrologiques sont recensés en Annexe 2.

En général, les pièces fabriquées à l'aide du procédé PBF-LB sont usinées afin de corriger les écarts dimensionnels ou encore pour améliorer l'état de surface. Cependant, la nécessité de contrôler la qualité de ces pièces se présente toujours pour certaines applications. C'est le cas pour les géométries complexes comme les structures lattices (Figure 1.19) qui ne sont par définition pas usinables, ou pour les canaux internes inaccessibles d'un échangeur thermique dont les dimensions de canaux régissent l'efficacité. Plus simplement, il sera difficile de réaliser un usinage pour rattraper les écarts d'une pièce ayant subi d'importantes déformations.

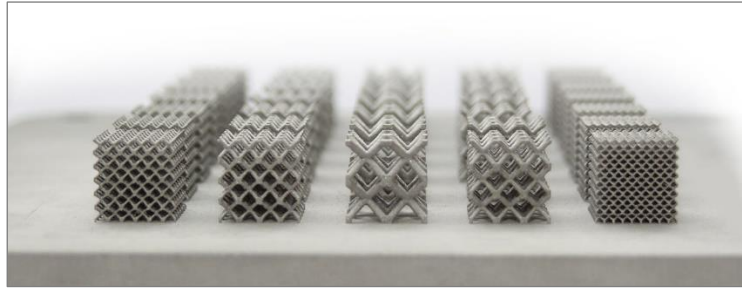


Figure 1.19 : Exemple de structure lattices [36]

Par ailleurs, il est important d'identifier la grandeur mesurée qui permettra de quantifier les propriétés dimensionnelles d'une pièce. Si la réponse est aisée pour une mesure de longueur sur un cube, elle s'avère plus complexe lorsqu'il est question d'évaluer les écarts dimensionnels d'une structure lattice par exemple [37].

Enfin, il est nécessaire de réfléchir à la méthode de mesure à utiliser, et ce en fonction de l'accessibilité de la caractéristique à mesurer. Pour reprendre l'exemple de la structure lattice, la complexité de la pièce ne permet qu'à peu de moyens de mesure d'accéder aux dimensions dans le volume [38].

### 1.3.1.1 Notion de tolérance

La notion de tolérance, qu'elle soit dimensionnelle ou géométrique, sert à définir les déviations acceptées pour la dimension et la géométrie de la pièce lors de sa conception. Les valeurs de tolérances dépendent du besoin industriel et de l'application envisagée pour la pièce, et sont renseignées sur le dessin technique (Figure 1.20). Les définitions de tolérances utilisées dans les normes courantes ne sont pas toujours adaptées aux procédés de fabrication additive en raison de leurs spécificités (direction de construction, complexité géométrique...) en comparaison avec d'autres procédés, mais certains réfléchissent à des alternatives [4]. Quoiqu'il en soit, les tolérances utilisées dans ces travaux suivent la norme GPS (Geometrical Product Specification) ISO 1101-2017 [39].

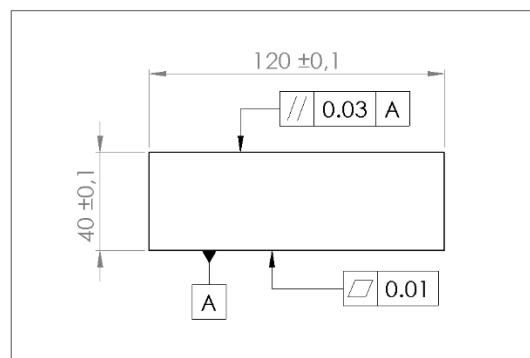


Figure 1.20 : Exemple de dessin technique

*a. Tolérance dimensionnelle*

Sur un dessin technique, la tolérance dimensionnelle désigne l'écart accepté pour la dimension d'une longueur (aussi appelée côte) donnée. Sur l'exemple de dessin technique donné en Figure 1.20, la largeur de la pièce doit être de 40 mm avec une tolérance de plus ou moins 0,1 mm, donc sa largeur doit être comprise entre 39,9 et 40,1 mm.

*b. Tolérance géométrique*

La tolérance géométrique désigne l'écart de forme accepté pour une surface donnée, par le biais d'un paramètre quantifiable. Il existe de nombreux paramètres tels que le parallélisme, la circularité ou la perpendicularité. Dans le cadre de ces travaux de thèse, seules la planéité, cylindricité et dans une moindre mesure l'angularité et la sphéricité ont été utilisés. Ces paramètres géométriques seront utilisés pour quantifier les déformations géométriques des pièces analysées.

La mesure de planéité, selon la norme ISO 1101:2017 [39], correspond à la distance entre deux plans parallèles permettant de contenir toute la surface analysée (Figure 1.21 a). La mesure de cylindricité, selon la même norme, est définie comme la différence de rayons entre deux cylindres coaxiaux, qui permettent de contenir l'ensemble de la surface analysée (Figure 1.21 b).

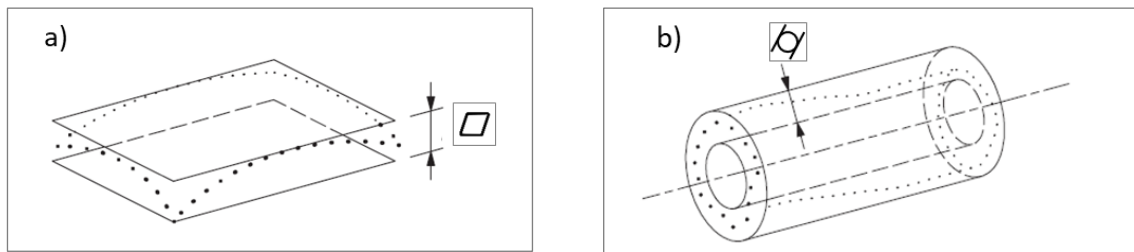


Figure 1.21 : Représentation et symbole de la mesure de a) planéité ; b) cylindricité

Pour reprendre l'exemple de la Figure 1.20, la tolérance de planéité indiquée signifie que l'ensemble de la surface analysée doit être contenue entre deux plans parallèles distants de 0.01 mm.

L'angularité permet de mesurer l'écart au niveau de l'inclinaison d'un angle donné par rapport à une droite de référence. Cette mesure permet de quantifier l'écart angulaire et est une donnée en radians (Figure 1.22 a)). La sphéricité quant à elle consiste en une application de la circularité pour différentes tranches de l'élément sphérique considéré (Figure 1.22 b)).

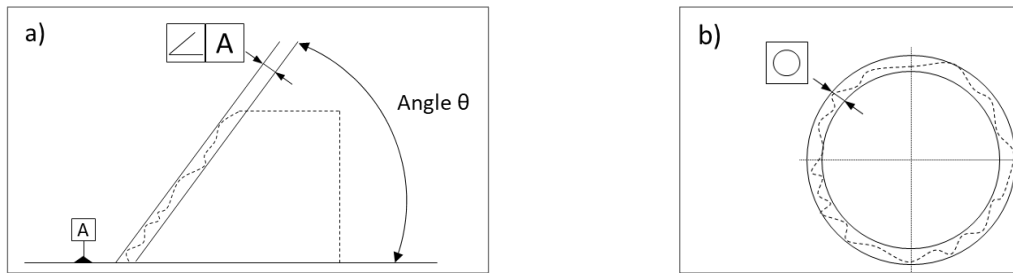


Figure 1.22 : Représentation et symbole de la mesure de a) angularité ; b) circularité

## 1.3.2 Défauts à l'origine d'écart dimensionnels et géométriques

### 1.3.2.1 Etat de surface

#### a. Description

L'état de surface des pièces issues du procédé PBF-LB se caractérise par une rugosité assez importante [40]. Les différents termes associés à la rugosité sont reportés en Figure 1.23. Les paramètres de rugosité comme  $Ra$  ou  $Rz$  sont relatifs à un profil de rugosité, mais peuvent être étendus à des surfaces sous la forme  $Sa$ ,  $Sz$ ...

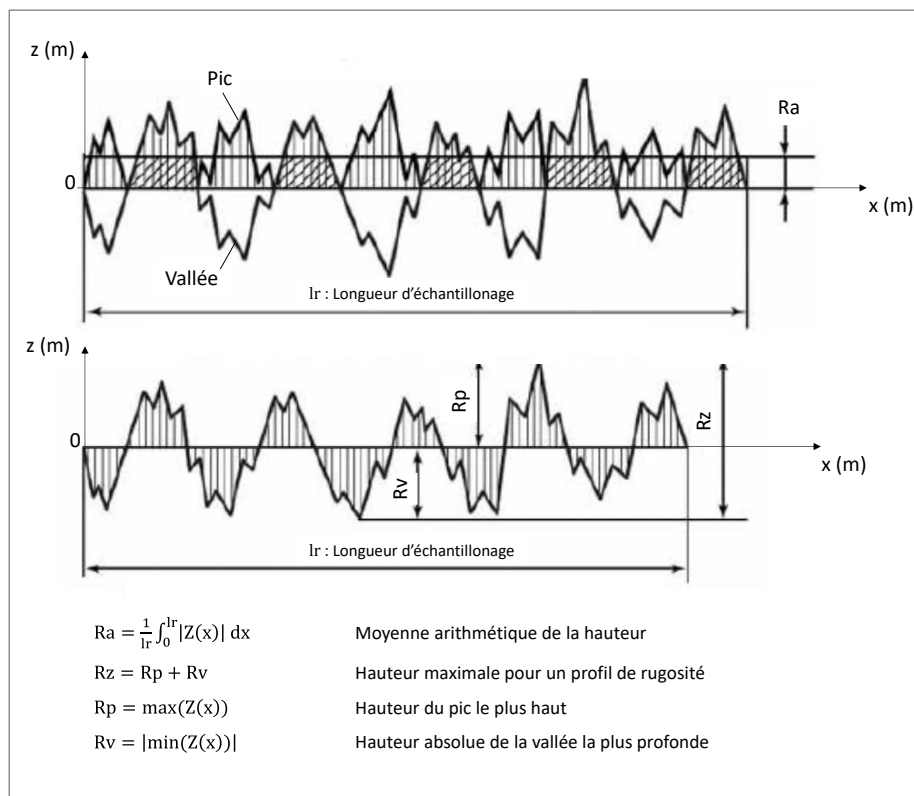


Figure 1.23 : Illustration des paramètres définissant la rugosité pour un profil donné [41]

L'origine de la rugosité diffère selon l'orientation de la surface observée. Pour la surface supérieure, perpendiculaire à la direction de fabrication, les principales causes de rugosité proviennent des éjectas [42] (voir partie 1.2.3.3d) ainsi que du pourcentage de recouvrement entre les cordons [43]. C'est généralement la surface présentant le meilleur état de surface.

Les surfaces latérales sont quant à elles plutôt sujettes à des agglomérations de poudre. Lors du passage du laser, des particules de poudre situées aux extrémités du bain de fusion fondent partiellement par conduction thermique, et restent collées une fois le cordon solidifié [22]. La présence d'éjectas dans le lit de poudre peut également générer des agglomérations de plus grosses particules de poudre, ce qui a pour effet d'augmenter la rugosité de la pièce [42].

Si la pièce présente des surfaces latérales inclinées par rapport à la direction de fabrication, ces surfaces présenteront de la rugosité due à l'effet escalier (Figure 1.24 b), qui est inhérent à tous les procédés de fabrication couche par couche. Cet effet provient du tranchage effectué sur le fichier STL, et est directement lié à l'inclinaison de la pièce ainsi qu'à la hauteur de couche [44]. A cet effet escalier s'ajoute des agglomérations de poudre plus importantes au niveau des surfaces en porte-à-faux (Figure 1.24). Cette augmentation de particules partiellement fondues provient d'une accumulation de chaleur localisée au niveau de la zone en porte-à-faux, résultant d'une mauvaise conduction de la chaleur par de la poudre [45]. Ces zones sont décrites plus en détails dans la partie 1.3.2.4.

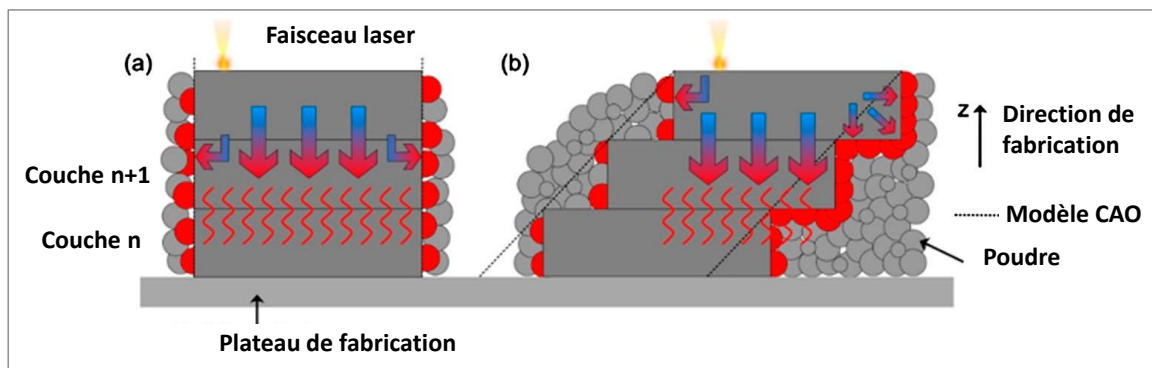


Figure 1.24 : Schéma illustrant les agglomérations de poudre pour une pièce a) avec des surfaces latérales sans inclinaisons ; b) avec des surfaces latérales inclinées [45]

L'état de surface de la face inférieure de la pièce dépend quant à lui de la méthode de découpe utilisée pour retirer les pièces du plateau de fabrication. Dans le cas d'une utilisation de supports détachables, la surface inférieure est assimilée à une zone en porte-à-faux et présente donc une rugosité similaire à celle de ces surfaces, à laquelle peut s'ajouter des morceaux de supports résiduels n'ayant pas été bien détachés lors du retrait des pièces du plateau.

Plus généralement, le nombre triangles qui constituent le fichier STL a également un impact sur la rugosité d'une pièce au niveau de surfaces non rectilignes. En effet, augmenter le nombre de

triangles réduit les écarts existants entre les bordures du modèle CAO et celle du modèle STL (Figure 1.25).

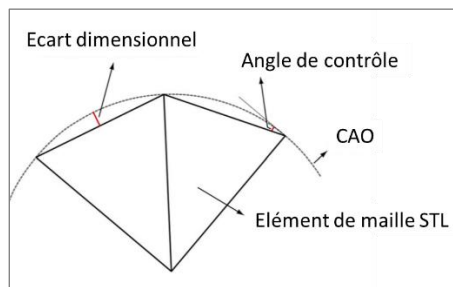


Figure 1.25 : Illustration des écarts dimensionnels dus au maillage STL [20]

### *b. Influence des paramètres du procédé*

Au niveau de la surface supérieure, la rugosité dépend en partie du taux de recouvrement entre cordons, et dépend donc aussi de leur morphologie. Ainsi, l'écart-vecteur et la VED sont des paramètres influents sur l'état de surface [25].

La rugosité est notamment influencée par la présence d'éjectas, que ce soit en surface ou latéralement. La quantité d'éjectas produits dépend fortement de l'instabilité du bain de fusion, qui sera favorisée pour des VED élevées, ainsi que pour des couples puissance/vitesse élevés [46]. Il est également possible de réduire la rugosité en utilisant des paramètres de contour avec des VED plus faibles que pour le remplissage, tout en restant hors du domaine d'instabilité du balling qui est lui aussi source de rugosité [47].

Les problématiques de rugosité relatives aux zones en porte-à-faux sont étroitement liées à l'orientation de la pièce dans la chambre de fabrication. Ainsi, réduire l'inclinaison permet de limiter l'accumulation de chaleur [20].

Il est également possible de jouer sur les paramétries de « downskin » et « upskin », qui représentent respectivement les surfaces comportant de la poudre sous-jacente, et les surfaces avec du gaz sus-jacent. Ainsi, utiliser de plus faibles VED pour le downskin/upskin par rapport au remplissage peut contribuer à réduire la rugosité en refondant une partie des agglomérats, sans en générer de nouveaux (Figure 1.26).

Une plus petite granulométrie de poudre peut également limiter la taille des particules partiellement fondues qui constituent les agglomérats de poudre [45], cependant, cela a pour conséquence de dégrader la coulabilité de la poudre, et donc son étalabilité [48]. En outre utiliser une plus petite épaisseur de couche réduira l'influence de l'effet escalier sur les surfaces inclinées, mais réduira en contrepartie la productivité du procédé [44].

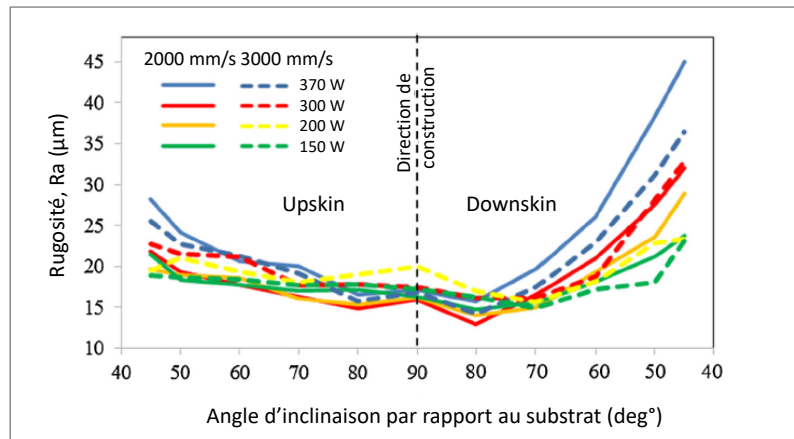


Figure 1.26 : Influence des paramètres puissance laser et vitesse de balayage sur la rugosité  $Ra$  [34]

### c. Impact sur les propriétés dimensionnelles

De nombreuses études se penchent sur les propriétés dimensionnelles et la rugosité de pièces issues de PBF-LB en considérant que ces paramètres sont indépendants [45], [49], [50]. Mais peu prennent en compte l'impact de la rugosité sur les propriétés dimensionnelles. Cette influence n'est pourtant pas négligeable, notamment pour les structures lattices, où la rugosité influence grandement la dimension de branche mesurée [51].

En revanche, il apparaît que la rugosité cause des erreurs dimensionnelles systématiques pour les pièces mesurées par Tomographie informatisée à rayons X, ou XCT (pour X-rays Computed Tomography) (voir partie 2.3.2.1), en comparaison avec des mesures faites par Machine à Mesurer Tridimensionnelle (MMT), qui est souvent prise pour référence [52]. En ce qui concerne les mesures effectuées par MMT (voir partie 2.3.1.1), il est important de prendre en compte le filtre mécanique effectué par le palpeur sur la surface mesurée (Figure 1.27). Par ailleurs, l'effet filtrant du palpeur est proportionnel au diamètre du palpeur. Cet effet est d'autant plus impactant pour les pièces issues de ce procédé, dont les états de surface sont souvent dégradés [53].

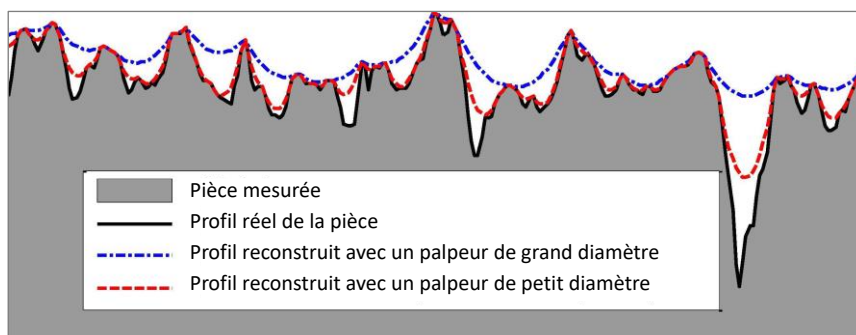


Figure 1.27 : Schéma de l'effet filtrant du palpeur sur le profil d'une surface mesurée [53]

Ainsi, la méthode de détermination de surface de la pièce analysée dépend fortement de la méthode de mesure utilisée (Figure 1.28).

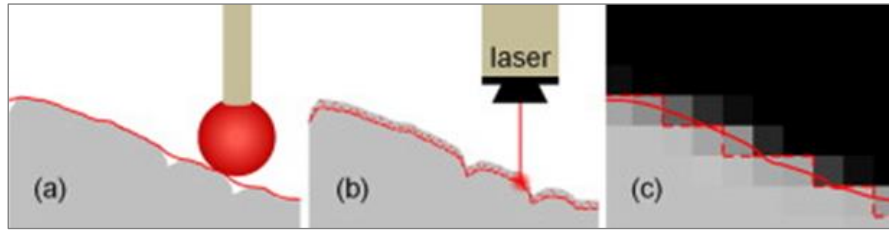


Figure 1.28 : Effet de l'état de surface sur les mesures effectuées par méthode a) tactile (MMT) ; b) optique (laser) ; c) XCT [54]

### 1.3.2.2 Retrait de matière

#### a. Description du phénomène

Le phénomène du retrait de matière se caractérise par une diminution du volume de la pièce finale par rapport à son volume théorique. Le retrait de matière considéré ici peut se manifester sous plusieurs formes : le retrait thermique et la densification de matière.

Puisque le procédé de fusion laser sur lit de poudre comporte des cycles de chauffage-refroidissement, il est logique de considérer dans un premier temps le phénomène de retrait de matière thermique. Le retrait thermique se produit à différents instants du procédé, notamment lors du passage de l'état liquide à l'état solide, puisque le changement de phase induit un changement de volume. Il s'effectue également un retrait thermique lors du refroidissement d'une couche chaude en contact avec d'autres ayant déjà refroidi, ainsi que lors du refroidissement global de la pièce à température ambiante, de par la diminution de la dilatation thermique [27].

Le second mécanisme de retrait de matière se caractérise selon la direction de fabrication par la densification de la matière lorsque la poudre est fondue puis solidifiée, illustré en Figure 1.29. En effet, la poudre n'est pas parfaitement compacte – généralement autour de 50% de densité – et il existe donc une différence de hauteur entre le lit de poudre étalé et la matière solidifiée. Cette différence est cumulative au fil des couches et peut atteindre une épaisseur de couche effective jusqu'à 5 fois supérieure à l'épaisseur nominale [55].



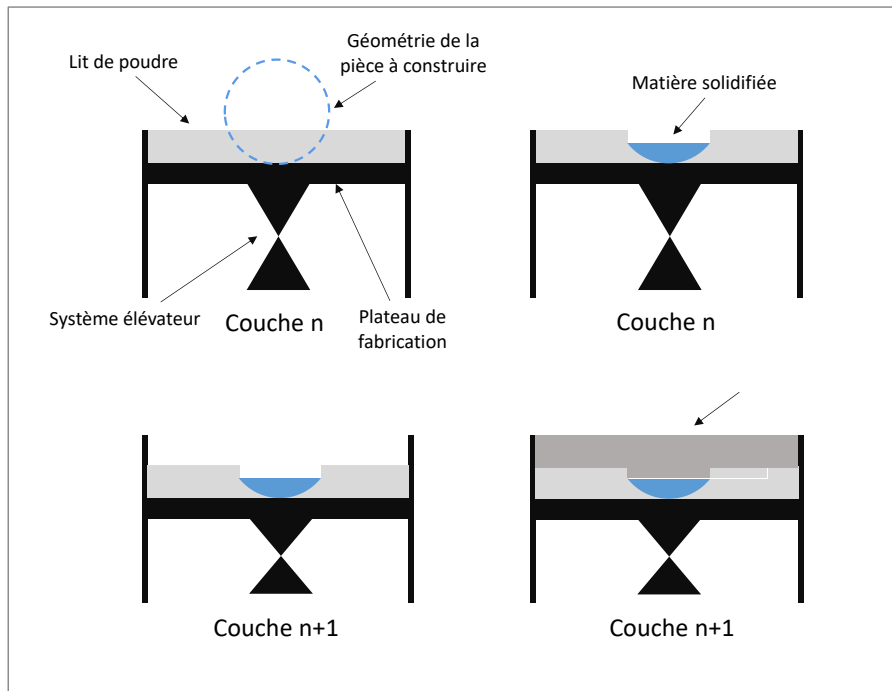


Figure 1.29 : Schéma illustrant le phénomène de densification de matière

### *b. Influence des paramètres du procédé*

Le retrait de matière thermique est favorisé pour des densités d'énergie élevées, que ce soit en augmentant la puissance laser, ou en diminuant la vitesse de balayage, mais également pour des fortes épaisseurs de couche [56].

Le retrait de matière dû à la densification du lit de poudre est corrélé à l'épaisseur de couche. Plus le lit de poudre est grand, plus le phénomène de densification du lit de poudre est important [57]. De plus, la densité du lit de poudre a un effet sur l'écart de hauteur entre la matière solidifiée et le lit de poudre.

### *c. Impact sur les propriétés dimensionnelles*

Le phénomène de retrait de matière génère des écarts dimensionnels qui se caractérisent par un manque de matière par rapport aux dimensions nominales. Cela peut se produire à la fois horizontalement et verticalement par rapport à la direction de fabrication, et se traduit par des erreurs de l'ordre de la centaine de micromètres [27], [56].

### 1.3.2.3 Contraintes résiduelles

#### a. Définition

Les contraintes résiduelles sont par définition les contraintes demeurant dans un matériau sans sollicitation extérieure. Il existe trois types de contraintes résiduelles. Les contraintes résiduelles de type II et III sont dues à des phénomènes métallurgiques de type dislocation ou formation de phase, et ne seront pas détaillés ici car négligeables devant celles de type I. Ces dernières sont quant à elles causées par des gradients thermiques et des incompatibilités de déformation inhérents au procédé [58].

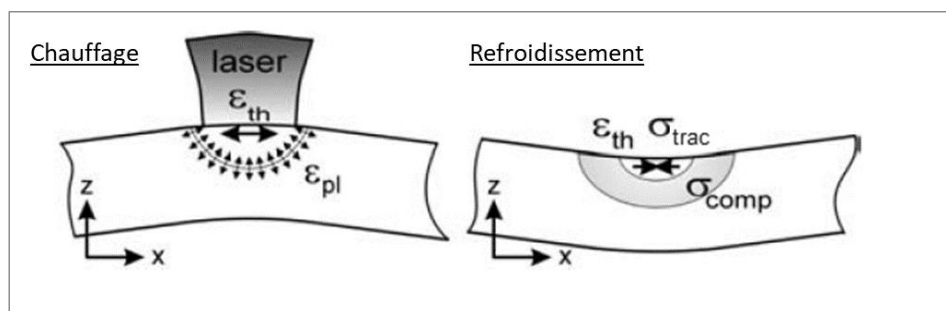


Figure 1.30 : Schéma de l'introduction de contraintes résiduelles suite au gradient thermique [58]

Lorsque la matière s'échauffe sous l'effet du laser, le métal cherche à augmenter son volume sous l'effet de la dilatation thermique. Cependant, les couches sous-jacentes, à température inférieure, restreignent cette expansion, ce qui a pour effet d'introduire des contraintes de compression dans la matière. Dans un second temps, le métal refroidit, provoquant un retrait de matière au niveau des zones en compression. Ce déplacement de matière est restreint encore une fois par la matière sous-jacente, ce qui a pour effet d'introduire des contraintes de traction au niveau des couches superficielles, et des contraintes de compression au niveau des couches inférieures (Figure 1.31). Ce phénomène est accentué par l'importance des gradients thermiques impliqués dans le procédé PBF-LB, avec des vitesses de refroidissement pouvant atteindre les  $10^8$  K/s [59]. Par ailleurs, les gradients thermiques demeurent élevés sur plusieurs couches, ce qui implique l'introduction de contraintes résiduelles sur un certain nombre de couches précédant la couche en cours de fabrication.

Ainsi, les pièces de géométrie simple présentent des contraintes résiduelles de traction de l'ordre de plusieurs centaines de MPa au niveau des dernières couches fabriquées, et une grande zone de faibles contraintes de compression à cœur de l'ordre de quelques dizaines de MPa [60]. Un schéma illustrant la distribution des contraintes dans une pièce fabriquée par PBF-LB est reporté en Figure 1.31.

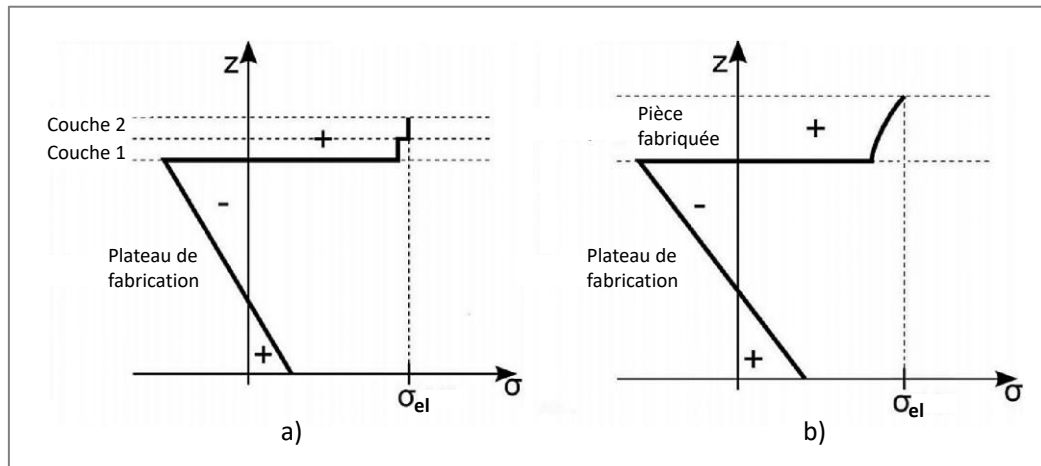


Figure 1.31 : Schéma de la distribution de contraintes résiduelles pour a) les deux premières couches fabriquées, b) la pièce finale [61]

### b. Influence des paramètres du procédé

L'introduction des contraintes résiduelles est fortement liée aux gradients thermiques en jeu lors du procédé de fabrication de la pièce. Ainsi, toutes les variations de paramètres permettant de diminuer les gradients thermiques vont avoir pour effet de diminuer les contraintes résiduelles. Il est donc possible de limiter l'introduction de ces contraintes en utilisant de faibles VED par le biais de la puissance laser ou de la vitesse de balayage [62], en élevant la température de préchauffage du plateau ou en augmentant l'épaisseur de couche de poudre [63].

Enfin, les longs cordons favorisent l'introduction de contraintes résiduelles dans la pièce [64]. De ce fait, les stratégies de balayage « stripe » qui privilégient les cordons de petites tailles permettent de limiter les contraintes résiduelles dans la pièce. En outre, les stratégies qui permettent une meilleure homogénéisation de la température sur les couches a pour effet de limiter l'introduction de contraintes résiduelles [65].

### c. Impact sur les propriétés géométriques

Les déformations géométriques dues aux contraintes résiduelles surviennent souvent lorsque la pièce est décrochée du plateau (Figure 1.32). A ce moment-là, les contraintes résiduelles sont redistribuées au sein de la pièce, ce qui induit une déformation plastique de la pièce [58]. Des déformations plastiques sont également possible lors du processus si les contraintes introduites dépassent la limite d'élasticité du matériau [66].



Figure 1.32 : Exemple de pièce présentant des déformations dues aux contraintes résiduelles lors du décrochage du plateau [67]

### 1.3.2.4 Zone de surchauffe

#### a. Description du phénomène

Dans le cas de pièces comportant des surfaces inclinées dont l'angle avec la direction de fabrication est supérieur à  $45^\circ$  [68], des phénomènes de surchauffe peuvent survenir au niveau des zones en porte-à-faux. En effet, ces zones, aussi parfois appelées « en contre dépouille », n'ont que de la poudre pour les soutenir. Or, la poudre métallique a une conduction thermique vingt fois plus faible que la matière solidifiée [69]. La chaleur s'accumule au niveau de ces zones provoquant ainsi une surchauffe. Ce mécanisme est également celui à l'origine des agglomérations de poudre pour les surfaces inclinées présentées en 1.3.2.1. A noter que cette surchauffe localisée peut aussi être à l'origine de contraintes résiduelles (voir partie 1.3.2.3).

Par ailleurs, lors du procédé de fusion, une pression de recul s'exerce sur la zone sous-jacente au bain de fusion. Or, le lit de poudre n'est pas suffisamment dense pour soutenir cette pression de recul, résultant en un effondrement du bain de fusion, et la formation d'écailles (Figure 1.33).

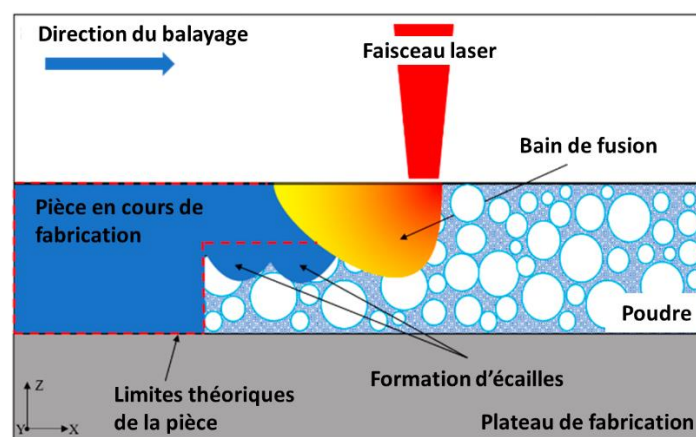


Figure 1.33 : Schéma expliquant la formation d'écailles [70]

*b. Influence des paramètres du procédé*

Il est possible de limiter le phénomène de surchauffe au niveau des zones en porte-à-faux en utilisant des supports qui favorisent les échanges thermiques par conduction avec le plateau de fabrication [71]. Le choix d'une orientation permettant de limiter les angles aigus avec le plateau de fabrication [72], ou de réduire la longueur de la zone en porte-à-faux [73] sont également des options pertinentes pour réduire les phénomènes de surchauffes.

En outre, augmenter la VED a pour effet d'accentuer la surchauffe et les effondrements de lit de poudre [68]. Aussi, les paramètres augmentant la profondeur du bain de fusion augmentent la taille des écailles formées [40].

*c. Impact sur les propriétés géométriques*

En raison des effondrements de poudre et de zones de surchauffe, la pièce peut subir des déformations géométriques locales au niveau des zones en porte-à-faux (Figure 1.34) [73].

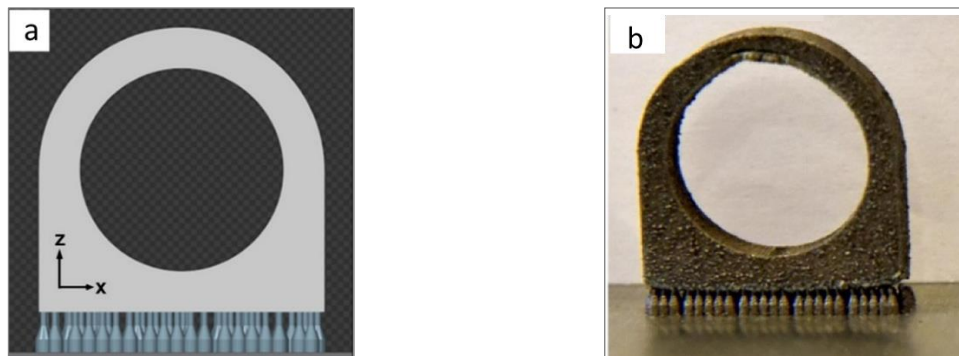


Figure 1.34 : Pièce avec des zones en porte-à-faux, pour un diamètre de 20 mm a) Modèle CAO ; b) pièce fabriquée présentant des déformations [70]

## 1.4 Conclusion du chapitre

Les éléments bibliographiques présentés dans ce chapitre ont permis de mettre en évidence les points clés à considérer dans le cadre de cette thèse.

Le fonctionnement du procédé PBF-LB a été présenté, ainsi que les mécanismes en jeu lors de la formation du bain de fusion, qui est le résultat de l'interaction laser-matière. Les instabilités du bain de fusion (balling, humping, dénudation et éjectas) ont été énoncés, et il est apparu que la VED influence fortement à la fois la forme et la présence de ces instabilités. L'aspect dimensionnel du cordon de fusion, qui constitue le plus petit élément constructible, sera étudié plus en détail dans le Chapitre 3.

La notion de caractérisation dimensionnelle a été présentée, en différenciant les notions de propriétés dimensionnelles et géométriques. Puis ont été présentées les différents défauts à l'origine d'écart dimensionnelles et géométriques, à savoir la rugosité, le retrait de matière, les contraintes résiduelles et les zones en porte-à-faux. Il apparaît que ces défauts dépendent fortement de la VED, et notamment de la puissance laser, de la vitesse de balayage et de l'épaisseur de couche. Il a donc été choisi de faire varier ces paramètres là en priorité dans le cadre de ces travaux. La géométrie de la pièce, l'utilisation de supports de fabrication et la gestion de l'orientation de fabrication de la pièce sont également apparus comme des leviers possibles pour réduire ces écarts. Par ailleurs, la compréhension des mécanismes à l'origine des défauts permettra de mieux identifier la provenance des écarts qui sont présentés dans le Chapitre 3 et le Chapitre 4.

Tous les éléments apportés dans ce chapitre bibliographique ont permis d'éclairer l'élaboration de la démarche adoptée pour ces travaux de thèse. En ce qui concerne les paramètres du procédé, la VED apparaît comme un paramètre de premier ordre et est donc prioritaire dans le cadre de l'étude de l'influence des paramètres du procédé. La géométrie joue également un rôle important, et ce à différentes échelles. Ainsi, il a été choisi d'étudier différentes géométries, allant du cordon à la pièce, en passant par des géométries complexes qui demeurent difficiles à caractériser dimensionnellement – en l'occurrence ici des structures lattices. La compréhension de l'origine des écarts observés lors des essais expérimentaux se fera à la lumière des défauts présentés ici, à savoir le retrait de matière, les contraintes résiduelles, la rugosité ainsi que les défauts dus aux zones en porte-à-faux.

Le prochain chapitre se concentrera sur la présentation des méthodes et moyens expérimentaux utilisés dans le cadre de ces travaux de thèse.



# Chapitre 2

## Matériel et méthodes

### Contenu

---

2.1	Fabrication des échantillons .....	34
2.1.1	Le matériau : Inconel 625 .....	34
2.1.2	Processus de fabrication .....	35
2.2	Méthodes de caractérisation des matériaux .....	40
2.2.1	Préparation métallographique .....	40
2.2.2	Méthode de caractérisation des contraintes résiduelles .....	41
2.2.3	Méthode de caractérisation des propriétés mécaniques .....	45
2.3	Méthodes de caractérisation géométrique et dimensionnelle .....	46
2.3.1	Machine à Mesurer Tridimensionnelle .....	46
2.3.2	Tomographie à rayons X .....	50
2.3.3	Profilomètre optique .....	54
2.4	Méthode de caractérisation thermique.....	55
2.4.1	Instrumentation utilisée .....	55
2.4.2	Principe de fonctionnement de la caméra IR .....	56
2.5	Conclusion du chapitre.....	56

---



## 2.1 Fabrication des échantillons

### 2.1.1 Le matériau : Inconel 625

L'inconel 625, aussi nommé N06625 en notation UNS (Unified Numbering System) est une marque déposée par SpecialMetals, désignant un alliage base Nickel de haute performance, avec une bonne soudabilité. L'association des éléments molybdène et niobium lui procurent une bonne résistance mécanique jusqu'à 980°C ainsi qu'une forte résistance à la corrosion et une bonne tenue en fatigue, ce qui en fait un alliage courant dans l'industrie aéronautique et aérospatiale [74].

La poudre utilisée pour les différentes fabrications a été mise en forme par atomisation au gaz, et a été fournie par LPW Technology. Les particules de poudre sont globalement sphériques (Figure 2.1 a)), et la distribution granulométrique de la poudre est centrée sur 31  $\mu\text{m}$  (Tableau 2.1 et Figure 2.1 b)).

Tableau 2.1 : Distribution granulométrique de la poudre d'inconel 625 utilisée, mesurée avec un analyseur de particule (projet AFH)

D10	D50	D90
22 $\mu\text{m}$	31 $\mu\text{m}$	41 $\mu\text{m}$

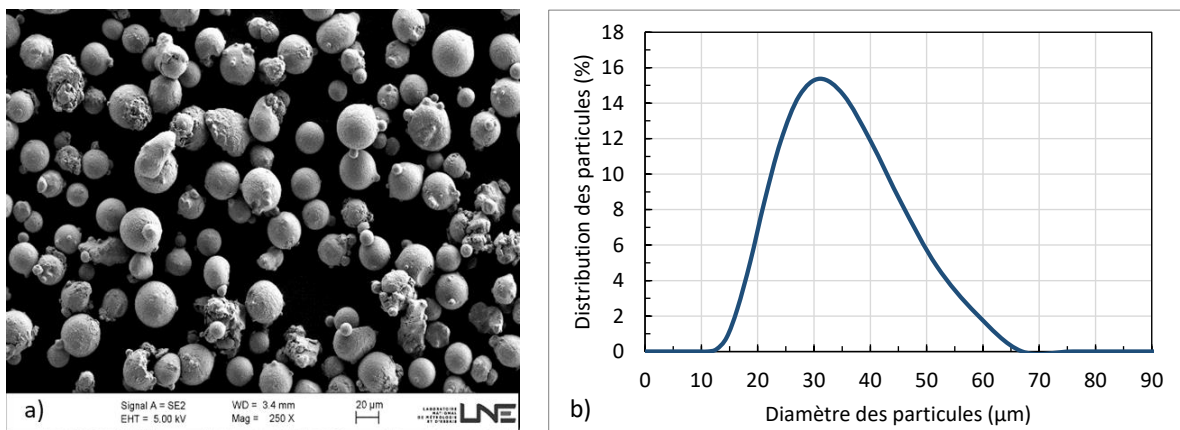


Figure 2.1 : a) Observation MEB de la morphologie de poudre d'inconel 625 b) distribution granulométrique de la poudre d'inconel 625 (projet AFH)

La composition chimique de la poudre d'inconel 625 en pourcentage massique est définie dans la norme ISO 15156-3:2020 [75]. Les valeurs seuils des éléments chimiques définis dans la norme, ainsi que celles mesurées par le fournisseur LPW sont reportées dans le Tableau 2.2.

Tableau 2.2 - Composition chimique en pourcentage massique de l'inconel 625, avec Bal. pour balance qui désigne le pourcentage massique manquant pour atteindre 100 %

Elt chimique	Al	C	Co	Cr	Cu	Fe	Mn	Mo	Nb+ Ta	Si	Ti	Ni	P	S	O	N
% mass Norme	<0,4	<0,1	<1,0	20-23	<0,5	<5	<0,5	8- 10	3,15 – 4,15	<0,5	<0,4	Bal	<0,015	<0,015	<0,03	<0,02
% mass LPW	0,06	0,01	<0,1	20,6	<0,01	4	<0,01	8,9	3,77	<0,05	<0,05	Bal	<0,01	<0,005	0,018	0,007

Les propriétés thermo-physiques de l'alliage d'inconel 625 sont recensées dans le Tableau 2.3 pour une température de 25°C, à moins qu'elles ne renvoient à une température.

Tableau 2.3 - Propriétés thermo-physiques de l'inconel 625, de 20 à 93°C.

Propriété	Valeur
Masse volumique (kg.m <sup>-3</sup> )	8 440 [76]
Module de Young (N.m <sup>-2</sup> )	2,05×10 <sup>11</sup> [76]
Température de fusion (K)	1 563-1 623 [76]
Coefficient de dilatation (µm.µm <sup>-1</sup> .K <sup>-1</sup> )	12,8 [76]
Conductivité thermique (W.m <sup>-1</sup> .K <sup>-1</sup> )	10,8 [76]
Chaleur spécifique (J.kg <sup>-1</sup> .K <sup>-1</sup> )	427 [76]
Chaleur latente de fusion (J.kg <sup>-1</sup> )	2,9×10 <sup>5</sup> [77]
Chaleur latente de vaporisation (J.kg <sup>-1</sup> )	6,4×10 <sup>6</sup> [78]
Température de vaporisation (K)	3 188 [78]
Emissivité	0,4 [77]
Absorptivité	0,51 [78]

## 2.1.2 Processus de fabrication

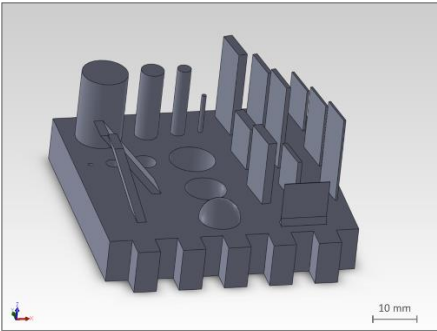
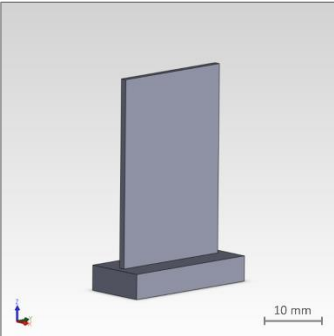
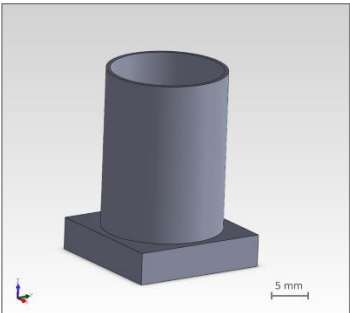
### 2.1.2.1 Conception des pièces

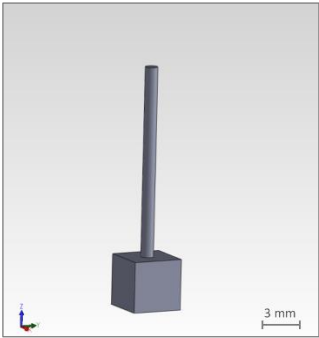
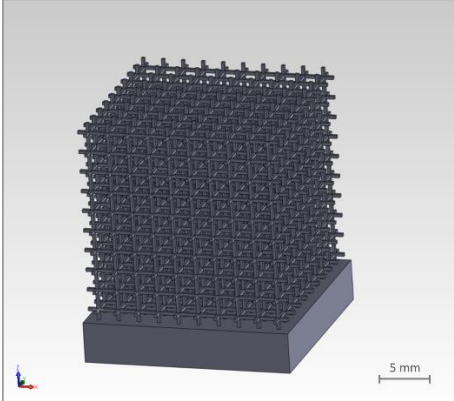
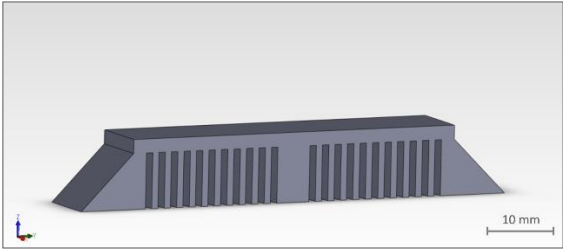
Les pièces ont été conçues à l'aide du logiciel Solidworks, et exportées sous format STL. Les fichiers STL sont ensuite importés dans le logiciel Magics afin de résoudre – automatiquement et/ou manuellement – les différents problèmes liés au format STL via l'outil de réparation propre

au logiciel. Des erreurs au niveau du fichier STL peuvent engendrer des chevauchements de triangles (éléments de maille du fichier STL, décrits en partie 1.2.2.1), pouvant être la cause de surfusion durant le processus de fabrication, ou encore des surfaces non connectées ce qui peut mener à des manques de fusion.

Les différentes géométries de pièce étudiées dans le cadre des travaux de thèse sont répertoriées dans le Tableau 2.4.

Tableau 2.4 : Liste des différentes pièces analysées dans la thèse, ainsi que leur utilisation

CAO de la géométrie	Description de la géométrie
	<p>Artefact : Pièce comportant différentes formes géométriques, permettant de caractériser les propriétés géométriques et dimensionnelles de la machine, ainsi que l'influence des paramètres du procédé sur ces propriétés</p>
	<p>Mur : Géométrie fine, utilisée pour déterminer l'influence des paramètres du procédé sur les écarts dimensionnels et géométriques</p>
	<p>Tube : Géométrie fine, utilisée pour déterminer l'influence des paramètres du procédé sur les écarts dimensionnels et géométriques</p>

	<p>Cylindre : Géométrie fine, utilisée pour déterminer l'influence des paramètres du procédé sur les écarts dimensionnels et géométriques</p>
	<p>Structure lattice : Géométrie complexe, utilisée pour déterminer l'influence des paramètres du procédé sur les écarts dimensionnels</p>
	<p>Peigne : Géométrie utilisée pour déterminer l'influence des paramètres du procédé sur les déformations et les contraintes résiduelles</p>

### 2.1.2.2 Génération du fichier de fabrication

Le fichier STL réparé est exporté dans le logiciel 3DExpert, qui est utilisé pour préparer le fichier de fabrication, propre à la machine PBF-LB utilisée. La première étape est de positionner et orienter les pièces dans la chambre virtuelle. Généralement, les pièces sont pivotées de  $10^\circ$  afin d'éviter que le racler rencontre subitement un front de matière solidifiée trop important, et qui pourrait ensuite engendrer un mauvais étalement de la poudre. Or, un lit de poudre mal étalé peut notamment générer des manques de fusions [79]. Il convient ensuite d'ajouter – ou non – des supports de fabrication afin de pouvoir retirer les pièces manuellement une fois la fabrication terminée. Sauf mention contraire, l'ensemble des pièces réalisées dans le cadre de cette thèse ont été fabriquées avec la géométrie de supports présentée en Figure 2.2.

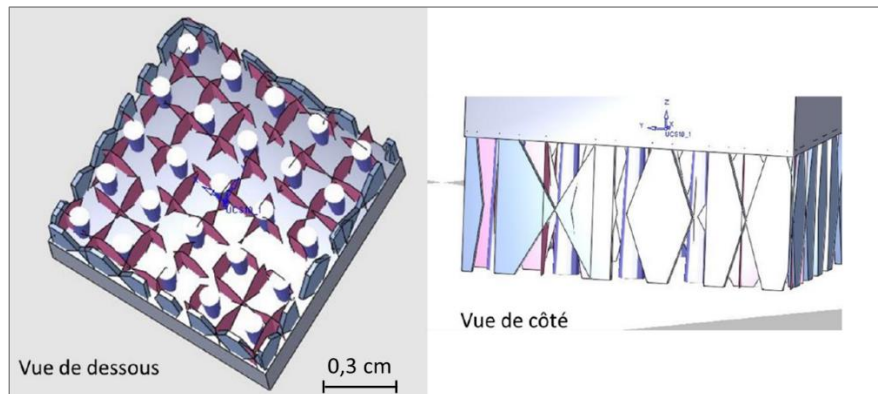


Figure 2.2 : Capture d'écran de supports de fabrication utilisés, vu sur 3DExpert, avec une surface de contact d'environ 5 %

L'étape suivante est de renseigner les paramètres du procédé relatifs à la stratégie de balayage, permettant de générer les trajectoires du laser. Les paramètres par défaut préconisés par le constructeur sont renseignés dans le Tableau 2.5. En prenant en compte le décalage avec les contours du modèle CAO – décrit en partie 1.2.2.2 – la stratégie de balayage pour une couche donnée ressemble à l'illustration en Figure 2.3, avec l'étape de remplissage réalisé avant les contours qui sont effectués de l'intérieur vers l'extérieur.

Tableau 2.5 : Paramètres du procédé préconisés par le constructeur

Puissance laser remplissage (W)	253
Vitesse de balayage remplissage (mm/s)	900
Puissance laser contour (W)	180
Vitesse de balayage contour (mm/s)	900
Décalage CAO ( $\mu\text{m}$ )	63
Nombre de contours	2
Epaisseur de couche ( $\mu\text{m}$ )	60
Ecart vecteur ( $\mu\text{m}$ )	100
Rotation entre chaque couche ( $^\circ$ )	65
Longueur max des cordons (mm)	13

Les trajectoires sont ensuite générées automatiquement à partir de la stratégie de balayage choisie, ainsi que du fichier STL tranché en fonction de l'épaisseur de couche et de la hauteur de la pièce. Au final, un fichier de fabrication est créé puis importé dans le logiciel DMPCControl qui sert d'interface avec la machine pour démarrer la fabrication. Les paramètres puissance laser et vitesse de balayage sont à renseigner sur ce logiciel.

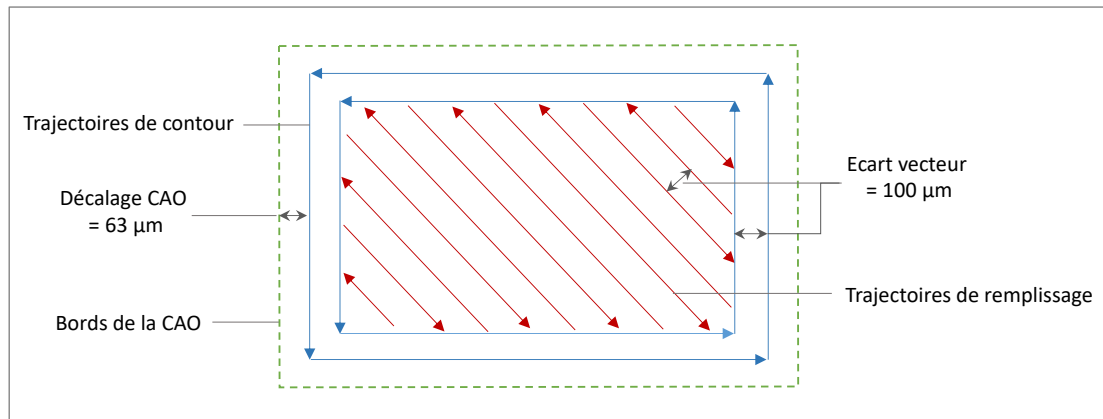


Figure 2.3 : Exemple de stratégie de balayage typiquement utilisée pour une couche donnée, vue de dessus

### 2.1.2.3 Fabrication des pièces

La machine PBF-LB utilisée est une machine 3DSystems ProX DMP320 (Figure 2.4). Son système d'étalement de poudre se fait à l'aide d'un racleur en polymère. Le laser est un laser à fibre Ytterbium de longueur d'onde 1070 nm, avec un diamètre de faisceau constant mesuré à 70  $\mu\text{m}$ . La machine permet des puissances laser allant jusqu'à 500 W, et des vitesses de balayage comprises entre 0,1 et 15 m/s. Des informations complémentaires concernant les mesures effectuées sur le diamètre de faisceau ainsi que sur la puissance du laser sont fournies en Annexe 4. Le système de collimation du laser se fait à l'aide d'une lentille f-theta, permettant de garder le point focal du laser sur le lit de poudre tout en évitant que la forme du faisceau ne se déforme en fonction de l'angle d'incidence.



Figure 2.4 : Machine 3DSystems utilisée

La chambre de fabrication est inertée par de l'Argon, avec un débit sortant de la grille d'admission de 50 cm<sup>3</sup>/s. Les dimensions du plateau de fabrication et la hauteur de la chambre permettent un volume de travail de 275×275×380 mm<sup>3</sup>. La machine ne permet pas de préchauffer le plateau.

Une fois la fabrication terminée (Figure 2.5), les pièces sont décrochées manuellement du plateau si elles disposent de supports, où découpées du plateau par électroérosion dans le cas contraire. Les pièces sont ensuite dépoussiérées et nettoyées au bain à ultrason pour éliminer les résidus de poudre. Puisque ce sont les écarts dimensionnels et géométriques à l'état brut de fabrication qui sont étudiés ici, aucun post-traitement n'a été réalisé sur les pièces.

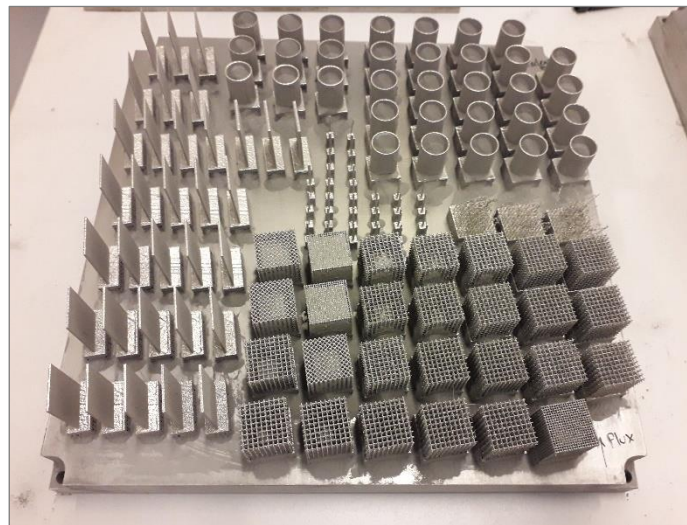


Figure 2.5 : Exemple de plateau de fabrication, avant décrochage des pièces

## 2.2 Méthodes de caractérisation des matériaux

### 2.2.1 Préparation métallographique

Pour pouvoir mesurer les dimensions des cordons de fusion, il est nécessaire d'effectuer une préparation métallographique permettant de les révéler lors de l'observation au microscope optique. Ainsi, chaque échantillon est coupé à l'aide d'une micro-tronçonneuse Struers Discotom 6 dans le sens transverse à celui des cordons. L'échantillon est ensuite enrobé à chaud avec une résine acrylique transparente à l'aide d'une machine Presi Mecapress 3 de diamètre 40 mm, de manière à pouvoir observer les cordons en coupe.

Les échantillons sont ensuite polis miroir sur une polisseuse Struers Tegrapol 31 en suivant la gamme de polissage reportée dans le Tableau 2.6.

Tableau 2.6 : Gamme de polissage utilisée pour l'observation des cordons de fusion

Etape	Granulométrie	Lubrifiant	Force (N)	Vitesse du plateau (tours/min)	Vitesse du porte échantillon (tours/min)	Rotation porte échantillon/ plateau	Durée (min)
1	240 grains/cm <sup>2</sup>	Eau	180	300	150	Même sens	10
2	240 grains/cm <sup>2</sup>			250	60		0,75
3	800 grains/cm <sup>2</sup>			250	60		1,5
4	1000 grains/cm <sup>2</sup>			250	60		2
5	2400 grains/cm <sup>2</sup>			300	150		2
6	9 µm	Suspension diamantée	180	150	150	Contre sens	6
7	3 µm						
8	1 µm						
9	1/4 µm						

Pour révéler les cordons de fusion, une attaque chimique « 92 : 5 : 3 » est réalisée : chaque échantillon est immergé 40 secondes dans une solution fraîchement préparée, composée en pourcentage volumique comme son nom l'indique de 92 % d'acide chlorhydrique concentré à 37 %, de 5 % d'acide sulfurique à 97 %, et de 3 % d'acide nitrique à 65 %.

Les coupes de cordons sont ensuite observées à l'aide d'un microscope optique Zeiss aux grossissements  $\times 5$  et  $\times 20$  (Figure 2.6).

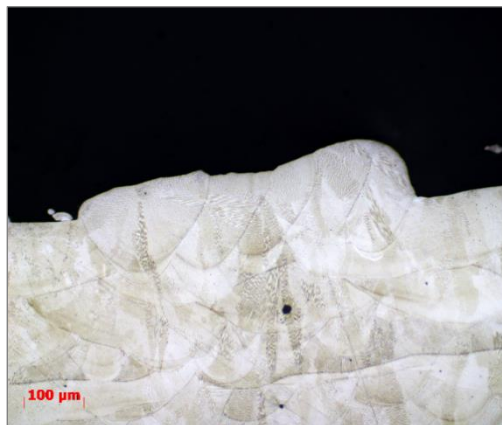


Figure 2.6 : Exemple de 5 cordons de fusion en coupe observés au MO, grossissement  $\times 20$

## 2.2.2 Méthode de caractérisation des contraintes résiduelles

Les contraintes résiduelles représentent une source de déformations géométriques importante pour les pièces issues de PBF-LB. Ces déformations peuvent se produire durant le processus de



fabrication, ou après, de par le relâchement de contraintes résultant du décrochage des pièces du plateau (cf. partie 1.3.2.3). Ainsi, il est apparu nécessaire de pouvoir quantifier ces contraintes résiduelles afin de comparer les valeurs de contraintes relâchées pour les différentes paramétries utilisées, et observer s'il existe une corrélation avec les déformations géométriques observées.

Il existe de nombreuses méthodes de détermination des contraintes résiduelles comme la méthode du trou [80], la méthode de contour [81], la diffraction des rayons X [82] ou la diffraction de neutrons [83]. Il a été choisi ici de déterminer les contraintes résiduelles par diffraction des rayons X puisque cette méthode est non destructive, et permet de mesurer les contraintes avant et après décrochage des pièces du plateau. Il est également possible d'utiliser un robot multiaxe [75] qui a l'avantage d'émettre les RX pour différentes positions sur les pièces et permet de travailler sur des pièces plus conséquentes à l'état brut de fabrication.

### 2.2.2.1 Principe de fonctionnement de la mesure de contraintes par DRX

La méthode utilisée pour la détermination des contraintes est la méthode des  $\sin^2(\psi)$  [85], appliquée pour une configuration  $\theta$ - $2\theta$ . Le principe de fonctionnement est schématisé en Figure 2.7. Des RX sont émis sur la surface analysée qui est composée, à l'échelle microscopique, d'un réseau cristallin. Il y a diffraction des RX si la condition de Bragg, reportée en équation (4), est respectée.

$$\lambda = 2d_{hkl}\sin(\theta) \quad (4)$$

Avec  $\theta$  l'angle d'incidence des RX avec le plan cristallin,  $\lambda$  la longueur d'onde des rayons X, et  $d_{hkl}$  la distance inter réticulaire, i.e. la distance entre deux plans cristallographiques d'indice  $hkl$ . Les rayons diffractés sont détectés par le détecteur de RX, et l'équation (4) permet de déterminer la distance inter-réticulaire  $d_{hkl}$  fonction de l'angle d'incidence des RX.

Le repère  $(x,y,z)$  est le référentiel de la surface de l'échantillon observé. La contrainte  $\sigma_\phi$  est évaluée selon la direction de mesure, qui effectue un angle  $\phi$  avec la direction  $x$ . Enfin,  $\psi$  représente l'angle entre la normale au plan  $hkl$  et la direction  $z$ .

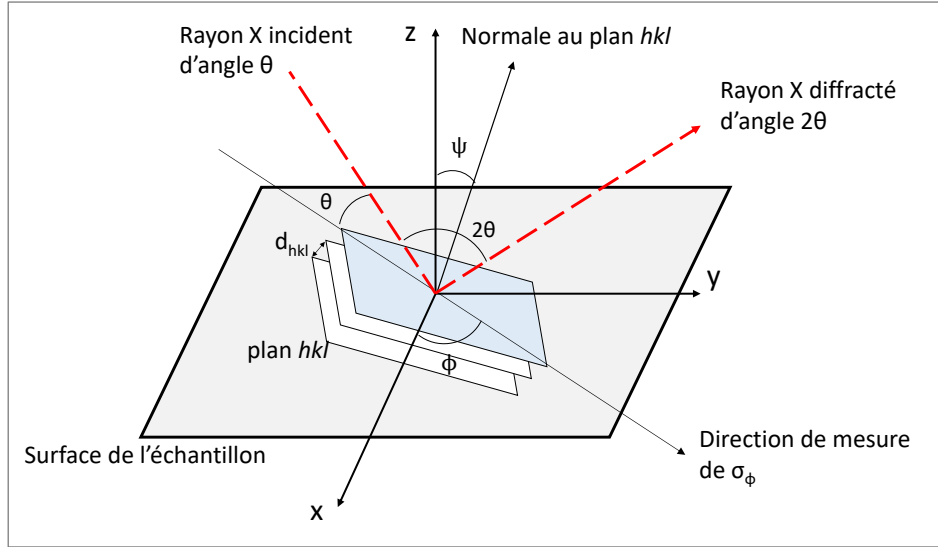


Figure 2.7 : Schéma de principe de la mesure par DRX

Pour une configuration et un plan cristallin donnés est associée une déformation adimensionnée  $\varepsilon(\phi, \psi)$ , définie comme suit :

$$\varepsilon(\phi, \psi) = \frac{d_{hkl} - d_0}{d_0} \quad (5)$$

Avec  $d_0$  la distance inter-réticulaire pour une maille cristallographique non-contrainte. En supposant qu'il n'y a pas de contrainte de cisaillement, la loi de Hooke relie la déformation de la maille cristalline  $\varepsilon$  aux contraintes, telle que :

$$\varepsilon(\phi, \psi) = \frac{2(1 + \nu)}{2E} (\sigma_\phi \cos^2 \phi + \sigma_\phi \sin^2 \phi) \sin^2 \psi - \frac{\nu}{E} (\sigma_x + \sigma_y) \quad (6)$$

Avec  $E$  le module d'Young en MPa,  $\nu$  le coefficient de Poisson,  $\sigma_\phi$  la contrainte selon la direction de mesure. Les contraintes  $\sigma_x$  et  $\sigma_y$  sont respectivement considérées comme les contraintes selon l'axe longitudinal et l'axe transversal de la surface observée. En remplaçant  $\varepsilon$  par  $d_{hkl}$  dans l'équation (5), il apparaît :

$$d_{hkl}(\phi, \psi) = d_0 \frac{2(1 + \nu)}{2E} (\sigma_\phi \cos^2 \phi + \sigma_\phi \sin^2 \phi) \sin^2 \psi - d_0 \frac{\nu}{E} (\sigma_x + \sigma_y) + d_0 \quad (7)$$

En considérant les contraintes longitudinales et transversales, il est possible de faire apparaître une fonction linéaire du type  $y=ax+b$  reliant la distance inter-réticulaire  $d_{hkl}$  à  $\sin^2 \psi$ . En effet, comme le montre la Figure 2.7, lorsque la direction de mesure est prise selon l'axe  $x$ ,  $\phi=0$ , les contraintes mesurées sont dites longitudinales. Donc l'équation (7) devient :

$$d_{hkl}(\psi) = d_0 \frac{2(1 + \nu)}{2E} \sigma_x \sin^2 \psi - d_0 \frac{\nu}{E} (\sigma_x + \sigma_y) + d_0 \quad (8)$$

Pareillement, avec une direction d'observation selon l'axe  $y$ ,  $\phi=90$ , les contraintes mesurées sont transversales. Donc l'équation (7) devient :

$$d_{hkl}(\psi) = d_0 \frac{2(1+\nu)}{2E} \sigma_y \sin^2 \psi - d_0 \frac{\nu}{E} (\sigma_x + \sigma_y) + d_0 \quad (9)$$

Ainsi, en faisant varier l'angle d'incidence des RX, différentes valeurs de  $\sin^2 \psi$  sont obtenues pour les différents rayons reçus par le détecteur (Figure 2.8). Il est donc possible à partir des données expérimentales de trouver la pente  $A$  et l'ordonnée à l'origine  $B$  de la fonction  $2\theta = A \sin^2 \psi + B$ . Ensuite la loi de Bragg, équation (4), permet de trouver  $d_{hkl}$  à partir de  $\theta$ , et les contraintes  $\sigma_x$  et  $\sigma_y$  sont donc obtenues par identification à partir des équations (8) et (9).

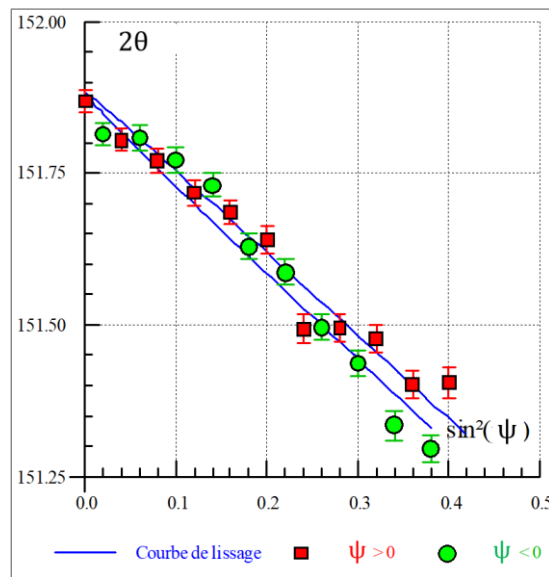


Figure 2.8 : Exemple de données expérimentales issues de DRX,  $2\theta=f(\psi)$

### 2.2.2.2 Mise en œuvre

Les mesures de contraintes par DRX sont réalisées en suivant la norme NF EN 15305 [86]. Le système utilisé est le X-Ray Robot (Figure 2.9), robot six axes permettant d'effectuer des relevés pour différentes positions des pièces de manière automatisées, en configuration  $\theta$ - $2\theta$ .

Les RX sont générés à l'aide d'une source Fer-Gamma, et le diamètre du collimateur est d'1,5 mm. En pratique, plusieurs plans cristallins diffractent les RX incidents pour un matériau donné, résultant en autant de pics de diffraction sur le diffractogramme. Le pic suivi pour l'inconel 625 est le pic de diffraction  $\{311\}$  correspondant à un des pics de la matrice du matériau. C'est le plus adapté pour suivre les déplacements liés aux contraintes, au vu de la plage angulaire du robot ( $140$ - $160^\circ$ ) et de l'intensité de ce pic. Le temps d'acquisition est fixé à 60 secondes par position, avec des mesures dans le sens longitudinal et transversal, pour des oscillations selon  $\psi$  et  $\phi$ .

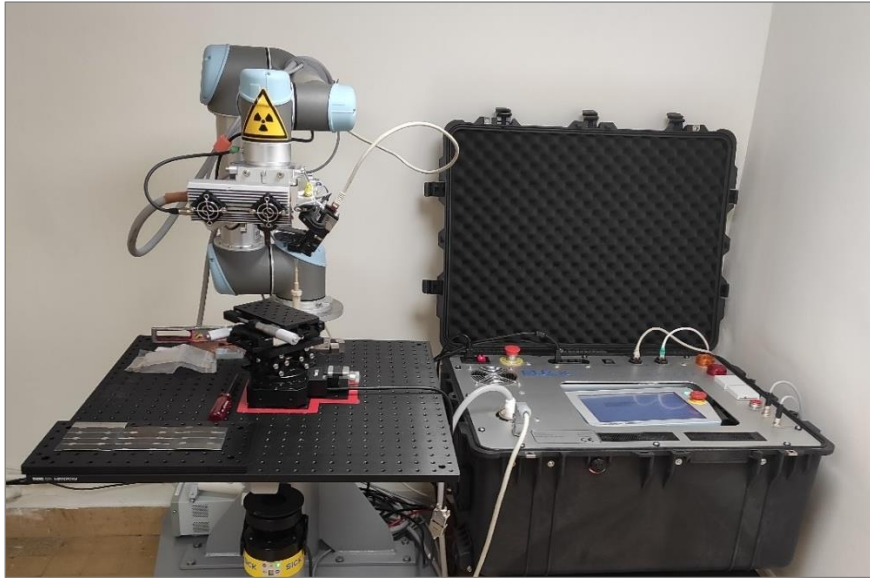


Figure 2.9 : X-Ray Robot utilisé pour les mesures de contraintes

L'état de surface des pièces analysées étant assez dégradé, un polissage électrochimique a été réalisé sur les surfaces des pièces afin de réduire l'impact de la rugosité sur les mesures de contraintes. Cela a été effectué à l'aide d'une polisseuse Struers Movipol, avec une solution saturée de NaCl pour électrolyte. Pour les essais nécessitant d'aller plus en profondeur, la solution de NaCl a été remplacée par un électrolyte Struers A2.

Avant de procéder aux mesures pour la pièce à étudier, il est nécessaire de vérifier le résultat de contrainte renvoyé par un échantillon supposé libre de toute contrainte. Ainsi, il a été choisi d'effectuer cet étalonnage sur une petite portion de poudre d'inconel 625, habituellement utilisée pour le procédé. Au préalable, un traitement thermique de détentionnement à 800 °C pendant 1 heure [87] de cette portion de poudre a été effectué afin de gommer les contraintes qui auraient pu être introduites lors de la mise en forme de la poudre.

### **2.2.3 Méthode de caractérisation des propriétés mécaniques**

Des essais de traction ont été réalisés en parallèle dans le cadre de la plateforme AFH. Les propriétés mécaniques – en l'occurrence le module de Young – ont été utilisé comme paramètres d'entrée pour la détermination des contraintes résiduelles.

La machine de traction utilisée est une machine 3R SYNTECH 400 HA équipée d'un capteur de force de 250 kN. Les éprouvettes utilisées sont des éprouvettes cylindriques usinées, et les mors sont des mors hydrauliques de type CMH 550B.

## **2.3 Méthodes de caractérisation géométrique et dimensionnelle**

Puisque l'analyse et la compréhension des écarts géométriques et dimensionnels est au cœur des problématiques de la thèse, un moyen de mesure robuste et répétable permettant de quantifier ces écarts s'avère essentiel. Une Machine à Mesurer Tridimensionnelle (MMT) a été utilisée pour l'essentiel des pièces, à l'exception de celles étant de trop petites dimensions, ou trop complexes pour la MMT. Ces dernières ont été mesurées par Tomographie Rayons X (XCT pour X-ray Computed Tomography).

### **2.3.1 Machine à Mesurer Tridimensionnelle**

Les écarts dimensionnels et géométriques des pièces étudiées ont été déterminés à l'aide d'une MMT. D'autres moyens de mesure dimensionnels existent et sont souvent utilisés comme les systèmes de scanner 3D par lumière structurée par exemple [73], [88]. Cependant, ces systèmes nécessitent de reconstruire la pièce à partir des nuages de points générés lors des différentes acquisitions nécessaires pour scanner l'ensemble de la pièce. Cela facilite la comparaison globale avec le modèle CAO, mais génère des sources d'incertitudes supplémentaires, de par la nécessité d'utiliser des algorithmes dédiés pour recalibrer les nuages de points avec le modèle numérique [89]. En comparaison, la MMT fait toujours office de référence pour les mesures géométriques et dimensionnelles [90].

Les artefacts ont été caractérisés à l'aide d'un modèle Renault Automation au LNE à Nîmes, tandis que les autres géométries de pièces (murs, tubes et peignes) ont été mesurées sur un modèle Zeiss CARAT (Figure 2.10) au LNE à Paris.

La MMT utilisée est équipée d'un stylet à palpeur, de tige en carbone de 58 mm de long, à bille en rubis de 3 mm de diamètre. D'autres stylets à palpeur de tige en aluminium et de bille en nitrure de tungstène ont également été utilisés pour les géométries peignes. LA MMT est contrôlée par l'intermédiaire du logiciel Calypso, servant d'interface entre l'utilisateur et la machine. Dans le cadre de cette thèse, la machine a été utilisée pour mesurer des dimensions ainsi que des géométries, le tout en respectant la norme ISO 1101-2017 [39].



Figure 2.10 : Machine à Mesurer Tridimensionnelle, Zeiss CARAT

### 2.3.1.1 Principe de fonctionnement d'une MMT

Le principe d'une MMT à portique, comme celle utilisée, repose sur l'acquisition des coordonnées des points palpés par le stylet, dans un référentiel propre à la machine. Le stylet peut se déplacer selon 3 axes qui possèdent chacun une règle numérique, qui permet de localiser le centre de la bille du palpeur au sein du référentiel machine, ce dernier faisant office de référence.

Avant le début de la mesure, le palpeur utilisé doit être qualifié avec une sphère de référence afin de déterminer sa matrice de correction. Cette matrice sera utilisée pour compenser les écarts pouvant provenir du palpeur, à savoir la déformation mécanique de la tige du stylet lors du contact en fonction de l'angle d'approche, et des éventuelles irrégularités au niveau de la bille.

La pièce est ensuite fixée sur le marbre. Il est nécessaire de construire le référentiel de la pièce afin de localiser la pièce à mesurer dans le volume de travail. Chaque pièce possède 6 degrés de libertés, à savoir une translation et une rotation selon chaque axe du repère  $(x,y,z)$ . Il faut donc contraindre chacun de ces degrés de liberté en palpant successivement un plan, une droite et un point sur la pièce, qui serviront de base pour le référentiel de la pièce (Figure 2.11).

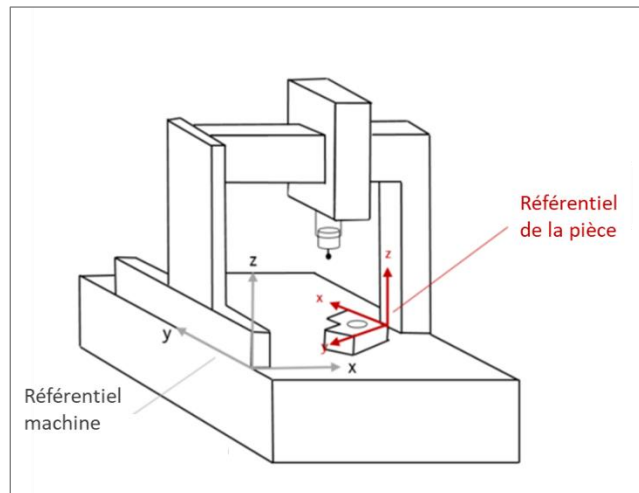


Figure 2.11 : Schéma de la MMT et des référentiels [91]

### 2.3.1.2 Différentes géométries mesurées par MMT

#### a. Géométrie de type mur

Sur les pièces de type mur (Figure 2.12), les dimensions mesurées sont les épaisseurs de mur, et la géométrie est associée à une mesure de planéité. Sur chaque face du mur, 200 points sont acquis : 10 rangées de 20 points sur la longueur. Chaque face du mur est construite géométriquement par un plan gaussien, généré par les 200 points acquis. La mesure d'épaisseur d'un mur correspond à la distance minimale entre une face et un point palpé sur la face opposée. L'épaisseur est mesurée à 9 positions pour chaque face, i.e. 9 distances point-plan, et ce pour les deux faces. La valeur d'épaisseur correspond au final à la moyenne de ces 18 distances point-plan. La mesure de planéité est représentée ici par la moyenne des planéités de chaque face, à partir des 200 points acquis.



Figure 2.12 : Mur en cours de mesure par MMT

*b. Géométrie de type tube*

Les pièces avec une géométrie tube (Figure 2.13) sont caractérisées par le biais de l'épaisseur pour les écarts dimensionnels, et par la cylindricité pour les écarts géométriques. Les surfaces intérieures et extérieures des tubes sont palpées par 200 points sur chacune des deux surfaces. L'épaisseur du tube est définie comme la différence entre le rayon extérieur et le rayon intérieur du tube. Les valeurs de rayons obtenues sont les rayons de cylindres gaussiens générés à partir des 200 points acquis sur les surfaces du tube. La mesure de cylindricité est représentée par la moyenne des cylindricités pour les surfaces intérieure et extérieure de chaque cylindre.

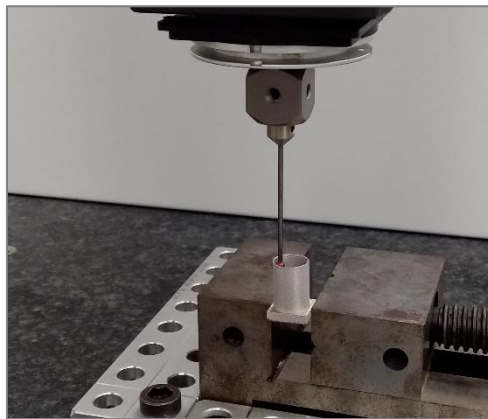


Figure 2.13 : Tube en cours de mesure par MMT

*c. Géométrie de type peigne*

Les pièces en forme de peigne (Figure 2.14) ont été utilisées dans le but de quantifier les déformations dues aux contraintes résiduelles. Ainsi, seule la géométrie, par le biais de la planéité a été évaluée pour ces pièces. Pour caractériser la géométrie, le plan supérieur a été palpé par 5 rangées de 40 points, permettant d'en déduire une planéité.

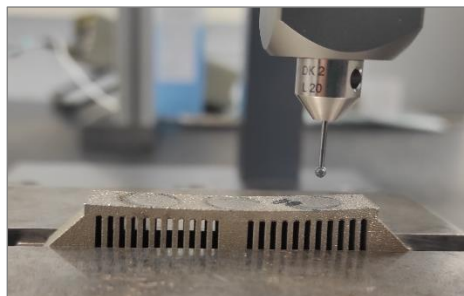


Figure 2.14 : Peigne en cours de mesure par MMT



## 2.3.2 Tomographie à rayons X

Lorsque les pièces à caractériser sont trop petites pour être mesurées par MMT, ou qu'il est nécessaire d'obtenir des informations dans le volume, la tomographie informatisée à rayons X (XCT pour X-ray Computed Tomography) se présente comme un moyen de caractérisation pertinent. En effet, cette méthode est actuellement la seule méthode d'inspection permettant de visualiser la structure interne de la pièce pour ensuite réaliser des mesures dimensionnelles, ce qui est essentiel pour des pièces comme les structures lattices [92].

### 2.3.2.1 Principe de fonctionnement de la XCT

Cette méthode de contrôle non destructif consiste à radiographier avec des rayons X un objet sous différents angles de vue ( $360^\circ$ ). Les acquisitions ainsi obtenues, appelées projections, sont ensuite utilisées pour reconstruire, à l'aide d'un algorithme dédié, une image 3D volumique de la pièce scannée (Figure 2.15).

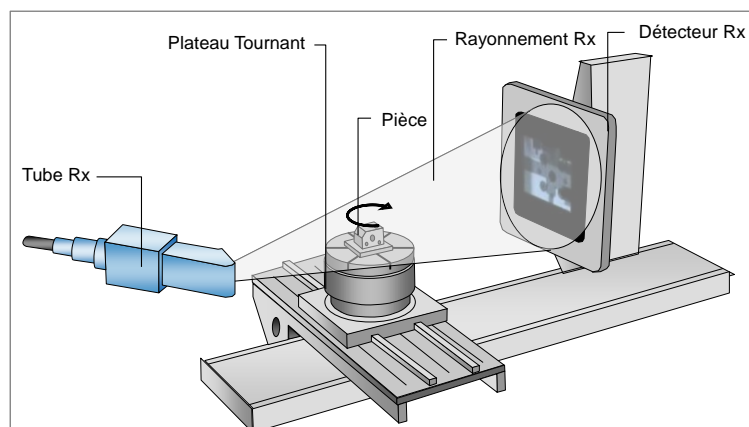


Figure 2.15 : Schéma de principe d'un système XCT [93]

Sa résolution spatiale se définit par la taille du « voxel », qui est une valeur de gris dans un élément de volume de l'image 3D (Figure 2.16), et peut s'apparenter à un pixel volumique. La taille du voxel détermine donc la plus petite indication observable. Il est admis qu'une indication est détectable si elle représente au moins trois voxels. Le niveau de gris du voxel est déterminé par le coefficient d'atténuation linéique mesuré par le détecteur pour une projection donnée. Autrement dit, ce coefficient représente la perte d'intensité des faisceaux reçus par le détecteur après avoir traversé le matériau.

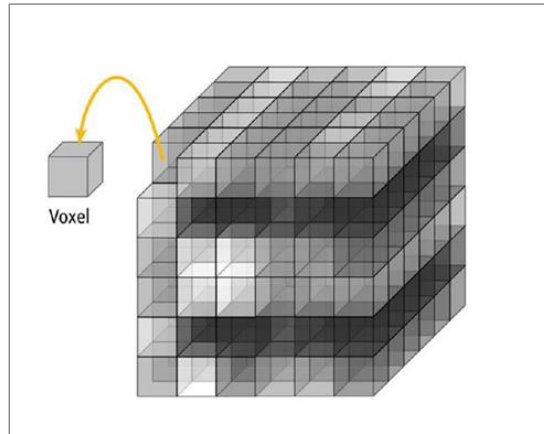


Figure 2.16 : Illustration du voxel

La taille du voxel dépend du grandissement géométrique de l'objet sur le détecteur, et du « pixel pitch », qui est la distance entre deux pixels centre à centre du détecteur (voir équations (10) et (11)).

$$\text{Taille de voxel} = \frac{\text{Pixel pitch}}{\text{Grandissement}} \quad (10)$$

$$\text{Grandissement} = \frac{FDD}{FOD} \quad (11)$$

Avec FDD (pour Focus Detector Distance) la distance entre le point focal de la source et le détecteur, et FOD (pour Focus Object Distance) la distance entre le point focal de la source et l'objet scanné.

En phase d'analyse, et plus particulièrement pour réaliser des mesures dimensionnelles sur les images tomographiques, il est nécessaire au préalable de générer la surface des pièces, i.e. la frontière des pièces – parfois appelée segmentation. Cette frontière sépare les niveaux de gris attribués au matériau et ceux attribués à l'air.

### 2.3.2.2 Mise en œuvre

Dans le cadre de la thèse, les images tomographiques ont été utilisées pour mesurer les dimensions des branches de structures lattices, ainsi que les paramètres géométriques et dimensionnels des cylindres fins. Les pièces ont été scannées par Carl Zeiss France à l'aide d'un système Zeiss METROTOM 800. Les paramètres utilisés pour les scans ainsi que la taille de voxel résultante sont renseignés dans le Tableau 2.7. Les données analysées sont sous la forme d'images en trois dimensions en échelle de gris, et ont ensuite été analysées à l'aide du logiciel VGStudio Max.

Tableau 2.7 : Paramètres utilisés pour les scans XCT

Paramètre	Valeur
Tension de la source	200 kV
Courant de la source	135 $\mu$ A
Nombre de projection sur 360°	900
Projections moyennées par position	2
Durée d'exposition par position	2 s
Grandissement géométrique	6
Taille de voxel	30 $\mu$ m x 30 $\mu$ m x 30 $\mu$ m
Filtre pour limiter les artefacts	2,0 mm Cuivre
Pixel pitch	200 $\mu$ m
FDD (distance source – détecteur)	800 mm

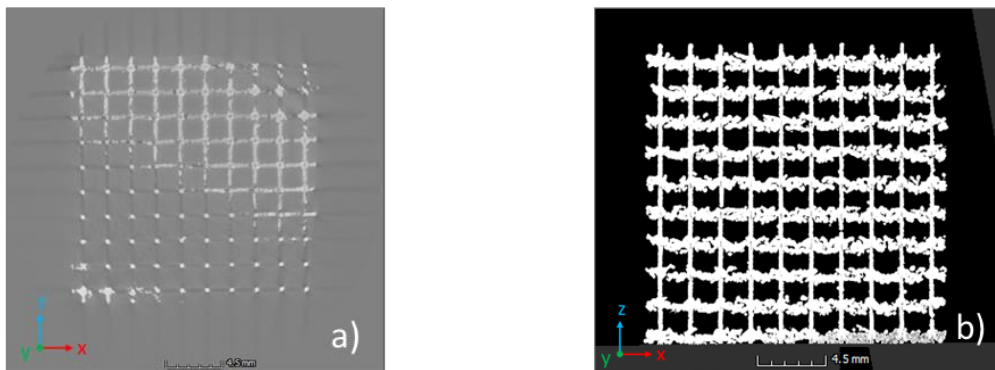


Figure 2.17 : Image issue de tomographie pour une structure lattice a) avant traitement des données, b) après traitement des données

Un traitement de données est réalisé sur les pièces, notamment pour déterminer la surface des pièces (Figure 2.17). La méthode choisie ici pour déterminer cette frontière est l'isosurface. La frontière est générée en fonction de l'isovaleur, qui correspond à la valeur médiane entre le pic de matière (matériau) et celui de l'air (fond) sur l'histogramme représentant la distribution des voxels en échelle de gris (Figure 2.18).

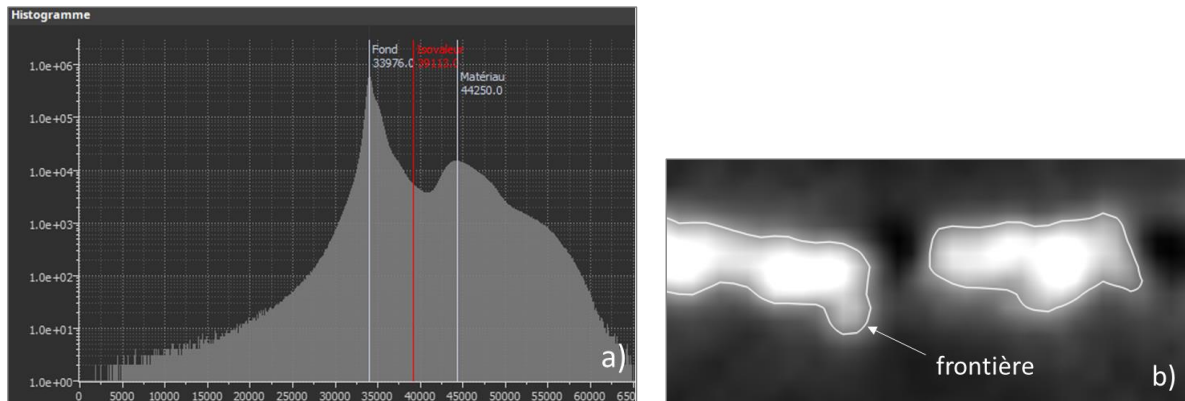


Figure 2.18 : a) Histogramme des niveaux de gris de la pièce avec l'isovaleur en rouge, b) image de tomographie d'une branche de lattice, et de la frontière générée après traitement

### 2.3.2.3 Différentes géométries mesurées sur des images XCT

#### a. Cas des structures lattices

La dimension mesurée pour les structures lattices (Figure 2.19) est l'épaisseur de branche. En raison de l'état de surface dégradé des structures lattices, aucune mesure automatique n'était possible, nécessitant la mise en place d'une méthode de mesure particulière, décrite dans la partie 4.4.

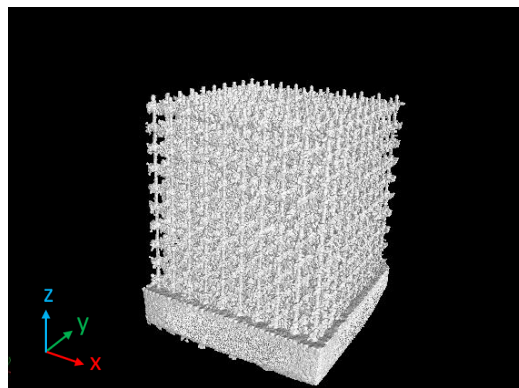


Figure 2.19 : Visualisation 3D d'une structure lattice en tomographie

#### b. Cas des cylindres

La dimension mesurée pour les cylindres (Figure 2.20) est le diamètre, tandis que la géométrie est caractérisée par la cylindricité. Les deux sont obtenus à partir des paramètres géométriques d'un cylindre gaussien – fonction implémentée dans le logiciel VGStudio Max – ajusté sur l'image de la géométrie du cylindre.

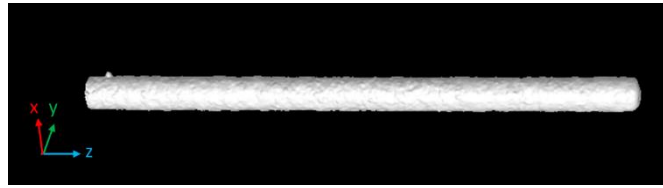


Figure 2.20 : Visualisation 3D d'un cylindre en tomographie

### 2.3.3 Profilomètre optique

Etant donné que l'état de surface affecte fortement les mesures de contraintes résiduelles par DRX, il est nécessaire de quantifier la rugosité afin de déterminer s'il est nécessaire de polir les surfaces à analyser.

Un profilomètre optique de modèle Alicona Infinite Focus SL (Figure 2.21) a été utilisé pour déterminer le paramètre de rugosité de surface  $Sa$  sur une plage de mesure de  $1 \text{ mm}^2$ . Ce moyen de mesure utilise le principe de variation de focus pour déterminer la topographie de la surface (Figure 2.22). Ainsi, des variations de distance focale sont effectuées, et la hauteur de chaque point de la surface analysée est mesurée après mise au point automatique à chacune des distances focales [94].



Figure 2.21 : Photo du profilomètre optique Alicona utilisé

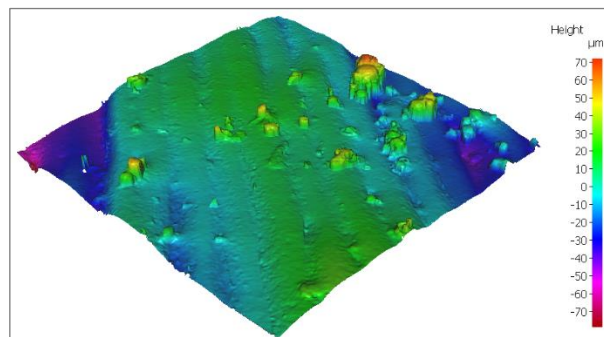


Figure 2.22 : Exemple d'état de surface pour une surface d' $1 \text{ mm}^2$

Les mesures sont réalisées en suivant la norme ISO 25178-1:2016 [95] pour la détermination du paramètre surfacique  $Sa$ .

## 2.4 Méthode de caractérisation thermique

Afin de mieux comprendre les mécanismes étant à l'origine des écarts géométriques, notamment les déformations dues au relâchement de contraintes résiduelles et d'identifier les zones de surchauffes (cf. parties 1.3.2.3 et 1.3.2.4), il a été décidé d'analyser l'aspect thermique du procédé. Pour ce faire, une caméra infrarouge (IR) a été instrumentée dans la chambre de fabrication de la machine (Figure 2.23).

### 2.4.1 Instrumentation utilisée

La caméra IR est une caméra FLIR X8500sc, disposant d'une résolution de 1280x1024 pixels et d'une vitesse d'acquisition de 180 images par seconde. Elle a été fixée sur des barres supports dans la machine et permet, à l'aide d'un miroir infrarouge (IR), d'avoir accès à la température de la couche en cours de fabrication et en temps réel. La fenêtre d'observation restreinte de la caméra ne permettait d'utiliser qu'un plateau de 10x10 cm<sup>2</sup>, limitant ainsi le nombre de pièces par fabrication. Les filtres optiques utilisés pour la caméra définissent la plage de température observable en fonction de l'émissivité du matériau observé.

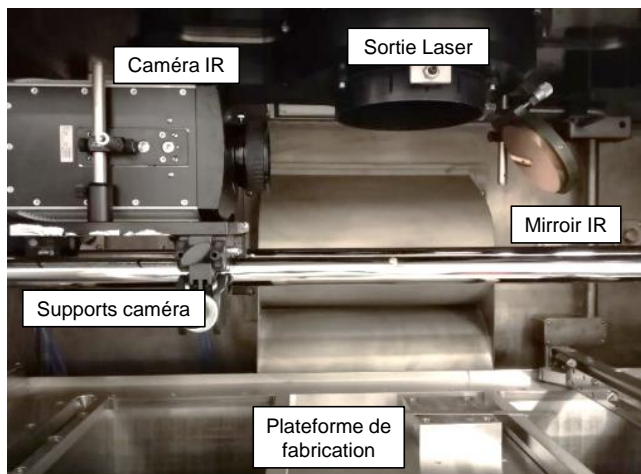


Figure 2.23 : Photo de la caméra IR instrumentée dans la chambre de fabrication

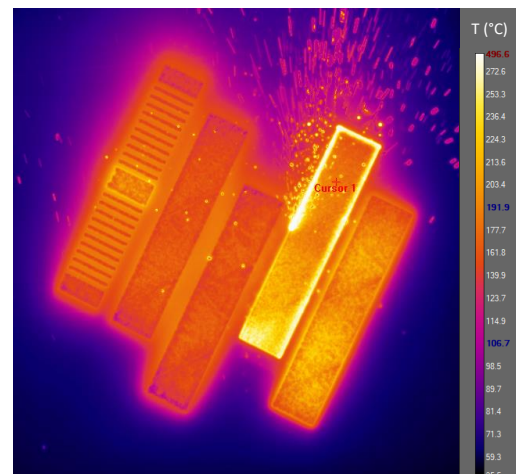


Figure 2.24 : Capture d'écran de peignes en cours de fabrication, vus par la caméra IR

Les acquisitions ont été effectuées en cours de fabrication, pour différentes hauteurs construites de la pièce. Pour chacune de ces hauteurs, les températures de seulement trois couches successives sont enregistrées afin de faciliter le traitement des données en raison de la taille importante des fichiers. La température retenue pour chacune des différentes paramétries est une température moyennée sur une région d'intérêt. La forme de cette région d'intérêt dépend de la géométrie de la pièce observée, à savoir une ligne pour les géométries fines, de type murs verticaux (Figure 2.24), ou un carré pour les peignes.

## 2.4.2 Principe de fonctionnement de la caméra IR

La caméra IR détecte le rayonnement, dans le moyen IR, émis par la surface observée, résultant de sa température. Les données reçues par le détecteur sont ensuite envoyées à un processeur qui retourne la distribution de température sur la surface observée.

C'est la loi de Planck [96], reportée en Equation (12) qui est utilisée pour convertir le rayonnement observé en température. Ainsi, l'irradiance spectrale  $I$  en  $\text{W}\cdot\text{m}^{-2}$  quantifie le rayonnement de la surface mesurée, qui est capté par le détecteur de la caméra. Cela permet de déterminer la température  $T$  en Kelvin du corps observé, avec  $h$  la constante de Planck ( $6,626\times 10^{-34}$  J/s),  $c$  la vitesse de la lumière dans le vide ( $2,997\times 10^8$  m/s),  $\lambda$  la longueur d'onde en  $\mu\text{m}$ , et  $k_B$  la constante de Boltzmann ( $1,380\times 10^{-23}$  J/K). L'équation prend également en compte l'émissivité  $\varepsilon$  du matériau, ici l'inconel 625, fixée à 0,4 [77].

$$E = \frac{2\pi\varepsilon hc^2}{\lambda^5 [e^{hc/\lambda k_B T} - 1]} \quad (12)$$

## 2.5 Conclusion du chapitre

Ce chapitre a permis de décrire l'ensemble des moyens matériels et expérimentaux employés dans le cadre de ces travaux de thèse.

Dans un premier temps, la fabrication des échantillons a été détaillée, en commençant par une description des principales propriétés de l'inconel 625, qui est le matériau utilisé dans ces travaux. Ensuite le processus de fabrication des échantillons a été décrit, en allant de la conception à la fabrication des pièces.

Dans un second temps, les différents moyens de caractérisation utilisés ont été décrits. L'aspect caractérisation des matériaux regroupe la préparation métallographique des pièces pour l'observation au microscope optique, la détermination de contraintes résiduelles par DRX, ainsi que l'évaluation des propriétés mécaniques en traction. L'aspect caractérisation géométrique et dimensionnel regroupe les moyens de caractérisation ayant permis d'évaluer les écarts dimensionnels, géométriques ainsi que l'état de surface. Cela comprend l'utilisation d'une MMT pour la plupart des pièces qui ont été mesurées, d'un XCT pour les pièces n'ayant pu être mesurées par MMT de par leur taille ou leur structure, et d'un profilomètre optique pour déterminer la rugosité de certains échantillons. Enfin, l'aspect caractérisation thermique se penche sur l'instrumentation et le fonctionnement d'une caméra IR ayant été utilisée afin d'identifier le rôle de la thermique dans les propriétés géométriques et dimensionnelles.

Ce sont ces moyens de caractérisation qui ont permis de générer les résultats qui seront présentés et discutés dans les chapitres suivants.

# Chapitre 3

## Etude à l'échelle du cordon

### Contenu

---

3.1	Introduction.....	58
3.2	Stabilité du cordon.....	58
3.2.1	Etude des mono-cordons .....	58
3.2.1.1	Elaboration de la cartographie .....	58
3.2.1.2	Résultats de la cartographie .....	60
3.2.2	Etude des multi-cordons.....	63
3.2.2.1	Elaboration de la cartographie .....	63
3.2.2.2	Résultats de la cartographie .....	64
3.3	Etude dimensionnelle du cordon.....	67
3.3.1	Le cordon vu en coupe .....	67
3.3.1.1	Influence de la VED .....	68
3.3.1.2	Influence du nombre de cordons .....	71
3.3.1.3	Influence de la position .....	73
3.3.2	Du cordon à la pièce .....	74
3.3.2.1	Influence de la longueur de cordon .....	75
3.3.2.2	Influence de la VED .....	78
3.3.2.3	Influence de l'étape de contour .....	79
3.3.2.4	Influence de la position sur le plateau de fabrication .....	81
3.4	Conclusion du chapitre.....	82

---



## **3.1 Introduction**

Puisque les cordons de fusion définissent le plus petit élément constructible par le procédé PBF-LB, il apparaît pertinent de s'intéresser à leurs dimensions et à l'influence des paramètres du procédé sur celles-ci.

Pour ce faire, des cartographies de cordons en fonction de la puissance laser et de la vitesse de balayage ont été réalisées. Ces cartographies doivent permettre dans un premier temps de connaître les limites des domaines de stabilité du cordon – à savoir balling, humping, ou stable (voir partie 1.2.3.3) – en fonction des paramètres puissance et vitesse. Dans un second temps, elles permettront de déterminer l'influence de ces paramètres sur les dimensions de cordons.

D'après la littérature, ce type d'étude est habituellement réalisé sur des mono-cordons en monocouche de poudre sur une tôle, que ce soit pour les études de stabilité [32] ou des dimensions de cordons [97].

## **3.2 Stabilité du cordon**

L'étude des domaines de stabilité du cordon est une première étape nécessaire pour mieux comprendre le fonctionnement de la machine utilisée, notamment pour éclairer les choix de paramètres dans des études paramétriques. Les instabilités que peuvent présenter le cordon de fusion dépendent fortement de la VED utilisée, c'est pourquoi il a été choisi de réaliser une cartographie des domaines de stabilité en fonction de la puissance laser ainsi que la vitesse de balayage. Il sera en outre intéressant de vérifier s'il existe une plage de paramètres permettant de minimiser les écarts dimensionnels, étant donné que la paramétrie préconisée par le constructeur de machine a été élaborée pour optimiser la santé matière des pièces.

### **3.2.1 Etude des mono-cordons**

Une première cartographie de cordons en fonction de la puissance laser et vitesse de balayage a été réalisée. L'objectif premier est de délimiter les domaines de stabilité et d'instabilité de type balling et humping pour des cordons uniques appelés mono-cordons.

#### **3.2.1.1 Elaboration de la cartographie**

Pour construire la cartographie, des mono-cordons de fusion sont construits sur des blocs faisant office de support (voir Figure 3.1), afin que les mono-cordons soient réalisés dans des conditions représentatives d'une fabrication de pièce en termes d'état de surface et de thermique, par opposition avec les mono-cordons faits sur une plaque métallique avec une couche de poudre

[29]. Chaque bloc support a donc sur sa surface supérieure 4 mono-cordons, espacés de 4 mm. La géométrie du bloc est choisie pour faciliter le détachement de ceux-ci du plateau de fabrication, en minimisant l'utilisation de supports (cf. Figure 3.1).

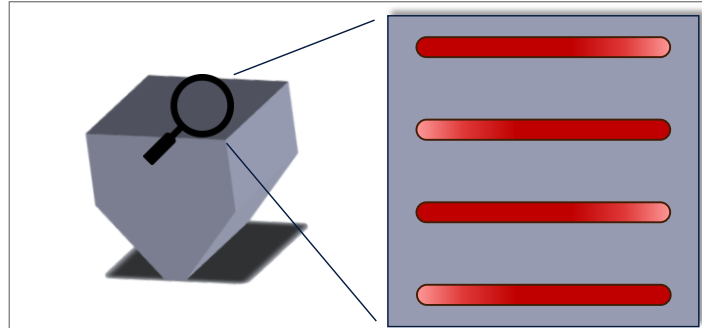


Figure 3.1 : Schéma des 4 mono-cordons disposés sur la surface supérieure du bloc support

Pour réaliser cette cartographie, 36 couples puissance laser et vitesse de balayage – appelés paramètres  $(P, v)$  par la suite – ont été choisis (Figure 3.2) de manière à couvrir une grande plage de puissance et vitesse, tout en ayant les frontières des domaines d'instabilités correctement définies. Les paramètres  $(P, v)$  ne concernent que les mono-cordons, le bloc support étant construit avec la paramétrie machine préconisée par le constructeur vue en partie 2.1.2.2, ( $P=253$  W,  $v=0,9$  m/s) afin de limiter les échecs de fabrication.

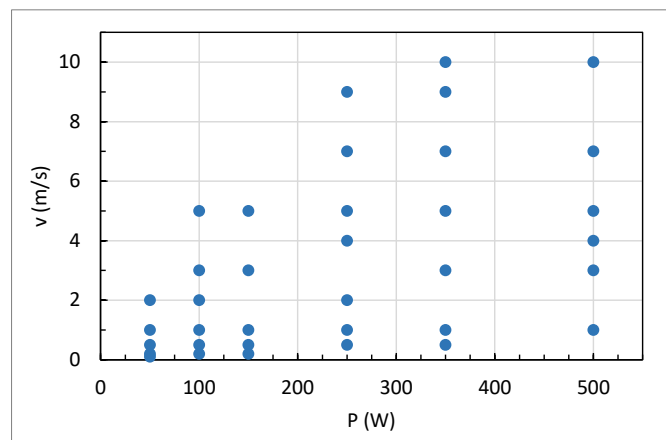


Figure 3.2 : Paramètres choisis pour la cartographie de cordons

En plus des 36 paramétries choisies, des mono-cordons sont également construits avec la paramétrie  $(P, v)$  préconisée par le constructeur et disposés à 5 emplacements sur le plateau – aux 4 coins et au centre – afin de déterminer l'éventuelle influence de la position sur la stabilité du mono-cordon. Finalement, les pièces sont disposées sur le plateau comme l'illustrent les Figure 3.3 a) et b). Les cubes sont orientés avec une rotation de  $10^\circ$  autour de l'axe z afin de limiter la zone exposée au racleur et ainsi favoriser l'étalement de la poudre.

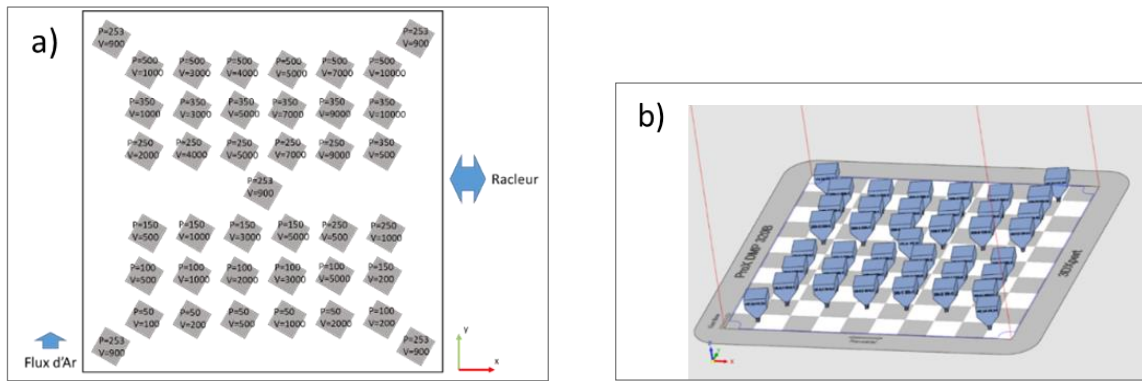


Figure 3.3 : a) Schéma de la disposition des cubes pour la cartographie de cordons vue du dessus, avec  $P$  la puissance laser et  $v$  la vitesse de balayage ; b) Disposition des cubes utilisés pour la cartographie vu sur 3DExpert

Après la fabrication des pièces et la préparation des échantillons (cf. partie 2.2.1), le régime de stabilité des cordons est observé vue de dessus.

### 3.2.1.2 Résultats de la cartographie

Les résultats issus de l'observation microscopique vue de dessus permettent de construire la cartographie des régimes de stabilité en fonction des paramètres ( $P, v$ ) reportée en Figure 3.5 a).

Le régime de stabilité d'un mono-cordon, décrit en partie 1.2.3.3, est considéré en régime de humping lorsque le cordon est continu mais présente des oscillations de quantité de matière (voir exemple en Figure 3.4 b)). Un mono-cordon en régime de balling est discontinu et se scinde en sphères (voir exemple en Figure 3.4 a)). Les paramétries dites instables sont celles dont l'analyse microscopique en vue de dessus ne permet pas de trancher entre balling et humping.

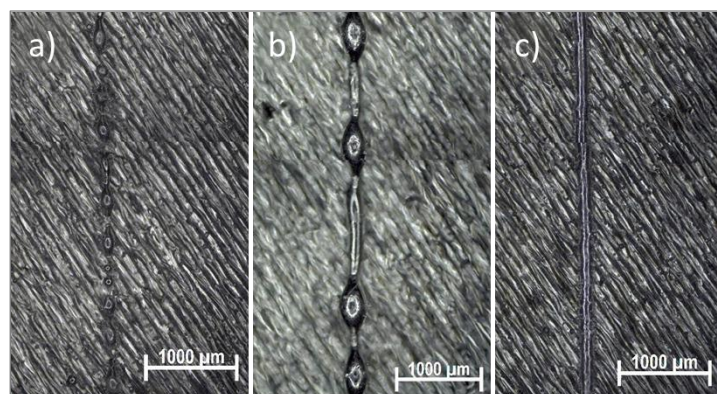


Figure 3.4 : Exemple de mono-cordons vus du dessus en régime a) de balling b) de humping c) stable

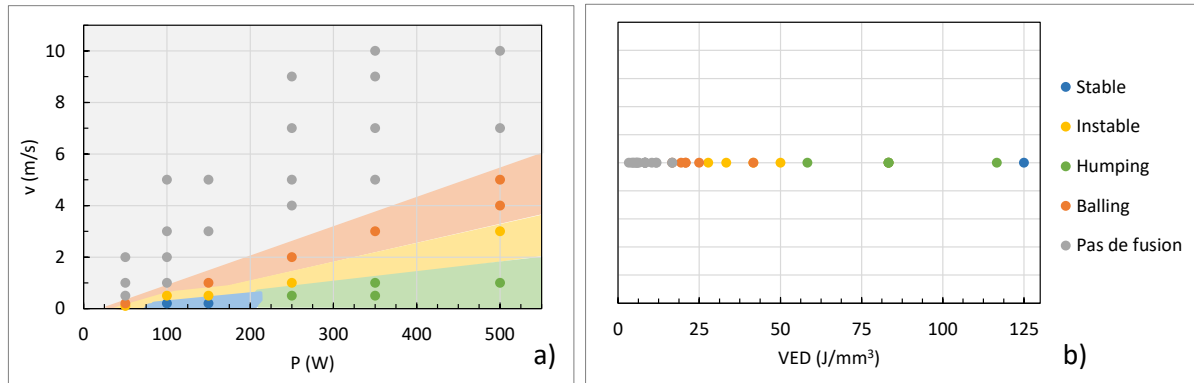


Figure 3.5 : a) Cartographie des régimes de stabilité de mono-cordons en fonction des paramètres ( $P, v$ ) ;  
 b) influence de la VED sur le régime de stabilité des mono-cordons

Parmi les 36 paramétries testées, 19 n'étaient pas suffisamment énergétiques pour fondre la matière, ne laissant aucune trace des mono-cordons à la surface. Plus encore, toutes les paramétries dont la VED est inférieure à  $20 \text{ J/mm}^3$  ne présentent pas de trace de fusion, comme le montre la Figure 3.5 b), indiquant que l'énergie apportée n'est pas suffisante. En outre, la cartographie des régimes montre que le régime de balling se produit pour des paramétries faibles énergétiquement et que le humping se produit pour des paramétries plus énergétiques, ce qui est conforme avec la littérature [32]. Aussi, il apparaît que le domaine de stabilité est peu étendu, et est atteint pour de faibles vitesses de balayage, puisque seules les paramétries  $P=100 \text{ W}$ ,  $v=0,2 \text{ m/s}$  et  $P=150 \text{ W}$ ,  $v=0,2 \text{ m/s}$  sont stables (Figure 3.5 a)).

En revanche, il apparaît que les cordons fabriqués avec la paramétrie constructeur ( $P=250 \text{ W}$ ,  $v=0,9 \text{ m/s}$ ) sont en régime instable sans distinction de la position sur le plateau (Figure 3.6), alors que le bloc support qui est construit avec la même paramétrie présente une bonne santé matière. De plus, tous les cubes supports du plateau ont été réalisés avec la paramétrie constructeur, et ne présentent aucun défaut dû à d'éventuelles instabilités du cordon.

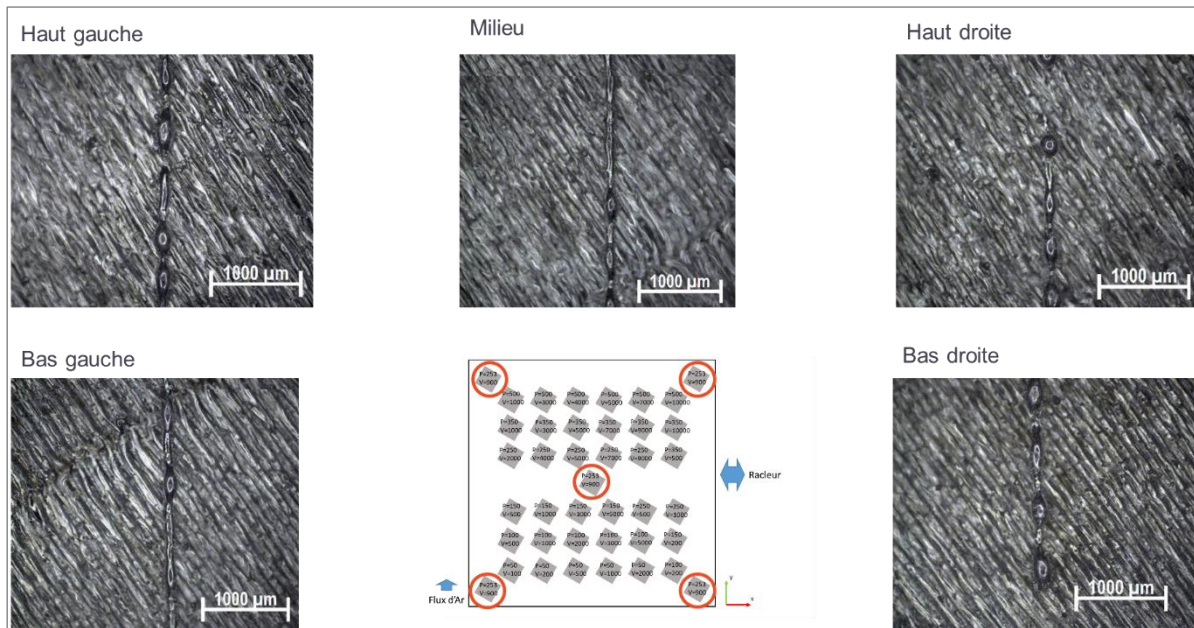


Figure 3.6 : Mono-cordons à paramétrie constructeur pour les différentes positions du plateau

Ce phénomène peut s'expliquer tout d'abord par l'épaisseur de la couche de poudre, qui est plus importante que l'épaisseur nominale de 60 µm. En effet, comme présenté en partie 1.3.2.2a, il se produit une densification de la matière lors de la fusion, pouvant résulter en un lit de poudre jusqu'à 5 fois plus épais que sa valeur nominale après plusieurs couches construites. Ainsi, la VED apportée et la mouillabilité du bain de fusion sont bien moindre qu'en théorie, ce qui favorise les instabilités [26].

Le phénomène expliquant que les blocs supports sont construits correctement et pas les mono-cordons est certainement la dénudation (cf. partie 1.2.3.3c). Des essais réalisés dans le cadre d'AFH indiquent que les effets de dénudation durant le processus de fabrication sont suffisamment importants pour que la construction du cordon se fasse non pas sur de la poudre, mais essentiellement sur de la matière précédemment construite (Figure 3.7). Ce qui a pour effet de réduire l'épaisseur de couche effective durant le procédé, améliorant donc la stabilité du bain de fusion. Il est également possible que, lors du processus de fabrication, le cordon en cours de construction bénéficie d'un apport de chaleur provenant du/des cordons précédents. Pareillement, il est possible que la superposition de couches joue un rôle dans la stabilité de cordon, qui reste à déterminer.

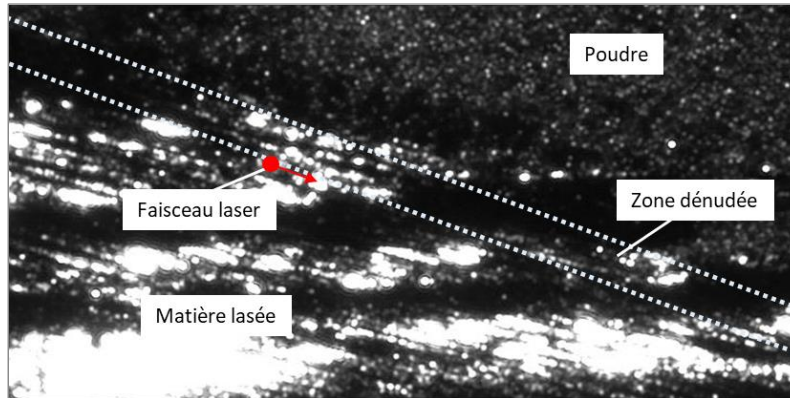


Figure 3.7 : Image issue de caméra rapide du phénomène de dénudation

Tous ces éléments laissent à penser que le choix d'étudier des mono-cordons n'est pas pertinent, car non représentatif du procédé réel dans le cadre de l'étude de la stabilité et de la morphologie du cordon, notamment car l'impact du laser s'effectue en pleine poudre. Il a été décidé pour pallier ceci d'effectuer une seconde cartographie avec des jeux de cordons juxtaposés et superposés, afin de prendre en compte les effets de dénudation ayant lieu durant la fabrication.

### 3.2.2 Etude des multi-cordons

#### 3.2.2.1 Elaboration de la cartographie

Il a été vu dans la partie 3.2.1.2 que l'utilisation du mono-cordon n'était pas pertinente dans le cadre de cette étude. Ainsi, une seconde cartographie a été réalisée afin de déterminer les domaines de définitions des régimes de stabilité en tenant compte des effets accompagnant le chevauchement de cordons et l'empilement de couches. Pour ce faire, des cordons ont été juxtaposés par jeu de 2 jusqu'à 10, et espacés d'un écart vecteur de  $100 \mu\text{m}$  (Figure 3.8 a). D'autres cordons ont été superposés sur 2 et 3 couches, par jeu de 3 cordons juxtaposés, avec une épaisseur de couche de  $60 \mu\text{m}$  (Figure 3.8 b). La géométrie des blocs supports est similaire à celle de la première cartographie.

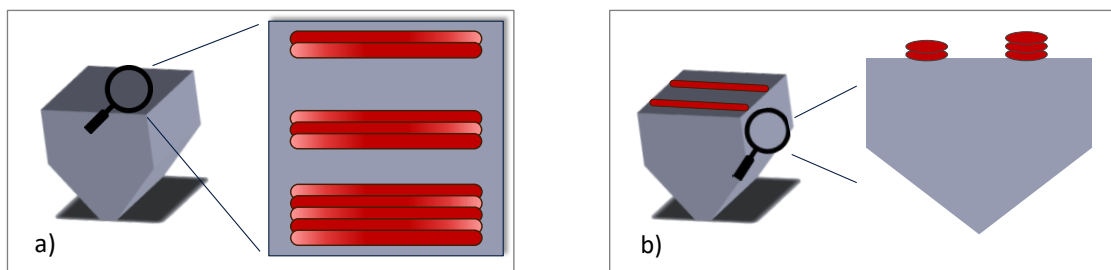


Figure 3.8 : a) Schéma des cordons juxtaposés sur la surface supérieure du bloc support ; b) Schéma des cordons superposés

Les paramètres  $(P, v)$  choisis sont assez similaires à ceux qui ont été utilisés pour la première cartographie. Ils sont reportés en Figure 3.9.

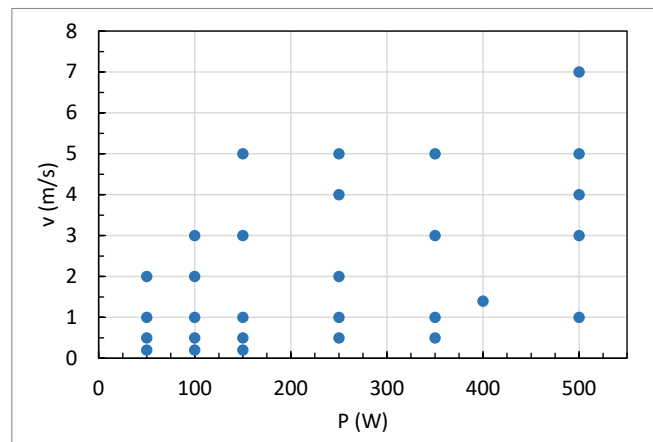


Figure 3.9 : Paramètres utilisés pour la deuxième cartographie des régimes de stabilité

Après la fabrication des pièces (Figure 3.10) et la préparation des échantillons (cf. partie 2.2.1), le régime de stabilité des cordons est observé vue de dessus. Le régime de stabilité est déterminé au microscope optique en vue de dessus à partir du dernier cordon de chaque jeu.

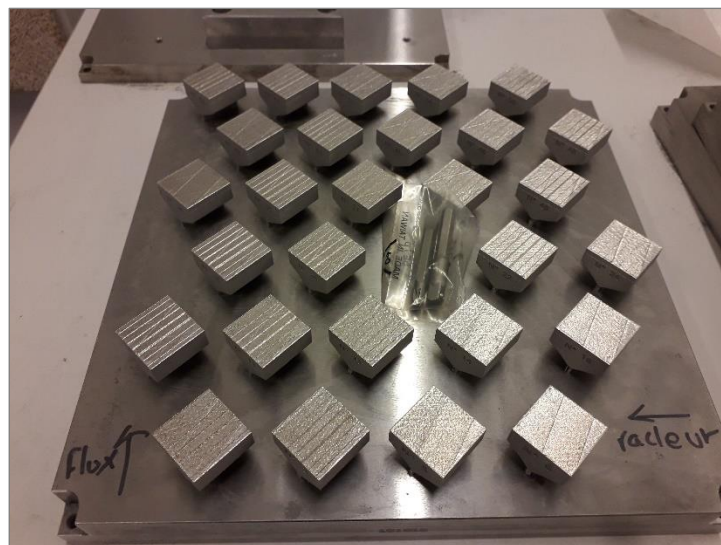


Figure 3.10 : Plateau de fabrication de la deuxième cartographie de cordons, vu de dessus

### 3.2.2.2 Résultats de la cartographie

La cartographie des régimes de stabilité en fonction des paramètres  $(P, v)$  est donnée en Figure 3.11 a). Seules 6 paramétries ne sont pas suffisamment énergétiques pour fondre la matière. Il apparaît dans la Figure 3.11 b) que la VED minimale pour que le cordon de fusion soit observable est de  $10 \text{ J/mm}^3$ , contre  $20 \text{ J/mm}^3$  pour l'étude en mono-cordon. En outre, la plage du régime stable – en bleu sur la Figure 3.11 a) – est bien plus étendue que pour la première cartographie.

Une seule paramétrie est en régime de humping, pour une puissance de 500 W et une vitesse de 1 m/s, donc une puissance laser et une vitesse de balayage importantes, ce qui est favorable aux instabilités hydrodynamiques, conformément à ce qui se trouve dans la littérature scientifique [32]. Pareillement, le domaine de balling – en orange sur le graphique – est assez étendu, et est plutôt observé pour les faibles VED (Figure 3.11 a) et b)) conformément à ce qui est observé dans la littérature [26]. Au vu des paramétries à l'origine d'un régime instable – en jaune sur le graphique – il semble légitime de considérer que ce régime est une transition entre le régime de balling et le régime stable.

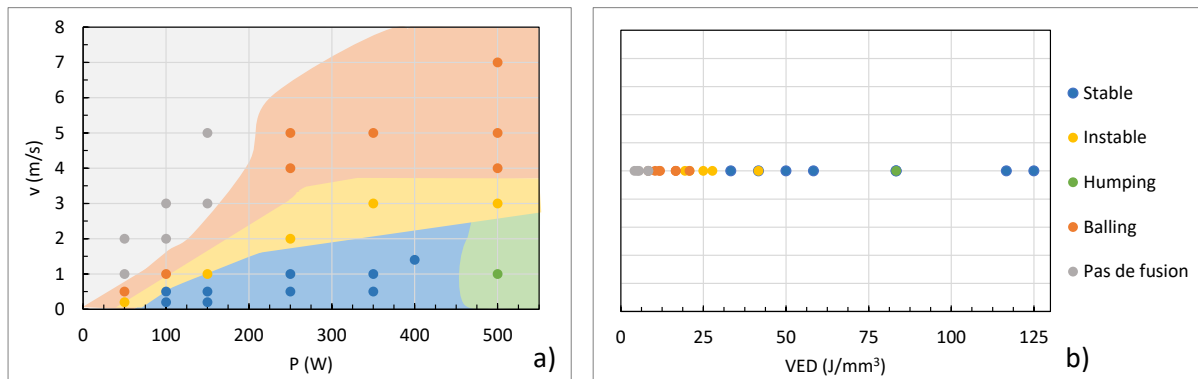


Figure 3.11 : a) Cartographie des régimes de stabilité en multi-cordons en fonction des paramètres ( $P, v$ ) ;  
 b) influence de la VED sur le régime de stabilité des multi-cordons

Cette fois-ci, la paramétrie préconisée par le constructeur – qui était instable en mono-cordon – apparaît comme stable en multi-cordons à partir du deuxième cordon construit (Figure 3.12). Ce résultat souligne l'importance de la dénudation dans la réduction de la VED nécessaire pour fondre la matière. A cela s'ajoute l'épaisseur de poudre plus importante du fait de la densification de matière lors de la fusion. Ces deux phénomènes ont été présentés en partie 3.2.1.2.

Par ailleurs, il est intéressant de noter qu'il n'y a pas d'évolution du régime de stabilité en fonction du nombre de cordons juxtaposés à partir du deuxième cordon construit, et ce pour chacune des paramétries testées ici. Cela signifie que les effets du premier cordon construit sont suffisants pour dénuder la surface, et que les suivants n'ont pas d'impact supplémentaire.



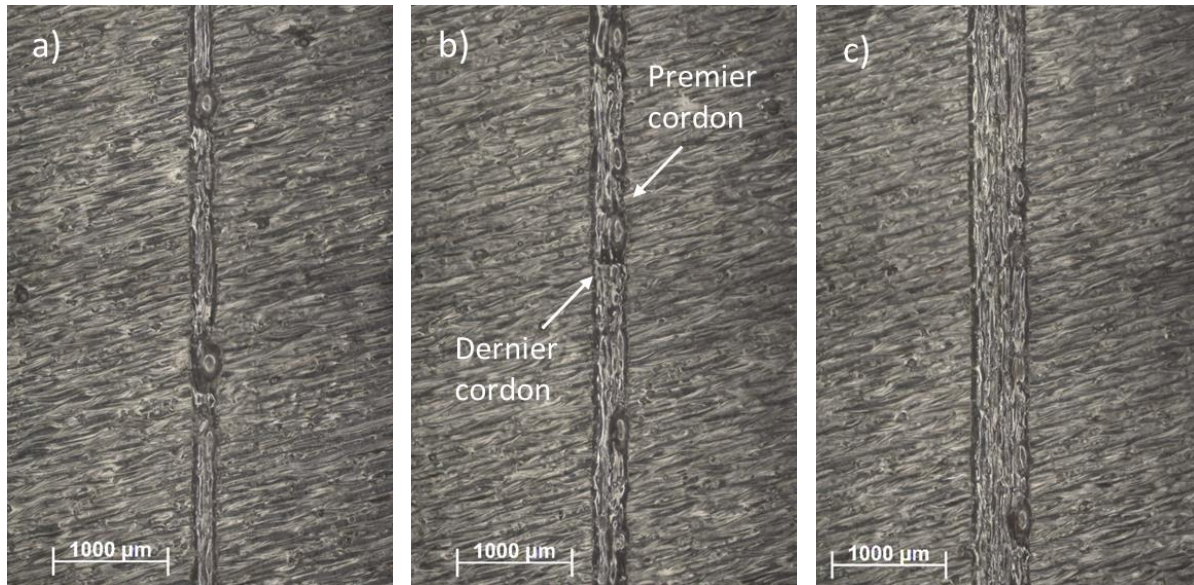


Figure 3.12 : Image vue de dessus pour a) 2 cordons juxtaposés ; b) 3 cordons juxtaposés ; c) 5 cordons juxtaposés, à  $P=250$  W et  $v=1$  m/s

En ce qui concerne la superposition de cordons, aucune influence n'a été constatée sur la stabilité (Figure 3.13).

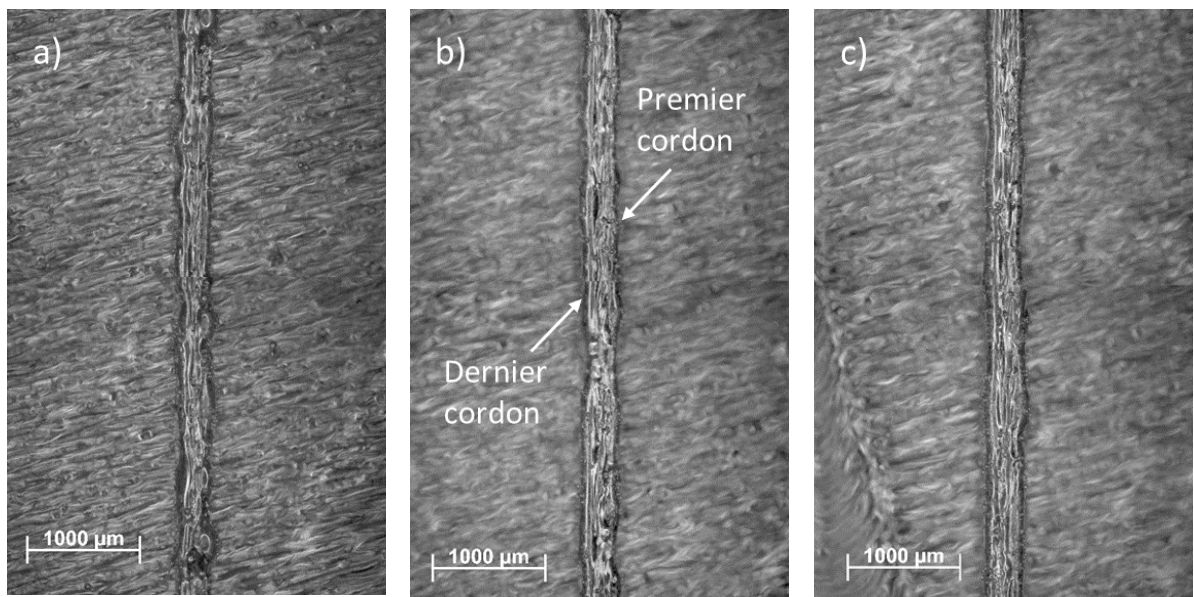


Figure 3.13 : Image vue de dessus pour a) 3 cordons sur une couche ; b) 3 cordons superposés sur deux couches ; c) 3 cordons superposés sur trois couches, à  $P=350$  W et  $v=1$  m/s

L'effet prédominant semble donc être la juxtaposition de cordon, et plus particulièrement le passage entre le premier et le second. L'effet dû à la superposition semble quant à lui être négligeable sur la stabilité du cordon.

### 3.3 Etude dimensionnelle du cordon

Comme vu en partie 1.3.2, les écarts dimensionnels peuvent avoir différentes origines, que ce soit le fichier STL, le retrait thermique ou encore le cordon de fusion, notamment au niveau de l'étape de contour. Par ailleurs, le cordon de fusion représente le plus petit élément constructible du procédé PBF-LB. Ainsi, l'étude dimensionnelle de celui-ci est cruciale puisque ses dimensions limitent la résolution dimensionnelle du procédé.

L'aspect dimensionnel du cordon sera donc étudié dans cette partie, en débutant par une observation en coupe, pour finir par l'étude de la transition entre un cordon et une pièce de petite dimension.

#### 3.3.1 Le cordon vu en coupe

Les cordons observés ici sont les mêmes que ceux utilisés pour déterminer les régimes de stabilité du bain de fusion, en multi-cordons (cf. partie 3.2.2.1). Seuls les paramètres ( $P, v$ ) dont le cordon est en régime stable, et donc sans discontinuité, sont considérées afin d'avoir des mesures suffisamment reproductibles.

Les échantillons sont observés en coupe transverse après préparation métallographique (voir partie 2.2.1). Les dimensions relevées sont la largeur et la profondeur, et sont prises sur le dernier cordon construit (Figure 3.14). Les valeurs retournées sont les moyennes des largeurs et des profondeurs sur le dernier de cordon de chaque jeu de cordons, donc sur 5 valeurs au total. L'effet de la largeur impacte plutôt les dimensions dans le plan perpendiculaire à la direction de fabrication, principalement au niveau du dernier contour effectué puisque c'est cette trajectoire qui constitue la surface de la pièce. La profondeur quant à elle peut générer des écarts au niveau des zones en porte-à-faux, notamment sur la taille des écailles formées (voir Figure 1.33 en partie 1.3.2.4a).

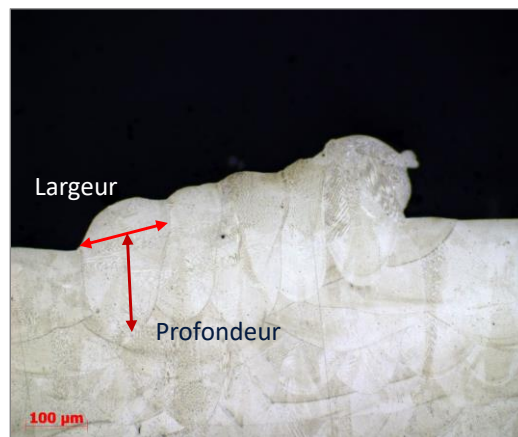


Figure 3.14 : Vue en coupe de 5 cordons juxtaposés, pour  $P=350$  W,  $v=1$ m/s

### 3.3.1.1 Influence de la VED

Les résultats de largeur de cordon en fonction de la VED sont reportés en Figure 3.15.

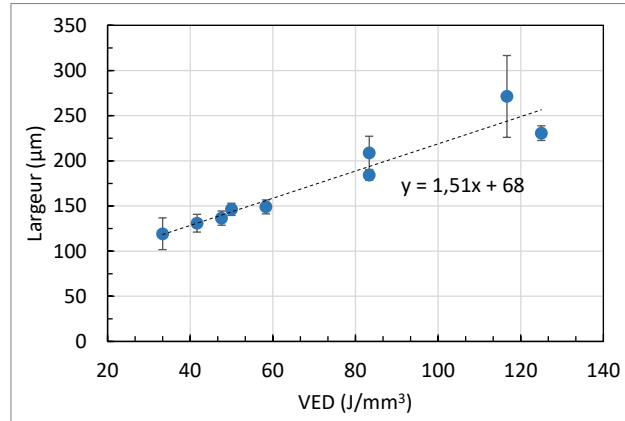


Figure 3.15 : Largeur du cordon de fusion en fonction de la VED

Il apparaît que la largeur augmente de manière linéaire avec la VED entre 120 μm et 270 μm suivant la fonction affine donnée en équation (13). Cette équation permet ainsi de prédire la largeur de cordon pour une VED donnée, comprise dans l'intervalle étudié. Pour aller plus loin, la valeur du décalage à l'origine de 68 μm peut s'apparenter à la largeur théorique d'un cordon avec une VED de 0 J/mm³. Cette valeur coïncide avec le diamètre du faisceau, mesuré à 70 μm (cf. Annexe 4), et il n'est pas aberrant de penser que la taille du bain de fusion ne peut pas être inférieure au diamètre du faisceau laser – ce qui reste tout de même à confirmer.

$$\text{Largeur du cordon } (\mu\text{m}) = 1,51 \times \text{VED} + 68 \quad (13)$$

L'augmentation linéaire de la largeur avec la VED est cohérente avec les résultats observés dans la littérature [25], ainsi que ce qui a été présenté dans la partie 1.2.3.2.

Les résultats de profondeur de cordon en fonction de la VED (Figure 3.16) indiquent que la profondeur suit également une augmentation linéaire en fonction de la VED entre 45 μm et 185 μm, mais avec des résultats plus dispersés que pour ceux de la largeur.

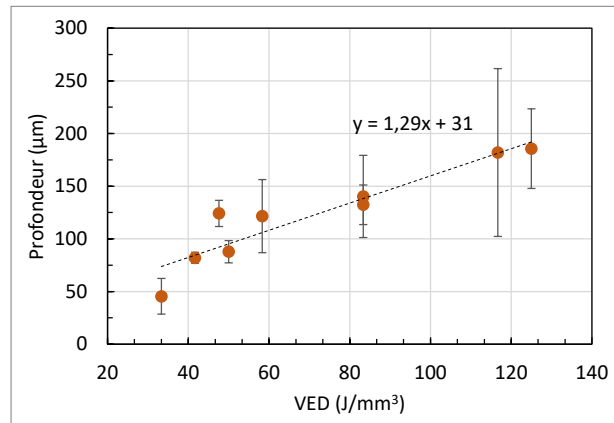


Figure 3.16 : Profondeur du cordon de fusion en fonction de la VED

Cette dispersion est due notamment aux variations dans la morphologie d'un cordon à l'autre comme observée en Figure 3.17 b). Cette alternance dans la profondeur des cordons consécutifs peut s'expliquer par la direction de balayage par rapport au flux d'argon. En effet, la stratégie des cordons étant en aller-retour, un cordon sur deux sera construit plutôt dans le sens du flux d'argon, et l'autre en sens inverse. Or, le flux d'argon permet notamment de dissiper la plume de vapeur métallique émanant du bain de fusion durant l'interaction laser-matière, ce qui permet de limiter l'atténuation de l'intensité du laser par la plume de vapeur. Cela résulte en une absorption d'énergie plus importante, et donc une profondeur plus importante [98]. Ainsi, les cordons construits en sens inverse au flux d'argon devraient avoir une plume de vapeur mieux dissipée, et donc une profondeur plus grande que les autres. Cette hypothèse mériterait cependant plus d'investigations pour être validée.

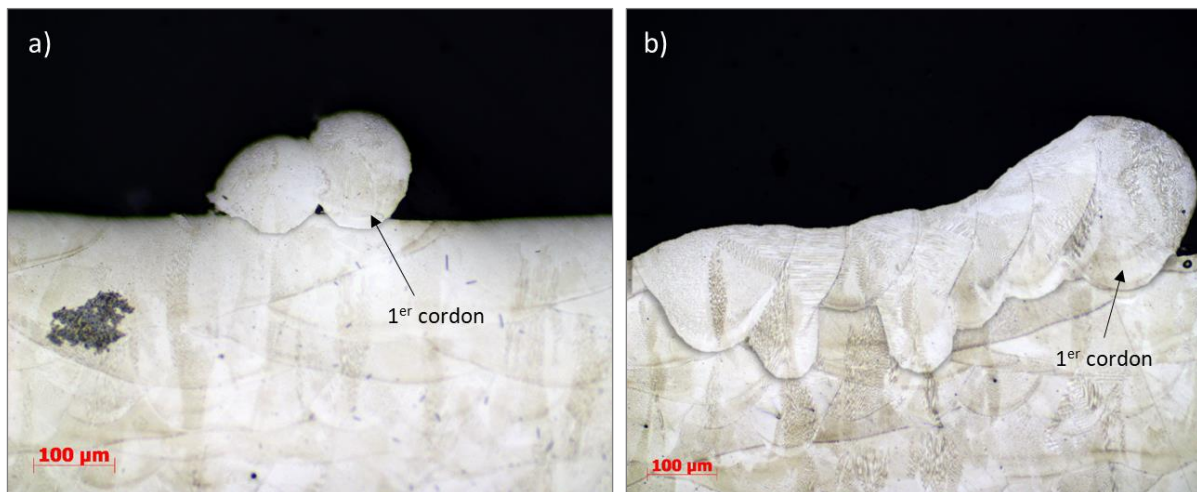


Figure 3.17 : a) 2 cordons juxtaposés avec  $P=100$  W et  $v=0,5$  m/s ; b) 7 cordons juxtaposés avec  $P=250$  W et  $v=0,5$  m/s

Par ailleurs, l'équation de droite de la Figure 3.16 donnée en équation (14) révèle un décalage à l'origine de  $31 \mu\text{m}$ , pouvant s'apparenter à la profondeur d'un cordon pour une VED nulle. Cette valeur pourrait correspondre à l'épaisseur minimale de matière solidifiée. En considérant

l'épaisseur du lit de poudre de 60  $\mu\text{m}$ , et la compacité du lit de poudre qui est généralement de 50%, l'épaisseur minimale de matière solidifiée atteint 30  $\mu\text{m}$ , ce qui coïncide avec le décalage à l'origine. Cette hypothèse reste toutefois à démontrer.

$$\text{Profondeur du cordon } (\mu\text{m}) = 1,29 \times \text{VED} + 31 \quad (14)$$

Par ailleurs, en observant l'évolution du rapport d'aspect en fonction de la VED (Figure 3.18), il apparaît que seule une paramétrie présente un rapport d'aspect inférieur à 0,5 (voir Figure 3.17 a)), donc en régime de conduction [21], avec une géométrie de cordon cylindrique (cf. partie 1.2.3.2). Toutes les autres paramétries sont en régime keyhole, dont le régime se caractérise par une géométrie de cordon avec une profondeur plus importante.

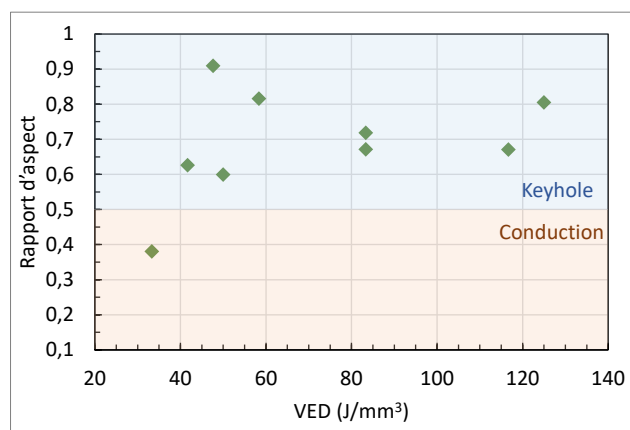


Figure 3.18 : Rapport d'aspect profondeur/largeur en fonction de la VED

Parmi le jeu de paramètres  $(P, v)$  choisis, trois ont la même VED :  $(100;0,2)$ ,  $(250;0,5)$  et  $(500;1)$ . La Figure 3.19 montre que la paramétrie avec une puissance plus haute résulte en un cordon systématiquement plus large que pour la paramétrie dont la puissance est plus faible, même si les différences entre les valeurs de largeur sont faibles. Par ailleurs, le cordon construit avec la paramétrie  $(500;1)$  est en régime de humping. Ces éléments indiquent que pour une même VED, les comportements du bain de fusion sont différents. A VED constante, les cordons réalisés avec des couples puissance-vitesse plus élevés semblent avoir des comportements similaires à ceux dont la VED augmente, ce qui sous-entend que la puissance laser a un impact plus important que la vitesse de balayage. Au final, ces observations révèlent que si la VED demeure une formulation pratique, elle ne permet pas en revanche de tout expliquer à elle seule.

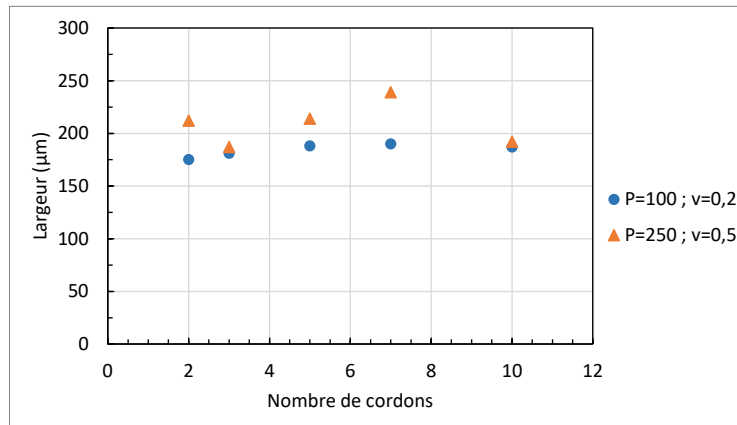


Figure 3.19 : Largeur du cordon pour une même VED

### 3.3.1.2 Influence du nombre de cordons

L'objectif est ici d'identifier l'impact de la juxtaposition (Figure 3.20 a) et de la superposition (Figure 3.20 b) de cordons sur leurs dimensions.

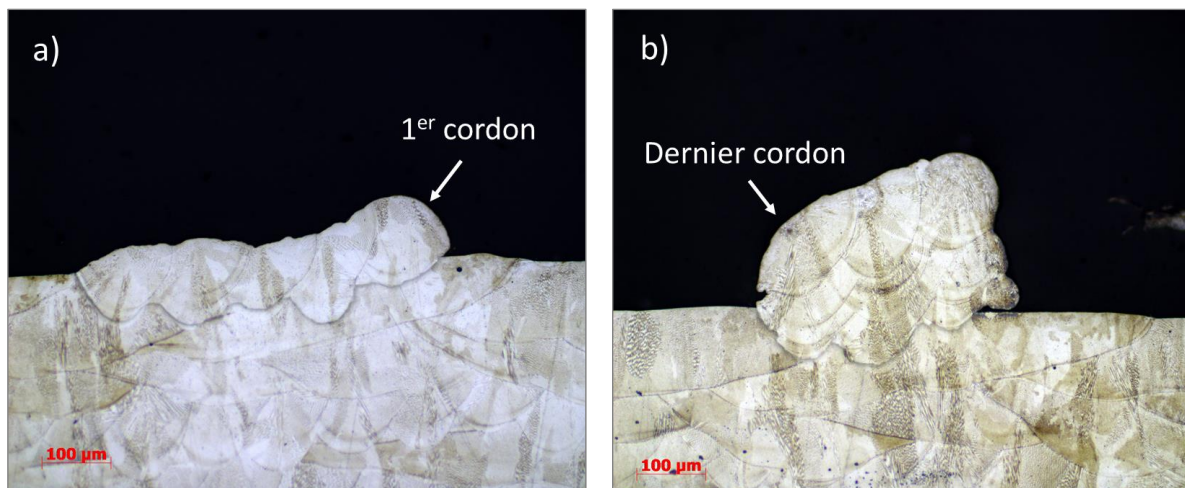


Figure 3.20 : Image MO pour  $P=150$  W,  $v=0,5$  m/s de : a) 5 cordons juxtaposés ; b) 3 cordons superposés sur 3 couches

#### a. Effet de la juxtaposition

Les valeurs de largeurs et profondeurs de cordons pour un nombre variable de cordons juxtaposés sont présentées respectivement en Figure 3.21 a) et b). D'après ces figures, il semble qu'il n'y ait pas d'influence du nombre de cordons juxtaposés sur la morphologie du cordon à partir de deux cordons juxtaposés. En revanche, les mesures de profondeurs sont plus dispersées au fur et à mesure que la VED augmente, avec une plage de variabilité de  $35 \mu\text{m}$  à une VED de  $33 \text{ J/mm}^3$ , tandis que les valeurs varient entre  $140 \mu\text{m}$  et  $300 \mu\text{m}$  à une VED de  $120 \text{ J/mm}^3$ .

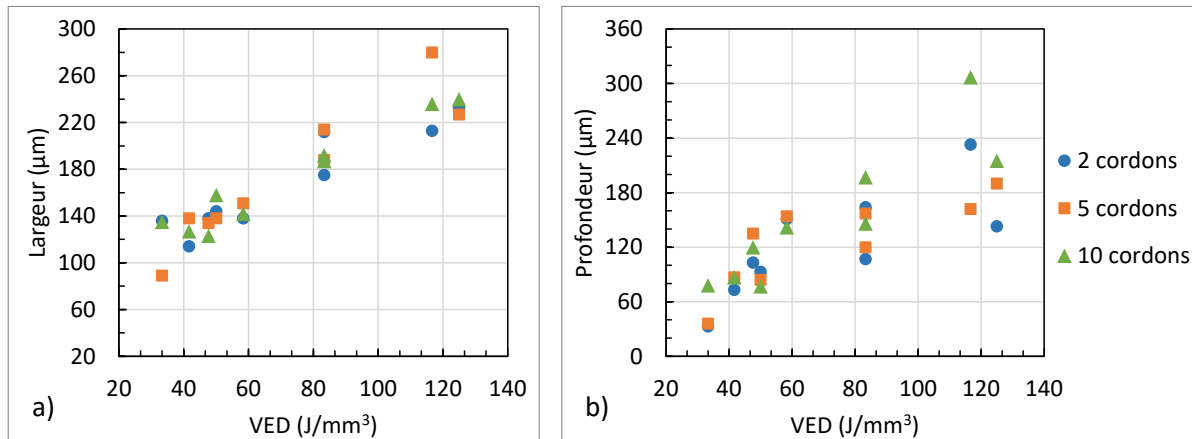


Figure 3.21 : Influence du nombre de cordons juxtaposés sur a) la largeur du cordon ; b) la profondeur du cordon

Par ailleurs, les analyses micrographiques des cordons indiquent que le premier cordon construit est toujours positionné plus haut et semble plus petit que les suivants (Figure 3.20 a)). Deux éléments peuvent expliquer ce phénomène. Lors du premier balayage laser, le bain de fusion se forme à une hauteur située entre le lit de poudre et le substrat. Et, comme présenté pour le cas du mono-cordon (cf. partie 3.2.1), le premier cordon se construit sur une couche de poudre plus épaisse qu'en théorie, ce qui réduit la VED par définition, et réduit donc la taille du bain de fusion. Ensuite, lorsque le laser entame la fusion du deuxième cordon, l'interaction laser-matière se fait avec une surface dénudée, et nécessite donc moins d'énergie puisque le volume de matière à fondre est moins important, et le bain de fusion se forme ici à une hauteur plus basse que pour le premier cordon (Figure 3.22).

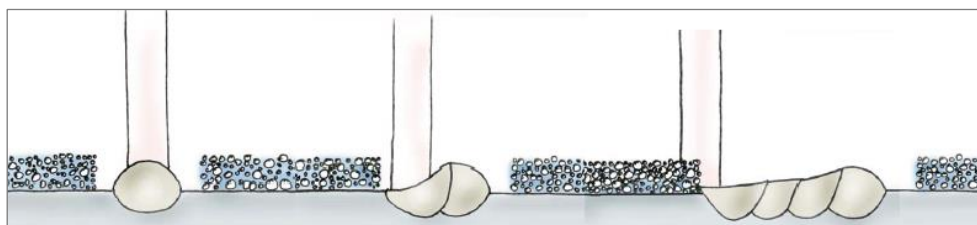


Figure 3.22 : Schéma de la réduction de hauteur de cordon entre le premier cordon et les suivants [31]

### b. Effet de la superposition

Les résultats de largeur et profondeur de cordon en fonction du nombre de couches superposées sont reportés respectivement en Figure 3.23 a) et b). Ici encore, il n'est pas possible de tirer de conclusion quant à une éventuelle influence de la superposition de couches sur la morphologie des cordons, que ce soit largeur ou profondeur. En effet, les résultats de largeur et de profondeur de cordon ne semblent pas suivre de tendance en fonction du nombre de couches superposées. En particulier pour les résultats de profondeur qui sont très dispersés, et d'autant plus à forte VED.

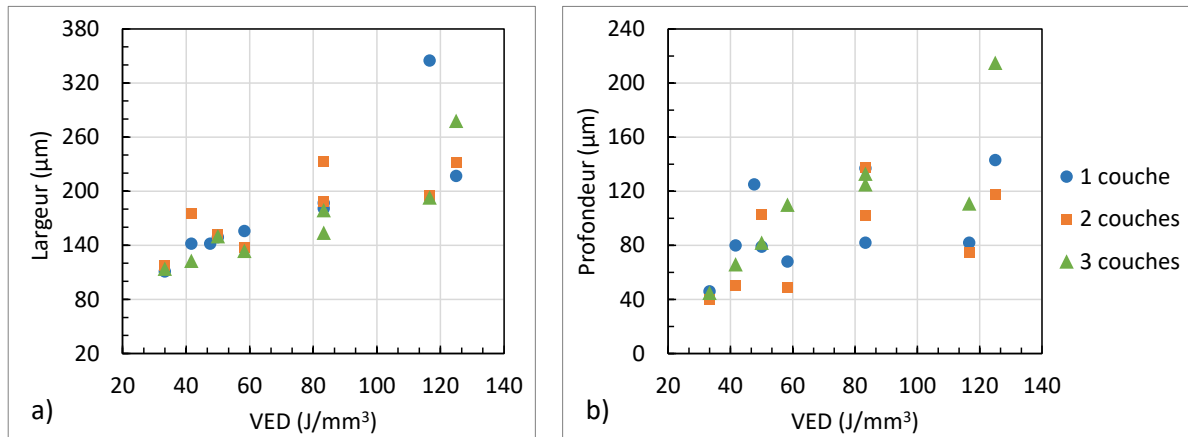


Figure 3.23 : Influence du nombre de couches sur a) la largeur du cordon ; b) la profondeur du cordon

### 3.3.1.3 Influence de la position

Des cordons ont été construits avec la paramétrie constructeur aux quatre coins du plateau, afin de déterminer une éventuelle influence de la position sur la géométrie de cordon. La position sur le plateau peut influencer notamment le débit du flux d'argon, étant donné que le débit volumique n'est pas homogène sur l'ensemble du plateau de fabrication (cf. Annexe 3). Les résultats de largeur et profondeurs sont reportés en Figure 3.24 a) et b), avec les positions basses désignant les positions proches de la grille d'admission d'argon, tandis que les position hautes en sont éloignées.

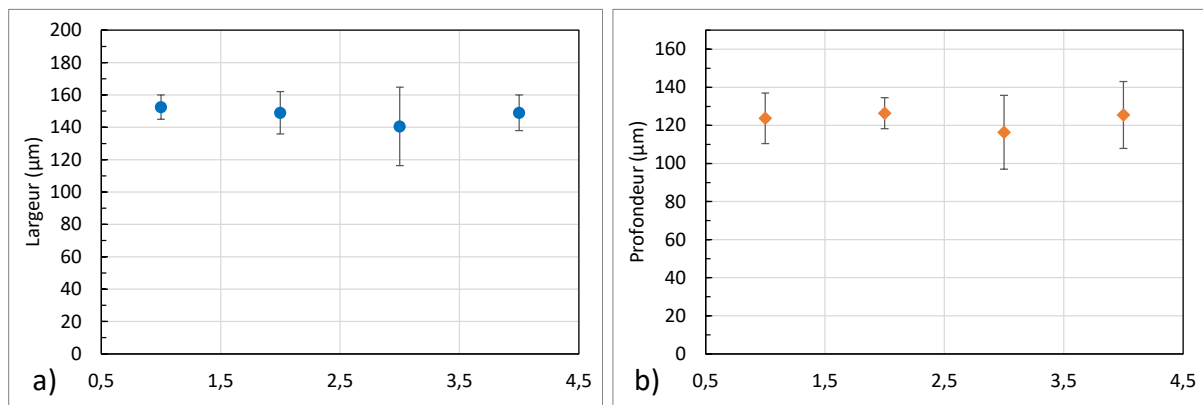


Figure 3.24 : Graphique a) de la largeur en fonction de la position sur le plateau ; b) de la profondeur en fonction de la position sur le plateau

D'après ces résultats, il semble qu'il n'y ait pas d'influence de la position sur la géométrie du cordon, malgré une dispersion des résultats plus importante pour les cordons réalisés sur le coin droit, le plus éloigné de la grille d'admission du flux d'argon.



### 3.3.2 Du cordon à la pièce

L'attention s'est portée ici sur la transition entre cordon et pièce réelle, pour le cas d'un mur fin, afin de mieux identifier l'impact de la géométrie du cordon sur les dimensions d'une pièce réelle. A cet effet, un plateau (Figure 3.25) a été réalisé, et contient des jeux de cordons disposés sur un bloc support, ce dernier étant construit avec la paramétrie constructeur (Tableau 2.5). Les jeux de cordons sont de faibles longueurs et sont réalisés avec une stratégie en aller-retour (Figure 3.26). Ces jeux de cordons sont assimilables à des murs d'épaisseurs variables, et ont été construits sur une couche, ainsi que sur cinquante couches. Ce choix arbitraire a pour but de représenter la transition de la juxtaposition de cordon en monocouche vers une pièce réelle, avec empilement de nombreuses couches.

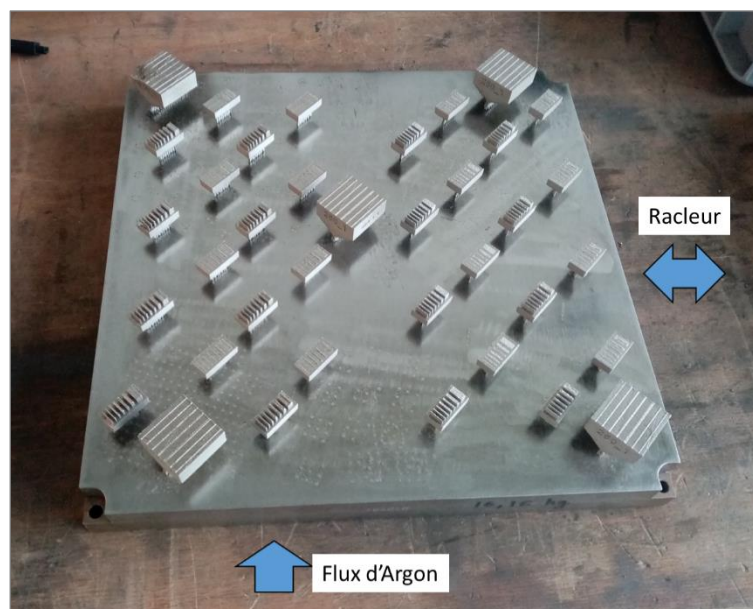


Figure 3.25 : Plateau de fabrication pour les variations de longueur de cordon

L'objectif de cette étude est d'observer comment les écarts dimensionnels au niveau des géométries observées évoluent au fil de la construction, et ce pour des variations de longueurs de cordons, de VED, et d'utilisation ou non de contour. La dimension caractérisée est l'épaisseur des murs de 1 et de 50 couches construites. Ici la trajectoire des cordons est perpendiculaire à la longueur du mur. Ainsi, ce n'est pas la largeur du cordon qui impacte la dimension des murs mais plutôt l'avant du bain de fusion dans la direction de balayage du laser. Les dimensions sont mesurées au microscope optique en vue de dessus en 3 différentes positions de chaque mur, à savoir bas, milieu et haut dans le sens de la longueur du cordon.

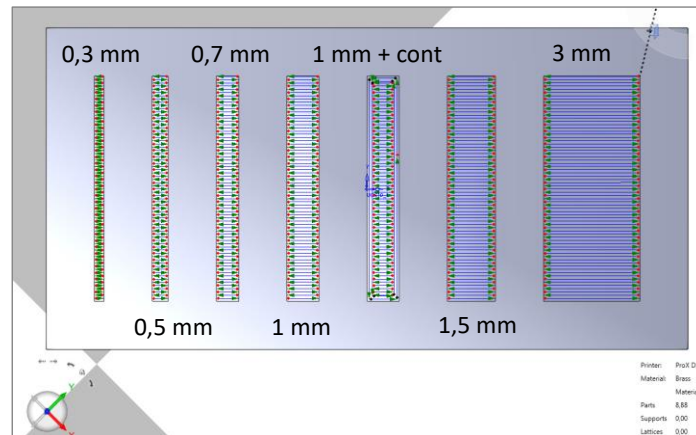


Figure 3.26 : Dimensions et stratégie de balayage des différents éléments fabriqués (« cont » pour contour)

### 3.3.2.1 Influence de la longueur de cordon

Le premier paramètre étudié est la longueur de cordon. L'objectif est d'observer si le fait de fabriquer des cordons de faible longueur permet de mieux maîtriser leurs dimensions. L'hypothèse à vérifier est : est-ce que la fabrication de cordons courts, ne permettant pas le refroidissement du cordon déposé avant le dépôt du suivant, entraîne une augmentation de leurs dimensions, et notamment un allongement à l'avant du bain de fusion dans le sens du balayage. Dans ce cas, les cordons sont réalisés dans le sens de l'épaisseur du mur, et ce n'est donc pas la largeur mais plutôt la longueur du cordon qui peut induire des écarts dimensionnels au niveau de l'épaisseur des murs.

Les épaisseurs des murs varient de 0,3 mm à 3 mm (Figure 3.26) et sont réalisés à partir de cordons en stratégie aller-retour, et sans étape de contour.

Les images micrographiques des murs révèlent la présence de particules collées à la surface des murs de 50 couches, et pas sur ceux d'une couche (Figure 3.28), ce qui interroge sur le résultat de mesure d'épaisseur en fonction de la méthode de mesure choisie. En effet, déterminer une épaisseur moyenne à l'aide d'une méthode de type « ajustement gaussien » se traduit par des dimensions mesurées plus petites que pour le cas d'une mesure d'épaisseur maximale avec une méthode de type « tangent extérieur matière » (Figure 3.27).

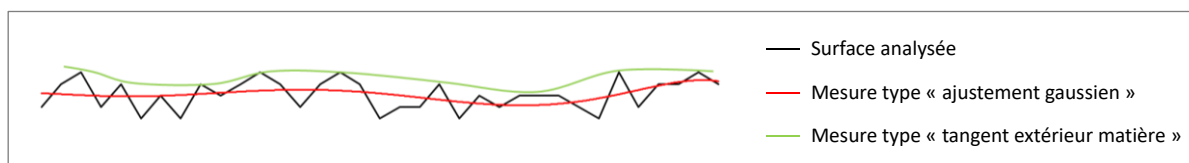


Figure 3.27 : Illustration de la différence de méthode de mesure sur une surface donnée

Or, étant donné que les pièces de géométrie mur qui sont analysées dans la partie 4.3 ont été mesurées à l'aide d'une MMT munie d'un stylet avec palpeur, il semble plus pertinent de mesurer les épaisseurs de ces murs à l'aide de la méthode de type « tangent extérieur matière » (Figure 3.28 c) et d)). En effet, lorsqu'une pièce rugueuse est mesurée par MMT, le palpeur effectue un effet filtre mécanique dont l'effet croît avec le diamètre du palpeur (cf. partie 1.3.2.1c).

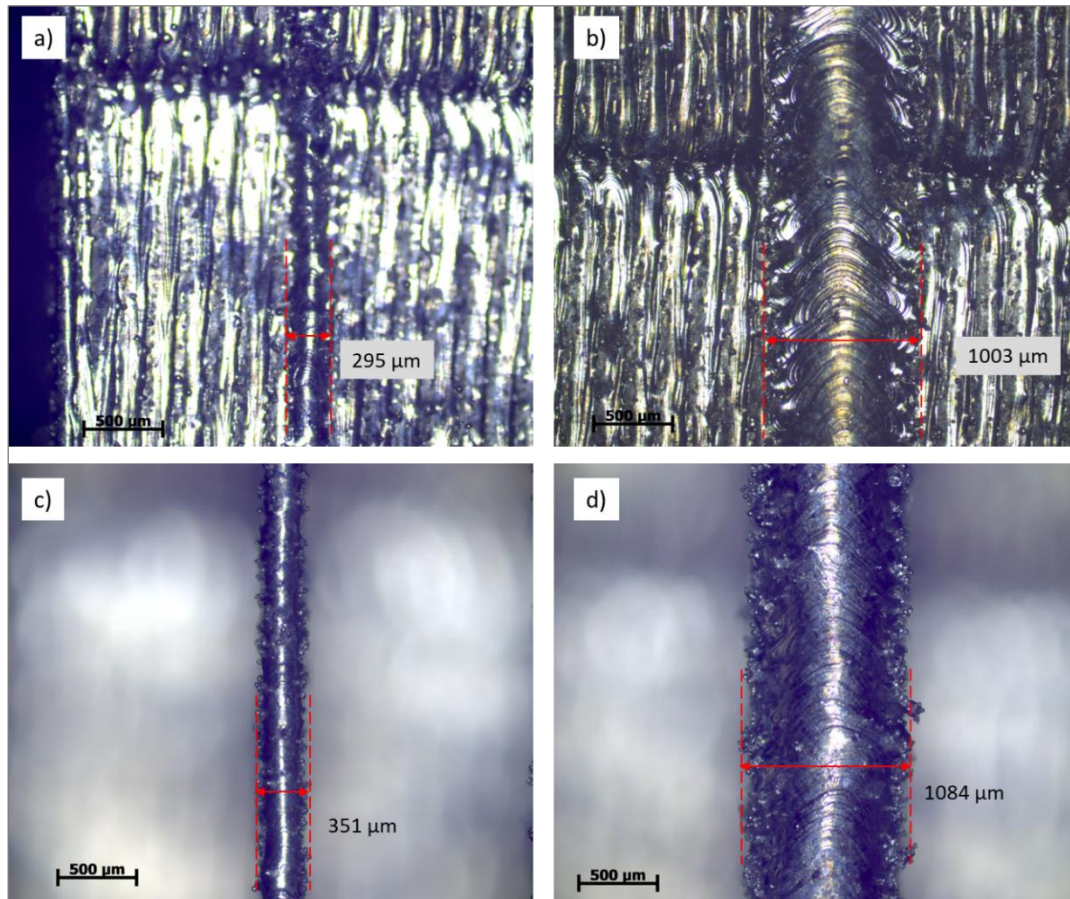


Figure 3.28 : Image micrographiques de mesure d'épaisseur de murs, pour  $P=250$  W,  $v=0,9$  m/s : a) 1 couche de 0,3 mm d'épaisseur nominale ; b) 1 couche de 1 mm d'épaisseur nominale ; c) 50 couches de 0,3 mm d'épaisseur nominale ; d) 50 couches de 1 mm d'épaisseur nominale

La Figure 3.29 illustre les résultats d'écart absolu sur l'épaisseur pour les différents murs de 1 et 50 couches construites. La première chose qui apparaît est qu'il est difficile de déterminer des tendances en fonction de l'épaisseur nominale pour chacun des cas étudiés. Les résultats montrent néanmoins des erreurs plus importantes pour les murs de 50 couches – entre 50 et 70  $\mu\text{m}$  – que pour ceux en monocouche – entre 0 et 25  $\mu\text{m}$ , à l'exception du mur de 3 mm d'épaisseur nominale. A noter qu'une erreur absolue de 50  $\mu\text{m}$  pour un mur de 0,3 mm d'épaisseur représente une erreur relative de plus de 16%, ce qui est loin d'être négligeable.

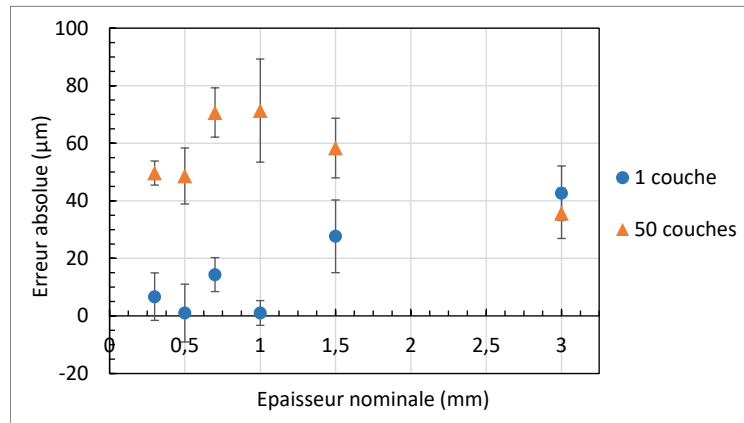


Figure 3.29 : Influence de l'épaisseur nominale sur les écarts dimensionnels

Cette différence s'explique principalement par la présence de particules sur les parois des murs de 50 couches. Ces particules sont vraisemblablement des agglomérations de poudre avoisinante (1.3.2.1a), et ne sont présentes que pour les murs de 50 couches. L'origine de cette différence est encore une fois probablement due à la dénudation. En effet, dans le cas de la première couche, l'épaisseur de poudre au niveau des bords des murs n'est que de  $60\ \mu\text{m}$ , puisque c'est de la matière solidifiée – i.e. le bloc support – qui se trouve sous la première couche. Passés les premiers cordons, la dénudation éloigne la poudre aux bords du mur et ne provoque pas d'agglomération. En revanche, pour le cas du mur de 50 couches, l'épaisseur de poudre sous-jacente au niveau des bords du mur est bien plus importante et la dénudation ne peut pas éloigner toute la poudre (Figure 3.30).

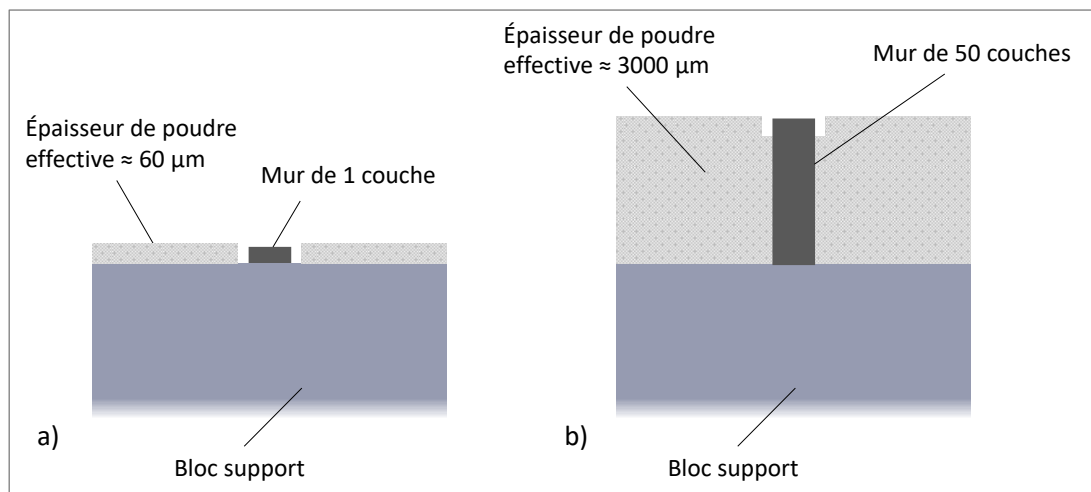


Figure 3.30 : Schéma illustrant la différence d'épaisseur de poudre avec zones de dénudation lors de a) la 1<sup>ère</sup> couche ; b) la 50<sup>ème</sup> couche

En revanche, les murs de 3 mm ne présentent pas de variation d'erreur dimensionnelle sur l'épaisseur mesurée en fonction du nombre de couches comme c'est le cas pour les autres murs. Une hypothèse permettant d'expliquer cette différence de comportement serait que, pour le mur de 50 couches, le phénomène de retrait de matière prédomine du fait du plus grand volume de

matière chauffé, et compense ainsi les écarts dimensionnels dus aux particules de poudre, réduisant ainsi l'épaisseur du mur de 50 couches à celle du mur d'une couche.

Quoi qu'il en soit, les éléments actuels ne sont pas suffisants pour conclure et plus d'investigations sont nécessaires pour appuyer les hypothèses avancées.

### 3.3.2.2 Influence de la VED

Les murs étudiés ici sont des murs de 1 mm d'épaisseur et ont été fabriqués pour différents couples puissance laser-vitesse de balayage afin de faire varier la VED (Tableau 3.1). Ce choix de paramètres a été fait de manière à avoir une paramétrie dont la VED est supérieure à celle de la paramétrie constructeur (*Ph*), une paramétrie de VED inférieure (*Pb*), et une paramétrie de VED égale à la paramétrie constructeur mais de puissance et vitesse plus élevées (*Pm*).

Tableau 3.1 : Paramètres du procédé utilisés pour l'étude de l'influence de la VED

Paramétrie	Std	Ph	Pb	Pm
<i>P</i> (W)	253	350	253	400
<i>v</i> (mm/s)	900	900	1875	1425
VED (J/mm <sup>3</sup> )	46,8	64,8	22,5	46,8

Les résultats d'écarts dimensionnels en fonction de la VED (Figure 3.31) illustrent ici aussi l'écart plus important pour les murs de 50 couches que pour les murs d'une couche. Il est difficile de dresser une tendance d'évolution des écarts dimensionnels en fonction de la VED. Mais il est important de noter qu'à VED identiques – pour les paramétries *Pm* et *Std* – les résultats diffèrent, avec des écarts plus faibles pour la paramétrie avec les valeurs de puissance et vitesse plus faibles. Ces analyses vont dans le même sens que ce qui a été observé sur les multi-cordons en fin de partie 3.3.1.1.

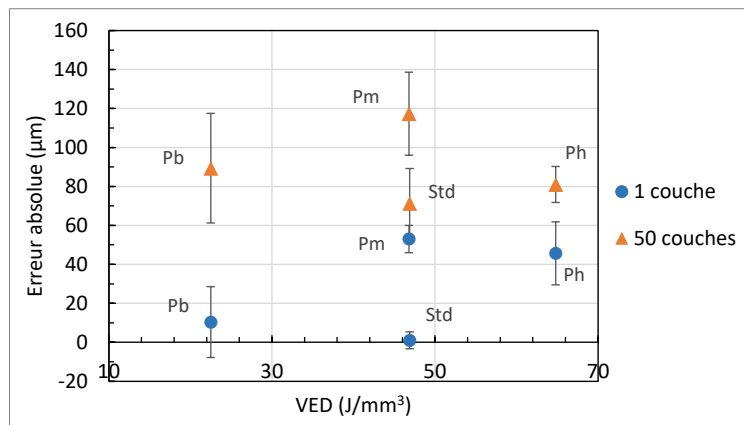


Figure 3.31 : Influence de la VED sur les écarts dimensionnels

Un autre résultat intéressant est qu'en observant la cartographie des régimes de stabilité (voir Figure 3.11 en partie 3.2.2.2), il ressort que l'utilisation de la paramétrie  $Pb$  (253 W ; 1,875 m/s ;  $VED=22,8 \text{ J/mm}^3$ ), la moins énergétique, résulte en des cordons instables. Or, le mur construit avec cette paramétrie ne présente pas d'écarts dimensionnels plus importants que les autres (Figure 3.31). Par ailleurs, les images micrographiques (Figure 3.32) révèlent que le mur construit à paramétrie  $Pb$  ne présente pas de chevrons de solidification comme les autres paramétries, mais se construit correctement. Il est néanmoins possible de se questionner au sujet de la santé matière des pièces construites avec cette paramétrie.

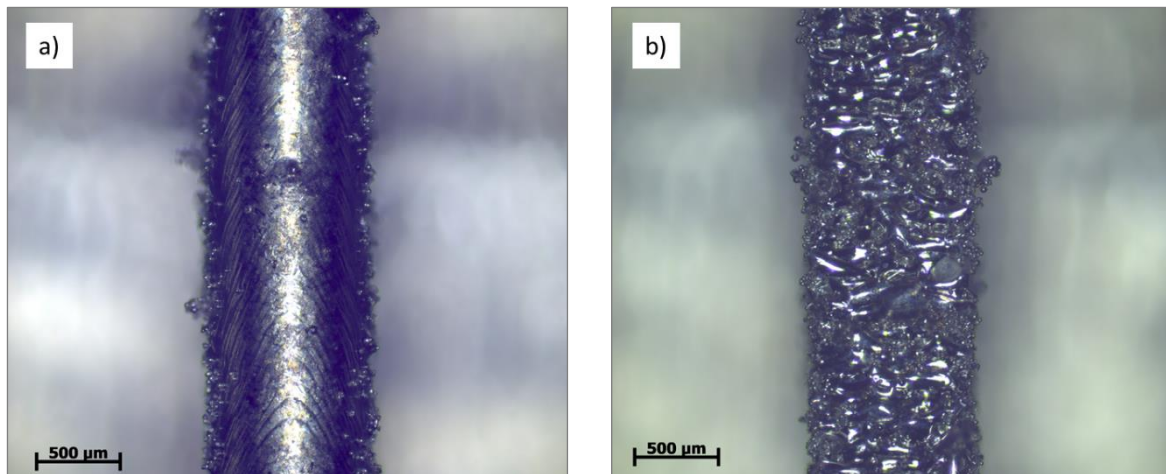


Figure 3.32 : Images micrographiques de murs de 1 mm d'épaisseur de 50 couches : a) pour  $P=350 \text{ W}$  et  $v=0,9 \text{ m/s}$  ; b) pour  $P=253 \text{ W}$  et  $v=1,875 \text{ m/s}$

### 3.3.2.3 Influence de l'étape de contour

Certains murs ont été réalisés avec des étapes de contour afin de constater l'impact de celles-ci sur les dimensions. La paramétrie de contour est constante pour tous les murs, et consiste en deux étapes de contour avec une puissance de 180 W et une vitesse de 0,9 m/s. Les variations de VED se font donc pour l'étape de remplissage.

D'après les résultats (Figure 3.33) il semble que les écarts dimensionnels pour les murs d'une couche augmentent en fonction de la VED, mais cette évolution est assez lente. La tendance semble inversée pour les écarts dimensionnels des murs de 50 couches en fonction de la VED.

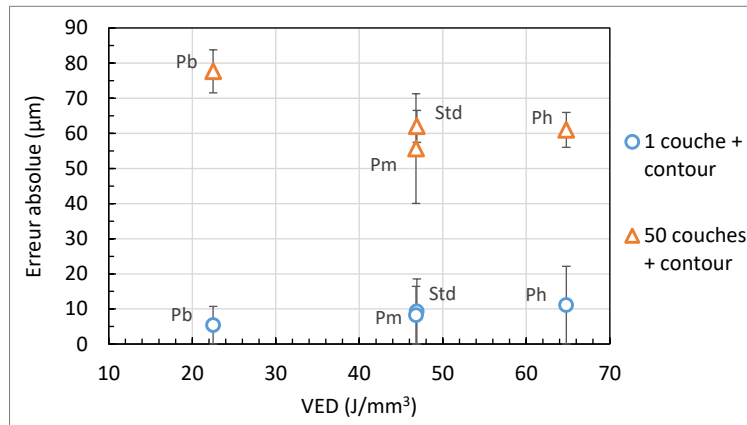


Figure 3.33 : Influence de la VED sur les écarts dimensionnels avec contour

La Figure 3.34 montre que les écarts des murs avec contour sont autour de 60 µm et sont plus faibles que pour les murs sans contour, notamment car ils permettent de réduire la taille des particules fixées sur les parois (Figure 3.35). Les particules sont plus fines en raison de la VED plus faible utilisée pour les contours, en comparaison avec l'étape de remplissage. L'écart de VED entre le remplissage et le contour est plus faible pour la paramétrie *Pb* ce qui peut expliquer l'écart moins important entre l'épaisseur de mur avec, et sans contour.

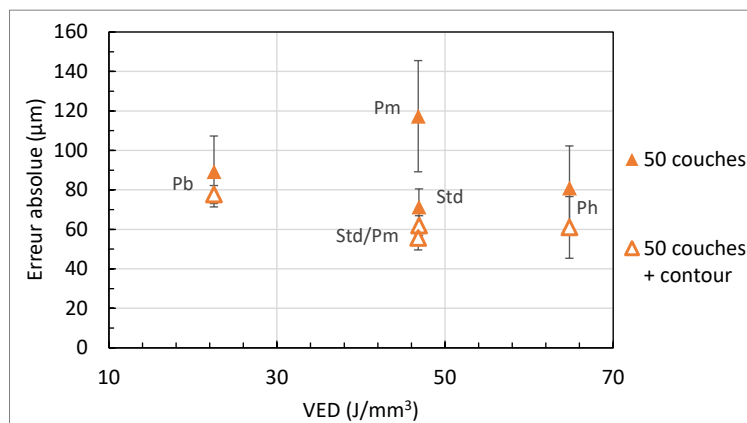


Figure 3.34 : Influence de la VED sur les écarts dimensionnels avec et sans contour

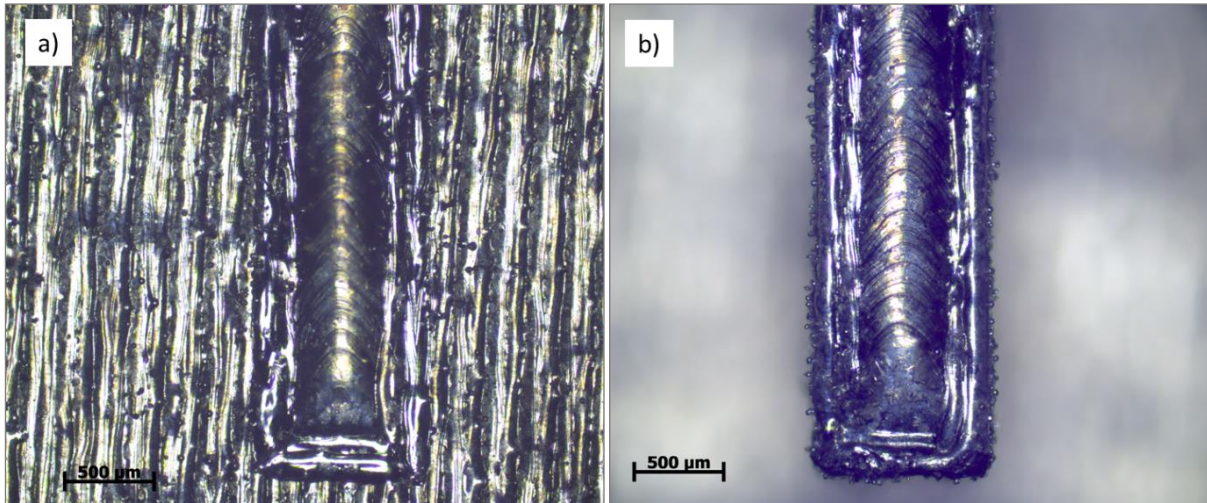


Figure 3.35 : Images micrographiques de murs de 1 mm, pour  $P=250$  W,  $v=0,9$  m/s pour : a) 1 couche construite ; b) 50 couches construites

### 3.3.2.4 Influence de la position sur le plateau de fabrication

Plusieurs murs ont été réalisés à différentes positions sur le plateau avec la paramétrie constructeur *Std* (Figure 3.36), afin de constater l'influence de l'éloignement par rapport au flux d'argon. Ces murs ont une épaisseur nominale d'1 mm, et sont fabriqués avec la paramétrie constructeur. Le mur le plus proche de la grille d'admission est numéroté 1, et le plus éloigné est numéroté 4.

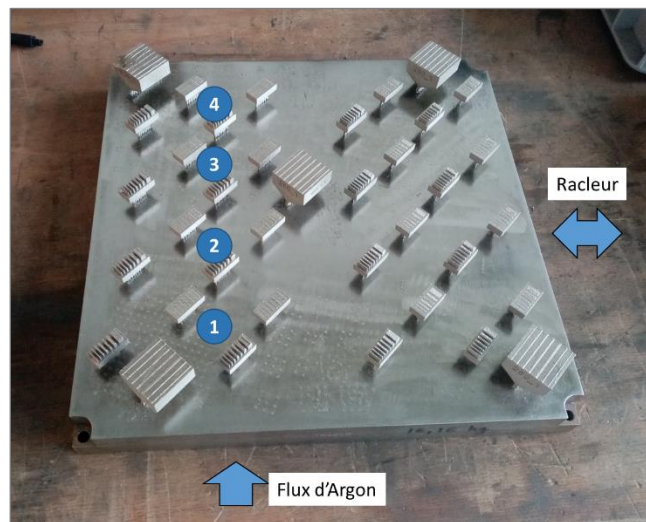


Figure 3.36 : Positions des pièces sur le plateau de fabrication

Les résultats (Figure 3.37) indiquent que l'influence de la position par rapport à la grille d'admission pour les murs d'une couche est négligeable au vu des écarts types. Pour les murs de 50 couches, les écarts dimensionnels sont moins importants en s'éloignant de la grille d'admission, même si l'évolution est faible : de 100 µm à 86 µm. Ces résultats sont contre-



intuitifs puisqu'en s'éloignant de la grille d'admission, le débit en gaz inerte devrait être moins important, et devrait donc être moins efficace pour dissiper les éjectas, en partie responsables de l'augmentation de la rugosité et des écarts dimensionnels sur ces murs.

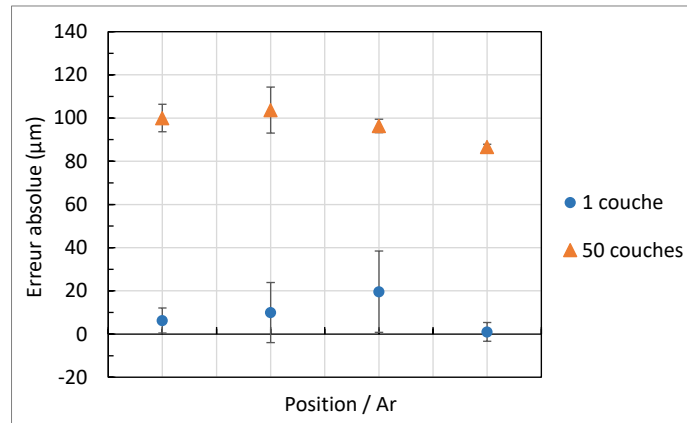


Figure 3.37 : Influence de la position par rapport au flux d'argon sur les écarts dimensionnels

Or, comme le montre la Figure 3.38, dans la machine utilisée, la vitesse du gaz inerte est plus importante en s'éloignant de la grille d'admission. Ainsi l'efficacité du flux d'argon est meilleure en s'éloignant du flux, et la rugosité due aux agglomérations est moindre, ce qui peut expliquer ces résultats. Plus d'informations à ce sujet sont reportées en Annexe 3.

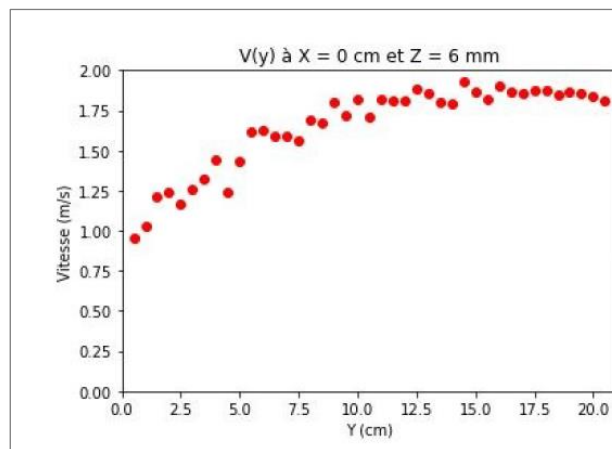


Figure 3.38 : Vitesses du gaz en fonction de la position par rapport à la grille d'admission (Y=0 étant situé au niveau de la grille) – données issue d'AFH

### 3.4 Conclusion du chapitre

Ce chapitre s'est focalisé sur l'étude du cordon de fusion, qui est le plus petit élément constructible en fusion laser sur lit de poudre. Le premier objectif était de déterminer les domaines de stabilité du cordon en fonction des paramètres du procédé, à savoir ici puissance laser et vitesse de balayage. Le choix de faire varier ces paramètres provient des éléments apportés dans l'étude bibliographique, qui ont montré une forte influence de la puissance laser et de la vitesse de

balayage sur le bain de fusion. Le deuxième objectif était centré sur l'aspect dimensionnel du cordon en fonction de différents paramètres.

La cartographie des régimes de stabilité a permis de délimiter les domaines de définition des régimes de balling, humping et stable. Les résultats ont par ailleurs montré que l'utilisation de mono-cordons n'est pas représentative dans le cadre de cette étude puisque les cordons construits avec la paramétrie constructeur se sont avérés instables en mono-cordons, et stables en multi-cordons. De manière plus générale, ces observations invitent à prendre du recul sur la pertinence des mono-cordons dans les pratiques de recherche pour le procédé PBF-LB. Pour revenir aux multi-cordons, il est apparu qu'au moins deux cordons successifs sont nécessaires, même si la juxtaposition d'un nombre supérieur à deux ne semble pas avoir d'influence sur la stabilité.

Les résultats des analyses dimensionnelles des cordons vus en coupe ont montré tout d'abord une augmentation linéaire de la largeur ainsi que de la profondeur avec la VED, obtenue pour des variations de puissance laser et de vitesse de balayage. Seule une des paramétries analysées, celle de plus faible VED à  $P=100$  W et  $v=0,5$  m/s, a débouché sur un cordon en régime de conduction, tous les autres étant en régime de keyhole. Il est apparu en outre qu'après le premier cordon, qui est toujours différent des autres, il n'y avait pas d'influence sur la morphologie de cordon du nombre de cordons juxtaposés, du nombre de couches superposées ou encore de la position sur le plateau.

La transition du cordon vers la pièce a été étudiée pour des murs d'épaisseurs variables construits sur 1 et 50 couches. La principale conclusion de cette partie de l'étude est que les écarts dimensionnels sont bien plus importants pour les murs de 50 couches, principalement du fait de la présence de particules collées sur les surfaces, qui augmentent l'épaisseur mesurée. Par ailleurs, utiliser des étapes de contour permet de réduire les écarts dimensionnels. Néanmoins, l'influence de la VED sur les écarts observés ici étant faible, il n'est pas ressorti de paramétrie permettant d'améliorer les propriétés dimensionnelles. Il aurait été intéressant d'utiliser des paramétries extrêmes – puissance et vitesse très élevées – plus favorables aux instabilités de bain de fusion afin d'évaluer les propriétés dimensionnelles dans les conditions limites du procédé. Enfin, s'éloigner de la grille d'admission semble améliorer légèrement les propriétés dimensionnelles, en raison d'une meilleure efficacité du flux de gaz inerte.

Suite à l'étude à l'échelle du cordon, la prochaine étape est d'étudier les dimensions et géométries à l'échelle de la pièce. Les résultats obtenus sur les cordons permettront notamment d'éclairer les observations présentées dans le Chapitre 4.



# Chapitre 4

## Etude à l'échelle de la pièce

### Contenu

---

4.1	Introduction.....	86
4.2	Artefacts de caractérisation géométrique et dimensionnelle .....	86
4.2.1	Conception des artefacts.....	87
4.2.2	Plan d'essais .....	88
4.2.3	Caractérisation des artefacts .....	90
4.3	Pièces de géométrie simple .....	94
4.3.1	Réalisation des pièces .....	95
4.3.2	Etude thermique.....	97
4.3.3	Ecarts dimensionnels des géométries simples .....	106
4.3.4	Ecarts géométriques des géométries simples .....	112
4.4	Pièces de géométrie peigne .....	119
4.4.1	Conception et réalisation des peignes.....	119
4.4.2	Démarche expérimentale .....	120
4.4.3	Corrélation entre contraintes résiduelles et déformations .....	127
4.5	Structures lattices .....	132
4.5.1	Conception et fabrication des structures lattices .....	132
4.5.2	Ecarts dimensionnels des structures lattices .....	134
4.5.3	Ecarts géométriques des structures lattices.....	145
4.6	Conclusion du chapitre.....	149

---

## 4.1 Introduction

Afin de mieux comprendre les mécanismes à l'origine des variations dimensionnelles et géométriques qui peuvent être rencontrées dans le procédé PBF-LB, il était nécessaire de caractériser ces variations. L'étude bibliographique a révélé que les phénomènes de surchauffe ainsi que les contraintes résiduelles présentes dans la pièce peuvent être à l'origine de déformations significatives. Il a donc été choisi de consacrer une partie de l'étude à la thermique du procédé afin de déterminer son rôle dans l'apparition des déviations. Une autre partie s'est focalisée sur les contraintes résiduelles pour caractériser le lien entre celles-ci et les déformations.

La démarche adoptée a été dans un premier temps de concevoir et fabriquer une pièce dite « artefact » pour obtenir une première évaluation des propriétés géométriques et dimensionnelles du procédé en fonction de la forme de pièce analysée. Les artefacts ont été fabriqués pour différents paramètres du procédé, puissance laser et vitesse de balayage, dans le but de déterminer leur potentielle influence sur les propriétés géométriques et dimensionnelles. Puis des géométries plus simples de type murs, cylindres et tubes ont été réalisées pour différentes paramétries, et ont été caractérisées par MMT ou XCT afin d'évaluer l'influence des paramètres du procédé sur les écarts dimensionnels et géométriques de ces différentes pièces. Le lien entre les contraintes résiduelles et les déformations a quant à lui été caractérisé pour des géométries dites « peignes », souvent utilisées dans la littérature pour les études de contraintes. Enfin, étant donné que le procédé de fabrication permet l'élaboration de géométries complexes, des structures lattices ont été réalisées puis évaluées dimensionnellement, dans l'objectif de mesurer les écarts dimensionnels de ce type de géométries, ici encore pour différentes paramétries. En outre, une étude thermique avec une caméra IR instrumentée a été réalisée sur les géométries murs, peignes et structures lattices afin d'illustrer le rôle de la thermique dans l'apparition des déviations géométriques et/ou dimensionnelles.

## 4.2 Artefacts de caractérisation géométrique et dimensionnelle

Un artefact désigne une pièce servant à évaluer les performances géométriques et dimensionnelle d'un procédé, en l'occurrence d'une machine PBF-LB. L'artefact peut être constitué de spécimens de formes géométriques différentes, permettant d'évaluer plusieurs caractéristiques à la fois [99]. Il peut également ne constituer qu'un paramètre caractérisable, comme c'est le cas pour les artefacts décrits dans la norme ISO 52902:2019 [100].

Ainsi, un artefact a été conçu dans l'objectif d'obtenir une première évaluation des propriétés géométriques et dimensionnelles du procédé pour différentes formes géométriques de pièces, ce qui permet en outre d'identifier les géométries d'intérêt pour la suite de l'étude. L'artefact a

ensuite été fabriqué pour différentes paramétries puissance-vitesse, afin de déterminer l'influence des paramètres du procédé sur les écarts dimensionnels et géométriques.

### 4.2.1 Conception des artefacts

L'objectif est de concevoir un artefact qui permette de caractériser les propriétés dimensionnelles et géométriques de la machine, tout en étant compact, permettant ainsi de fabriquer plusieurs artefacts par plateau de fabrication. La conception s'inspire librement des conceptions présentes dans la littérature [99] ainsi que de la norme ISO 52902:2017 [100], et contient différentes formes en une pièce unique, en opposition avec la norme qui présente 7 artefacts différents (Figure 4.1).

Les premières formes implémentées sur l'artefact étant inspirées de la norme sont des murs fins, afin d'évaluer les propriétés dimensionnelles et géométriques sur la géométrie la plus simple possible, et ce pour différentes épaisseurs et hauteurs de murs. Ils doivent permettre également de déterminer la résolution dimensionnelle, i.e. le plus petit mur réalisable sur cette machine PBF-LB. Des cylindres ont ensuite été ajoutés pour évaluer les propriétés dimensionnelles et géométriques d'éléments non rectilignes à différents diamètres. Ces cylindres sont construits pleins et creux afin de déterminer la résolution dimensionnelle de la machine pour ces deux types de géométries. A cela s'ajoutent des rampes de différents angles, permettant d'évaluer l'écart angulaire ainsi que l'état de surface des formes en fonction de l'orientation par rapport à la direction de construction.

La norme préconise de construire des géométries fentes dont l'objectif est de déterminer le plus petit espace réalisable entre deux pièces, mais il a été choisi de ne pas en réaliser car plus complexes à caractériser avec les moyens disponibles. Les pièces comportant des étiquettes (« label » en anglais) n'ont pas non plus été ajoutées car il a été jugé superflu d'évaluer la capacité de la machine à réaliser des caractères écrits. Enfin, la pièce permettant d'évaluer des défauts de positionnement a été remplacée par des créneaux espacés régulièrement. Ils permettent d'évaluer la répétabilité dimensionnelle en plus des éventuels défauts de positionnement.

La norme n'en faisait pas mention, mais des demi-sphères ont été ajoutées sur l'artefact afin d'évaluer les surfaces sphériques produites par le procédé, car ces géométries peuvent être difficiles à réaliser. Des murs consistant en un empilement de mono-cordons, appelés voiles fins, ont également été ajoutés sur l'artefact afin d'évaluer les propriétés dimensionnelles du plus petit mur constructible par la machine.

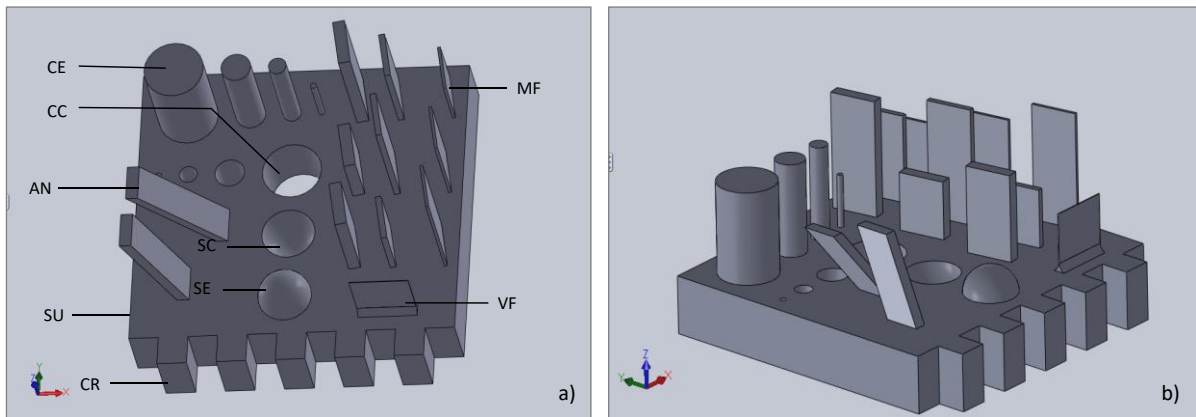


Figure 4.1 : Modèle 3D de l'artefact sur Solidworks a) vue de dessus ; b) vue isométrique

Les différents éléments de l'artefact sont dénommés comme suit :

- AN désigne des rampes inclinées de  $50^\circ$  et  $70^\circ$  par rapport au substrat ;
- CE désigne les cylindres pleins, de diamètre 10 mm, 5 mm, 3 mm et 1 mm ;
- CC désigne les cylindres creux de diamètre 10 mm, 5 mm, 3 mm et 1 mm ;
- MF désigne les murs fins d'épaisseur 2 mm, 1 mm et 0,5 mm, à trois hauteurs différentes ;
- SE désigne la demi-sphère pleine de diamètre 9 mm ;
- SC désigne la demi-sphère creuse de diamètre 9 mm ;
- CR désigne les crêneaux espacés de 5 mm et d'épaisseur 5 mm ;
- VF désigne le voile fin, fait par empilement de mono-cordons, d'épaisseur de 0,1 mm ;
- SU désigne le substrat de 55 mm de côté.

#### 4.2.2 Plan d'essais

Les paramètres du procédé pris pour référence sont ceux préconisés par le constructeur (cf. partie 2.2.2.2). Etant donné que la paramétrie constructeur a été élaborée pour optimiser la santé matière des pièces, il est intéressant de faire varier les paramètres autour de celle-ci afin de déterminer s'il existe une paramétrie permettant d'optimiser la conformité au modèle numérique en termes de dimensions et de géométrie de pièce.

Les artefacts ont donc été construits pour des paramètres puissance laser et vitesse de balayage différents afin d'évaluer l'influence de ces paramètres et de la VED sur les propriétés dimensionnelles et géométriques, avec des variations au niveau de la puissance laser et de la vitesse de balayage, reportées dans le Tableau 4.1. Ces paramètres sont identiques à ceux présentés en partie 3.3.2.2. Ce choix a été fait afin de conserver une continuité dans les choix de paramètres et de pouvoir comparer les résultats si cela est nécessaire. Trois artefacts par paramétrie ont été réalisés pour évaluer la répétabilité du procédé et ont été construits sans support de fabrication.

Tableau 4.1 : Paramètres du procédé choisis pour les artefacts

Définition	Puissance (W)	Vitesse (m/s)	Puissance contour (W)	Vitesse contour (m/s)
Standard : Std	253	0,9	180	0,9
VED - : Pb	253	1,875	180	0,9
VED + : Ph	350	0,9	180	0,9
VED = : Pm	400	1,425	180	0,9

Les artefacts sont inclinés de  $10^\circ$  par rapport à l'axe Z de sorte que les murs fins soient face au déplacement du racleur, mais que le bord du substrat ne le soit pas (Figure 4.2 a)). L'objectif est d'éviter que le racleur rencontre brutalement un front de matière solidifiée trop important. Cela permet d'éviter un mauvais étalement de la poudre, car un lit de poudre mal étalé peut notamment générer des manques de fusions [79]. Cela permet également de prendre en compte le potentiel effet du racleur sur la construction des murs. Cependant, lors de la fabrication, les 4 pièces à l'avant du plateau n'ont pas pu être construites en raison d'un décrochage prématuré des pièces lors de la fabrication comme le montre la Figure 4.2 b)). Ce décrochage résulte probablement d'une présence de contraintes résiduelles suffisamment importantes pour rompre le lien mécanique entre la pièce et le plateau de fabrication (cf. partie 1.3.2.3c). De plus, le bourrelet observable sur les artefacts défectueux (Figure 4.2 b)) traduit un mauvais étalement de la poudre dû au décrochage préalable.

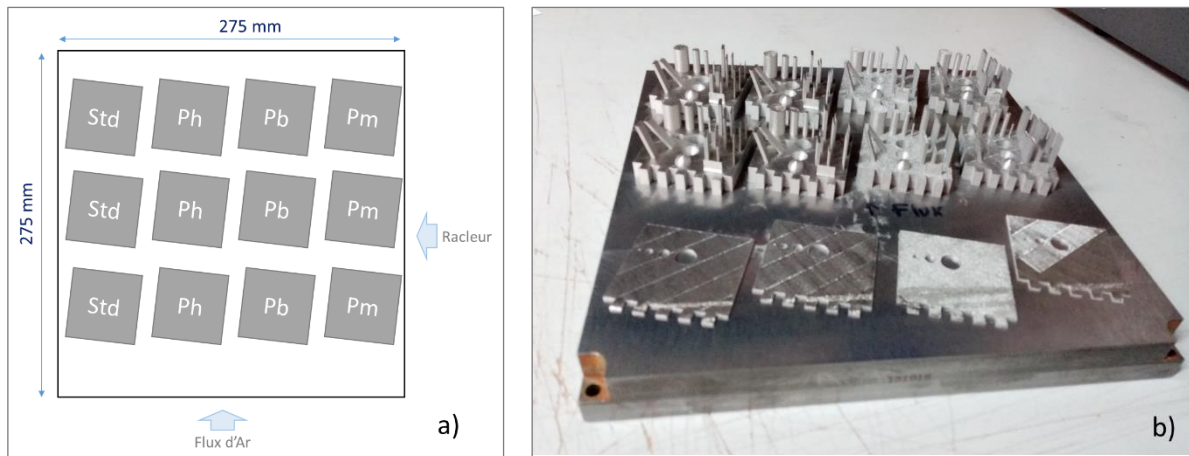


Figure 4.2 : a) Disposition des artefacts sur le plateau ; b) artefacts après fabrication



### 4.2.3 Caractérisation des artefacts

Les pièces ont été caractérisées dimensionnellement et géométriquement par MMT avant d'être détachées du plateau de fabrication afin de s'affranchir des éventuelles déformations dues au relâchement de contraintes résiduelles.

Pour faciliter la lecture des résultats, les différentes appellations des formes de l'artefact ont été recensées en Figure 4.3.

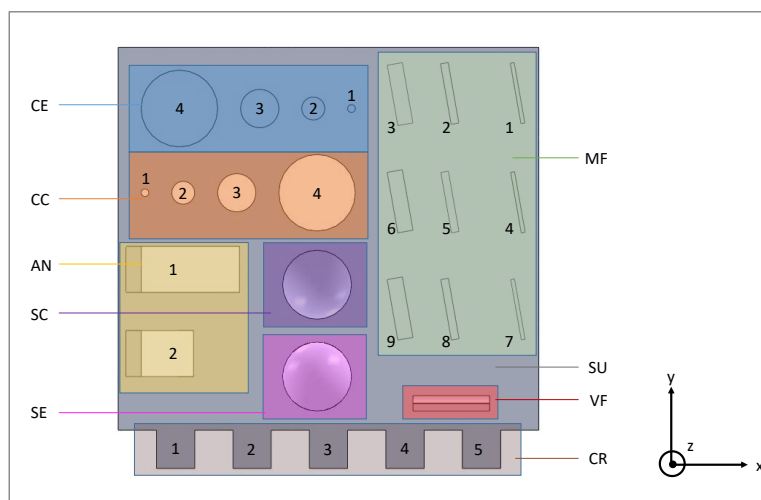


Figure 4.3 : Représentation de l'artefact, et nomenclature des différentes formes mesurées

Au final, toutes les formes présentes sur l'artefact n'ont pas pu être caractérisées. En l'occurrence, les résultats des voiles fins ne seront pas présentés car la construction de ces derniers a échoué lors du processus, certainement en raison de la trop faible épaisseur de cette forme. Les résultats de répétabilité sur les créneaux et d'état de surface sur les rampes n'ont pas été effectués et ne seront donc pas présentés non plus.

#### 4.2.3.1 Ecart dimensionnel de l'artefact

Les dimensions ont été mesurées sur les différents éléments de l'artefact, et ont permis d'évaluer les écarts par rapport aux dimensions nominales selon l'axe  $z$ , la direction de fabrication, et selon  $xy$  le plan de fabrication.

Les résultats des écarts selon  $z$  désignent les écarts sur la hauteur des éléments analysés, et sont reportés en Figure 4.4 sous la forme d'erreur absolue entre la hauteur nominale prise pour référence et la hauteur mesurée. Il apparaît dans un premier temps que les résultats sont assez disparates en fonction de la géométrie et de la paramétrie utilisée, et aucune tendance n'est visible. Ainsi, les écarts dimensionnels pour les cylindres CE varient entre  $-20 \mu\text{m}$  et  $110 \mu\text{m}$ , avec un pic à  $275 \mu\text{m}$  pour CE1 à la paramétrie  $Ph$ . Pour les rampes, l'élément AN1, inclinée de  $50^\circ$  par rapport au substrat, présente une erreur de  $-50 \mu\text{m}$  à  $130 \mu\text{m}$  par rapport à la hauteur nominale.

La rampe AN2, inclinée de 70°, présente des erreurs systématiquement négatives de 50  $\mu\text{m}$  à 90  $\mu\text{m}$ , et s'est donc plus affaissée que celle de 50°. Cette observation est contre-intuitive, puisqu'il semblait logique que plus une pièce est inclinée, plus elle s'effondre. Concernant les murs MF, les résultats sont ici encore disparates avec des dimensions mesurées entre 125  $\mu\text{m}$  plus basses et 120  $\mu\text{m}$  plus hautes que la hauteur nominale. Le substrat présente des erreurs absolues assez élevées, entre -115  $\mu\text{m}$  et -470  $\mu\text{m}$ .

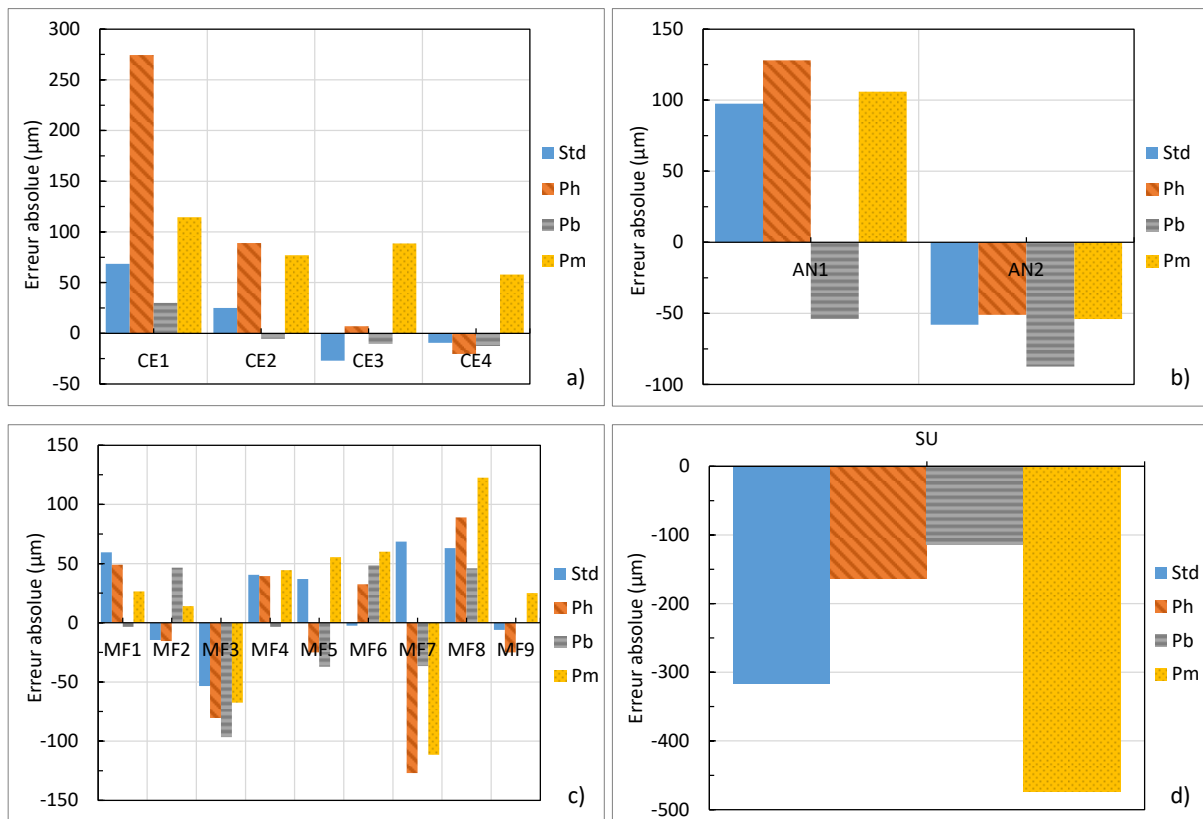


Figure 4.4 : Ecarts dimensionnels selon z pour a) les cylindres CE ; b) les rampes AN ; c) les murs fins MF ; d) le substrat SU

Les écarts dimensionnels selon  $xy$  désignent les écarts sur le plan horizontal, en l'occurrence sur les diamètres des cylindres et des demi-sphères, sur la largeur du substrat, et sur l'épaisseur des murs fins. Les résultats sont reportés en Figure 4.5, et représentent l'erreur absolue entre la dimension nominale et la dimension mesurée de chaque élément. Les écarts dimensionnels sont systématiquement négatifs, indiquant que chacune des formes est sous dimensionnée par rapport à la forme théorique. Ce sous-dimensionnement pourrait s'expliquer par un retrait de matière ou encore par la densification de la poudre. Par ailleurs, il apparaît que les erreurs absolues sont toutes inférieures à 150  $\mu\text{m}$ . En considérant ces résultats sous la forme d'écarts relatifs plutôt qu'absolus, il apparaît que ce sont les dimensions les plus petites qui sont le plus sujettes aux erreurs dimensionnelles. En effet, les formes qui présentent les écarts relatifs les plus importants sont CE1 ( $\approx 6\%$ ), CC1 ( $\approx 12\%$ ), MF4 ( $\approx 5\%$ ) et MF7 ( $\approx 5\%$ ), avec CE1 et CC1 qui ont un diamètre de 1 mm, et MF7 et MF4 qui ont des épaisseurs de 0,5 mm.

De plus, les résultats semblent assez différenciés en fonction de la géométrie de la forme. Par exemple au niveau des cylindres, les cylindres creusés CC ont des écarts absolus bien plus importants que les cylindres extrudés CE pour un diamètre nominal égal :  $-20\ \mu\text{m}$  à  $-60\ \mu\text{m}$  pour CE et entre  $-80\ \mu\text{m}$  et  $-120\ \mu\text{m}$  pour CC. Cela peut s'expliquer par la rugosité interne des cylindres creusés, accentuant l'effet de sous dimensionnement de la forme mesurée.

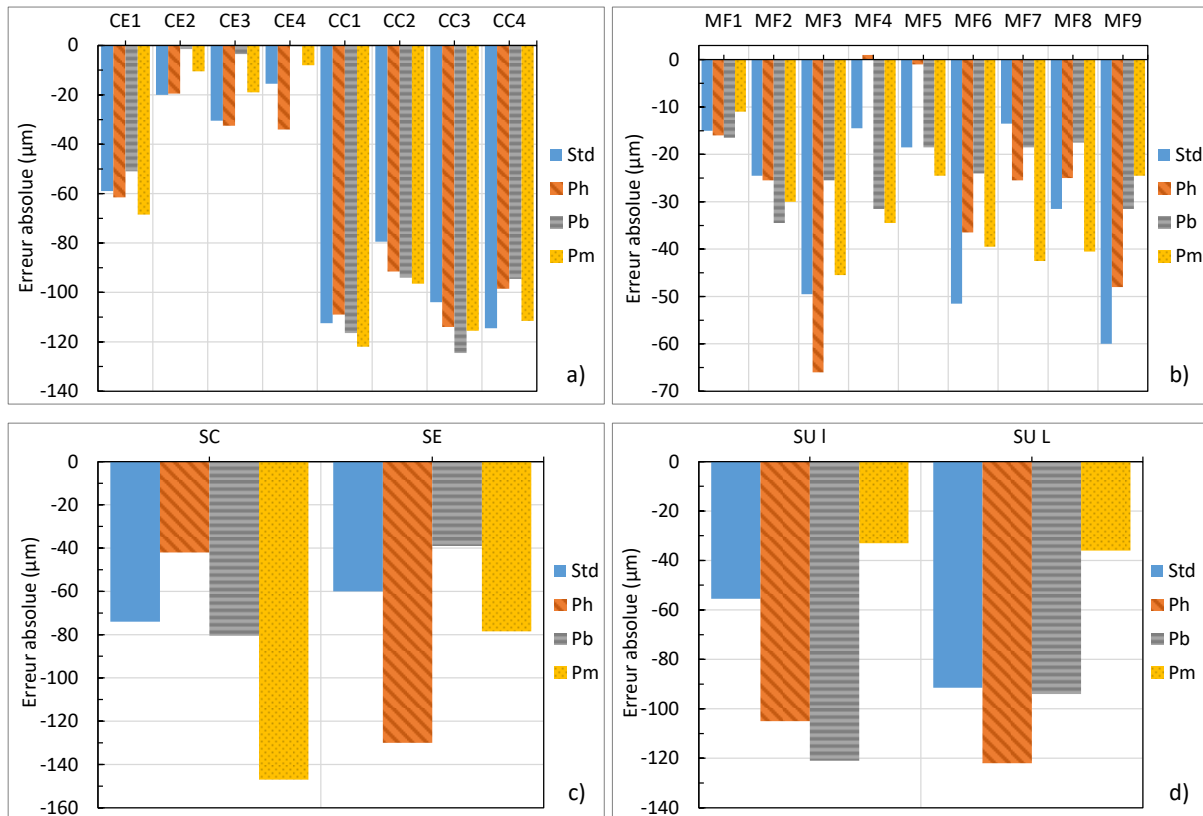


Figure 4.5 : Ecarts dimensionnels selon  $xy$  pour a) les cylindres CE et les trous CC ; b) les murs fins MF ; c) les demi-sphères SC et SE ; d) le substrat SU

Par ailleurs, en analysant les résultats en  $z$  et en  $xy$ , il est très compliqué de déterminer une quelconque influence de la puissance ou de la vitesse sur ces valeurs, ce qui est surprenant au vu de l'influence qu'ont ces paramètres sur les défauts dimensionnels (cf. partie 1.3.2), ou en comparaison avec ce qui a pu être observé sur d'autres matériaux [101]. Les effets de paramètres puissance vitesse ont peut-être été gommés par les 2 étapes de contour réalisées à la même paramétrie ( $P=180\ \text{W}$ ,  $v=900\ \text{mm/s}$ ) pour tous les artefacts, cela est donc à approfondir dans de futurs essais. De plus, l'incertitude élargie est estimée à  $50\ \mu\text{m}$  à  $k=2$ , ce qui pousse à relativiser les observations. Il apparaît en outre que les écarts sont fortement dépendant de la géométrie, comme l'a montré le regroupement des valeurs d'écarts dimensionnels en fonction de la forme analysée.

### 4.2.3.2 Ecart géométriques de l'artefact

Les écarts au niveau de la géométrie ont été quantifiés par les mesures des paramètres géométriques à savoir la cylindricité pour les cylindres, la planéité pour le substrat, la sphéricité pour les demi-sphères, et l'angularité pour les rampes (définitions en partie 1.3.1.1b). Les mesures de cylindricité en Figure 4.6 a) présentent des valeurs autour de 40  $\mu\text{m}$ , excepté pour le CE4 légèrement supérieur, et pour CC3 et CC4 qui peuvent avoir une cylindricité supérieure à 100  $\mu\text{m}$ . Quant aux mesures de sphéricité et de planéité du substrat (Figure 4.6 b) et c)), les tolérances sont plutôt de l'ordre de la centaine de micromètres, avec des valeurs moins contrastées. Les mesures d'angularité (Figure 4.6 d)) présentent des écarts angulaires très bas, inférieures à 0,4 degrés. Il apparaît néanmoins que la rampe la plus inclinée (AN1) présente le plus de déviations, certainement en raison d'une surface en porte-à-faux plus importante que pour la rampe moins inclinée.

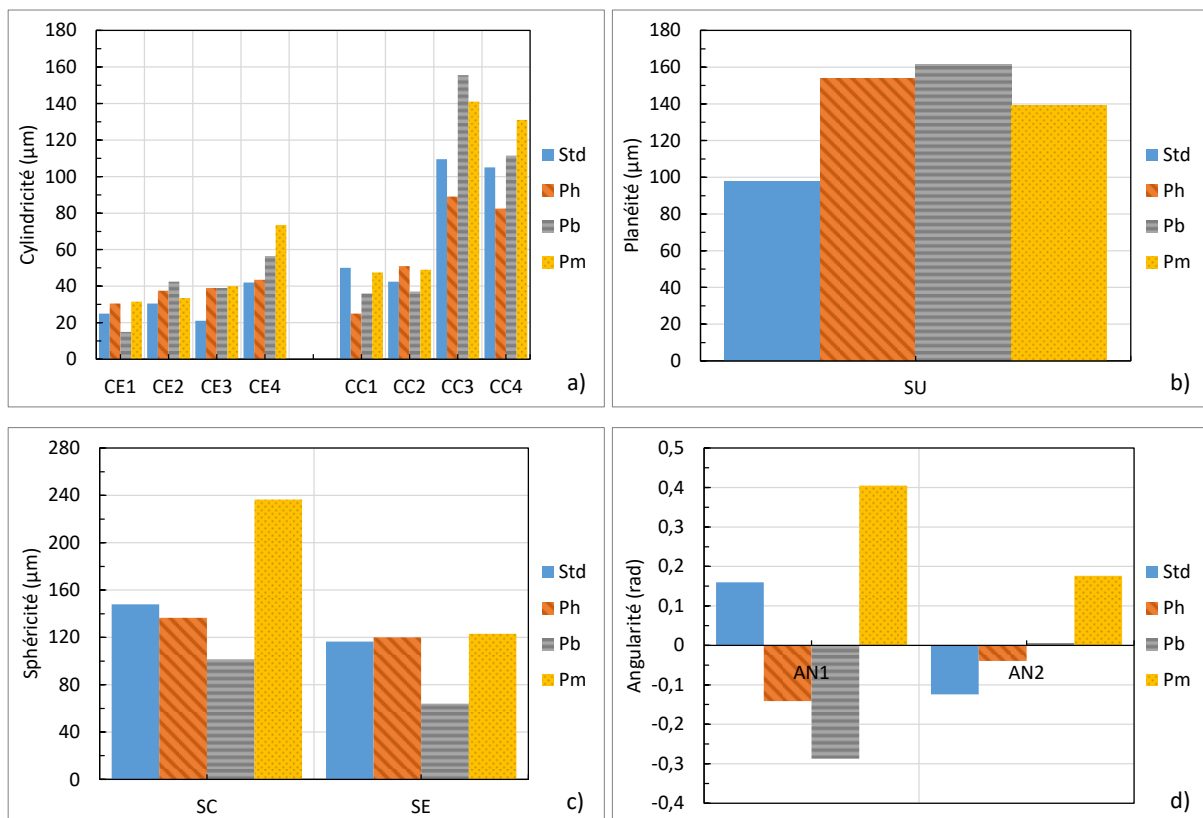


Figure 4.6 : Ecart géométriques mesurés par l'intermédiaire de a) la cylindricité pour les cylindres et trous CE et CC ; b) la planéité pour le substrat ; c) la sphéricité pour les demi-sphères ; d) l'angularité pour les rampes

Malgré tout, à l'image des tolérances dimensionnelles, il n'est pas possible de déterminer une éventuelle influence des paramètres de puissance et vitesse sur les tolérances géométriques, ce qui nécessite donc un approfondissement.

Pour conclure, s'il n'a pas été possible de détecter une influence des paramètres choisis sur les tolérances géométriques et dimensionnelles, il apparaît que les plus petites formes en termes de dimensions sont celles qui présentent le plus d'erreurs dimensionnelles. La partie suivante se concentrera donc sur l'utilisation de pièces de fines dimensions – de l'ordre du millimètre – de géométries simples ne contenant qu'une forme à la fois. Cela permet de faciliter les caractérisations tout en mettant en évidence les écarts dues à la géométrie utilisée, en étudiant par la même occasion les effets de taille avec des variations de dimensions nominales. Au niveau des paramètres puissance vitesse, des variations seront également effectuées sur l'étape de contour afin d'étudier son effet, en plus de celle pour l'étape de remplissage. A noter également qu'une fois les artefacts mesurés, ces derniers ont été retirés du plateau. Or aucune déformation particulière n'a été observée après décrochage. Ainsi, les pièces analysées par la suite seront décrochées du plateau, ce qui permettra également de faciliter la mesure, par MMT ou XCT.

### 4.3 Pièces de géométrie simple

Afin de caractériser plus facilement les écarts dimensionnels et géométriques ainsi que pour mettre en évidence un éventuel effet de la forme de pièce, un plateau contenant des géométries simples de fines dimensions a été réalisé (Figure 4.7). Il contient des murs, des tubes, ainsi que des cylindres. Des structures lattices sont également disposées sur le plateau, mais celles-ci sont étudiées en partie 4.4.

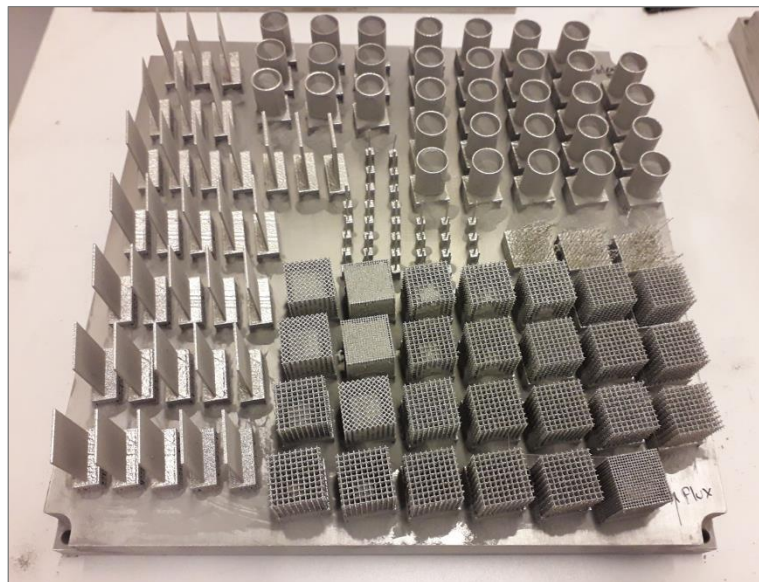


Figure 4.7 : Plateau de fabrication contenant les géométries simples et les structures lattices

Une partie des murs a également été fabriquée une nouvelle fois (Figure 4.8) avec une caméra IR instrumentée dans la chambre de fabrication lors du processus, afin d'observer si les écarts dimensionnels et géométriques peuvent être attribués à des signatures thermiques particulières.

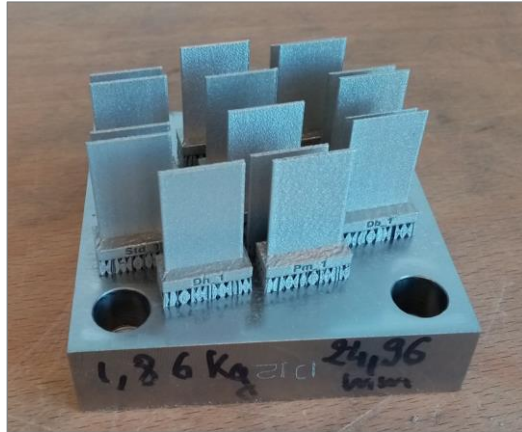


Figure 4.8 : Plateau de fabrication contenant les murs pour l'analyse thermique

### 4.3.1 Réalisation des pièces

Les dimensions des murs, tubes et cylindres sont respectivement reportées en Figure 4.9, Figure 4.10 et Figure 4.11.

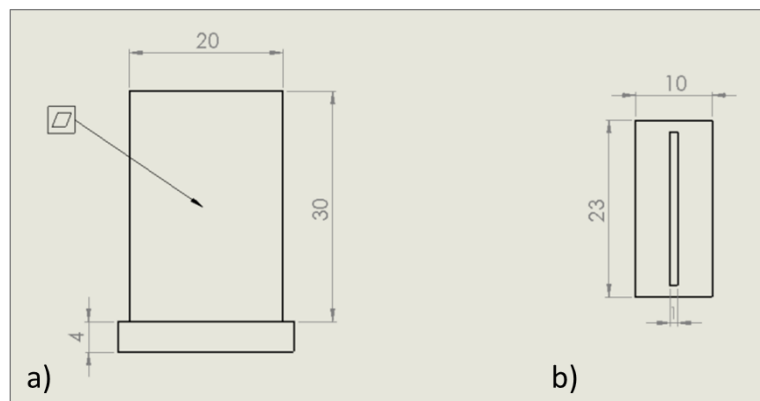


Figure 4.9 : Dessin technique du mur, avec mesure de planéité a) vu de côté ; b) vu du dessus, en mm

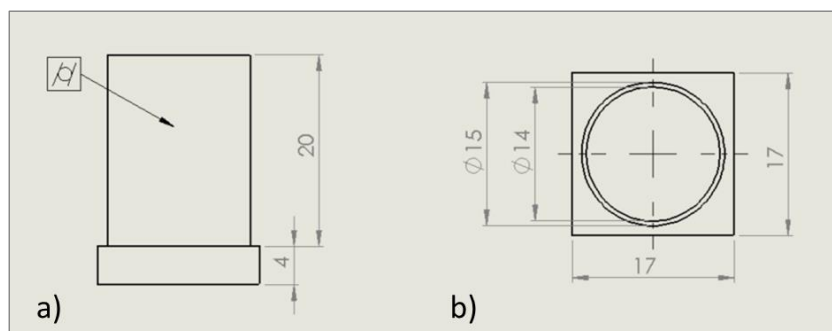


Figure 4.10 : Dessin technique du tube, avec mesure de cylindricité a) vu de côté ; b) vu du dessus, en mm

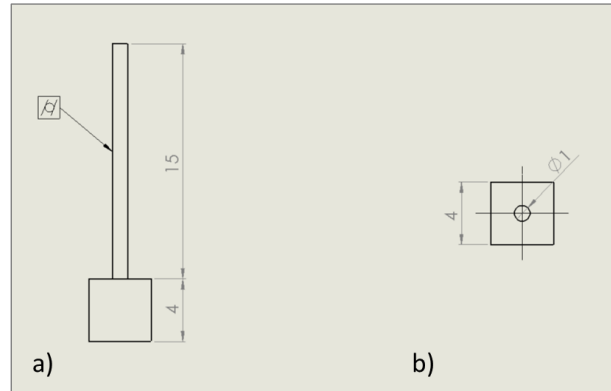


Figure 4.11 : Dessin technique du cylindre, avec mesure de cylindricité a) vu de côté ; b) vu du dessus, en mm

Afin de caractériser l'influence des paramètres du procédé, des variations de ces derniers ont été effectuées sur chacune de ces géométries. Il a été choisi de caractériser :

- L'influence de la VED pour l'étape de remplissage avec quatre paramètres : *Std*, *Pb*, *Ph* et *Pm* ;
- L'influence de la VED pour l'étape de contour avec trois paramètres : *Std*, *Scb* et *Sch* ;
- Ainsi que l'influence de la dimension nominale : *Std*, *Db*, *Dm* et *Dh*.

Les détails des paramètres sont recensés dans les Tableau 4.2 et Tableau 4.3. Trois échantillons par paramétrie ont été fabriqués. Les stratégies de balayage de chacune des pièces sont renseignées en Annexe 5.

Tableau 4.2 : Paramétries choisies pour les murs et cylindres

Définition	Epaisseur (mm)	Puissance (W)	Vitesse (m/s)	Puissance contour (W)	Vitesse contour (m/s)
Standard : Std	1	253	0,9	180	0,9
VED - : Pb	1	253	1,875	180	0,9
VED + : Ph	1	350	0,9	180	0,9
VED = : Pm	1	400	1,425	180	0,9
d=0,5 : Db	0,5	253	0,9	180	0,9
d=0,7 : Dm	0,7	253	0,9	180	0,9
d=1,5 : Dh	1,5	253	0,9	180	0,9
Contour VED - : Scb	1	253	0,9	180	1,5
Contour VED + : Sch	1	253	0,9	253	0,9

Tableau 4.3 : Paramétries choisies pour les tubes

Définition	Epaisseur (mm)	Puissance (W)	Vitesse (m/s)	Puissance contour (W)	Vitesse contour (m/s)
Standard : Std	0,5	253	0,9	180	0,9
VED - : Pb	0,5	253	1,875	180	0,9
VED + : Ph	0,5	350	0,9	180	0,9
VED = : Pm	0,5	400	1,425	180	0,9
d=0,5 : Db	0,25	253	0,9	180	0,9
d=0,7 : Dm	0,35	253	0,9	180	0,9
d=1,5 : Dh	0,75	253	0,9	180	0,9
Contour VED - : Scb	0,5	253	0,9	180	1,5
Contour VED + : Sch	0,5	253	0,9	253	0,9

### 4.3.2 Etude thermique

La thermique joue un rôle important dans le processus de fabrication des pièces. Ainsi, afin d'étudier plus en détail l'aspect thermique et son potentiel lien avec les écarts dimensionnels et géométriques des pièces, une caméra IR a été instrumentée comme détaillé en partie 2.4 lors de la fabrication de murs, permettant ainsi de suivre la température des murs en temps réel (Figure 4.12). Par ailleurs, les résultats présentés ci-dessous ont fait l'objet d'une publication scientifique [102].

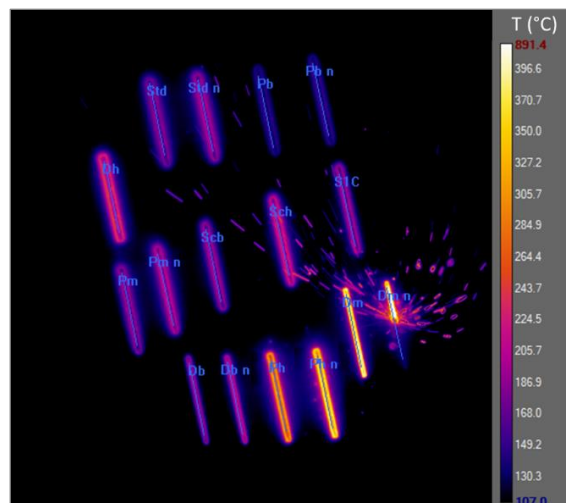


Figure 4.12 : Capture d'écran des murs en cours de fabrication, vus par la caméra IR



### 4.3.2.1 Détermination de paramètres thermiques

L'objectif est de relier la thermique avec des écarts dimensionnels et géométriques, et ce pour différentes paramétries. Il apparaît donc nécessaire de définir des paramètres thermiques permettant de quantifier et comparer les différents états thermiques obtenus pour chaque paramétrie en utilisant les courbes de suivi en température en fonction du temps comme celle présentée en Figure 4.13. Puisque les contraintes résiduelles, qui sont responsables de déformations géométriques, sont introduites en raison des forts gradients thermiques, il est important de pouvoir quantifier ces gradients thermiques lors des étapes de chauffage et de refroidissement. Le gradient thermique pour l'étape de chauffage  $\Delta T$  est défini ici comme l'écart en température pour la pièce entre l'étalement de la poudre, et le pic de température suivant la fusion de la couche. Aussi, la température  $T_s$  est définie comme la température de la pièce mesurée par la caméra IR juste avant l'étalement de poudre. Ce paramètre donne des informations sur l'échauffement de la pièce durant le procédé. Caractériser l'étape de refroidissement de la pièce est moins aisé. En effet, comme le montre la Figure 4.13, le refroidissement de la pièce après le pic en température est logiquement non-linéaire, rendant difficile l'analyse des vitesses de refroidissement et la comparaison entre les différents états thermiques. Ainsi, une méthode a été mise en place pour déterminer des scalaires à partir des données thermiques afin de quantifier ces vitesses de refroidissement.

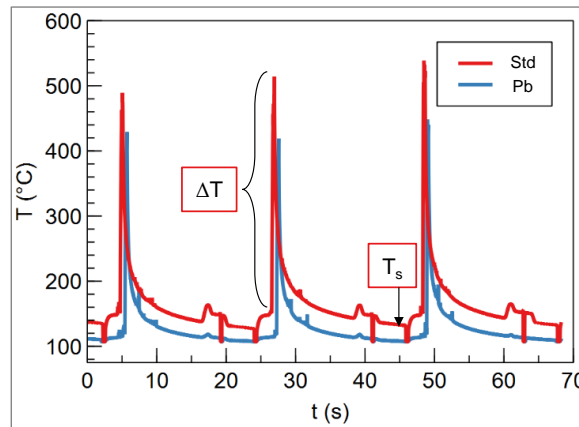


Figure 4.13 : Exemple de graphique  $T=f(t)$  pour deux paramétries *Std* et *Pb*

Ces scalaires se présentent sous la forme de temps caractéristiques en secondes et sont déterminés à partir d'un modèle thermique simplifié, permettant ainsi d'obtenir des paramètres thermiques pertinents faciles à comparer, tout en conservant un sens physique. De cette manière, les résultats restent cohérents, sans avoir à modéliser le procédé par éléments finis.

La fonction à ajuster sur les données thermiques est dérivée de l'équation de la chaleur [103], en prenant en compte une zone chauffée par le laser, à la température  $T(t)$  mesurée par la caméra IR, et une zone sous-jacente à la température  $T_u(t)$ . Les échanges thermiques considérés sont donc de

la conduction entre la zone chauffée et la zone sous-jacente, et de la convection entre la zone chauffée et l'atmosphère, supposée à température ambiante (Figure 4.14).

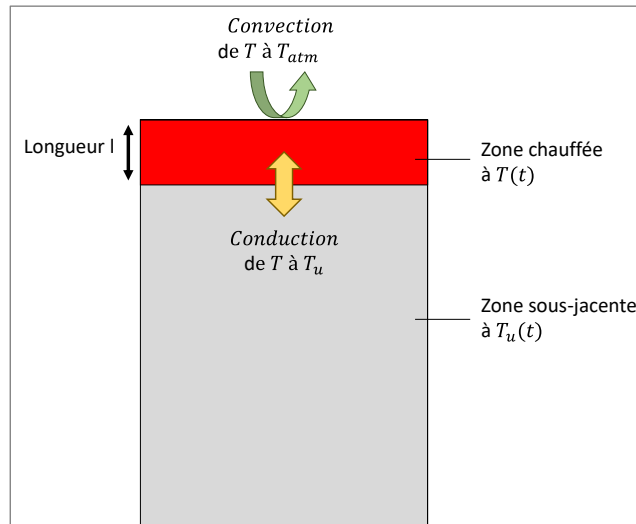


Figure 4.14 : Schéma du modèle thermique simplifié

Les échanges par conduction entre les parois latérales de la pièce et la poudre sont négligés puisque la conductivité thermique de la poudre est 20 fois plus faible que celle du matériau solidifié [69]. De plus, les échanges de chaleur par conduction entre la zone sous-jacente et la plateforme de fabrication sont négligés, en raison de la surface de contact entre les supports et le bas de la pièce qui est inférieure à 5 %. Enfin, il est supposé que la température est homogène au sein de chacune des zones décrites. Ainsi, les équations de la chaleur sur la zone chauffée et sur la zone sous-jacente sont respectivement décrites dans les équations (15) et (16).

$$mC_p \frac{\partial T}{\partial t} = -k_v(T - T_{atm})S - k_c(T - T_u)S \quad (15)$$

$$m_u C_p \frac{\partial T_u}{\partial t} = -k_c(T_u - T)S \quad (16)$$

Avec  $m$  la masse de la zone chauffée,  $m_u$  la masse de la zone sous-jacente, tous les deux en kg.  $T$  est la température de la zone chauffée,  $T_u$  celle de la zone sous-jacente, et  $T_{atm}$  désigne la température ambiante fixée à 278 K, tous les trois en Kelvin (K).  $C_p$  est la capacité thermique massique de l'inconel 625 en  $J.kg^{-1}.K^{-1}$ . Le coefficient d'échange par conduction est  $k_c$ , et le coefficient d'échange par convection est  $k_v$ , en  $W.m^{-2}.K^{-1}$ . Enfin,  $S$  désigne la surface d'échange par conduction entre la zone chauffée et la zone sous-jacente en  $m^2$ .  $K$  représente le ratio massique tel que  $K \times m = m_u$ . Les équations (17) et (18) sont ensuite obtenues en divisant chaque côté des équations par le volume de la zone chauffée  $V$  ( $m^3$ ), et en sachant que  $V = l \times S$ , où  $l$  est la longueur de la zone chauffée en mètre (m), avec  $\rho$  la masse volumique en  $kg.m^{-3}$ .

$$\frac{\partial T}{\partial t} = -\frac{k_v}{\rho C_p l} (T - T_{atm}) - \frac{k_c}{\rho C_p l} (T - T_u) \quad (17)$$

$$\frac{\partial T_u}{\partial t} = -\frac{k_c}{K C_p \rho l} (T_u - T) \quad (18)$$

Au final, les équations de la chaleur pour la zone chauffée (19) et la zone sous-jacente (20) sont déduites en posant  $h_c$  et  $h_v$  tels qu'énoncés dans les équations (21) et (22), tous deux en seconde (s), qui sont les temps caractéristiques associés respectivement au refroidissement par conduction et au refroidissement par convection.

$$\frac{\partial T}{\partial t} = -\frac{1}{h_v} (T - T_{atm}) - \frac{1}{h_c} (T - T_u) \quad (19)$$

$$\frac{\partial T_u}{\partial t} = -\frac{1}{h_c \cdot K} (T_u - T) \quad (20)$$

$$h_c = \frac{\rho C_p l}{k_c} \quad (21)$$

$$h_v = \frac{\rho C_p l}{k_v} \quad (22)$$

Afin de simplifier la résolution, il est supposé que les temps caractéristiques varient avec la hauteur construite, mais pas avec la température, même si en réalité il est établi que  $\rho$ ,  $C_p$ , et les coefficients d'échange thermiques varient avec la température. Ainsi, d'après la formulation des équations, si  $h_c$  ou  $h_v$  diminue, cela signifie que la vitesse de refroidissement augmente, et donc que la température décroît plus rapidement.

Enfin, la résolution analytique n'étant pas possible, il a été choisi d'utiliser une méthode de résolution numérique. Ainsi, la méthode explicite d'Euler [104] est utilisée pour déterminer  $T(t)$  à partir des équations différentielles (19) et (20). Le pas de temps est considéré égal à la résolution temporelle de la caméra IR, i.e. 0,016 s. Les conditions aux limites sont  $T(t=0)$ , qui est la température du pic précédant l'étape de refroidissement, et  $T_u(t=0)$  qui est assimilé à la température de stabilisation pour les couches analysées, noté  $T_s$ , et pris comme la température juste avant l'étalement d'une nouvelle couche de poudre (voir Figure 4.15). Ce sont les scalaires  $h_v$ ,  $h_c$ , et  $K$  qui sont les paramètres à ajuster par la méthode des moindres carrés afin de minimiser les écarts avec les données expérimentales. Plusieurs fonctions  $T(t)$  sont donc calculées de manière itérative afin de déterminer le meilleur jeu de paramètres pour  $h_v$ ,  $h_c$ , et  $K$ .

Après avoir effectué l'ajustement sur les données expérimentales, les valeurs utilisées pour l'analyse sont les temps caractéristiques  $h_v$  et  $h_c$ , ainsi que la température de stabilisation  $T_s$ , et le gradient thermique de chauffage  $\Delta T$ . Toutes ces valeurs sont moyennées sur trois couches consécutives pour chaque hauteur de construction analysée, et les barres d'erreurs observables sur

les résultats des paramètres thermiques représentent leurs écarts types sur les trois couches successives. La Figure 4.15 montre un exemple de données expérimentales, avec les courbes ajustées au niveau des étapes de refroidissement.

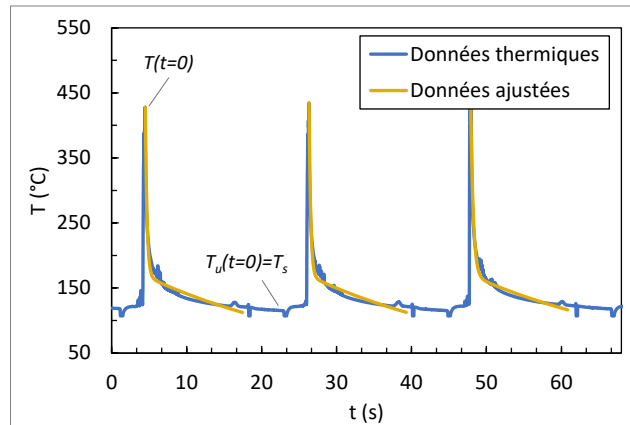


Figure 4.15 : Graphique des données expérimentales et des fonctions ajustées sur les courbes de refroidissement

Afin de mieux comprendre la signification de  $h_v$  et  $h_c$  ainsi que leur impact sur la vitesse de refroidissement, les Figure 4.16 et Figure 4.17 illustrent la température en fonction du temps après un pic de température, lorsqu'un seul des deux temps caractéristiques varie. Ces courbes de refroidissement sont générées à partir de l'équation (19) et de l'équation (20), avec des valeurs typiques de  $h_v$  et  $h_c$  rencontrées dans les résultats. Ainsi, les valeurs de  $h_v$  sont de l'ordre de 3 s tandis que les valeurs de  $h_c$  sont de l'ordre de 0,3 s. Il est intéressant de noter que le temps caractéristique pour la conduction est drastiquement inférieur à celui associé à la convection, ce qui est cohérent puisque le transfert de chaleur par conduction est supérieur à celui par convection, compte tenu des propriétés thermiques en jeu.

En résumé, il est possible de voir la courbe de refroidissement comme étant composée de deux sections avec deux pentes différentes. La première pente, la plus abrupte, peut être considéré comme étant à l'origine de l'introduction de contraintes résiduelles, car celles-ci sont corrélées aux forts gradients thermiques. La seconde pente peut être attribuée à une dérive thermique puisqu'elle induit une variation de la température finale. Ainsi, il apparait que des variations de  $h_v$  de l'ordre de 1 s avec  $h_c$  constant affectent seulement la valeur de la seconde pente, qui diminue lorsque  $h_v$  augmente, entraînant ainsi une température finale plus faible. Concernant  $h_c$ , il s'avère qu'une faible augmentation de l'ordre de 0,2 s décale le point d'inflexion de la courbe plus loin dans le temps, et vers des températures plus basses. Ceci entraîne une diminution importante de la première pente, qui passe de 1100 °C/s avec  $h_c=0,1$  s, à 350 °C/s pour  $h_c=0,5$  s. Donc cela signifie que des valeurs plus faibles du temps caractéristique de conduction  $h_c$  augmentent la vitesse de refroidissement. Ainsi, les pièces ayant les plus faibles valeurs de  $h_c$  devraient également présenter de plus fortes contraintes résiduelles.

L'influence de la température maximale, et donc de  $\Delta T$ , à temps caractéristiques constant a également été observée (Figure 4.18). Les deux pentes restent similaires mais la durée de la première pente reste constante lorsque  $\Delta T$  augmente, ce qui pourrait être assimilé au temps durant lequel les contraintes résiduelles seront générées au sein de la zone chauffée.

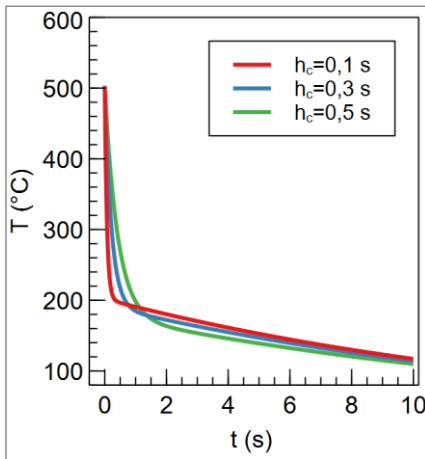


Figure 4.16 : Tracés de  $T=f(t)$  pour différentes valeurs de  $h_c$ , avec  $h_v=3$  s

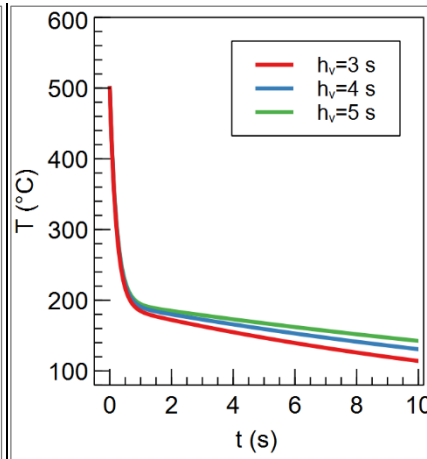


Figure 4.17 : Tracés de  $T=f(t)$  pour différentes valeurs de  $h_v$ , avec  $h_c=0,3$  s

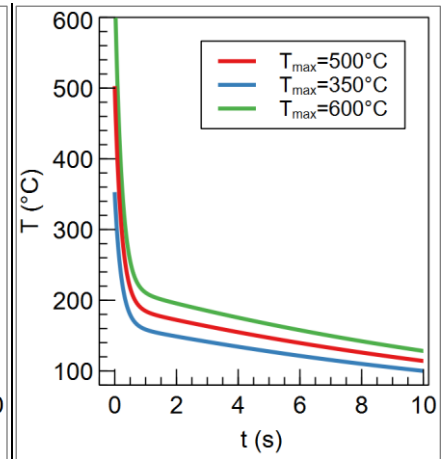


Figure 4.18 : Tracés de  $T=f(t)$  pour différentes valeurs de températures maximales

#### 4.3.2.2 Utilisation des paramètres thermiques sur des murs

Les paramètres thermiques précédemment présentés ont été utilisés ici pour comparer les états thermiques des murs pour différentes paramétries. Les résultats ont été générés pour les trois dernières couches du processus de fabrication des différents murs.

##### a. Thermique en fonction de la dimension nominale

Les paramètres thermiques des murs en fonction de leur épaisseur, variable entre 0,5 mm et 1,5 mm, sont affichés sur la Figure 4.19. Ces résultats montrent une corrélation linéaire nette entre l'épaisseur des murs et les paramètres thermiques. La température  $T_s$  et les temps caractéristiques de convection  $h_v$  et de conduction  $h_c$  augmentent de manière linéaire avec la dimension. Ainsi,  $T_s$  varie entre 115 °C et 160 °C,  $h_v$  entre 3,2 s et 6 s et  $h_c$  passe de 0,3 s à 0,7 s. Le gradient thermique  $\Delta T$  quant à lui diminue avec l'augmentation de l'épaisseur, de 425 °C à 340 °C. Cette tendance révèle que le mur le plus fin *Db*, épais de 0,5 mm, est celui qui présente les gradients thermiques les plus élevés. En effet, le gradient thermique de chauffage  $\Delta T$  de ce mur est de 425 °C, et sa vitesse de refroidissement est la plus rapide, comme l'atteste la faible valeur de  $h_c$  d'environ 0,3 s, tout en maintenant une température de stabilisation plus basse en raison de la valeur inférieure de  $h_v$ .

Il convient de noter que les grandes barres d'erreurs sur  $\Delta T$  peuvent provenir de la rapidité de l'élévation de la température pendant le chauffage de la pièce, ce qui peut entraîner des variations de la température maximale mesurée. Cela est dû à la fréquence d'acquisition de la caméra IR qui n'est pas suffisamment résolu pour observer la température maximale réelle. Ceci s'applique à l'ensemble des pièces.

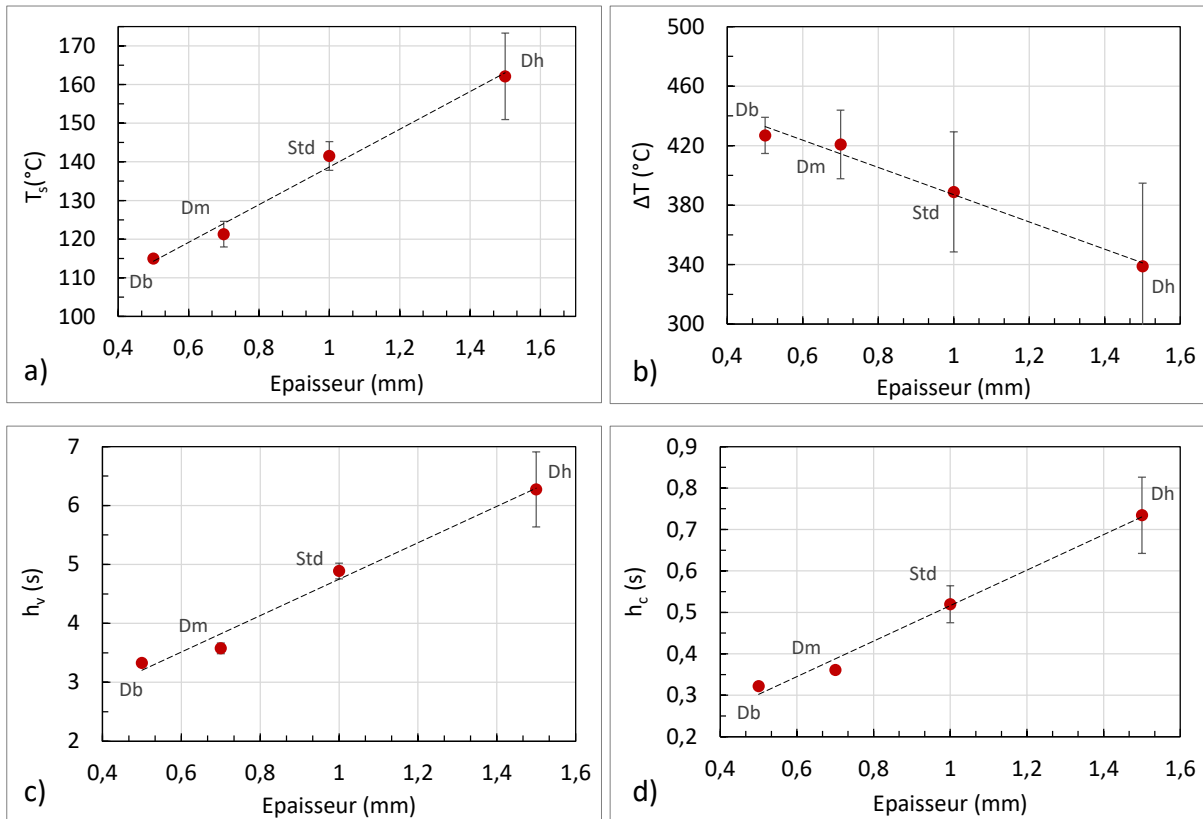


Figure 4.19 : Influence de l'épaisseur nominale pour a) la température de stabilisation  $T_s$  ; b) le gradient thermique de chauffage  $\Delta T$  ; c) le temps caractéristique de convection  $h_v$  ; le temps caractéristique de conduction  $h_c$

L'analyse des paramètres thermiques indique que plus le mur est fin, plus il se refroidit rapidement à la fois par conduction et convection. Étonnamment, les pièces plus minces endurent des gradients thermiques plus importants lors de la phase de chauffage. De plus, le fait que les pièces plus épaisses se refroidissent plus lentement que les pièces plus minces peut s'expliquer par un phénomène d'inertie thermique due à une masse plus importante des zones chauffée et sous-jacente, et donc avec une plus grande proportion de chaleur stockée dans la zone sous-jacente. En effet, si la différence de température entre la zone sous-jacente et la zone chauffée est plus faible, les échanges de chaleur par conduction seront réduits.

b. Thermique en fonction de la VED

Sur les Figure 4.20 et Figure 4.21 sont présentés les paramètres thermiques des murs fabriqués pour différentes VED, respectivement pour l'étape de remplissage et pour l'étape de contour, en considérant des variations de puissances laser et de vitesses de balayage. La première observation est que la VED de remplissage a un impact significatif sur  $T_s$  et  $\Delta T$  des murs avec des variations respectivement entre 120 °C et 155 °C pour  $T_s$  et entre 350 °C et 450 °C pour  $\Delta T$ . L'influence de la VED sur  $h_v$  et  $h_c$  est moins prononcée, avec une augmentation en fonction de la VED entre 4,2 s et 4,7 s pour  $h_v$ , et entre 0,4 s et 0,57 s pour  $h_c$ .

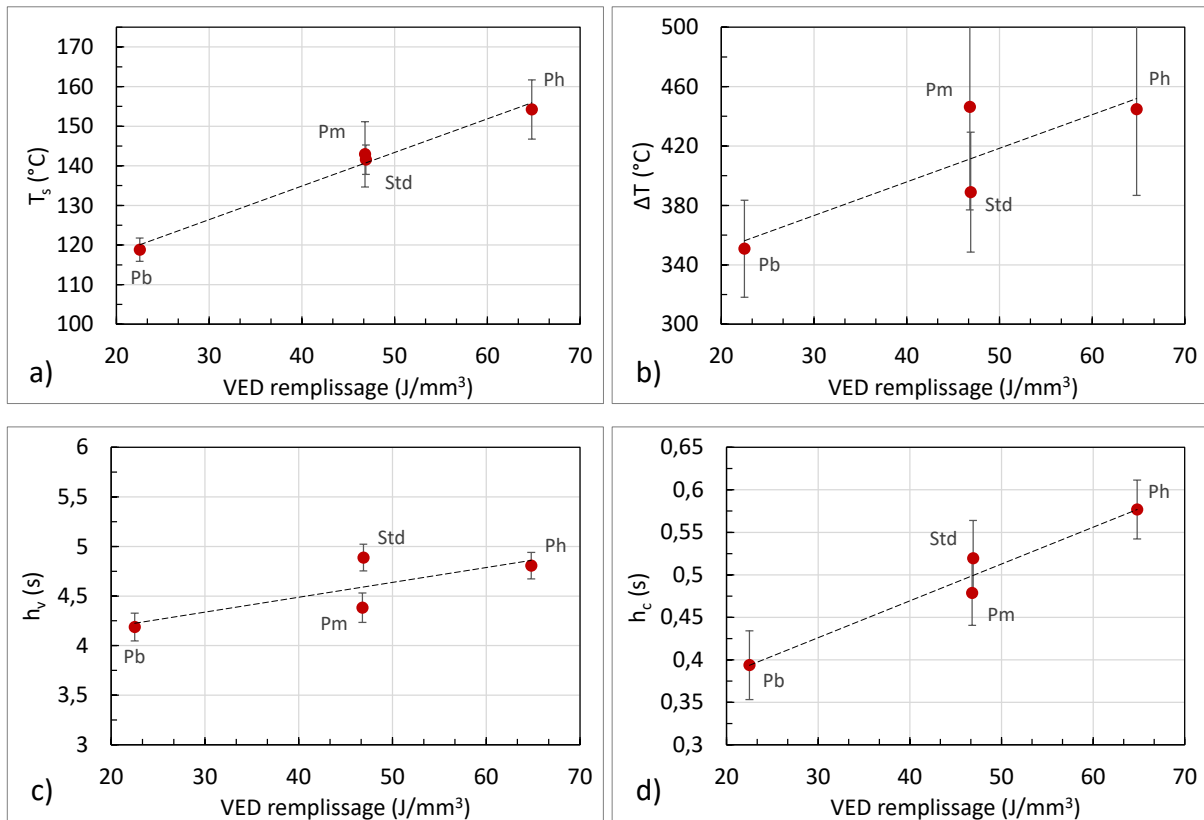


Figure 4.20 : Influence de la VED de remplissage pour a) la température de stabilisation  $T_s$  ; b) le gradient thermique de chauffage  $\Delta T$  ; c) le temps caractéristique de convection  $h_v$  ; le temps caractéristique de conduction  $h_c$

Par ailleurs, les paramètres thermiques pour deux paramétries ayant la même VED mais avec une puissance laser et une vitesse de balayage différentes sont présentés en Figure 4.20. Les valeurs sont proches pour les deux jeux de paramètres, mais celui avec une puissance laser et une vitesse de balayage plus élevées semble avoir une valeur de  $h_v$  légèrement plus basse, ce qui signifie que la dérive thermique est plus importante et devrait entraîner une baisse de température. Cependant, cela est compensé par le fait que  $\Delta T$  soit plus élevé, ce qui explique pourquoi  $T_s$  est le même pour les deux jeux de paramètres. Cette différence de comportement pourrait provenir de l'angle de la plume de vapeur – issu de la vaporisation du métal pendant le chauffage – avec le faisceau laser,

qui serait plus incliné pour le mur fabriqué avec une vitesse de balayage plus élevée. En effet, une partie de l'énergie apportée par le laser est absorbée par la plume de vapeur. Le fait que cette dernière soit davantage dirigée vers l'arrière du bain de fusion génère donc une diminution de la quantité d'énergie du laser absorbée par la vapeur métallique, ce qui entraîne une plus grande proportion d'énergie absorbée par la matière, et donc une température maximale plus élevée [16].

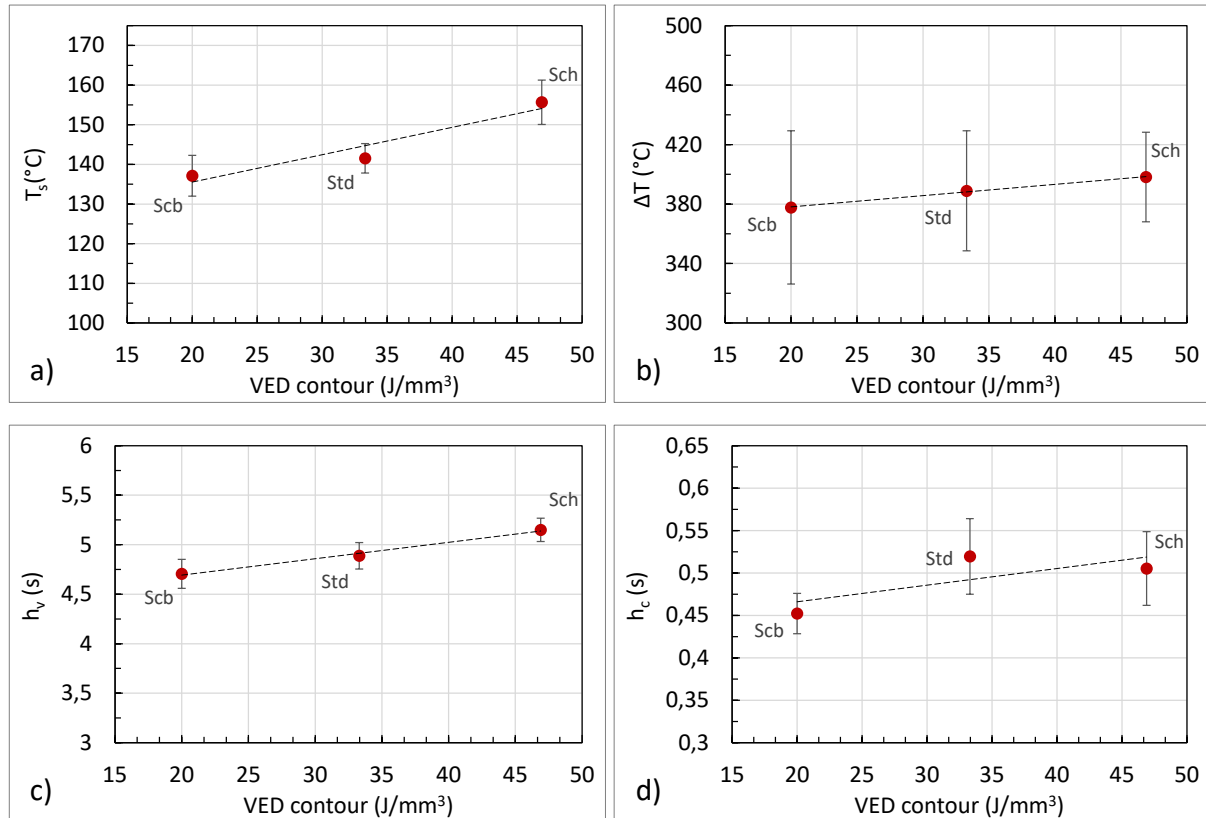


Figure 4.21 : Influence de la VED de contour pour a) la température de stabilisation  $T_s$  ; b) le gradient thermique de chauffage  $\Delta T$  ; c) le temps caractéristique de convection  $h_v$  ; le temps caractéristique de conduction  $h_c$

L'évolution des paramètres thermiques en fonction de la VED pour l'étape de contour (Figure 4.21) semble être similaire à celle pour la VED de l'étape de remplissage mais avec une influence moins significative. Cette observation est cohérente puisque la surface balayée lors de l'étape de contour est inférieure à celle balayée lors de l'étape de remplissage.

De manière générale, ces résultats indiquent qu'en augmentant la VED, la température de la pièce au cours de la fabrication légèrement augmente ce qui est logique puisque plus d'énergie est apportée à la matière. De la même manière, les gradients thermiques de chauffage sont plus importants lorsque la VED augmente, et les vitesses de refroidissement plus lentes. Le fait d'apporter plus d'énergie chauffe la pièce, mais il est plus difficile pour elle de dissiper cette chaleur additionnelle.



L'évolution de température  $T_s$  en fonction de la VED est assez faible – entre 120°C et 155°C – probablement parce que l'inconel 625 a besoin de plus d'énergie que d'autres matériaux pour s'échauffer. En effet l'énergie nécessaire pour élever d'un degré une unité de volume d'inconel 625 ( $\rho C_p$  en  $\text{J.m}^{-3}.\text{K}^{-1}$ ) est de  $3,6 \cdot 10^6 \text{ J.m}^{-3}.\text{K}^{-1}$ , et est similaire à celle de l'AISI 316L mais supérieure à celle de l'alliage de titane TA6V :  $2,4 \cdot 10^6 \text{ J.m}^{-3}.\text{K}^{-1}$  et à celle de l'alliage d'aluminium 4032 :  $2,3 \cdot 10^6 \text{ J.m}^{-3}.\text{K}^{-1}$  [105].

Il est en outre intéressant de noter que lorsque le gradient thermique de chauffage augmente, cela ne s'accompagne pas d'une augmentation de la vitesse de refroidissement par le biais d'une diminution de  $h_v$  et  $h_c$ , tandis que c'est le cas lorsque l'épaisseur du mur diminue.

### 4.3.3 Ecart dimensionnel des géométries simples

Les différentes pièces de géométries simples ont été caractérisées dimensionnellement afin de déterminer les écarts par rapport à leurs dimensions théoriques, et ce en fonction de la VED pour les étapes de remplissage et de contour, ainsi que de la dimension nominale. La méthode de mesure pour chacune des pièces est décrite en partie 2.3.

La dimension caractérisée sur les murs est l'épaisseur, de même pour les tubes – qui est déterminée par la différence entre le rayon extérieur et le rayon intérieur – tandis que c'est le diamètre qui est évalué pour les cylindres.

#### 4.3.3.1 Résultats dimensionnels

##### *a. En fonction de la VED*

Les résultats des écarts dimensionnels sont donnés en fonction de la VED pour chacune des géométries fabriquées, à savoir les murs, cylindres et tubes.

Pour les murs (Figure 4.22), les écarts au niveau de l'épaisseur sont positifs et varient entre 20  $\mu\text{m}$  et 55  $\mu\text{m}$  en fonction de la VED de remplissage, et entre 15  $\mu\text{m}$  et 60  $\mu\text{m}$  en fonction de la VED de contour. Il semblerait qu'en augmentant la VED de remplissage, les écarts diminuent, même si la paramétrie  $Pm$  présente plus d'écarts que les autres pièces. Inversement, augmenter la VED de contour induit une augmentation linéaire de l'épaisseur des murs.

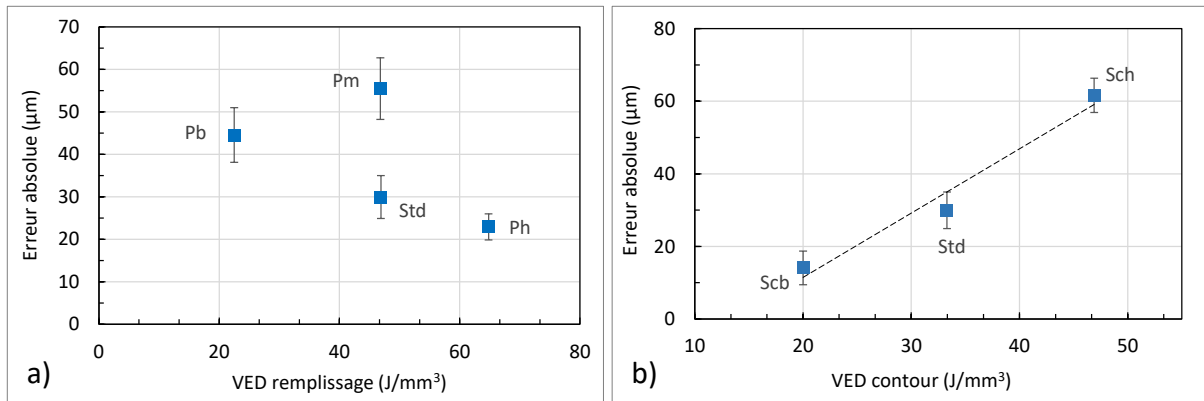


Figure 4.22 : Ecart dimensionnel en erreur absolue sur les murs en fonction de a) la VED de remplissage ; b) de la VED de contour

Les résultats d'écarts dimensionnels pour les cylindres présentent des diamètres systématiquement plus petits que ceux conçus sur le modèle CAO. Le diamètre des cylindres est de 20 µm à 100 µm plus petits en fonction de la VED de remplissage, et de 70 µm à 100 µm en fonction de la VED de contour (Figure 4.23).

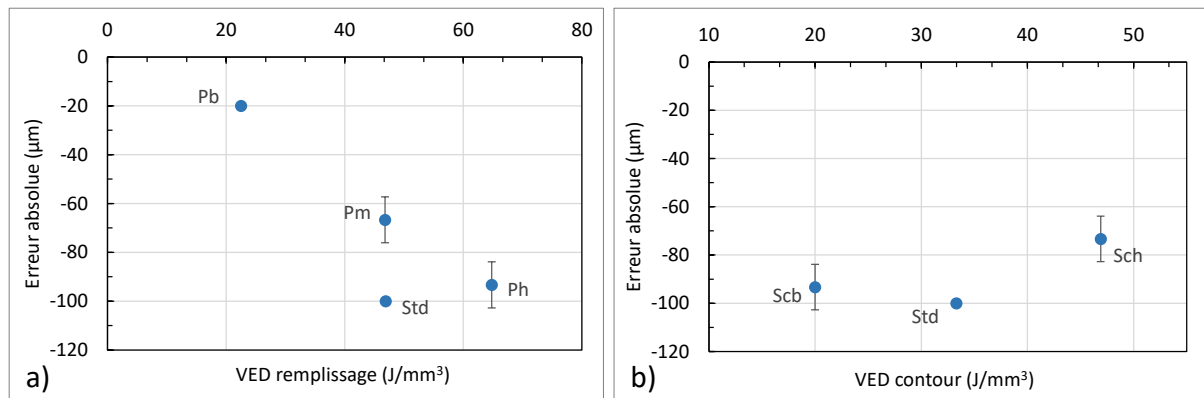


Figure 4.23 : Ecart dimensionnel en erreur absolue sur les cylindres en fonction de a) la VED de remplissage ; b) la VED de contour

En ce qui concerne les géométries tubes, les écarts dimensionnels en fonction de la VED de remplissage varient entre 64 µm et 78 µm, et entre 50 µm et 105 µm en fonction de la VED de contour (Figure 4.24). Les écarts dimensionnels augmentent linéairement avec la VED de contour, de manière similaire aux murs.

Les tendances d'évolutions diffèrent en fonction de la géométrie utilisée. Pour les murs et les cylindres, il semblerait qu'une augmentation de la VED de remplissage ait pour effet de diminuer la dimension d'intérêt, tandis qu'une légère augmentation est constatée pour les tubes. Ces observations mettent à nouveau en évidence le fait que la géométrie choisie a un impact majeur dans l'étude des propriétés dimensionnelles.

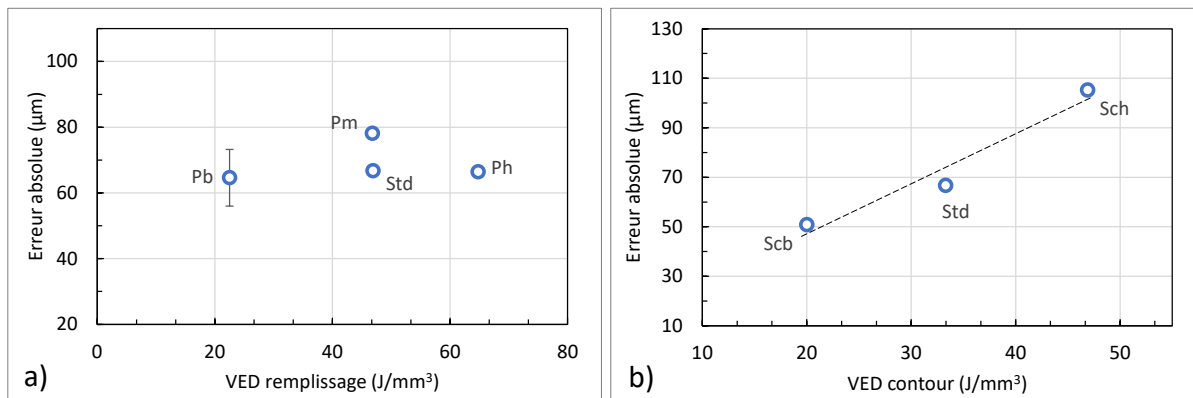


Figure 4.24 : Ecart dimensionnel en erreur absolue sur les tubes en fonction de a) la VED de remplissage ; b) la VED de contour

A l'image de ce qui a été observé en partie 3.3.2.2, les pièces fabriquées avec les paramètres *Std* et *Pm* présentent toutes des dimensions différentes alors qu'elles ont la même VED. Cela signifie que l'utilisation de la VED ne permet pas de décrire parfaitement les phénomènes à l'origine des écarts dimensionnels. Le fait que les erreurs absolues pour *Pm* soient systématiquement plus importantes que pour *Std* quelle que soit la géométrie laisse entendre que l'un des paramètres a un effet prépondérant sur l'autre. Il aurait été plus judicieux d'observer d'une part l'effet de la puissance laser, et d'autre part celui de la vitesse de balayage sur les écarts dimensionnels.

*b. En fonction de la dimension d'intérêt*

Les murs ont été mesurés plus épais que leur dimension nominale avec une erreur absolue comprise entre et  $30 \mu\text{m}$  et  $37 \mu\text{m}$  avec une exception pour le mur de  $0,5 \text{ mm}$ , qui est de  $24 \mu\text{m}$  plus fin qu'en théorie (Figure 4.25). Après observation géométrique, il s'est avéré que le mur de  $0,5 \text{ mm}$  était déformé, ce qui peut rendre plus difficile la mesure d'épaisseur par MMT. Hormis cette pièce, il y a peu d'influence de la dimension nominale sur les écarts dimensionnels.

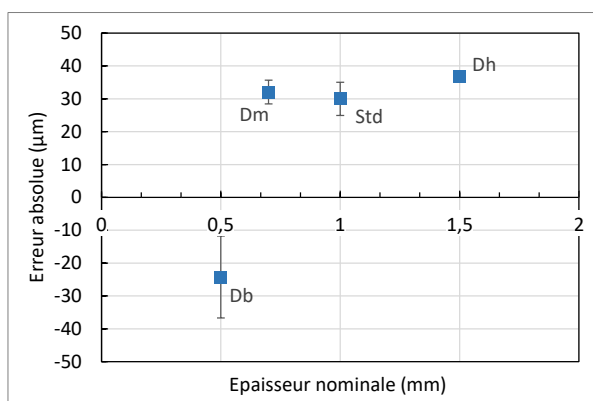


Figure 4.25 : Ecart dimensionnel en erreur absolue sur les murs en fonction de la dimension nominale

Les variations dimensionnelles sur les diamètres de cylindres sont comprises entre  $-100 \mu\text{m}$  et  $20 \mu\text{m}$  (Figure 4.26).

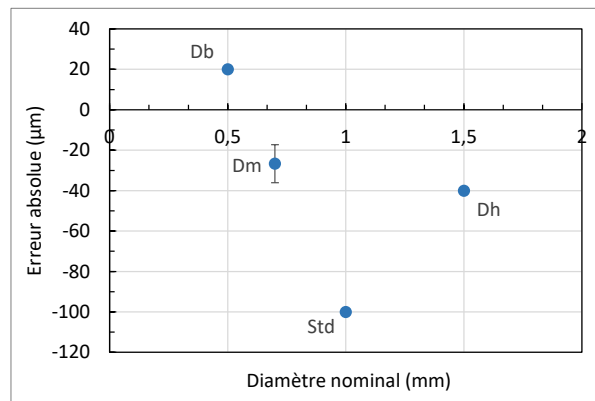


Figure 4.26 : Ecart dimensionnel en erreur absolue sur les cylindres en fonction de la dimension nominale

L'erreur au niveau des tubes semble décroître de manière asymptotique entre 95 µm et 60 µm lorsque l'épaisseur nominale augmente (Figure 4.27). Au vu de la faible dispersion des résultats, les barres d'erreurs sont trop petites pour être visibles sur le graphique.

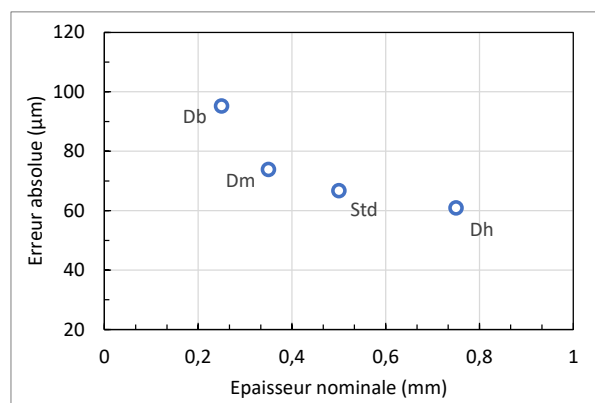


Figure 4.27 : Ecart dimensionnel en erreur absolue sur les tubes en fonction de la dimension nominale

Ici encore, les variétés de tendances sont difficiles à expliquer. La différence entre les pièces étant la géométrie, une étude des stratégies de balayage générées par la machine pour chaque pièce a été réalisée, mais aucune différence majeure n'est apparue pour expliquer les tendances. Le seul élément changeant serait la proportion de surface balayée en stratégie de contour par rapport à celle en remplissage en fonction de la géométrie choisie. Il est également probable que ces variations inexplicables traduisent plutôt une dispersion des résultats provenant d'effets non anticipés du processus. Ces effets imprévisibles peuvent être entre autres dues : à un mauvais étalement de la poudre résultant en des différences locales d'apports de matière sur le plateau ; à la non-uniformité du flux d'argon en fonction de la position par rapport à la grille d'admission ; à l'ordre de lasage des pièces ; à la présence d'éjectas sur la surface... Tous ces phénomènes ne sont pas maîtrisés et sont des facteurs d'incertitudes supplémentaires, ce qui peut rendre difficile la détermination de tendances.

L'intérêt est à présent de comprendre l'origine d'une partie des écarts observés ici.

### 4.3.3.2 Influence de la taille du bain de fusion

Les résultats d'influence de la VED pour l'étape de contour sur les murs et les tubes (Figure 4.22 et Figure 4.24) révèlent une évolution linéaire de l'erreur dimensionnelle sur l'épaisseur en fonction de la VED.

Cette évolution linéaire rappelle la tendance d'élargissement du cordon avec la VED (vue en partie 3.3.1.1), ce qui laisse entendre que la largeur du cordon pourrait avoir une influence sur l'épaisseur. A présent, il convient de confirmer et quantifier la contribution de la largeur de cordon sur les écarts dimensionnels observés.

Comme le montre la Figure 4.28 il est possible de prédire l'erreur dimensionnelle sur l'étape de contour due à la largeur du cordon par rapport au décalage CAO. Ainsi, l'erreur prédite est la différence entre la moitié de la largeur du cordon et la valeur du décalage CAO. Dans le cas d'une mesure d'épaisseur de mur, l'écart au niveau de l'étape de contour est doublé puisque la mesure est réalisée entre deux surfaces, et l'erreur dimensionnelle est donc :

$$Erreur\ prédite = \left( \frac{largeur}{2} - décalage \right) \times 2 \quad (23)$$

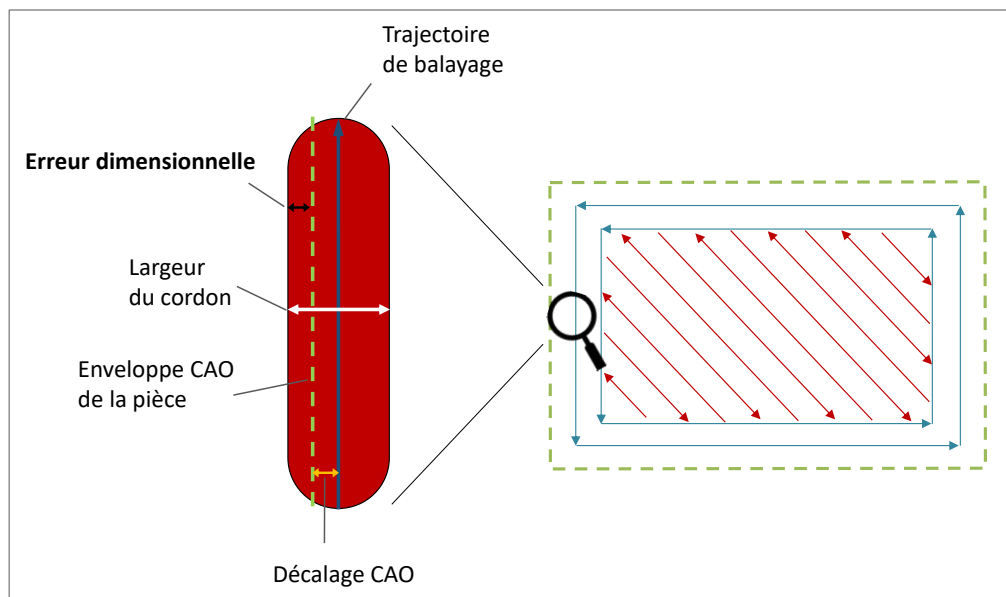


Figure 4.28 : Schéma explicatif de l'erreur dimensionnelle sur l'étape de contour

En réinjectant l'équation (13) qui permet de déterminer la largeur d'un cordon en fonction de la VED (vue en partie 3.3.1.1) dans l'équation (23), il est possible de déterminer l'erreur provenant de la largeur du cordon en fonction de la VED de contour pour les géométries de type mur :

$$Erreur\ prédite = \left( \frac{1,51 \times VED + 68}{2} - décalage \right) \times 2 \quad (24)$$

En comparant les résultats d'écart dimensionnels prédits par l'équation (23) avec les résultats mesurés par MMT pour les murs dont la VED de contour a varié, il apparaît que la tendance d'évolution est semblable, mais avec un écart systématique d'environ 40  $\mu\text{m}$  (Figure 4.29). Il est possible que cet écart soit dû à l'état de surface de la pièce. Cette hypothèse est investiguée dans la partie 4.3.3.3. En outre, le fait que les pentes soient similaires confirme l'influence de la largeur du cordon sur les erreurs dimensionnelles au niveau de l'étape de contour.

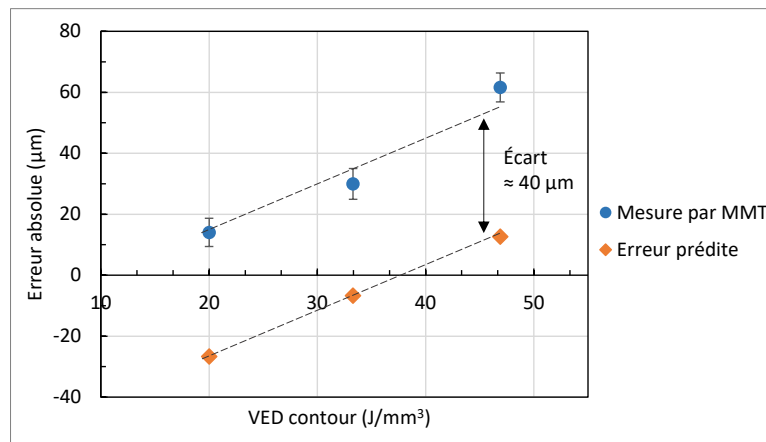


Figure 4.29 : Influence de la VED pour l'étape de contour sur l'erreur absolue de murs

### 4.3.3.3 Influence de l'état de surface

L'écart systématique entre les écarts dimensionnels déterminés par MMT et ceux prédits par l'équation (23) provient de l'état de surface des pièces. Pour justifier cette affirmation, il est nécessaire de renvoyer aux murs observés en vue de dessus analysés en partie 3.3.2.3. Comme le montre la Figure 4.30, en prenant une mur d'1 mm d'épaisseur nominale, l'écart dimensionnel n'est pas le même en fonction du moyen de mesure utilisé pour mesurer l'épaisseur. Sur cette image, il apparaît que des particules sont collées à la surface. Ces particules sont certainement des agglomérations de grains de poudre partiellement fondus, se fixant ainsi aux parois des murs [22]. L'écart systématique observé provient de la méthode de mesure par MMT choisie pour les murs – tangent extérieur matière – qui applique un filtre mécanique sur la surface mesurée (voir partie 1.3.2.1c), ce qui a pour effet d'englober la rugosité dans la mesure d'épaisseur. Cela n'aurait pas été le cas – ou dans une moindre mesure – si les mesures avaient été effectuées par XCT ou par mesure optique plutôt que contact, en raison de la différence dans la méthode utilisée pour la détermination de surface.

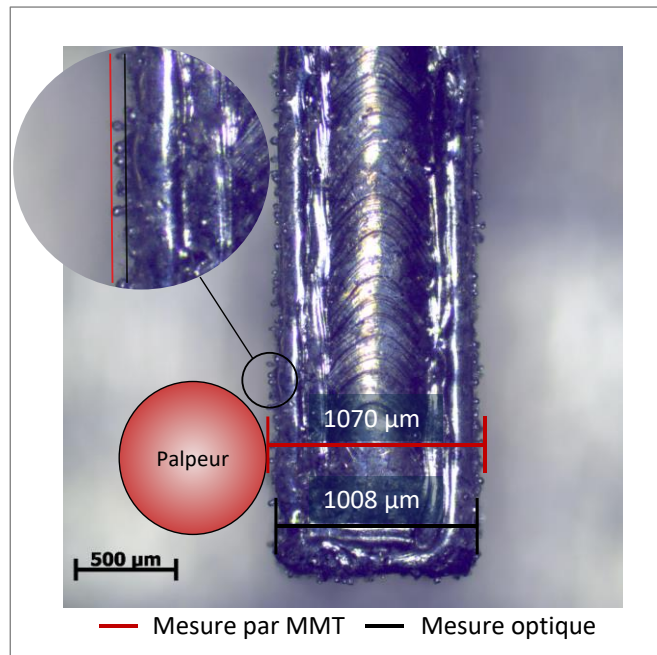


Figure 4.30 : Illustration de la mesure d'épaisseur sur un mur en fonction de la méthode de mesure utilisée, mur vu de dessus au microscope optique

Il serait toutefois intéressant d'évaluer si l'écart de 40 µm dû à la rugosité demeure systématique, ou bien si la tendance évolue pour des VED plus élevées, notamment en raison de la présence d'éjectas et d'agglomérations de poudre qui sont plus importants à haute VED, comme cela a été observé dans la littérature [33].

Par ailleurs, le fait que les pièces fabriquées à la paramétrie  $Pm$  présentent toutes des dimensions plus importantes que  $Std$  à VED égale peut également s'expliquer par une présence d'éjectas plus importante, augmentant ainsi la rugosité de surface et l'épaisseur mesurée. En effet, utiliser des couples puissance-vitesse plus importants augmente les mouvements de recirculation au sein du bain de fusion ce qui génère plus d'éjectas [22].

Enfin, il est intéressant de noter que la valeur de l'écart systématique de 40 µm correspond au D90 de la granulométrie de poudre, à savoir 41 µm (Tableau 2.1). Cela est logique en considérant qu'une partie des plus grosses particules de poudre fond partiellement et se colle aux parois latérales du mur, tandis que les particules de plus petites dimensions ont été totalement fondues pour alimenter le bain de fusion en matière.

#### 4.3.4 Écarts géométriques des géométries simples

Les différentes pièces de géométries simples ont été caractérisées dimensionnellement afin de déterminer les écarts en fonction de la VED ainsi que de la dimension nominale. La méthode de mesure est décrite en partie 2.3.

#### 4.3.4.1 Résultats géométriques

##### a. En fonction de la VED

Les résultats de planéité des murs en fonction de la VED de remplissage présentent des valeurs élevées entre 144  $\mu\text{m}$  et 250  $\mu\text{m}$ . En fonction de la VED de contour, les valeurs ne varient pas beaucoup : entre 125  $\mu\text{m}$  et 150  $\mu\text{m}$ . Les valeurs présentent des écarts types assez élevés ce qui témoigne de la forte dispersion des résultats d'une pièce à l'autre pour la même paramétrie.

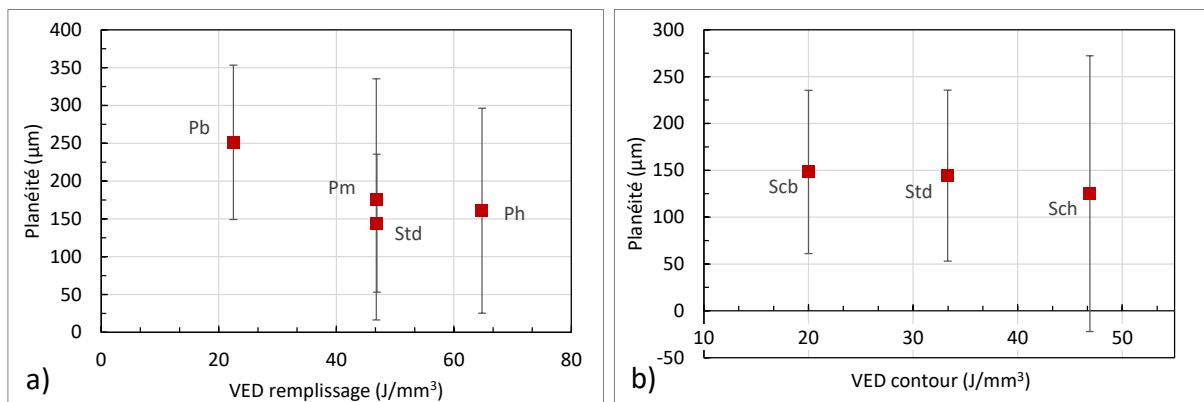


Figure 4.31 : Valeurs de planéité sur les murs en fonction de a) la VED de remplissage ; b) la VED de contour

Pour les cylindres, la cylindricité varie de 150  $\mu\text{m}$  à 180  $\mu\text{m}$  pour les variations de VED de remplissage, et de 130  $\mu\text{m}$  à 300  $\mu\text{m}$  en fonction de la VED de contour. Par ailleurs, la cylindricité semble augmenter de manière non linéaire avec la VED de contour.

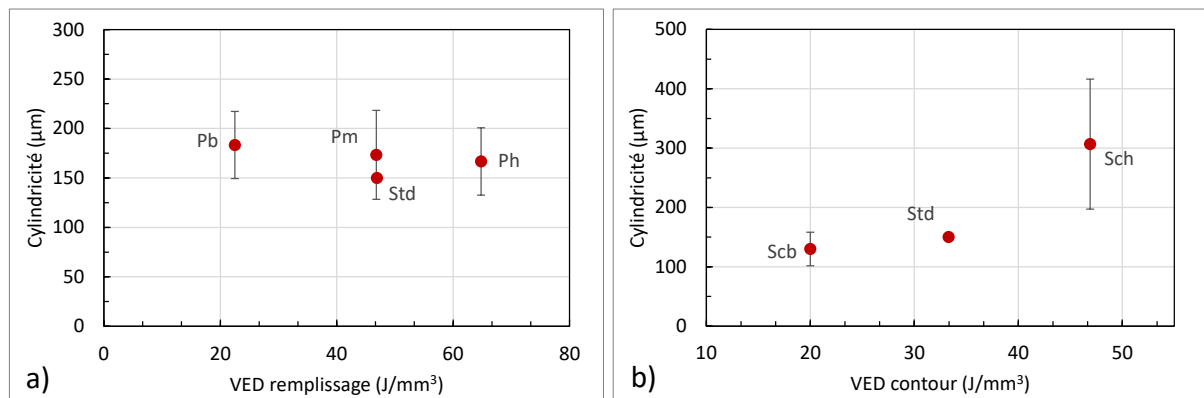


Figure 4.32 : Valeurs de cylindricité sur les cylindres en fonction de a) la VED de remplissage ; b) la VED de contour



Les valeurs de cylindricité des tubes varient de 65  $\mu\text{m}$  à 95  $\mu\text{m}$  en fonction de la VED de remplissage, et décroît faiblement de 80  $\mu\text{m}$  à 72  $\mu\text{m}$  en fonction de la VED de contour.

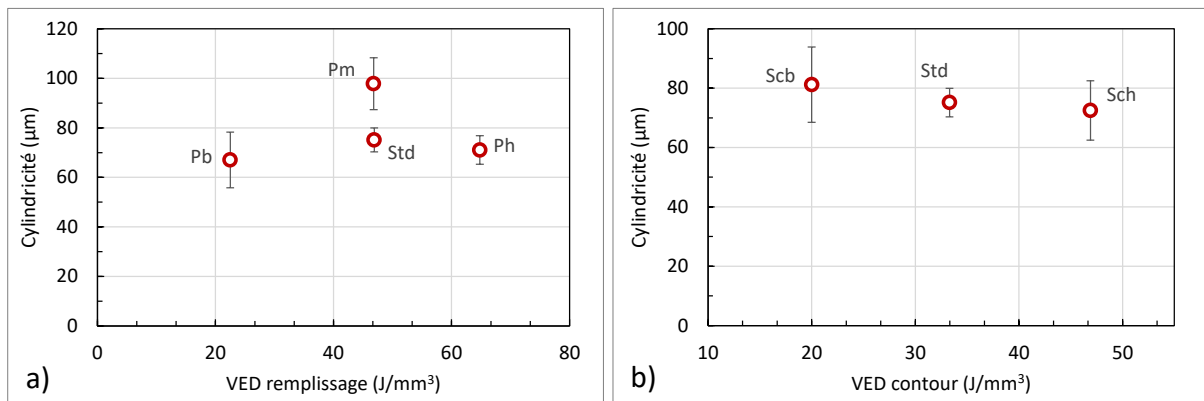


Figure 4.33 : Valeurs de cylindricité sur les tubes en fonction de a) la VED de remplissage ; b) la VED de contour

Les tendances d'évolution sont différentes d'une géométrie à l'autre, à l'image de ce qui avait été vu pour les résultats dimensionnels en partie 4.3.3.1. En outre, il apparaît que les valeurs des paramètres géométriques étudiés ici sont assez élevées, souvent supérieures à la centaine de micromètres.

*b. En fonction de la dimension d'intérêt*

Lorsque la dimension nominale des murs augmente, leur planéité oscille fortement entre 16  $\mu\text{m}$  et 144  $\mu\text{m}$ .

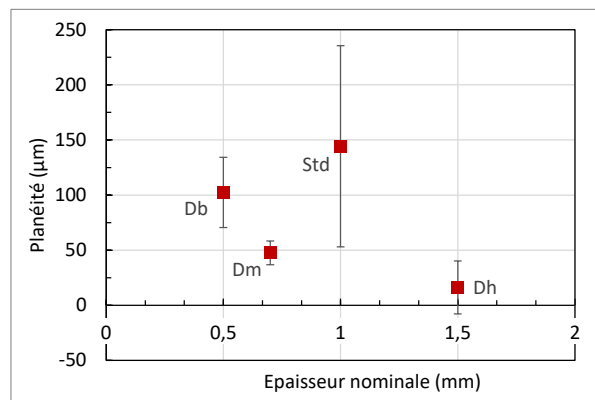


Figure 4.34 : Valeurs de planéité sur les murs en fonction de la dimension nominale

La cylindricité des cylindres varie de 70  $\mu\text{m}$  à 190  $\mu\text{m}$  en fonction de leur dimension nominale.

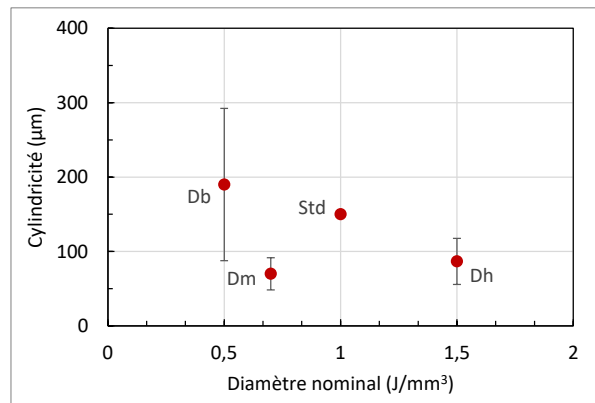


Figure 4.35 : Valeurs de cylindricité sur les cylindres en fonction de leur dimension nominale

Les tubes présentent des cylindricités qui semblent décroître entre 80  $\mu\text{m}$  et 50  $\mu\text{m}$  lorsque leur épaisseur nominale augmente.

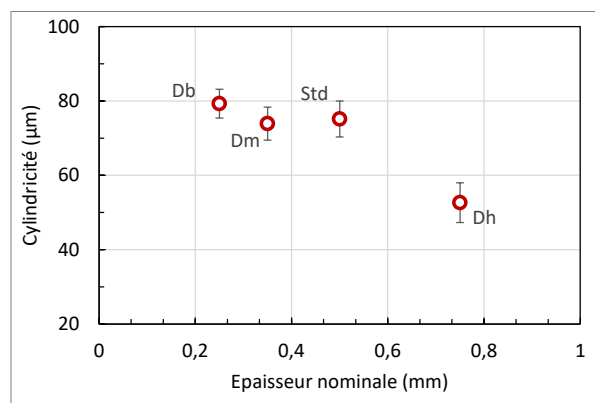


Figure 4.36 : Valeurs de cylindricité sur les tubes en fonction de leur dimension nominale

Pour chacune de ces géométries, il semble que la dimension nominale la plus importante est celle qui présente les écarts géométriques les moins élevés : à 1,5 mm pour le mur et les cylindres, et à 0,75 mm pour les tubes.

La prochaine étape sera de comprendre l'origine des valeurs des paramètres géométriques présentés plus haut.

#### 4.3.4.2 Influence de l'état de surface

La quasi-totalité des pièces étudiées ne présente pas de déformation géométrique visible, et pourtant les valeurs des paramètres de forme peuvent être très élevés : planéité de 227  $\mu\text{m}$  (Figure 4.37) pour une des paramétries de murs, et cylindricité de 460  $\mu\text{m}$  (Figure 4.38) pour une des paramétries de cylindres.

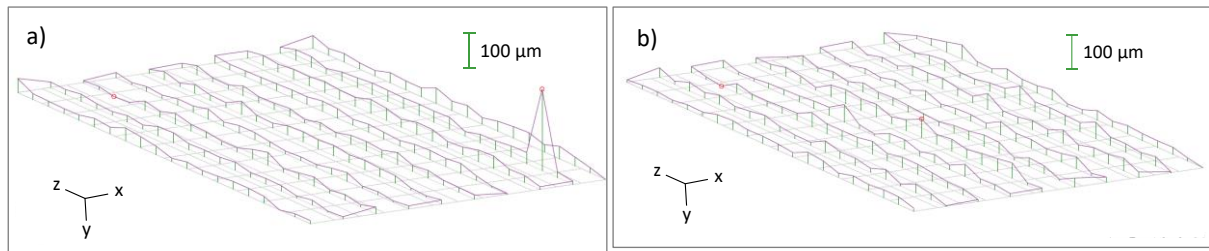


Figure 4.37 : Illustration de la planéité pour a) un des murs *Pb* avec une planéité de 227  $\mu\text{m}$  ; b) un des murs *Ph* avec une planéité de 53  $\mu\text{m}$

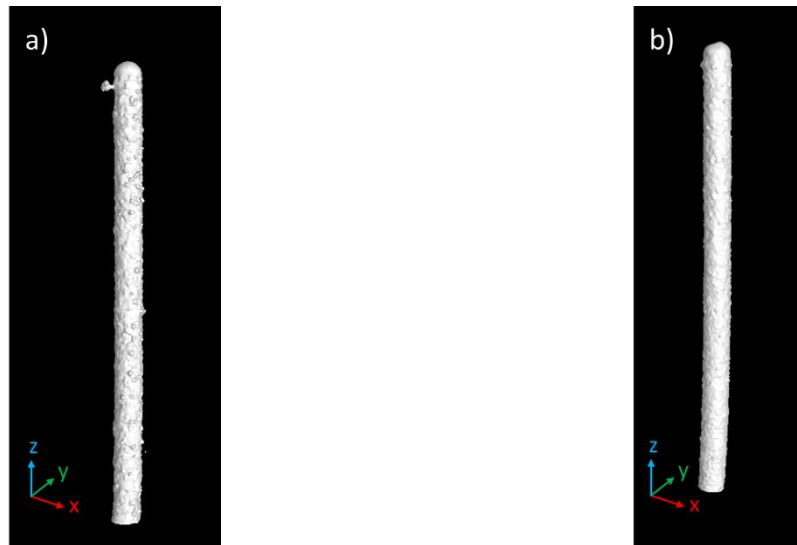


Figure 4.38 : Images de tomographie de a) un des cylindres *Sch* avec une cylindricité de 460  $\mu\text{m}$  ; b) un des cylindres *Std* avec une cylindricité de 150  $\mu\text{m}$

Comme le montrent les Figure 4.37 a) et Figure 4.38 a) , les valeurs de paramètres de forme sont élevées en raison d'écarts locaux, et non à cause de déformations ou d'une rugosité importante sur l'ensemble de la surface. Sur l'image représentant la planéité du mur *Pb* (Figure 4.37 a)), le pic responsable de la valeur de planéité de 227  $\mu\text{m}$  est certainement dû à un éjecta, au vu de la taille de la particule. En effet, les éjectas sont des particules éjectées du bain de fusion instable qui peuvent facilement atteindre la centaine de micromètres [42]. Sur l'image de tomographie du cylindre *Sch* (Figure 4.38a), la particule responsable de la valeur de cylindricité de 460  $\mu\text{m}$  est visible, et peut également être attribuée à un éjecta.

L'origine de ces résultats provient du principe de mesure des paramètres de forme à savoir la planéité et la cylindricité (cf. partie 1.3.1.1b). En effet, ces paramètres représentent chacun la distance entre deux plans ou cylindres permettant de contenir la totalité de la surface analysée, ce qui implique que les variations topographiques locales sont du premier ordre lors de l'évaluation de ces paramètres de forme. Par exemple pour une surface polie de planéité donnée, l'ajout d'un seul éjecta aura pour effet de déplacer le plan supérieur afin d'englober la totalité de la surface et inclure cet éjecta.

Ainsi, en l'absence de déformations géométriques, les écarts géométriques définis par les paramètres de forme couramment utilisés dépendent de l'état de surface de la pièce analysée, et sont particulièrement influencés par des variations locales importantes. Ceci explique également les écarts types importants pour les mesures de planéité et cylindricité du fait de la forte variabilité des états de surface en fonction de la présence d'éjectas par exemple. D'un point de vue extérieur, il serait intéressant de définir de nouveaux paramètres géométriques/surfaciques adaptés aux pièces issues du procédé PBF-LB afin qu'ils puissent tenir compte des éventuelles variations locales dues à des éjectas ou autre.

#### 4.3.4.3 Influence des déformations géométriques

Une seule des paramétries de murs a présenté des déformations géométriques visibles, celle d'épaisseur 0,5 mm (*Db*). En effet, la représentation de planéité (Figure 4.39) illustre la déformation pour un des murs de 0,5 mm, ce qui se traduit par une planéité de 153  $\mu\text{m}$ , tandis que la valeur de planéité pour les autres murs est plutôt due à l'état de surface, comme sur la Figure 4.37 par exemple.

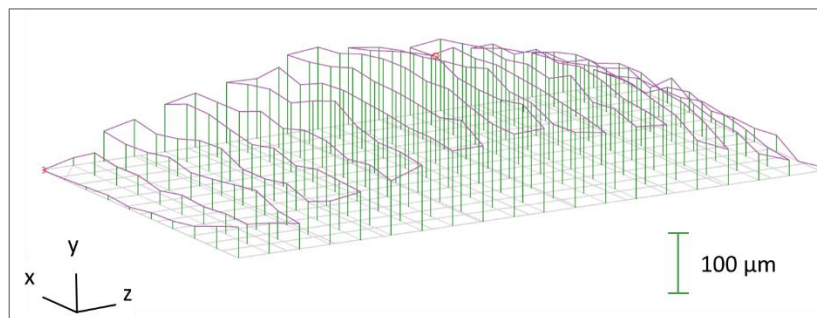


Figure 4.39 : Illustration de la planéité pour un des murs *Db* avec une planéité de 153  $\mu\text{m}$

Des murs avec les mêmes paramétries que ceux présentés jusqu'ici ont été réalisés avec une caméra IR instrumentée dans la chambre de fabrication (voir partie 2.4) afin de constater si les écarts géométriques observés précédemment peuvent être reliés à des signatures thermiques observables. La détermination des paramètres thermiques utilisés pour comparer les paramétries est détaillée en partie 4.3.2.

Comme présenté en partie 4.3.2.1, le paramètre  $h_c$  est un temps caractéristique associé au refroidissement par conduction et le paramètre  $\Delta T$  représente le gradient thermique pour l'étape de chauffage. Pour rappel, plus  $h_c$  est petit, plus le refroidissement est rapide. Ces deux paramètres reflètent les gradients thermiques au sein de la pièce durant le processus de fabrication. Il s'avère que la seule paramétrie de mur présentant des déformations géométriques (*Db* épais de 0,5 mm) est également celle qui subit les gradients thermiques les plus importants avec  $h_c$  de 0,3 s et  $\Delta T$  de 430  $^{\circ}\text{C}$  (respectivement Figure 4.40 a) et b)).

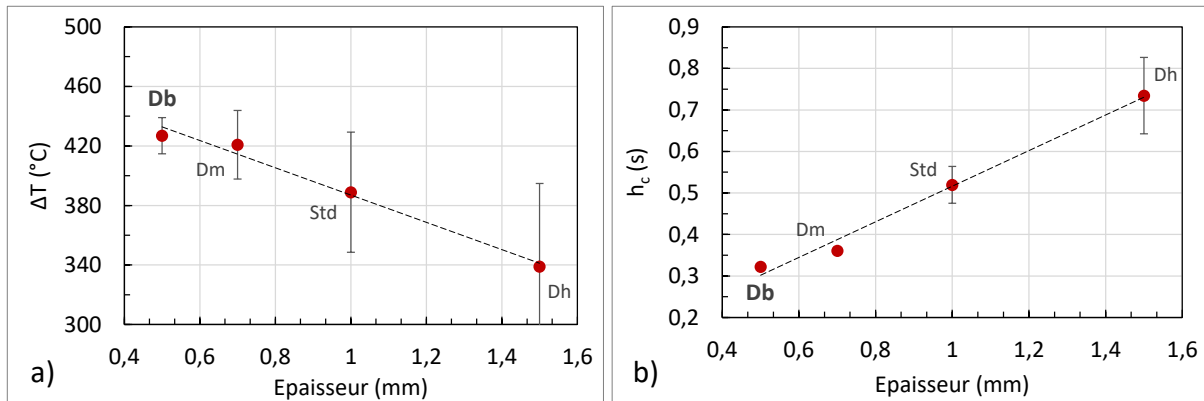


Figure 4.40 : Influence de l'épaisseur nominale pour a) le gradient thermique de chauffage  $\Delta T$  ; le temps caractéristique de conduction  $h_c$ , issu de la partie 4.3.2.2a

Ainsi, étant donné que les contraintes sont liées aux gradients thermiques, et que *Db* est la pièce avec les gradients thermiques les plus importants, il se pourrait que les déformations observées soient dues à la relaxation de contraintes intervenant lors du retrait des pièces du plateau. Des essais de contraintes seraient néanmoins à réaliser afin de valider cette hypothèse.

Par ailleurs, le fait que la pièce *Dm* avec une épaisseur de 0,7 mm ne se déforme pas (Figure 4.41 b)) alors que les gradients thermiques ne sont pas beaucoup plus faibles que ceux de *Db* indique qu'une transition s'opère entre 0,5 mm et 0,7 mm dans les mécanismes de déformation.

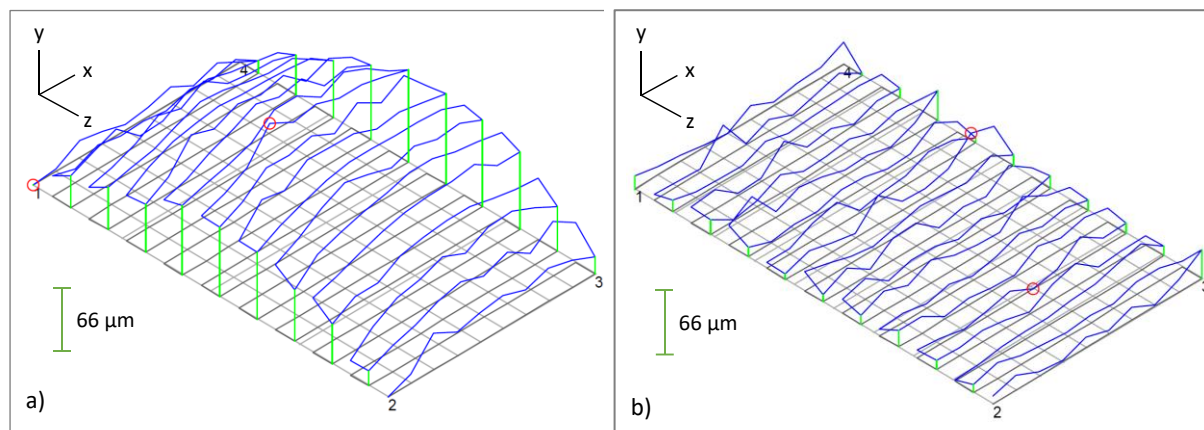


Figure 4.41 : Illustration de la planéité pour les murs de l'étude thermique : a) *Db* avec une épaisseur de 0,5 mm ; b) *Dm* avec une épaisseur de 0,7 mm

Afin de mieux comprendre les mécanismes à l'origine des déformations géométriques en lien avec les contraintes résiduelles, une étude a été réalisée sur des géométries en forme de peignes, présentée en partie 4.4.

## 4.4 Pièces de géométrie peigne

### 4.4.1 Conception et réalisation des peignes

Afin de mieux comprendre les mécanismes de déformations causés par les contraintes résiduelles, des géométries en forme de peigne (Figure 4.42) ont été réalisées. Ces géométries ont été choisies car elles se déforment facilement sous l'effet des contraintes résiduelles. Elles sont souvent utilisées dans la littérature pour des études de modélisation de contraintes, soit pour calibrer le modèle en approximant les contraintes résiduelles présentes dans la pièce à partir des déformations mesurées – type eigenstrain [106] – soit pour valider une simulation thermo-mécanique [107]. L'approche choisie ici consiste à réaliser des pièces en forme de peigne afin d'évaluer expérimentalement le lien entre les contraintes résiduelles et les déformations géométriques de la pièce et de vérifier l'influence des paramètres du procédé sur celles-ci.

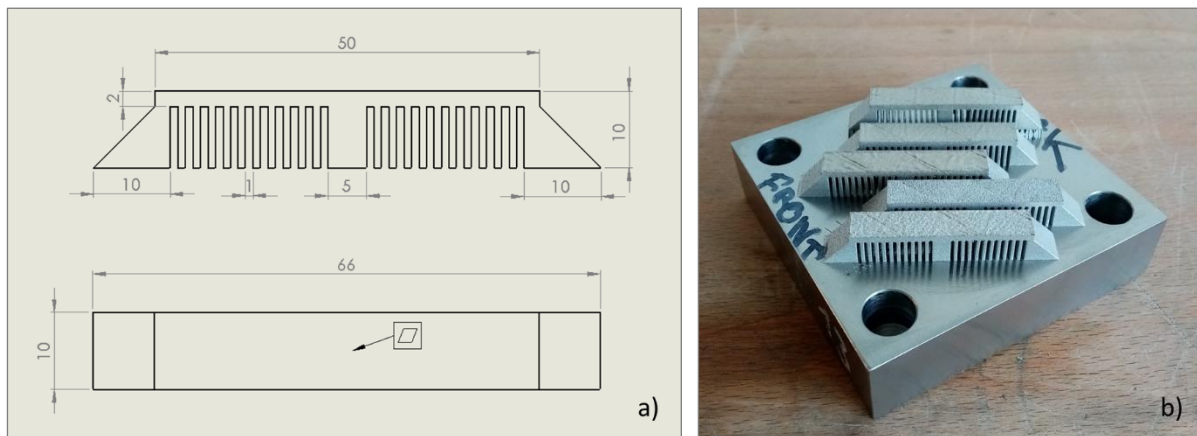


Figure 4.42 : a) Dessin technique du peigne avec mesure de la planéité sur le plan supérieur ; b) peignes après fabrication

Pour ce faire, des peignes ont été réalisés pour différents paramètres puissance – vitesse (Tableau 4.4), sur lesquels ont été effectuées des analyses de contrainte et de géométrie. Le peigne nommé *S* consiste simplement en un peigne de paramétrie *Std* mais avec des supports de fabrication, tandis que les autres pièces ont été fabriquées directement sur le plateau de fabrication, sans supports.

Tableau 4.4 : Paramétries utilisées pour les peignes

Définition	Puissance (W)	Vitesse (m/s)	Puissance contour (W)	Vitesse contour (m/s)
Standard : Std	253	0,9	180	0,9
VED - : Pb	253	1,875	180	0,9
VED + : Ph	350	0,9	180	0,9
VED = : Pm	400	1,425	180	0,9
Supports : S	253	0,9	180	0,9

## 4.4.2 Démarche expérimentale

Afin d'établir une corrélation entre contraintes résiduelles et déformations, il est nécessaire de disposer de valeurs quantifiées de ces données. Les contraintes ont été mesurées par diffraction des rayons X (voir méthode en partie 2.2.2) avant et après que les pièces aient été décrochées du plateau par découpe fil. Les déformations sont quant à elles quantifiées par le biais de la planéité, mesurée par MMT.

### 4.4.2.1 Mesure de planéité

Les plans supérieurs des peignes et les planéités résultantes ont été caractérisés avant et après avoir décroché les pièces du plateau. Cependant, au vu du mauvais état de surface des pièces (Figure 4.43) à l'état brut de fabrication, les valeurs de planéités obtenues à l'aide de la MMT n'étaient pas suffisamment représentatives des déformations subies par le peigne après avoir ôté les pièces du plateau (Figure 4.44), car une variation locale, due à un éjecta par exemple, peut affecter grandement la valeur de planéité mesurée.

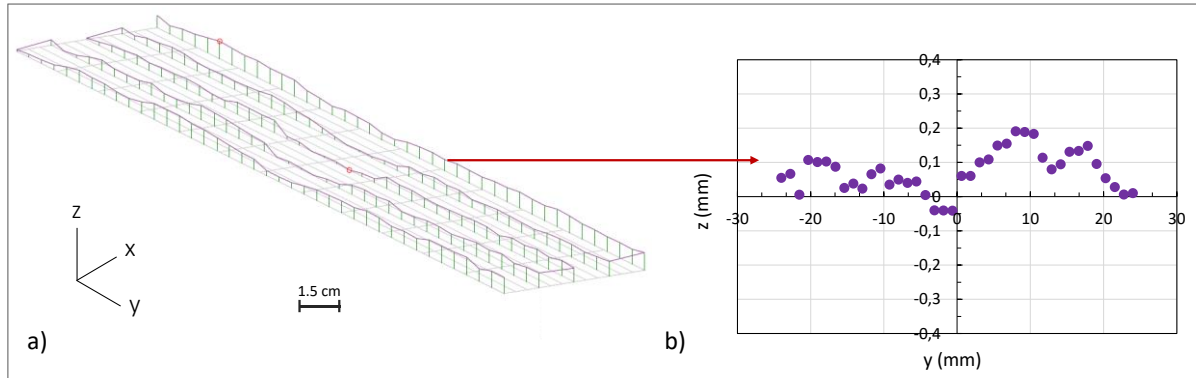


Figure 4.43 : a) Représentation du plan supérieur pour un peigne attaché au plateau de fabrication mesuré par MMT, amplifié 8 fois ; b) Profil selon  $(y,z)$  d'une des lignes mesurées pour le même peigne

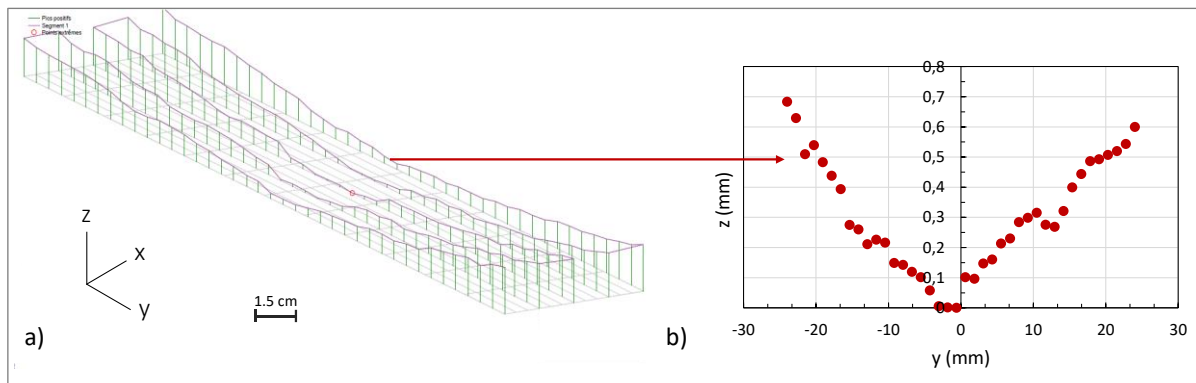


Figure 4.44 : a) Représentation du plan supérieur pour un peigne décroché du plateau de fabrication mesuré par MMT, amplifié 8 fois ; b) Profil selon  $(y,z)$  d'une des lignes mesurées pour le même peigne

Pour s'affranchir des effets dus à l'état de surface, il a été choisi de prendre en ordonnée la différence de hauteur entre l'état final après décrochage de la pièce du plateau et l'état initial, et ce pour chacune des positions en  $y$ , puisque les points ont été relevés aux mêmes positions avant et après découpe. Cela permet une mesure de planéité, toujours selon la norme ISO 1101:2017, bien plus représentative de la déformation pure des pièces comme le montre la Figure 4.45. Le graphique illustre la courbe de la surface supérieure du peigne avec un profil parabolique symétrique, et une valeur de planéité mesurée à  $580 \mu\text{m}$ .



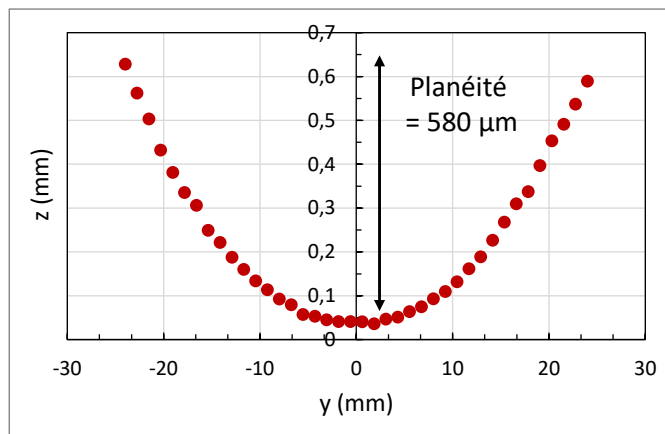


Figure 4.45 : Profil selon (y,z) d'une des lignes d'un peigne mesurée après changement de coordonnées, permettant de mieux quantifier les déformations géométriques via la planéité

#### 4.4.2.2 Mesure des contraintes résiduelles

##### a. Problématiques liées à l'état de surface

Les contraintes résiduelles ont été évaluées conformément à ce qui est indiqué en partie 2.2.2. Cependant, les RX pénètrent dans la matière sur une dizaine de micromètres, et l'état de surface peut fortement impacter les résultats de mesure. En effet, pour les surfaces de forte rugosité, l'angle d'éclairage des RX par rapport à la surface analysée crée un phénomène d'ombrage venant masquer une partie de la zone d'intérêt, ce qui se traduit sur la mesure de contraintes par une prépondérance de la contribution des pics par rapport aux vallées. Des mesures de rugosité ont été effectuées à l'aide d'un profilomètre optique sur la surface des peignes, et ont révélés des rugosités surfaciques  $Sa$  parfois largement supérieures à 10  $\mu\text{m}$  (Tableau 4.5).

Tableau 4.5 : Rugosité pour différentes paramétries avant et après polissage électrochimique

Paramétrie	S	Std	Ph	Pb	Pm
$Sa_{brut}$ ( $\mu\text{m}$ )	7,4	9,1	10,4	27,6	22,5
$Sa_{poli}$ ( $\mu\text{m}$ )	3,5	6,9	5,4	16,4	10,6

Ainsi, il est nécessaire de réduire la rugosité en amont afin de diminuer l'impact de la celle-ci sur les résultats de contraintes. Cela a été réalisé par polissage électrochimique, procédé qui a l'avantage de ne pas introduire de nouvelles contraintes dans la matière comme ce serait le cas pour le polissage mécanique. Il est ensuite nécessaire de déterminer la profondeur à retirer par polissage, et se pose alors la question de l'impact de la profondeur polie sur les contraintes résiduelles. Pour répondre à cette interrogation, des mesures de contraintes ont été réalisées à différentes profondeurs sur un échantillon sacrificiel (Figure 4.46 a)).

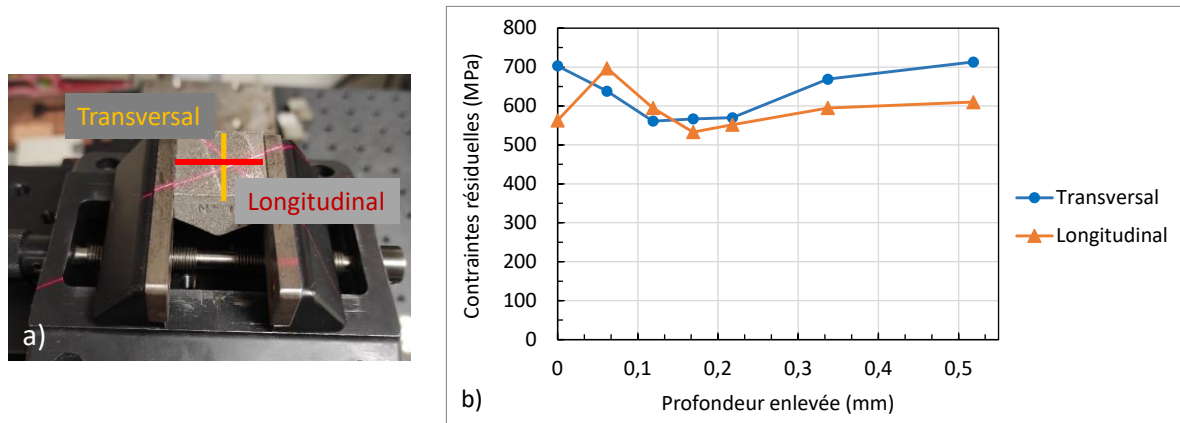


Figure 4.46 : a) image de l'échantillon sacrificiel utilisé pour déterminer la profondeur à polir ; b) profil de contraintes résiduelles sur l'échantillon sacrificiel

Le profil de contraintes (Figure 4.46 b)) indique que les mesures de contraintes se stabilisent entre 100  $\mu\text{m}$  et 200  $\mu\text{m}$  pour les deux directions d'observation de l'échantillon sacrificiel. A noter que les sens d'observation transversal et longitudinal ont été choisis arbitrairement en raison de la symétrie de la pièce. Ainsi, les contraintes résiduelles seront évaluées sur les peignes pour une profondeur enlevée par polissage électrochimique de 100  $\mu\text{m}$ .

Après polissage, les surfaces étant moins rugueuses (Tableau 4.5 et Figure 4.47), les mesures de contraintes devraient être plus représentatives.

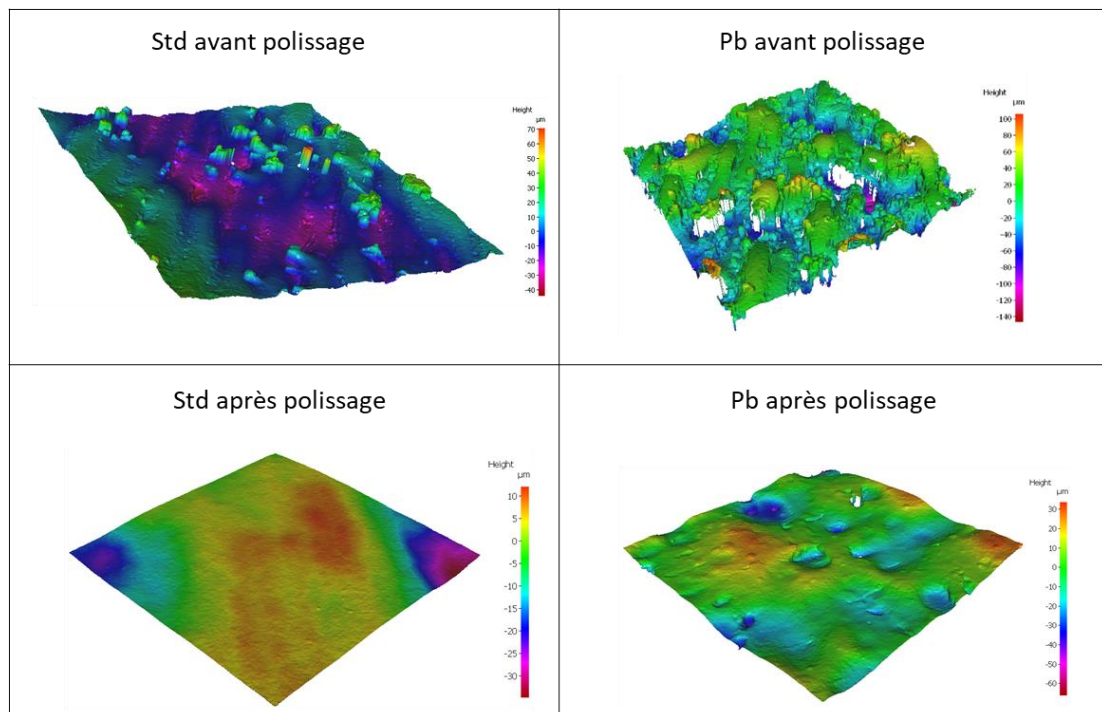


Figure 4.47 : Etats de surface avant et après polissage électrochimique pour deux paramétrics, observées au profilomètre optique pour des surfaces d'1  $\text{mm}^2$

*b. Caractérisation des propriétés mécaniques statiques*

Les contraintes résiduelles sont déterminées notamment à l'aide du module de Young du matériau caractérisé (cf. partie 2.2.2). Afin d'obtenir des résultats plus représentatifs, il a été choisi de réaliser des essais de traction (voir méthode en partie 2.2.3) afin de déterminer le module de Young expérimental  $E$  plutôt que d'en choisir un théorique ou issu de la littérature. Par ailleurs, il est probable que le module de Young varie en fonction de la paramétrie utilisée, il est donc pertinent de l'évaluer pour chacune des paramétries choisies. Les résultats des essais de traction sont recensés dans le Tableau 4.6. A noter que la paramétrie  $S$  – avec supports de fabrication – a les mêmes propriétés mécaniques que  $Std$  – sans supports de fabrication – puisque ce sont les mêmes paramétries en termes de puissance laser et vitesse de balayage.

Tableau 4.6 : Propriétés mécaniques des différentes paramétries

<b>Paramétrie</b>	<b>S</b>	<b>Std</b>	<b>Ph</b>	<b>Pb</b>	<b>Pm</b>
VED (J/mm <sup>3</sup> )	46,8	46,8	64,8	22,5	46,8
$E$ (GPa)	163 ± 6	163 ± 6	152 ± 6	111 ± 13	166 ± 6
$Rp_{0,2}$ (MPa)	603 ± 10	603 ± 10	584 ± 3	366 ± 21	630 ± 53
$Rm$ (MPa)	893 ± 11	893 ± 11	853 ± 2	368 ± 36	899 ± 4
$A\%$ (%)	41 ± 1	41 ± 1	42 ± 1	Rupture fragile	38 ± 4

En observant les propriétés mécaniques, il apparaît que celles-ci sont sensiblement les mêmes pour chacune des paramétries avec un module de Young  $E$  autour de 160 GPa, et une limite d'élasticité  $Rp_{0,2}$  autour de 600 MPa excepté pour  $Pb$ . Cette dernière paramétrie se caractérise par un module de Young de 111 MPa et un  $Rp_{0,2}$  presque de moitié par rapport aux autres paramétries à 360 MPa. De plus, sa résistance à la traction  $Rm$  est identique à sa limite d'élasticité ce qui traduit un comportement fragile, et l'impossibilité de déterminer un allongement à rupture  $A\%$ .

Une explication de cette différence de comportement mécanique pour  $Pb$  peut se trouver du côté de la santé matière. En observant la cartographie des régimes de stabilité (Figure 4.48 a), vue en partie 3.2.2.2), il apparaît que la paramétrie  $Pb$  avec une puissance de 253 W et une vitesse de 1,875 m/s est en régime instable en raison de la trop faible énergie apportée pour fondre la matière. Par ailleurs, les micrographies des cordons en coupe illustrent le mauvais recouvrement des cordons ce qui peut mener à une santé matière assez dégradée à l'échelle d'une pièce (Figure 4.48 b)). Il serait en outre intéressant de réaliser des analyses de santé matière plus globales afin d'estimer le pourcentage de porosité dans les pièces réalisées à la paramétrie  $Pb$ .

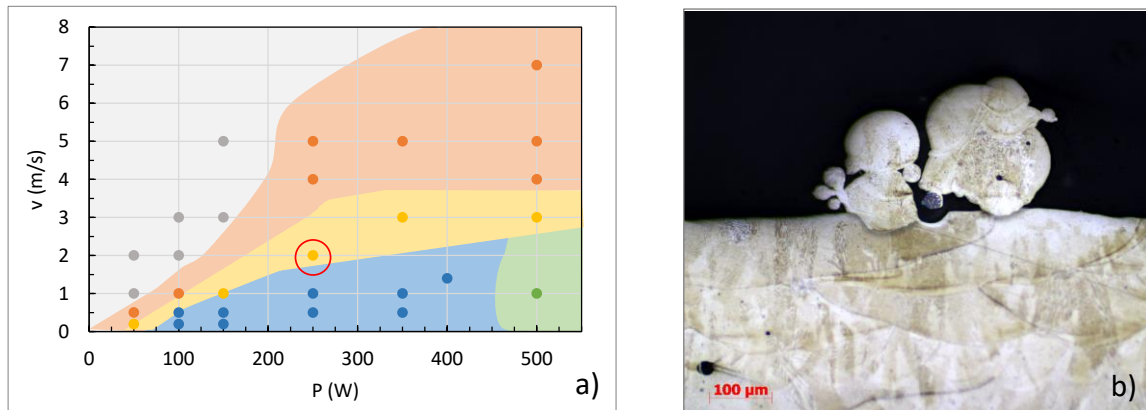


Figure 4.48 : a) Cartographie des régimes de stabilité issu de la partie 3.2.2.2, avec  $Pb$  entouré en rouge ;  
 b) vue en coupe de 3 cordons superposés sur 3 couches à la paramétrie  $Pb$

Au final, la paramétrie semble ne pas avoir d'influence sur les propriétés mécaniques statiques du moment que la santé matière est correcte, comme l'indiquent les résultats des pièces  $Std$ ,  $Ph$  et  $Pm$ . Cette observation concorde avec ce qui a été observé dans la littérature pour l'inconel 718 [108], qui indique par ailleurs que les variations de paramètres du procédé induisent des variations dans la microstructure, mais pas de variations des propriétés mécaniques en traction.

### c. Mesures de contraintes résiduelles

Les contraintes ont été mesurées à trois positions pour chaque peigne, dans le sens longitudinal et transversal (Figure 4.49), et ce, avant et après décrochage des peignes du plateau.

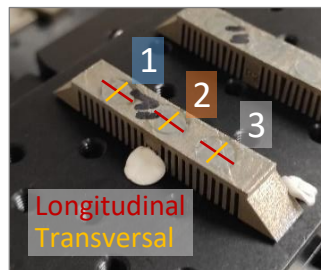


Figure 4.49 : Sens de mesure des contraintes sur les peignes, et position des différents relevés

Les résultats de contraintes bruts (Figure 4.50) ont été déterminés à partir des modules de Young expérimentaux, et révèlent différentes choses. Le premier élément est que les contraintes initiales avant décrochage du plateau sont assez élevées, entre 450 MPa et 600 MPa dans le sens longitudinal et entre 350 MPa et 500 MPa dans le sens transversal, en sachant que la limite d'élasticité se situe autour de 600 MPa. En outre, le peigne  $Pb$  présente des valeurs de contraintes moins élevées, autour de 200 MPa, ce qui est faible mais cohérent au vu de la valeur de la limite d'élasticité de  $Pb$  qui est autour de 360 MPa.

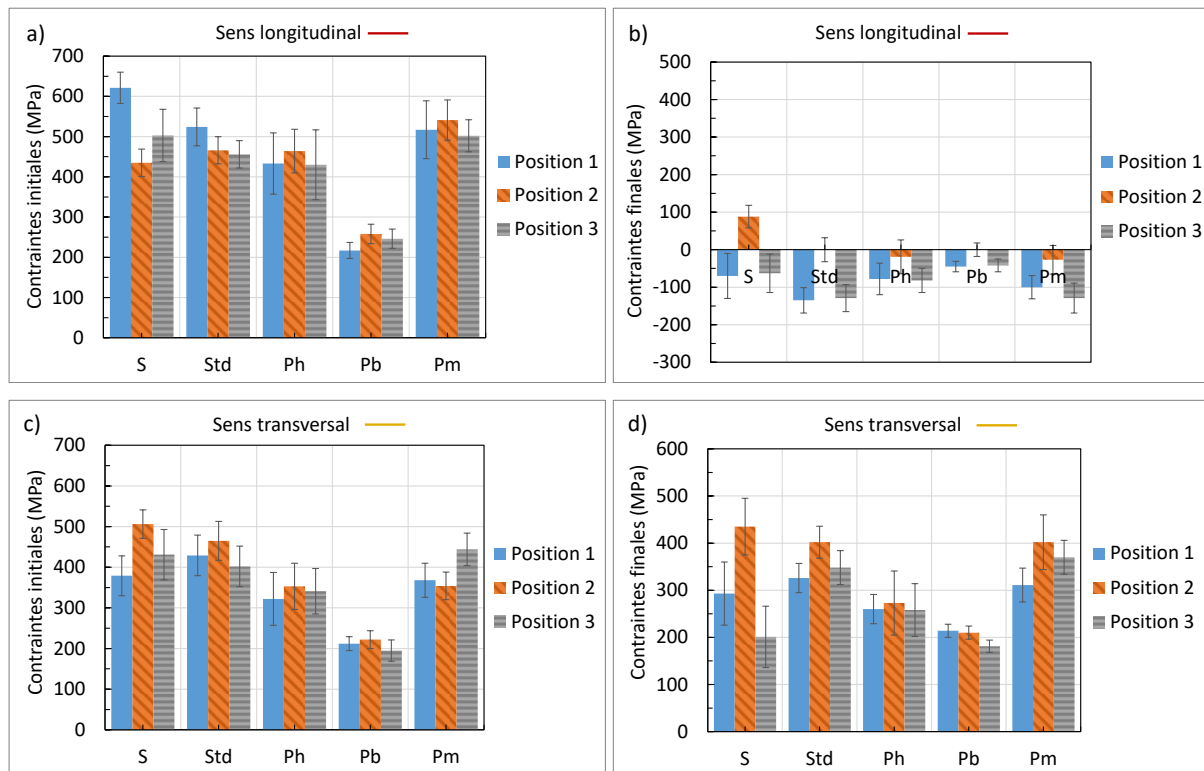


Figure 4.50 : Mesures des contraintes résiduelles sur les peignes a) dans le sens longitudinal avant découpe du plateau ; b) dans le sens longitudinal après découpe ; c) dans le sens transversal avant découpe ; d) dans le sens transversal après découpe

Ensuite, ces résultats montrent que les contraintes finales longitudinales après décrochage du plateau sont passées de traction à compression : de 500 MPa à -50 MPa, tandis que les contraintes transversales n'ont pratiquement pas varié. Ces observations sont cohérentes avec les déformations observées, puisque la surface du peigne présente une courbe convexe dans le sens de la longueur (Figure 4.51).

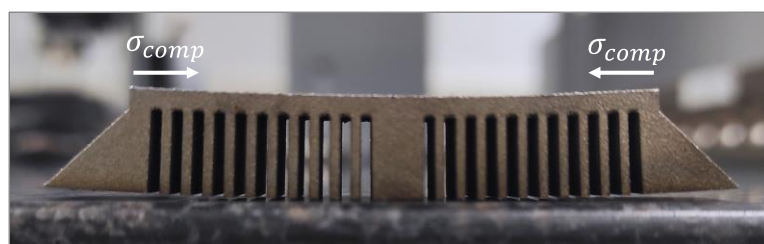


Figure 4.51 : Peigne déformé après décochage du plateau, avec contraintes de compression

Enfin, il ne semble pas y avoir d'influence de la position du relevé de mesure sur les contraintes initiales au vu des variations observées.

Ainsi, afin de faciliter l'analyse dans la partie suivante, les contraintes affichées seront des valeurs de contraintes relâchées, correspondant à la différence entre les contraintes avant et après découpe, et moyennées sur les 3 positions. L'utilisation des contraintes relâchées est pertinente puisque c'est lors du détachement des pièces que les contraintes se réorganisent dans la pièce et

que les déformations géométriques se produisent. Seules les contraintes longitudinales seront analysées puisque les contraintes transversales n'ont pas présenté de relâchement de contraintes entre l'état initial et final.

### 4.4.3 Corrélation entre contraintes résiduelles et déformations

L'objectif principal de cette étude est d'étudier l'influence des paramètres du procédé sur les contraintes résiduelles et les déformations, en vérifiant tout d'abord l'hypothèse stipulant que l'amplitude des déformations est corrélée avec les contraintes relâchées dans la pièce, et si possible en quantifiant cette corrélation. La Figure 4.52 illustre les contraintes relâchées en fonction de la planéité pour les différentes paramétries de peigne. Les déformations quantifiées par les valeurs de planéité varient entre 0,55 mm et 0,73 mm. Les contraintes relâchées quant à elles varient entre 500 MPa et 600 MPa, avec un décrochage à 270 MPa pour *Pb*.

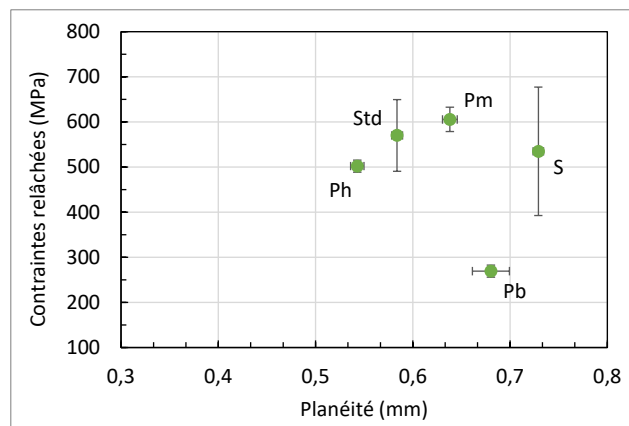


Figure 4.52 : Contraintes relâchées en fonction de la planéité

Une corrélation linéaire entre contraintes et déformations semble se dessiner pour 3 des paramétries, tandis que *Pb* et *S* ne suivent pas cette tendance. Il s'agit maintenant d'identifier l'origine de ces écarts, puis de discuter l'influence des paramètres du procédé.

#### 4.4.3.1 Identification de l'origine de la non-corrélation

Deux phénomènes peuvent aider à expliquer les cas de non-corrélation entre déformation et contraintes pour *Pb* et *S*.

Pour *Pb*, le problème réside certainement dans la différence de comportement mécanique des pièces fabriquées avec cette paramétrie. En effet, même si la différence de module de Young a été prise en compte lors de la détermination des contraintes résiduelles, ce n'est pas le cas de limite d'élasticité  $R_{p0,2}$ , qui est presque moitié moins importante pour *Pb* en comparaison aux autres jeux de paramètres : 360 MPa contre 600 MPa (voir Figure 4.53).

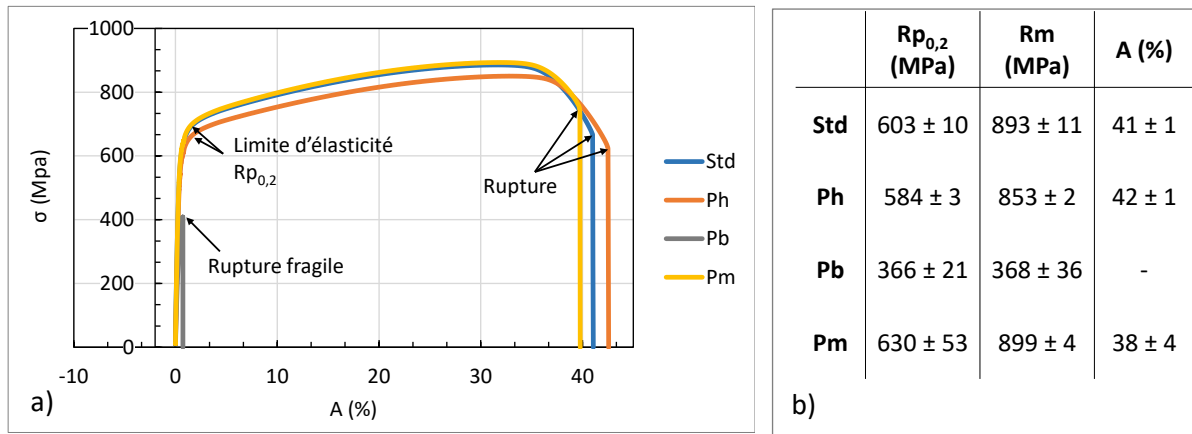


Figure 4.53 : a) Courbes de traction d'échantillons construits avec les paramètres *Std*, *Ph*, *Pb* et *Pm* ; b) propriétés mécaniques des différentes paramètres

Le fait que la limite d'élasticité soit plus basse signifie que les contraintes résiduelles ne peuvent excéder la valeur du  $R_{p0,2}$ . De même, la valeur de contraintes nécessaire pour déformer plastiquement la matière est moins importante, ce qui explique pourquoi le peigne construit à la paramétrie *Pb* se déforme plus facilement alors que la valeur de contraintes relâchées est bien plus faible que pour les autres paramètres.

En revanche, cela n'explique pas la position du peigne *S* sur la Figure 4.52, puisque les paramètres du procédé – puissance et vitesse – sont les mêmes que pour *Std*. La seule différence réside dans l'utilisation de supports de fabrication pour *S*, en comparaison avec *Std* qui a été construit à même le plateau de fabrication. Le fait d'utiliser ces supports a certainement modifié la distribution des contraintes résiduelles dans l'épaisseur de la pièce comme cela a été montré pour d'autres matériaux [109], puisque les conditions de substrat sont différentes en terme d'encastrement mécanique ainsi que de transfert thermique par conduction [110].

Pour vérifier cette hypothèse, un profil de contraintes en profondeur a été réalisé sur les peignes *Std* (sans supports) et *S* (avec supports). Des relevés de contraintes résiduelles dans le sens longitudinal ont été effectués après des polissages électrochimiques successifs sur une profondeur de 550  $\mu\text{m}$  afin de constater une éventuelle différence dans la distribution des contraintes entre ces deux paramètres. La Figure 4.54 indique que les contraintes pour *Std* oscillent entre 460 MPa et 600 MPa, tandis que les contraintes pour *S* varient entre 400 MPa et 600 MPa, avec un décrochage à 320 MPa vers 0,3 mm de profondeur. Par ailleurs, les tendances d'évolution sont assez semblables pour les deux paramètres en omettant le point à 0,3 mm qui semble aberrant, ce qui ne permet pas de conclure quant à la différence de comportement observée en Figure 4.52, où *S* se déforme beaucoup plus que *Std* avec des états de contraintes semblables.

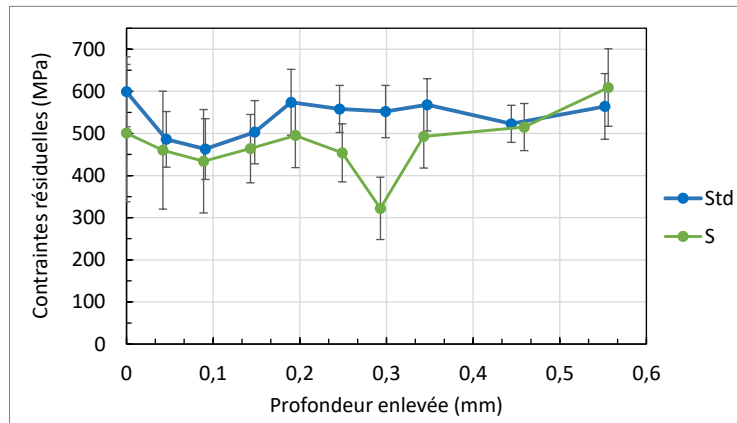


Figure 4.54 : Profil de contraintes résiduelles en profondeur pour les peignes *Std* et *S*

Il est tout de même possible de constater que dans l'ensemble, les contraintes résiduelles pour *S* sont légèrement inférieures à *Std*. Cette observation est cohérente avec la différence de substrat entre les deux pièces. La pièce sans supports *Std* est construite à même le plateau de fabrication, ce qui se traduit par un encastrement plus contraignant mécaniquement que pour *S* qui dispose de supports de fabrication entre le peigne et le plateau. Les supports de fabrication ne représentent qu'une surface de contact inférieure à 5 % et puisque les contraintes résiduelles sont introduites par des incompatibilités de déformations, il est envisageable que la pièce dont les degrés de liberté sont moins contraints présente moins de contraintes résiduelles.

Une autre piste peut se trouver dans l'étude du paramètre thermique  $h_c$  des peignes, qui ont également été observé lors de leur construction à l'aide de la caméra IR (voir parties 4.3.2.1 pour la détermination de  $h_c$  et 2.4 pour l'instrumentation). En effet, l'évolution du temps caractéristique de conduction  $h_c$  au fil du processus de fabrication est assez similaire pour l'ensemble des paramétries à l'exception de *S* comme le montre la Figure 4.55. Puisque les contraintes résiduelles sont étroitement liées aux gradients thermiques (cf. partie 4.3.2), l'évolution de  $h_c$  au fur et à mesure du processus de fabrication renseigne quant à l'évolution de la formation des contraintes lors de la construction. Plus le temps caractéristique de conduction  $h_c$  est petit, plus la vitesse de refroidissement est importante, et donc plus de contraintes sont introduites dans la pièce. Ainsi, d'après cette supposition, les contraintes pour le peigne *S* devraient être plus faibles que pour *Std* au vu des valeurs élevées de  $h_c$ .



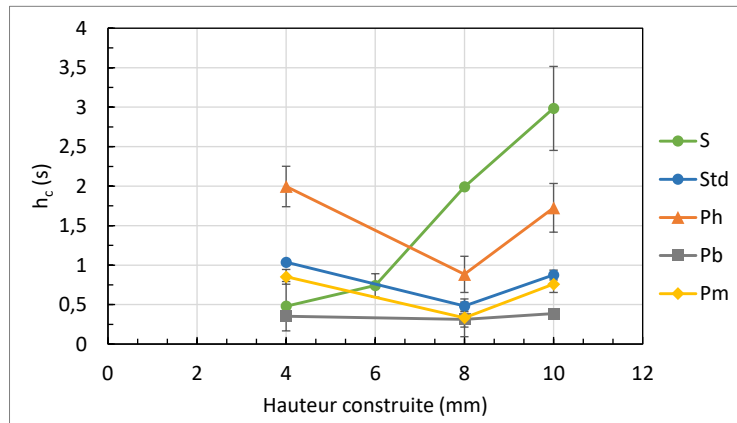


Figure 4.55 : Temps caractéristique  $h_c$  en fonction de la hauteur construite pour les différents peignes

Cependant, en tentant de corrélérer les contraintes résiduelles avant découpe, avec les valeurs de  $h_c$  pour la dernière couche (hauteur construite de 10 mm sur la Figure 4.55), il ressort que les contraintes sont en effet plus élevées pour des valeurs de temps caractéristique faible, mais pas pour la paramétrie  $S$ . Cela montre encore une fois que la configuration avec supports de fabrication n'est pas comparable avec les autres paramétries. Cette différence au niveau des valeurs de  $h_c$  peut venir du modèle choisi pour déterminer les paramètres thermiques (cf. partie 4.3.2.1). En effet, une des hypothèses du modèle est que les échanges thermiques entre la pièce et le plateau de fabrication sont négligeables en raison de la présence de supports de fabrication réduisant la surface de contact. Or ce n'est pas le cas ici pour les peignes  $Std$ ,  $Ph$  et  $Pm$ , puisque seul  $S$  dispose de supports de fabrication.

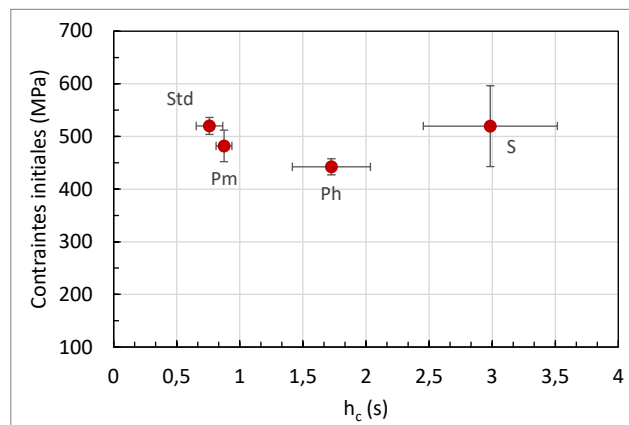


Figure 4.56 : Contraintes résiduelles en fonction du temps caractéristique  $h_c$

Compte tenu de tous les éléments disponibles, il reste difficile de conclure quant à la différence manifeste de distribution des contraintes pour expliquer les différences de comportement provenant de l'utilisation de supports entre les peignes  $Std$  et  $S$ . Il aurait peut-être été nécessaire de réaliser les mesures de contraintes au niveau de la base des pièces, i.e. au niveau de la transition avec le plateau fabrication/supports, afin de constater une différence liée à la différence de contact mécanique et thermique entre la pièce et le substrat.

#### 4.4.3.2 Influence des paramètres du procédé

La Figure 4.57 illustre les résultats de planéité et de contraintes résiduelles en fonction de la VED utilisée. Le graphique révèle que l'influence de la paramétrie est assez faible puisque les contraintes relâchées varient entre 500 MPa et 600 MPa pour les paramétries ayant à peu près les mêmes propriétés mécaniques. Les valeurs de contraintes sont d'ailleurs assez élevées. De même pour la planéité, les valeurs varient peu entre 0,55 mm et 0,7 mm, mais sont tout de même élevées. Cela révèle une faible influence de la VED que ce soit sur les contraintes ou sur les déformations, même si, à la fois les contraintes et les déformations semblent suivre la même évolution en diminuant lorsque la VED augmente, en omettant la VED la plus basse, *Pb*. Cela semble logique, si les contraintes relâchées sont plus importantes, la déformation des pièces devrait également être plus importante. En revanche, on aurait pu penser qu'avec une paramétrie plus énergétique, plus de contraintes seraient introduites dans la pièce, mais ce n'est pas le cas.

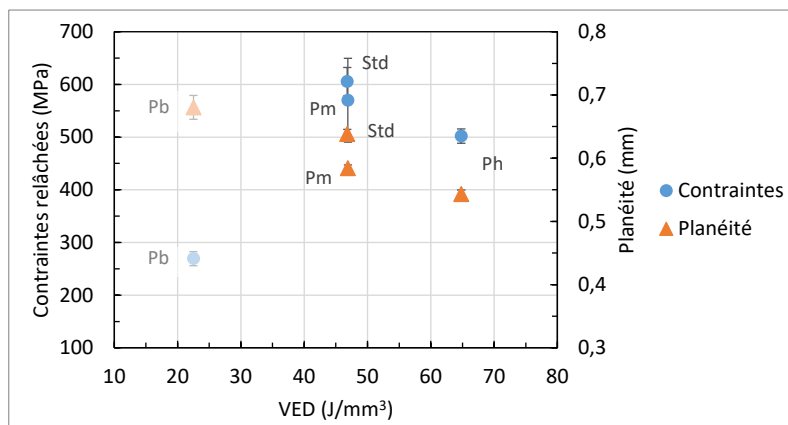
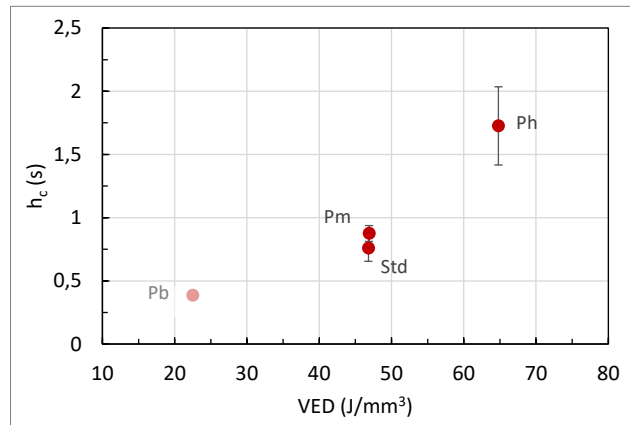


Figure 4.57 : Influence de la VED sur les contraintes relâchées et la planéité

Un début d'explication se trouve encore une fois du côté des gradients thermiques. En observant l'évolution du temps caractéristique  $h_c$  avec la VED (Figure 4.58), il apparaît que, à VED plus élevée, la pièce refroidit plus lentement que pour les autres paramétries. Ainsi, les gradients thermiques de refroidissement seraient en réalité moins importants lorsque la VED augmente, avec une température plus élevée mais plus homogène dans l'ensemble de la pièce. Ce qui se traduit par moins de contraintes introduites dans la pièce.

Figure 4.58 : Influence de la VED sur le temps caractéristique  $h_c$ 

## 4.5 Structures lattices

Comme énoncé plus haut, le procédé PBF-LB permet de fabriquer des pièces de géométries complexes, notamment des matériaux architecturés dont font parties les structures lattices. Ces structures ont été largement étudiées en raison de leur bon rapport masse-propriétés mécaniques ainsi que pour leurs capacités d'absorption d'énergie dans l'industrie [111], ou encore, dans le domaine médical, pour la reconstruction osseuse et la stabilisation d'implants dans le corps humain [112].

En revanche, si les propriétés mécaniques des structures lattices ont fait l'objet de nombreuses études [113], c'est moins le cas pour leurs propriétés dimensionnelles. Le bon contrôle de ces propriétés dimensionnelles et géométriques doit se faire à l'état brut de fabrication puisqu'il n'est pas possible d'usiner les structures lattices afin de rattraper les éventuels écarts. La problématique réside dans le fait qu'un écart avec les dimensions prévues lors de la conception peut altérer les propriétés des pièces, que ce soit la masse de la structure d'ensemble, les propriétés mécaniques ou encore la porosité. De plus, caractériser la géométrie d'une structure lattice n'est pas aisé puisque les normes actuelles ne s'appliquent pas à ce type de géométrie complexe.

Des structures lattices ont donc été réalisées pour différents paramètres du procédé afin d'analyser leur influence sur les dimensions de branches. Sur l'aspect géométrique, l'effort s'est concentré sur l'élaboration d'une méthode de mesure géométrique des structures lattice par l'intermédiaire d'une mesure de planéité.

### 4.5.1 Conception et fabrication des structures lattices

Le motif élémentaire des structures lattices proposées est une maille orthogonale simple de 2 mm. Ce type de motif a été choisi afin de faciliter les caractérisations dimensionnelles. Les branches

sont de section carrée avec une épaisseur nominale de 300  $\mu\text{m}$ . Le motif élémentaire est répété de manière à obtenir une structure lattice de forme cubique de 20 mm de côté (Figure 4.59).

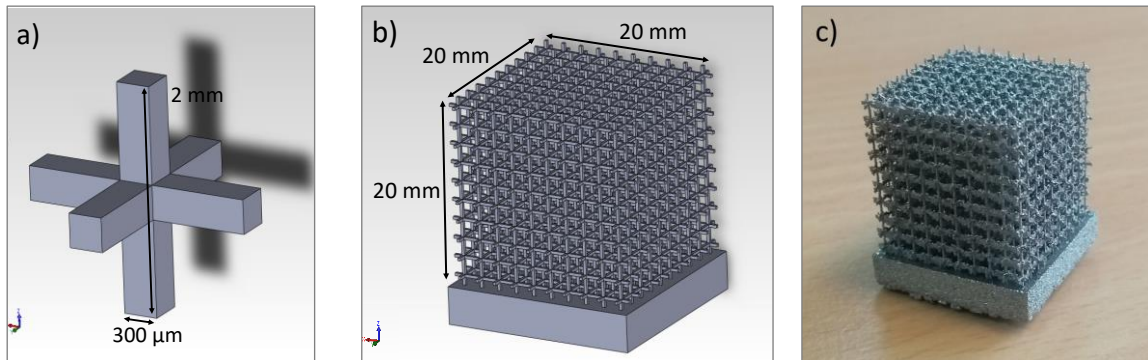


Figure 4.59 : Illustration a) du modèle CAO du motif élémentaire orthogonal ; b) du modèle CAO de la structure lattice ; c) de la structure lattice fabriquée

Ici encore, différents jeux de paramètres du procédé ont été utilisés pour fabriquer les structures lattices. Ainsi, des variations ont été effectuées sur la puissance laser, la vitesse de balayage, la longueur des branches ainsi que l'épaisseur des branches. Le détail des paramètres est recensé dans le Tableau 4.7. Trois échantillons par paramétrie ont été réalisés, et la caractérisation a été effectuée par XCT en suivant le protocole décrit en partie 2.3.2.3a.

Tableau 4.7 : Paramètres du procédé utilisés pour les structures lattices

Définition	Epaisseur branche (mm)	Maille	Dimension maille (mm)	Puissance (W)	Vitesse (m/s)	Puissance contour (W)	Vitesse contour (m/s)
Standard : Std	0,3	Cubique	2	248	1	180	1,9
VED - : Pb	0,3	Cubique	2	248	1,875	180	1,9
VED + : Ph	0,3	Cubique	2	350	1	180	1,9
VED = : Pm	0,3	Cubique	2	400	1,6	180	1,9
Ep=0,4mm	0,4	Cubique	2	248	1	180	1,9
maille=1mm	0,3	Cubique	1	248	1	180	1,9
Contour VED - : Scb	0,3	Cubique	2	248	1	90	1,9
Contour VED + : Sch	0,3	Cubique	2	248	1	180	0,9
Motif cubique centré : CC	0,3	Cubique centré	2	248	1	180	0,9

Aussi, il est intéressant de noter que pour les structures lattices, la stratégie de balayage préconisée par le constructeur ne comporte qu'une seule étape de contour, qui est réalisée avant l'étape de remplissage.

## 4.5.2 Ecart dimensionnels des structures lattices

La dimension évaluée pour les structures lattices est la taille des branches qui la composent. En outre, une partie des résultats présentés ci-dessous a fait l'objet d'un article de conférence [114].

### 4.5.2.1 Protocole de mesure dimensionnelle des structures lattices

En raison de l'état de surface dégradé des structures lattices, aucune méthode automatique n'était possible pour mesurer les épaisseurs de branche, c'est pourquoi ce sont des distances point-point qui ont été utilisées pour réaliser les mesures de dimension (Figure 4.60).

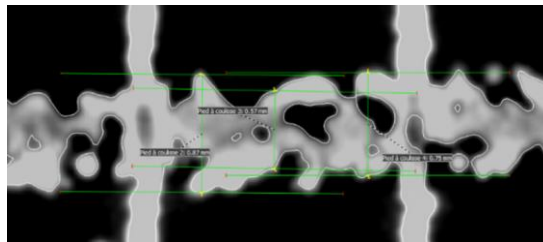


Figure 4.60 : Exemple de branche horizontale mesurée sur VGStudio Max

Ainsi, deux plans sont considérés : le plan  $xy$  perpendiculaire à la direction de fabrication, en bleu sur la Figure 4.61 1a), et le plan  $xz$ , parallèle à la direction de fabrication, en vert sur Figure 4.61 2a). Il est supposé ici que les plans  $xz$  et  $yz$  sont équivalents en raison de la nature du procédé couche par couche. Les branches mesurées sont séparées en deux catégories. D'une part les branches dites verticales, orientées parallèlement à la direction de fabrication, et qui sont mesurées au niveau des cercles verts sur la Figure 4.61 2b). Et d'autre part les branches dites horizontales, qui sont orientées perpendiculairement à la direction de fabrication, et qui sont mesurées au niveau des cercles bleus et des cercles rouges sur les Figure 4.61 1b) et 2b). Les branches horizontales sont mesurées à la fois dans les plans  $xy$  et  $xz$  afin de tenir compte de l'asymétrie, alors que les branches verticales sont symétriques de par le procédé de fabrication qui est couche par couche. En effet, comme le montre clairement la Figure 4.62, les dimensions varient fortement pour une même branche de lattice en fonction du plan d'observation.

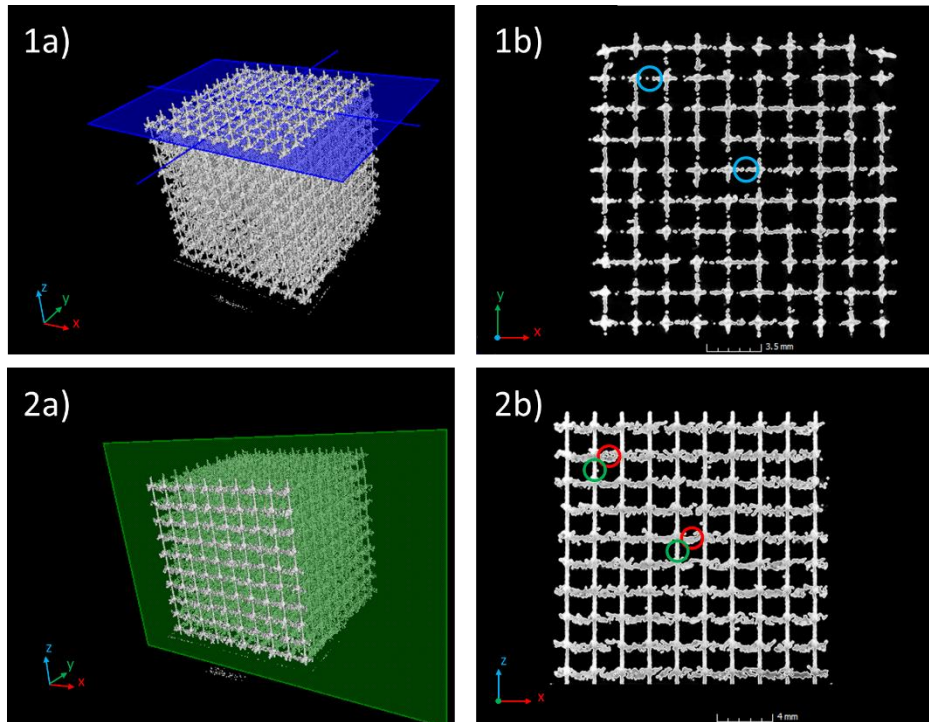


Figure 4.61 : Images de tomographie : 1a) visualisation 3D d'une tranche de structure lattice dans le plan  $xy$  ; 1b) branches mesurées pour les tranches dans le plan  $xy$  ; 2a) visualisation 3D d'une tranche de structure lattice dans le plan  $xz$  ; 2b) branches mesurées pour les tranches dans le plan  $xz$

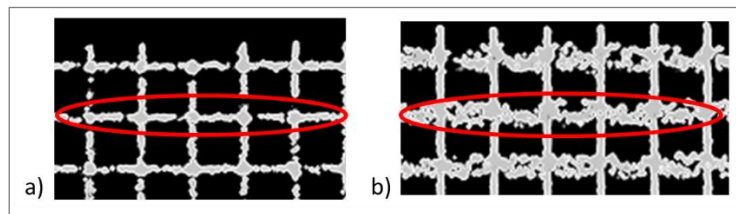


Figure 4.62 : Image de tomographie d'une même branche de lattice observée a) vue de dessus, plan  $xy$  ; b) observée vue de côté, plan  $xz$

Ainsi, la distinction est faite entre les branches horizontales vue de dessus et vue de côté. Afin de faciliter la lecture des résultats affichés, la Figure 4.63 illustre les différentes appellations des branches sur l'exemple d'une cellule élémentaire. Le code couleur sera réutilisé pour les graphiques de résultats.

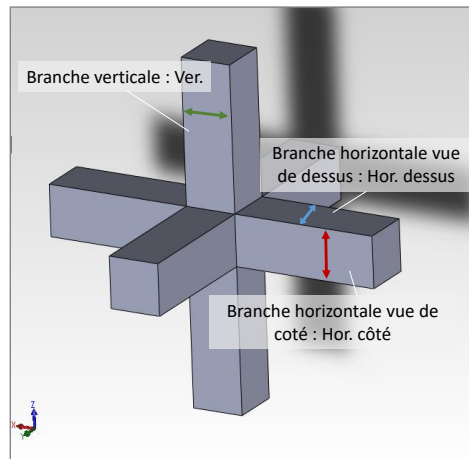


Figure 4.63 : Dénomination des différentes branches de lattices observées sur une maille élémentaire

Trois mesures sont effectuées sur chaque branche avec l'outil « distance point-point » du logiciel VGStudio Max. Les mesures sont effectuées au coin et au centre des pièces, et ce pour trois tranches situées en haut, au milieu et en bas de chaque structure lattice afin d'avoir des résultats plus représentatifs de l'ensemble de la pièce.

#### 4.5.2.2 Influence de la VED sur les épaisseurs de branches

##### a. VED pour l'étape de remplissage

La Figure 4.64 illustre l'évolution de l'épaisseur des branches en fonction de la VED de remplissage. La première chose à constater est la différence entre les dimensions des branches horizontales en fonction du plan d'observation. Les branches horizontales vues de côté – en rouge sur le graphique – sont plus épaisses de 140  $\mu\text{m}$  à 460  $\mu\text{m}$  par rapport à la dimension nominale, qui est de 300  $\mu\text{m}$  pour rappel. Les branches horizontales vues du dessus – en bleu sur le graphique – sont quant à elles plus fines de 22  $\mu\text{m}$  à 46  $\mu\text{m}$  par rapport à la dimension nominale. Cette différence permet de quantifier l'asymétrie observée précédemment sur les images de tomographie.

Les résultats montrent également que les branches verticales – en vert sur le graphique – sont significativement plus fines qu'en théorie, de 69  $\mu\text{m}$  à 55  $\mu\text{m}$ .

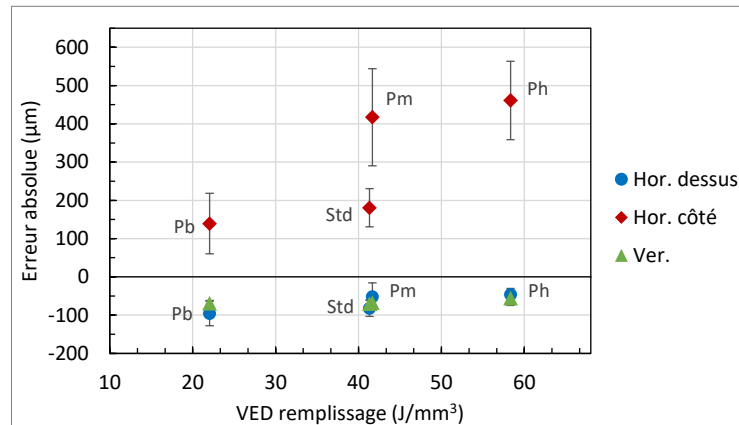


Figure 4.64 : Influence de la VED pour l'étape de remplissage sur l'erreur absolue sur les épaisseurs de branches

En ce qui concerne les tendances d'évolution en fonction de la VED, il semble que les branches horizontales vues de côté (en rouge) soient les plus impactées, avec des épaisseurs plus de deux fois plus épaisses pour les paramétries *Pm* et *Ph* : 450 µm d'erreur absolue sur une branche conçue pour être épaisse de 300 µm. De plus, à VED égale, la lattice *Pm* présente des écarts bien plus importants que *Std*. En examinant plus en détail les paramétries, il ressort que *Pb* et *Std* ont la même puissance laser, et des vitesses de balayage différentes. Les paramétries *Ph* (VED élevée) et *Pm* (VED égale à *Std*) ont quant à elles des puissances laser supérieures à *Pb* (VED basse) et *Std*, or c'est entre ces deux couples de paramétries que se constatent les différences les plus importantes en termes d'erreur dimensionnelle. Ces observations révèlent que la puissance laser a un effet prédominant par rapport à la vitesse de balayage sur les écarts dimensionnels sur les zones en porte-à-faux.

Les branches horizontales vues du dessus et les branches verticales varient également avec la VED de manière assez linéaire, ce qui pourrait concorder avec la variation de largeur du bain de fusion qui augmente également avec la VED (cf. partie 3.3.1.1). Ces écarts systématiquement négatifs entre 50 µm et 100 µm peuvent s'expliquer en partie par l'ordre de lasage. Le constructeur machine a fait en sorte que l'étape de contour soit effectuée avant le remplissage pour les structures lattices, contrairement aux autres pièces pleines. De ce fait, le balayage du contour, ayant par ailleurs une VED plus faible que pour le remplissage, se fait sur une surface non dénudée, et donc dans une configuration similaire à celle des mono-cordons étudiés en partie 3.2.1. Or, il a été observé dans cette partie que les mono-cordons sont plus facilement instables, ce qui se traduit par des cordons plus petits, voire discontinus en comparaison avec des multi-cordons.

Le fait que les branches horizontales vues en coupe soient bien supérieures à leurs dimensions nominales, indépendamment de la VED, vient certainement du fait de leur orientation en porte-à-faux.



En effet, ces branches ne sont supportées que par de la poudre, à l'inverse des branches verticales qui se construisent sur de la matière solidifiée. Usuellement, des supports de fabrications sont ajoutés au niveau des zones en en porte-à-faux afin d'éviter toutes les problématiques liées à l'orientation des pièces, mais du fait de la géométrie architecturée propre aux structures lattices, ce n'est évidemment pas possible. Une première hypothèse permettant d'expliquer cet écart serait que lors de la fusion de la première couche constituant la branche horizontale, la profondeur du bain de fusion résultant s'ajoute à l'épaisseur nominale de branche. En prenant pour exemple la paramétrie *Std* qui a une VED de  $41 \text{ J/mm}^3$ , la profondeur devrait être de  $84 \mu\text{m}$  (en reprenant l'équation (14) de la partie 3.3.1.1), or l'erreur absolue est ici de  $180 \mu\text{m}$  pour *Std*. De plus, la construction se fait en pleine poudre ce qui devrait réduire la profondeur du cordon puisque la VED effective diminue, pour reprendre le raisonnement sur les mono-cordons.

Une hypothèse plus probable serait que le lit de poudre sous-jacent à la branche horizontale en construction n'est pas suffisamment dense pour supporter la pression de recul, résultant en un effondrement du bain de fusion, similairement à la formation d'écaillés présentées en partie 1.3.2.4a (Figure 4.65). Cela explique également l'état de surface très dégradé des branches horizontales (Figure 4.60).

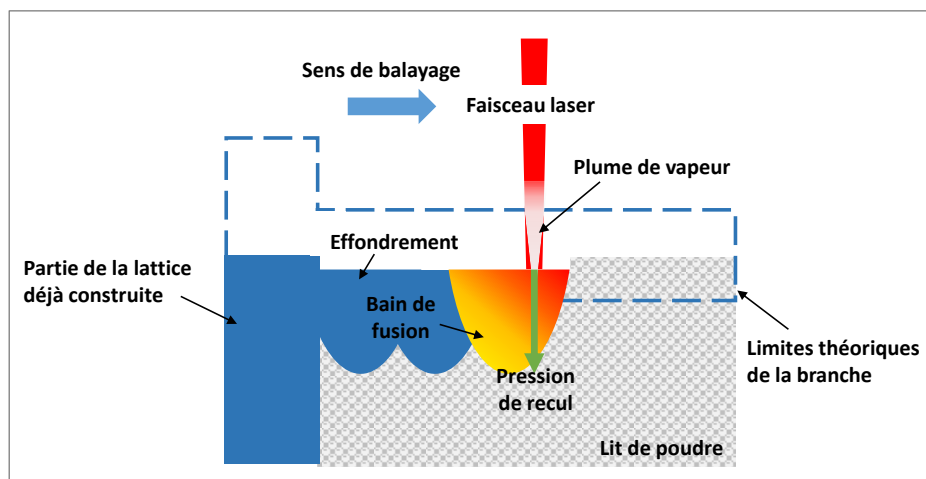


Figure 4.65 : Schéma de l'influence de la pression de recul sur les dimensions des branches de lattice

L'augmentation de la taille de branche avec la VED est observable également par l'intermédiaire du volume de la structure globale. En effet, la Figure 4.66 montre que le volume global de la structure lattice augmente avec la VED, or le volume ne peut augmenter que par le biais d'une augmentation de la taille des branches, en supposant que la porosité reste constante. Il est toutefois intéressant de remarquer que les volumes des stratégies *Std* et *Pm* présentent des écarts relatifs assez faibles en dessous de 5 %. Avec cette seule observation il aurait été possible de penser que ces paramétries conduisent à de bonnes propriétés dimensionnelles, ce qui n'est pas le cas comme montré plus haut. Cela révèle l'importance de tenir compte de l'orientation des branches pour la mesure dimensionnelle des structure lattices.

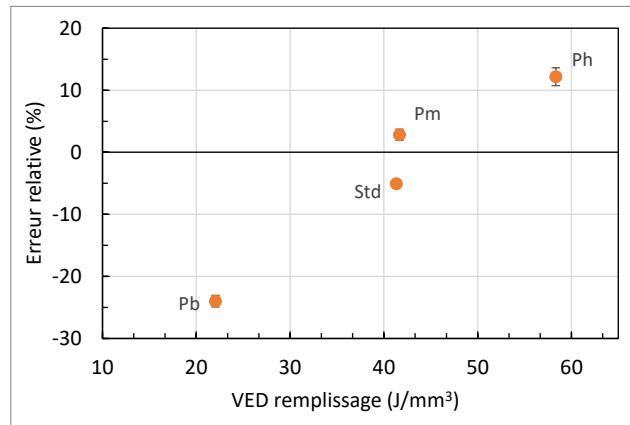


Figure 4.66 : Ecart relatif sur le volume des lattices en fonction de la VED de remplissage

A noter que les dimensions de branches de *Pm* et *Ph* sont assez similaires alors que les écarts relatifs sur le volume global des structures lattices sont importants. Cela traduit certainement une importante porosité au sein des branches de *Pm* qui réduisent ainsi le volume effectif total, comme visible en Figure 4.67.

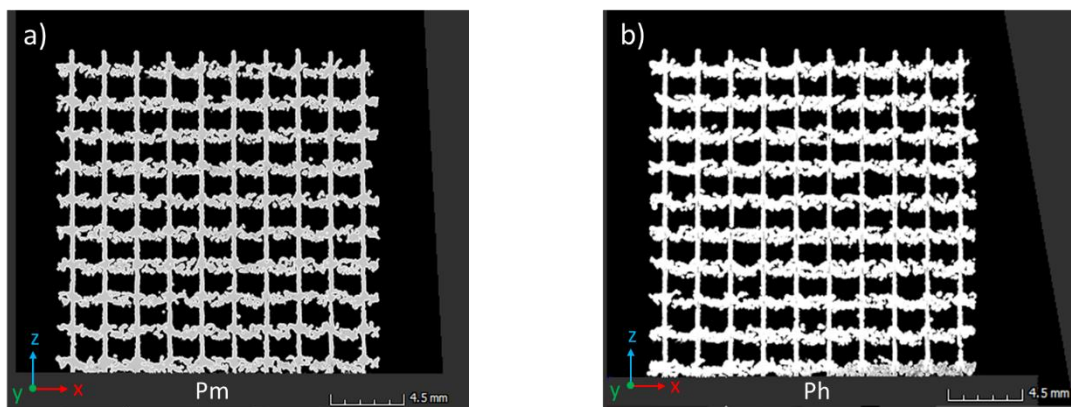


Figure 4.67 : Images de tomographie vue de côté pour deux tranches de lattices à la paramétrie a) *Pm* ; b) *Ph*

### b. VED pour l'étape de contour

Les variations de VED pour l'étape de contour (Figure 4.68) montrent que les branches horizontales vues du dessus (en bleu) présentent des écarts de 72  $\mu\text{m}$  à 5  $\mu\text{m}$  en dessous de la dimension nominale. Pour les branches horizontales vues de côté (en rouge), les branches sont de 180  $\mu\text{m}$  à 360  $\mu\text{m}$  plus épaisses qu'en théorie. Pour les branches verticales (en vert), les branches ont été mesurées de 100  $\mu\text{m}$  à 7  $\mu\text{m}$  plus fines.

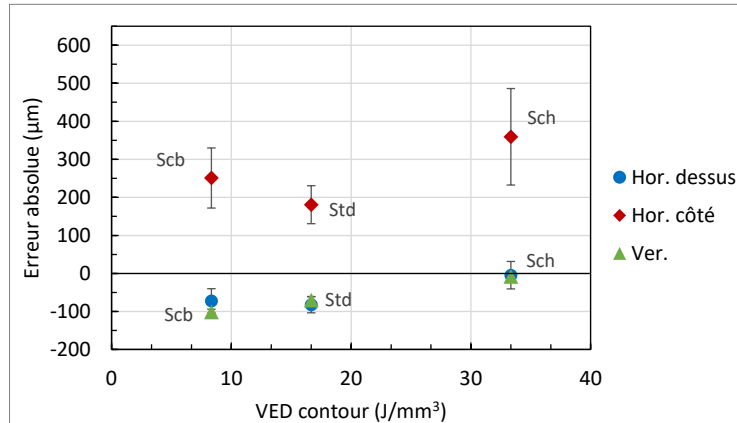


Figure 4.68 : Influence de la VED de contour sur l'erreur absolue sur les épaisseurs de branches

Ici, les variations les plus importantes se situent entre la VED de 16  $J/mm^3$  pour *Std* et la VED de 33  $J/mm^3$  pour *Sch*. Paradoxalement, la paramétrie *Std* présente des branches plus fines que *Scb* qui a pourtant une VED plus faible. Cette constatation se confirme sur la Figure 4.69, où les branches de *Scb* apparaissent plus régulières et semblent moins s'effondrer que pour *Std*. Il est probable que l'utilisation d'une VED plus faible pour l'étape de contour ait réduit la pression de recul appliquée sur le lit de poudre, réduisant ainsi l'affaissement du cordon lors de sa construction.

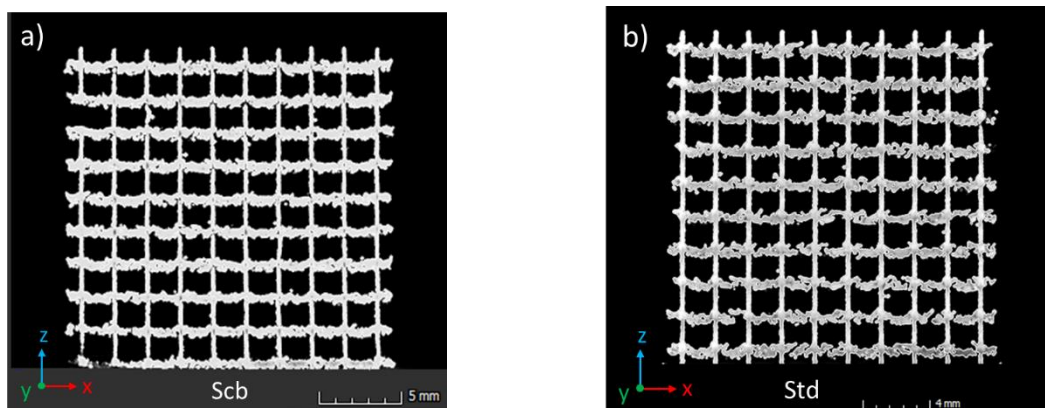


Figure 4.69 : Images de tomographie vue de côté pour deux tranches de lattices à la paramétrie a) *Scb* ;  
b) *Std*

#### 4.5.2.3 Influence des effets de taille sur les épaisseurs de branches

Des variations des dimensions nominales des branches de la structure lattice ont été effectuées en prenant pour référence la paramétrie *Std*, avec une diminution de la taille de la maille élémentaire, et une augmentation de l'épaisseur de branche nominale. Ces effets de tailles ont une influence légère sur les épaisseurs des branches horizontales vues de dessus : entre 91  $\mu m$  et 78  $\mu m$ , et plus faible pour les branches verticales qui sont entre 71  $\mu m$  et 61  $\mu m$  plus fines.

Sur les branches horizontales vues de côté, diminuer la taille de maille a pour effet d'augmenter l'épaisseur de branche de 180  $\mu\text{m}$  à 217  $\mu\text{m}$ . Cette augmentation peut être due à un chauffage plus important de la branche en raison d'une surface plus importante balayée par le laser (Figure 4.71 b)).

Augmenter l'épaisseur nominale des branches de 300  $\mu\text{m}$  à 400  $\mu\text{m}$  génère une augmentation de l'erreur absolue sur les branches horizontales vues de côté de 180  $\mu\text{m}$  à 450  $\mu\text{m}$ . Cela pourrait être dû à l'accentuation de l'effondrement du bain de fusion qui se produit sur un nombre de couche plus important que pour les branches de 300  $\mu\text{m}$  nominales. En effet, le phénomène d'affaissement du cordon pourrait se cumuler à chaque couche en raison de la pression de recul et du lit de poudre n'étant pas suffisamment dense pour la supporter. Les branches de 300  $\mu\text{m}$  sont construites en 5 couches de 60  $\mu\text{m}$ , et les branches de 400  $\mu\text{m}$  en 6,6 couches, arrondi à 7, ce qui résulte en des branches avec une épaisseur de 420  $\mu\text{m}$  théoriques, et donc deux couches supplémentaires durant lesquelles l'effondrement peut se produire. Cette hypothèse pourrait être vérifiée en réalisant des empilements de cordons sur plusieurs couches et construits en porte-à-faux, puis vérifier sur des observations en coupe si le nombre de couche a une influence sur l'affaissement des cordons.

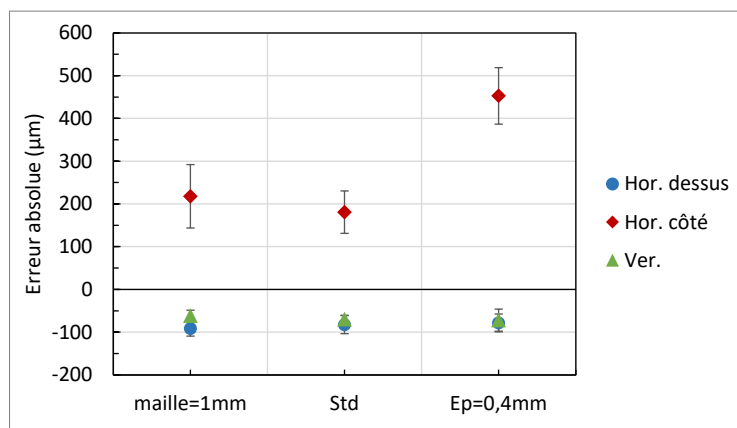


Figure 4.70 : Influence de la dimension nominale sur l'erreur absolue des épaisseurs de branches

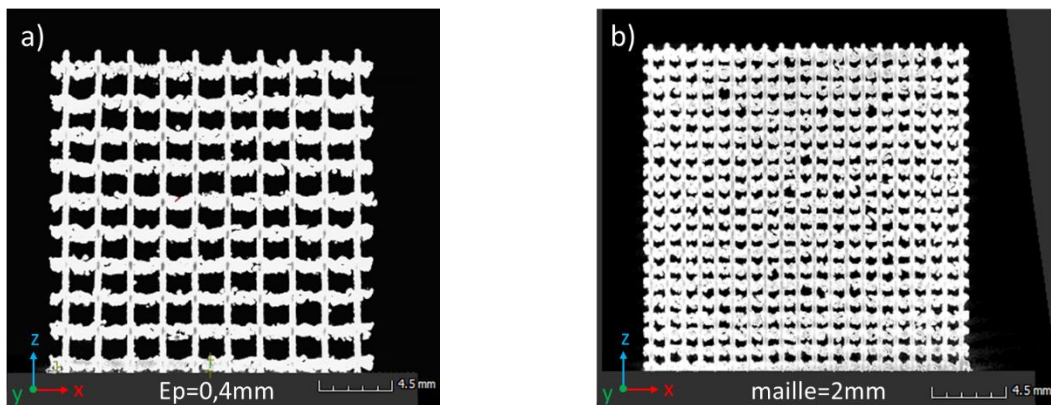


Figure 4.71 : Images de tomographie vue de côté pour deux tranches de lattices à la paramétrie a)  $E_p=0,4$  mm ; b) maille=1 mm

#### 4.5.2.4 Influence du motif de cellule sur les épaisseurs de branches

Il a été choisi de déterminer l'influence du motif élémentaire de maille sur les dimensions de branche en utilisant un motif cubique centré (motif CC) pour la structure lattice, plutôt qu'orthogonal comme c'était le cas pour les autres structures lattices (Figure 4.72). Ces structures lattices ont été fabriquées à la paramètres constructeur à l'image de *Std.*

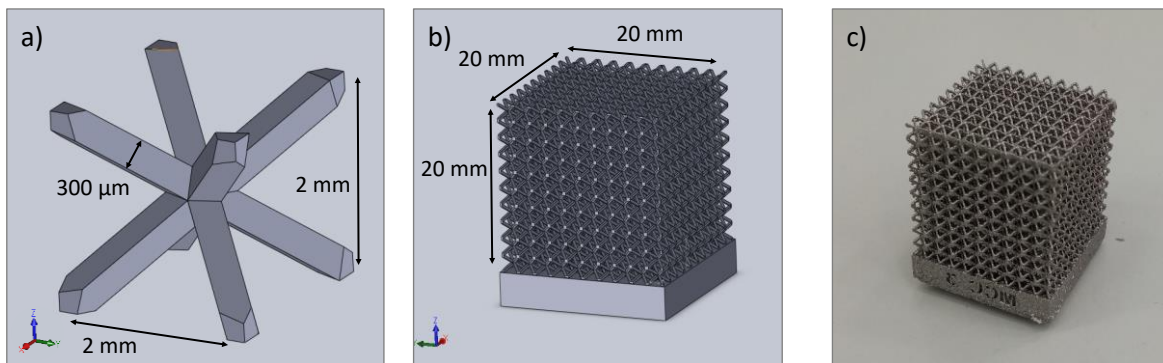


Figure 4.72 : Illustration a) du modèle CAO du motif élémentaire cubique centré ; b) du modèle CAO de la structure lattice ; c) de la structure lattice fabriquée

En raison de la géométrie de cette structure, la détermination des épaisseurs de branche se fait plutôt sur des coupes diagonales, où les éléments dénommés branches verticales sont mesurés au niveau des cercles verts, et les branches horizontales au niveau des cercles rouges (voir Figure 4.73). Les branches horizontales vues de dessus ne sont pas considérées ici.

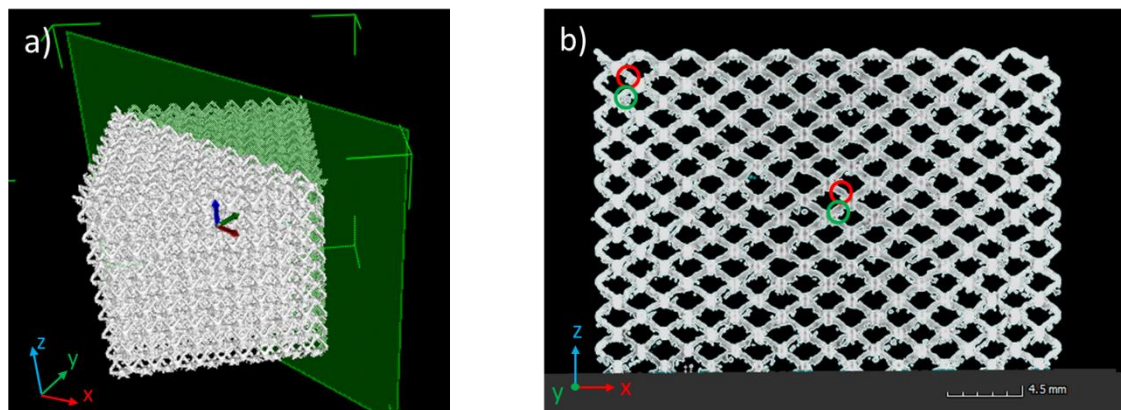


Figure 4.73 : Images de tomographie pour une structure lattice en motif CC a) vue d'ensemble ; b) branches mesurées sur une tranche

Les écarts dimensionnels en fonction du motif sont représentés en Figure 4.74. Il apparaît que les dimensions pour le motif CC sont assez homogènes, et sont de 110 μm à 130 μm plus épaisses que leur dimension nominale. Ces résultats mettent en évidence l'influence de l'orientation, qui engendre une augmentation de l'épaisseur en raison de la position en porte-à-faux pour le motif CC.

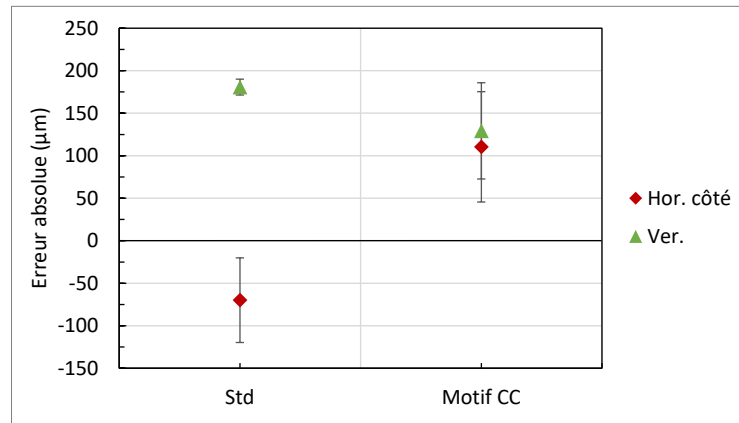


Figure 4.74 : Influence du motif de cellule élémentaire sur l'erreur absolue des épaisseurs de branches

#### 4.5.2.5 Influence de la thermique sur les épaisseurs de branche

Lors de la campagne d'essais thermiques avec la caméra IR, des structures lattices ont également été réalisées avec les mêmes paramètres du procédé que précédemment (Figure 4.75). Malheureusement, ces pièces n'ont pas pu être caractérisées par tomographie à rayons X, et il sera donc fait l'hypothèse que les résultats dimensionnels de ces structures lattices sont identiques à ceux des autres pièces présentées précédemment.

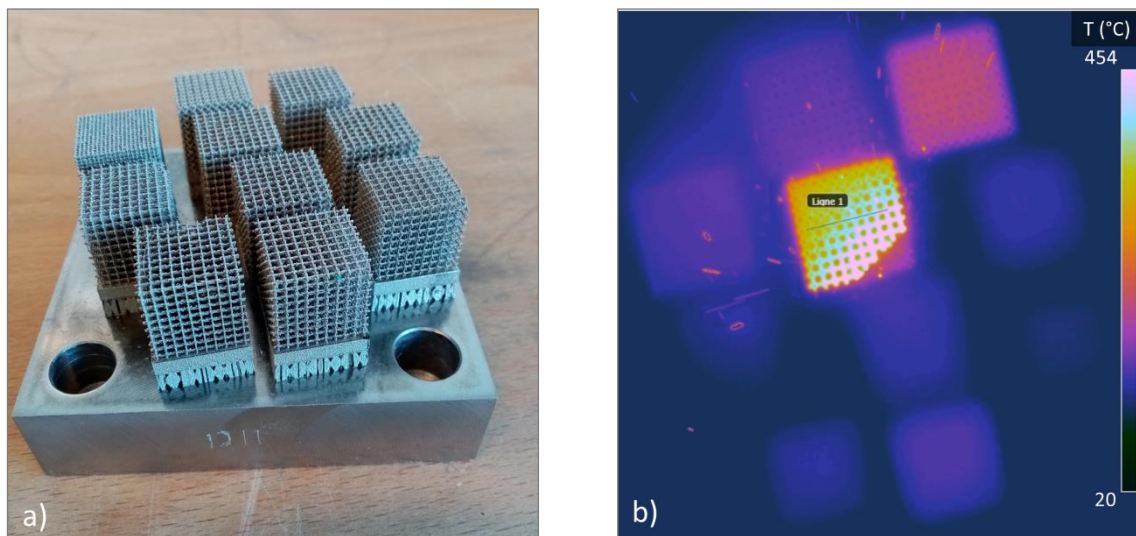


Figure 4.75 : a) Image du plateau contenant les lattices pour l'étude thermique ; b) Capture d'écran des structures lattices en cours de fabrication, avec le suivi de température réalisé au niveau de la « Ligne 1 », vus par la caméra IR

La température a été suivie au niveau des branches horizontales (« Ligne 1 » sur la Figure 4.75) lors de la fabrication afin de constater si les augmentations d'épaisseur des branches pouvait être attribuées à un phénomène de surchauffe (cf. 1.3.2.4), notamment au vu des importantes erreurs dimensionnelles rencontrées.

En utilisant la même démarche que pour les murs en partie 4.3.2.1, la température de stabilisation  $T_s$  renseigne sur l'échauffement des branches horizontales au cours de la fabrication. En l'occurrence, les valeurs de  $T_s$  ont été déterminées pour la dernière branche horizontale construite des structures lattices.

Ainsi, la Figure 4.76 dépeint l'évolution de  $T_s$  en fonction de la VED, qui suit la même tendance que les épaisseurs des branches horizontales vues de côté. Ce résultat indique d'une part qu'une VED plus importante résulte en une température plus importante, ce qui est cohérent, et d'autre part que l'augmentation de dimension des branches peut être corrélée à leur échauffement. Etant donné que ces branches sont en porte-à-faux, l'augmentation de VED accentue le phénomène de surchauffe et la profondeur des écailles formées, expliquant l'augmentation des épaisseurs de branches.

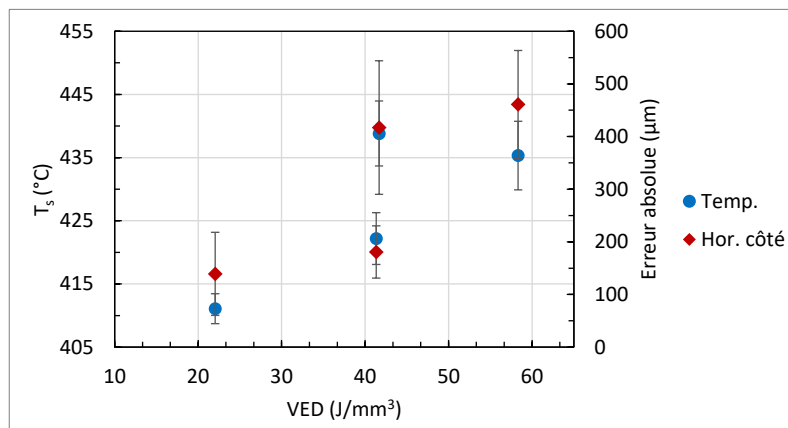


Figure 4.76 : Influence de la VED sur la température de stabilisation  $T_s$  et sur l'erreur absolue des épaisseurs de branches

En observant l'évolution de  $T_s$  en fonction des effets de taille (voir Figure 4.77), il ressort que diminuer la taille de la maille augmente significativement la température de branche. Cela confirme l'hypothèse avancée plus haut que l'augmentation de l'épaisseur de branche pour la structure lattice avec une maille plus petite résulte d'une augmentation de la température, et que cette augmentation de température provient de la plus grande surface balayée. En revanche, ces résultats thermiques ne coïncident pas pour l'augmentation de l'épaisseur de branche puisque la température n'augmente pas. Ce qui indique que l'augmentation importante de l'épaisseur pour cette pièce vient principalement du phénomène d'affaissement cumulé présenté plus haut.

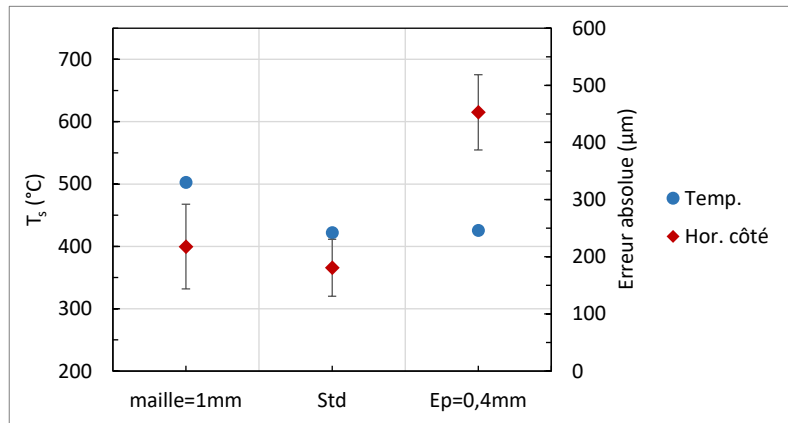


Figure 4.77 : Influence de la dimension nominale sur la température de stabilisation  $T_s$  et sur l'erreur absolue des épaisseurs de branches

### 4.5.3 Ecart géométriques des structures lattices

L'intérêt est souvent porté sur les dimensions des branches de lattice, et moins sur la géométrie de ces structures, notamment pour les surfaces extérieures qui définissent les limites de la structure lattice. La géométrie de ces surfaces détermine la surface de contact entre la structure lattice et une pièce couplée mécaniquement. La définition de cette surface de contact est particulièrement déterminante pour les applications de compression, où les branches de la structure lattice représentent la zone de support de charge qui sera sollicitée mécaniquement [115]. Or, il n'existe actuellement pas d'études permettant de définir cette surface de contact appliqué aux structures lattices. Il existe cependant des outils renseignés dans la norme ASME Y14.46 [116] pour définir des surfaces spécifiques appelées TSS (pour Theoretical Supplemental Surfaces). Ces surfaces sont fictives et servent à extraire des caractéristiques surfaciques pour une pièce donnée.

Ainsi, il est question ici d'élaborer une méthode de détermination de surface de contact pour les structure lattices, puis d'associer un paramètre géométrique à cette surface, en l'occurrence la planéité. La valeur renvoyée par cette dernière permet de caractériser la qualité du contact mécanique entre la structure lattice et la surface de la pièce couplée. Ce travail a été réalisé en collaboration avec le laboratoire de métrologie américain le « National Institute of Standards and Technology » (NIST) et a fait l'objet d'une publication [117].

#### 4.5.3.1 Détermination de la surface

La méthode de détermination de surface a été réalisée pour une des structures lattices à maille cubique *Scb* fabriquées précédemment (voir partie 4.5.1), et ce sous la forme d'un fichier STL, obtenu après conversion du fichier de tomographie (Figure 4.78).



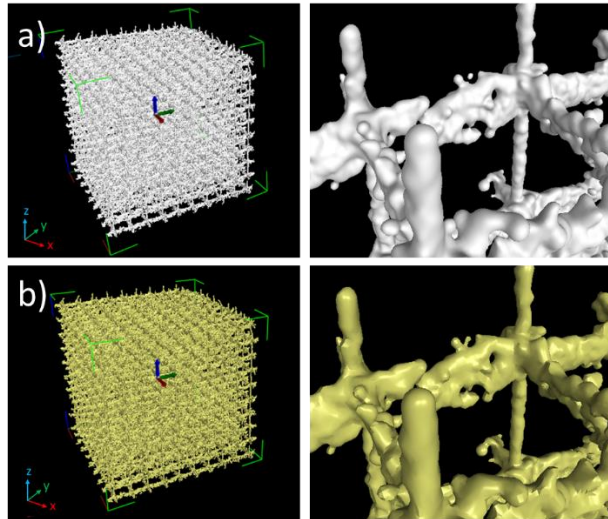


Figure 4.78 : Représentation de la structure lattice sous la forme a) d'une image tomographique ; b) d'un fichier STL après conversion

La surface choisie pour l'analyse est la surface supérieure de la pièce. Afin de réduire le temps de calcul ainsi que pour faciliter l'analyse, il a été décidé de travailler sur une portion de  $3 \times 3$  branches comme illustré en Figure 4.79 (carré bleu). Cette portion a été choisie au hasard et l'objectif est de calculer sa planéité à partir de sa TSS.

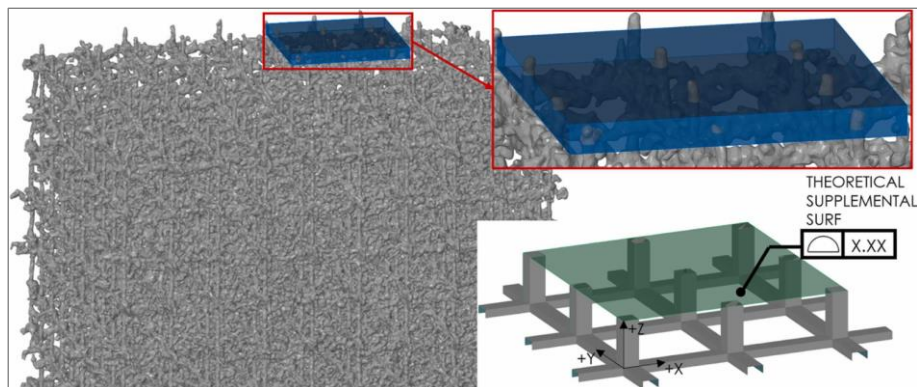


Figure 4.79 : Illustration de la zone d'intérêt de la structure lattice

Dans le cas théorique de branches de lattices parfaites avec une section carrée plane, la TSS au niveau de la surface supérieure de la structure serait composée des surfaces supérieures de chacune des branches, ce qui se traduit par un assemblage de surface carrées alignées sur le même plan. Cependant au vu de la forme des branches de lattices fabriquées qui ne présente pas de section carré plane (Figure 4.80), il est nécessaire de déterminer la surface d'intérêt à considérer sur chacune des branches. Pour ce faire, une grille de points, en rouge sur la Figure 4.80, est projetée orthogonalement sur chacune des branches, et si un point rencontre la surface de la lattice, le point est enregistré à la hauteur de l'intersection, en bleu sur la Figure 4.80.

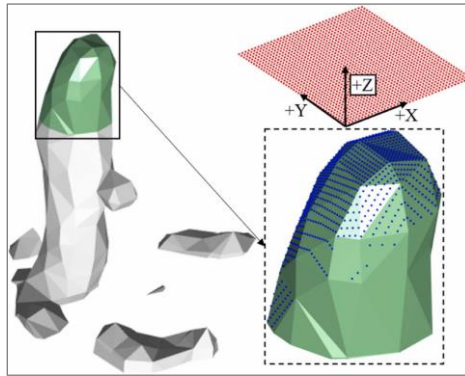


Figure 4.80 : Exemple de branche de structure lattice, avec la grille de points projetés sur la surface d'intérêt

Ce nouveau nuage de points, et plus particulièrement la distribution des points selon la hauteur de la branche, est ensuite utilisé pour déterminer la courbe de surface portante, ou « bearing area curve » (BA curve). Cette courbe représente la répartition de la surface de contact effective pour deux surfaces en contact, obtenue à partir de la distribution du nuage de points (Figure 4.81) [118].

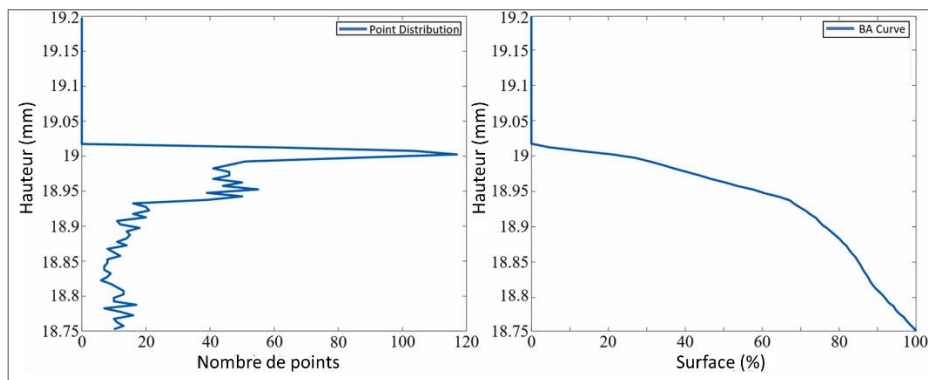


Figure 4.81 : Exemple de a) Distribution de points ; b) BA curve

A partir de la BA curve, des « partition points » sont déterminés. Ces derniers délimitent la surface supérieure de chaque branche de manière répétable et pertinente en termes de contact mécanique (Figure 4.82). Le point de partition est en pratique une hauteur, et est déterminé en utilisant la méthode dite « 90-100 » [118], qui consiste à tracer une droite passant au niveau des 5 premiers points de la BA curve (« peak fit »), ainsi qu'une droite ajustée au niveau des points entre 90 % et 100 % de la surface cumulée. Ces droites sont déterminées par ajustement des moindres carrés. C'est l'intersection de ces deux droites qui détermine le point de partition. Ainsi, tous les points situés au-dessus de cette hauteur sont considérés comme la surface supérieure de la branche (en vert sur la Figure 4.82), et la TSS de la lattice est définie comme l'ensemble de ces surfaces supérieures de branches.

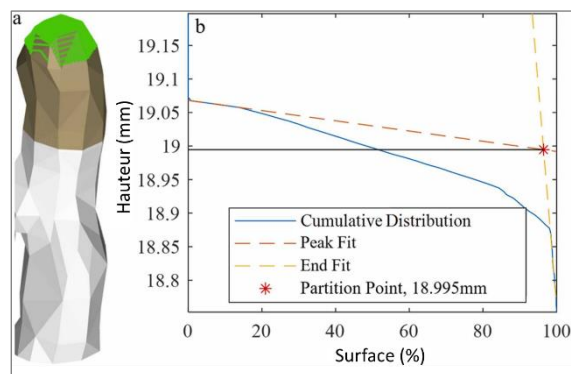


Figure 4.82 : Exemple de BA curve pour une des branches de structure lattice. La surface investiguée est en marron, et la surface extraite à partir du « partition point » est en vert

#### 4.5.3.2 Calcul de planéité sur les structures lattices

Pour rappel, la planéité est la distance entre deux plans permettant de contenir l'ensemble de la surface analysée. En pratique, un seul plan est défini à partir de la surface d'intérêt, et la planéité est la distance orthogonale entre le point le plus haut au-dessus de ce plan, et le point le plus bas en dessous. Ici la surface d'intérêt est la TSS, composée des surfaces supérieures pour chacune des branches, elles-mêmes déterminées à partir des BA curves.

La Figure 4.83 illustre les résultats de planéité obtenus à partir des TSS pour des plans générés par méthodes des moindres carrés et par méthode minimax (définis dans la norme ISO 1101-2017 [39]). La planéité calculée pour le plan généré par la méthode des moindres carrés s'avère plus élevée que lorsqu'il est déterminé par méthode minimax : 260  $\mu\text{m}$  contre 243  $\mu\text{m}$ . En effet, le plan déterminé par moindres carrés est davantage pondéré par les surfaces importantes, en cherchant à couvrir la plus grande surface possible. Le plan déterminé par méthode minimax est quant à lui fortement influencé par les extrema, et les branches excentrées. Ce qui explique que la planéité est moins importante pour la méthode minimax, étant donné que le plan d'ajustement cherche à minimiser l'écart maximum par rapport aux points les plus éloignés.

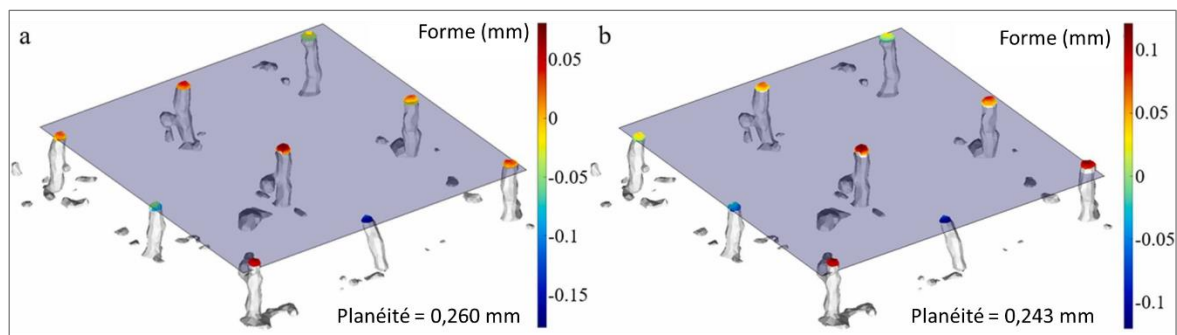


Figure 4.83 : Mesures de planéité en utilisant deux méthodes d'ajustement pour le plan, qui est en transparent grisé sur l'image, tandis que les déviations normales au plan sont indiquées selon l'échelle de couleurs a) méthodes des moindres carrés (Gaussien) ; b) minimax (Tchebychev)

Il apparaît finalement que la planéité est fortement influencée par les variations locales. Une branche plus basse que les autres en raison d'un défaut de construction représente l'élément critique pour la détermination de planéité, ce qui biaise le résultat de planéité en raison de sa définition. Il serait pertinent d'utiliser d'autres critères que la planéité telle qu'elle est définie dans la norme, comme un pourcentage de contact entre deux surfaces couplées par exemple. Pour poursuivre cette étude, il serait intéressant d'étendre cette méthode de détermination de planéité à l'ensemble de la surface de la structure lattice et de l'appliquer pour différentes paramétries afin d'observer si certaines génèrent plus d'écarts géométriques que d'autres. Enfin, il est nécessaire de réaliser des essais mécaniques de compression afin de vérifier si la valeur de planéité déterminée à l'aide de la méthode présentée ici peut être corrélée aux propriétés mécaniques.

## 4.6 Conclusion du chapitre

Ce chapitre portait sur l'étude dimensionnelle et géométrique de pièces réelles. L'objectif était dans un premier temps d'identifier les écarts au niveau des propriétés géométriques et dimensionnelles, puis de comprendre leur origine, tout en caractérisant l'influence des paramètres du procédé.

Dans un premier temps, des pièces dites artefacts contenant différentes formes géométriques de dimensions variables ont été réalisées pour différentes paramétries puissance-vitesse, et ont ensuite été mesurées. L'analyse des résultats a permis de mettre en évidence l'influence de la géométrie sur les résultats d'écarts dimensionnels et géométriques, tandis que l'influence de la paramétrie n'a pas pu être établie. Il a tout de même été possible de constater des erreurs dimensionnelles allant jusqu'à 400  $\mu\text{m}$  sur la hauteur du substrat de l'artefact  $Pm$ , et des erreurs géométriques jusqu'à 200  $\mu\text{m}$  sur la sphère creuse à paramétrie  $Pm$  ( $P=400$  W,  $v=1,425$  m/s pour l'étape de remplissage).

Afin d'identifier les effets attribuables à la forme, des pièces de géométrie simples – murs, cylindres et tubes – ont été fabriquées pour différents couples puissance-vitesse et dimensions nominales, et ont ensuite été mesurées. Les résultats ont montré à nouveau des différences dans les tendances d'évolution en fonction de la géométrie étudiée. Sur l'aspect dimensionnel au niveau des épaisseurs de murs et de tubes, ou de diamètre des cylindres, les écarts oscillent autour de 50  $\mu\text{m}$  indépendamment de la paramétrie. Tandis que pour les écarts géométriques quantifiés par l'intermédiaire de la planéité pour les murs, et de la cylindricité pour les tubes et cylindres, les valeurs étaient généralement supérieures à la centaine de micromètres, pour l'ensemble des paramétries.

Il est apparu que les résultats d'écarts dimensionnels au niveau de l'étape de contour pour les murs et les tubes sont contrôlés par la largeur de cordon et la rugosité. Il a été possible de quantifier la contribution de chacun, avec un écart dépendant de la VED pour l'influence du cordon, et un écart systématique de 40  $\mu\text{m}$  provenant de la rugosité des pièces. C'est la paramétrie

*Scb* ( $P=180$  W,  $v=1,5$  m/s pour l'étape de contour) avec la VED de contour la plus faible qui est le plus proche de la dimension théorique avec  $14 \mu\text{m}$  d'erreur absolue sur l'épaisseur de mur, et  $50 \mu\text{m}$  sur l'épaisseur de tube.

Parmi toutes les géométries simples analysées, seul le mur de paramétrie *Db* (épaisseur de  $0,5$  mm) a présenté des déformations géométriques. Pourtant, les valeurs d'écarts géométriques mesurées sur les autres pièces sans déformations sont souvent élevées. Cela a permis de constater que les écarts géométriques représentés par les paramètres de forme, i.e. la planéité et la cylindricité sont fortement influencés par l'état de surface des pièces. En raison de la définition de ces paramètres, des variations locales dans la topographie tels que la présence d'éjectas sont souvent responsables des valeurs élevées de planéité et cylindricité.

En parallèle, une étude thermique a été réalisée sur différentes pièces, notamment des murs, pour comparer l'influence de la paramétrie sur la thermique. Au préalable des paramètres thermiques ont dû être définis pour permettre la comparaison entre les pièces, notamment au niveau des gradients thermiques. Cette étude a permis de constater que la seule paramétrie ayant présentée des déformations géométriques, i.e. le mur *Db*, était également celle dont les gradients thermiques étaient les plus importants, et donc probablement celle avec le plus de contraintes résiduelles.

Pour mieux comprendre les mécanismes à l'origine des déformations géométriques en lien avec les contraintes résiduelles, des pièces de géométrie de type peigne ont été réalisées à différentes paramétries. Les résultats présentaient des contraintes relâchées de l'ordre de  $500$  MPa et des déformations de l'ordre de  $0,6$  mm par l'intermédiaire de la planéité. L'étude des résultats a montré qu'il y avait corrélation entre contraintes relâchées et déformations pour 3 des 5 paramétries : *Std* ( $P=253$  W,  $v=0,9$  m/s), *Ph* ( $P=350$  W,  $v=0,9$  m/s) et *Pm* ( $P=400$  W,  $v=0,9$  m/s). La paramétrie *Pb* ( $P=253$  W,  $v=1,875$  m/s) était excentrée en raison d'une différence importante de propriétés mécaniques et *S* ( $P=253$  W,  $v=0,9$  m/s avec supports), en raison d'une différence de contact mécanique dû à l'utilisation de supports, ayant probablement mené à une différence de distribution de contraintes. D'un point de vue pratique, c'est le peigne *Ph* qui présente le moins de contraintes résiduelles et de déformations, en raison de la forte VED qui a pour effet de réduire les gradients thermiques durant le processus.

Des géométries complexes ont également été étudiées sous la forme de structures lattices. L'étude dimensionnelle au niveau des branches de lattice a révélé une forte asymétrie en lien avec l'orientation des branches, avec des épaisseurs de branches horizontales mesurées entre  $450 \mu\text{m}$  et  $850 \mu\text{m}$  au lieu de  $300 \mu\text{m}$ . Ces écarts sont notamment dus à des effondrements de bain de fusion lors du procédé, et ont mis en évidence un effet important de la puissance laser sur la dimension. Les branches verticales sont plus fines de  $50 \mu\text{m}$  à  $100 \mu\text{m}$  par rapport au modèle CAO notamment à cause de la stratégie de contour réalisée en configuration mono-cordon donc moins stable, et sont plus épaisses lorsque la VED augmente en raison de l'élargissement du cordon. La forte asymétrie au niveau des dimensions en fonction de l'orientation de branche rend

donc difficile la détermination d'une paramétrie optimale qui permettrait de minimiser les écarts dimensionnels. Fabriquer des structures lattices avec le motif cubique centré pour différents couples puissance-vitesse de plus faible VED aurait peut-être permis de déterminer une paramétrie plus conforme au modèle CAO. L'étude thermique a pu en outre montrer que l'épaisseur des branches peut être corrélée à la température de celle-ci, car les branches horizontales sont dans une configuration similaire aux zones de surchauffe. Enfin, une méthodologie permettant de déterminer la planéité pour des structures lattices à partir des TSS (Theoretical Supplemental Surfaces) a été présentée et appliqué à la structure lattice *Scb* ( $P=90$  W,  $v=1,9$  m/s pour l'étape de contour), résultant en des planéités mesurées à  $250\ \mu\text{m}$ .



# Conclusion générale



Le procédé PBF-LB est le procédé de fabrication additive métallique le plus couramment utilisé actuellement dans l'industrie. Cependant, le manque de connaissance concernant les propriétés dimensionnelles et géométriques des pièces fabriquées par ce procédé peut poser problème en fonction de l'application visée par l'utilisateur. C'est afin de mieux comprendre le procédé PBF-LB et plus particulièrement les mécanismes à l'origine d'écarts sur les pièces en inconel 625, qu'ils soient dimensionnels ou géométriques, tout en mettant en évidence l'impact des paramètres du procédé sur les écarts, qu'a été initiée cette thèse.

L'étude bibliographique réalisée dans un premier temps a permis d'identifier la direction à prendre pour les campagnes expérimentales. L'interaction laser-matière et les instabilités présentes lors du procédé ont été décrits dans cette étude, et les différents défauts à l'origine d'écarts dimensionnels et géométriques sur les pièces issues de ce procédé ont ensuite été détaillés. Il est en outre ressorti que la puissance laser et la vitesse de balayage et donc la VED étaient des paramètres de premier ordre dans leur influence sur l'apparition de ces défauts, ce qui a mené à investiguer ces paramètres en premier lieu.

Le second chapitre s'est focalisé sur la description des méthodes et moyens expérimentaux utilisés dans le cadre de cette thèse. Ainsi, les principales caractéristiques et propriétés du matériau utilisé dans cette étude : l'inconel 625 ont été décrites, ainsi que les moyens de mesure utilisés pour caractériser les pièces fabriquées, et générer les résultats présentés dans la thèse. D'ailleurs, il convient de rappeler que les observations et résultats présentés sont relatifs au matériau utilisé dans cette étude, l'inconel 625.

Les premiers éléments fabriqués et analysés furent des mono-cordons. Leur étude a permis tout d'abord de comprendre que les mono-cordons n'étaient pas représentatifs du processus que ce soit en termes de stabilité ou de dimension de cordon, notamment en raison du phénomène de dénudation, qui n'est pas présent dans le cas des mono-cordons. L'utilisation de multi cordons a permis de déterminer les domaines de stabilité ainsi que des lois de comportement décrivant l'évolution de la morphologie du cordon en fonction de la VED.

L'étude des différentes géométries de pièces a permis de déterminer l'origine des différents écarts dimensionnels et géométriques, à commencer par l'influence avérée du choix de la géométrie sur les écarts. Au niveau dimensionnel, il a ainsi été conclu que les écarts au niveau de l'étape de contour peuvent être attribués en partie à la largeur du cordon, qui évolue avec la VED, et à la rugosité qui génère un écart systématique dû à la méthode de mesure par MMT. Ces conclusions ont pu être faites notamment grâce aux résultats obtenus dans l'étude à l'échelle du cordon. En ce qui concerne les écarts géométriques, peu de déformations ont pu être constatées excepté pour le mur le plus fin  $D_b$ , de 0,5 mm d'épaisseur. L'étude thermique a révélé que cette pièce était également celle endurant les gradients thermiques les plus importants, et que les déformations observées étaient possiblement dues aux contraintes résiduelles. Une étude approfondie du lien entre contraintes résiduelles et déformations a été réalisée sur des géométries peignes et a permis

de mieux comprendre les mécanismes à l'origine de déformations. Toujours au niveau géométrique, les observations réalisées durant ces travaux ont démontré que l'état de surface jouait un rôle très important dans les écarts paramétriques, en raison de la définition des paramètres utilisés pour quantifier les écarts géométriques.

Un des avantages du procédé PBF-LB est de pouvoir fabriquer des pièces de géométries complexes, notamment des structures lattices. C'est pourquoi il a été choisi d'étudier ces pièces dimensionnellement. Ainsi, il est apparu que les dimensions de branches des structures lattices sont fortement influencées par leur orientation par rapport à la direction de fabrication et dans une moindre mesure par la VED utilisée. Aussi, en l'absence d'informations dans la littérature au sujet de la caractérisation géométrique des structures lattices, une méthodologie a été élaborée pour déterminer une valeur de planéité pour ces pièces.

De manière générale, ces travaux ont permis de mettre en évidence la complexité pour conclure quant à l'influence des paramètres du procédé (puissance laser et vitesse de balayage) sur les propriétés géométriques et dimensionnelles. En effet, les évolutions se sont avérées très variables en fonction de la géométrie de pièce choisie comme l'ont montré les résultats sur chacune des pièces évaluées, ce qui fait apparaître la géométrie comme un paramètre de premier ordre. L'analyse des résultats a également aidé à mieux comprendre les mécanismes à l'origine des écarts dimensionnels et géométriques, en mettant en évidence notamment l'influence du cordon et de l'état de surface sur la dimension, et de la thermique et des contraintes résiduelles sur la géométrie. A une échelle plus réduite, l'étude des cordons a fait reconsidérer la pertinence de l'utilisation de mono-cordons, en montrant que la juxtaposition d'au moins deux cordons était nécessaire afin d'être plus représentatif du procédé. Enfin, ce projet a été l'occasion de questionner l'utilisation de certains paramètres, et d'en développer d'autres. Ainsi, sur l'aspect géométrique, il est ressorti que les paramètres issus de la norme tels que la planéité ou la cylindricité, qui ont été utilisés ici pour caractériser les déformations, étaient sources d'erreur et ne sont pas appropriés pour les pièces produites par PBF-LB. Sur l'aspect thermique, l'élaboration d'un modèle simplifié a permis de caractériser la vitesse de refroidissement de pièces lors du processus via de simples temps caractéristiques afin de faciliter la comparaison entre différentes paramétries. Ainsi les outils développés dans l'étude thermique ont pu appuyer l'analyse des résultats à différentes reprises, notamment dans le cas des peignes en éclairant le lien entre contraintes résiduelles, déformations et thermique, et dans le cas des structures lattices, en mettant en évidence la corrélation entre échauffement et dimension de branches.

Ces travaux ont aussi permis de mettre en évidence quelques pistes intéressantes pour poursuivre la recherche à ce sujet. Dans le cadre de cette étude, seule l'effet de la puissance laser et la vitesse de balayage a été évalué en termes de paramètres. Des variations au niveau de la stratégie de balayage seraient pertinentes, notamment au niveau de l'étude sur les contraintes résiduelles

puisque cela affecte la distribution de chaleur au niveau de chacune des couches réalisées. Qui plus est, l'influence de la puissance et vitesse a été regroupée sous la forme de la VED, mais une étude différenciée de ces deux paramètres pourrait s'avérer judicieuse, puisque certains des résultats de la thèse ont montré qu'à VED égale, les écarts dimensionnels et géométriques étaient souvent différents. De plus, la réalisation de pièces avec des paramétries plus extrêmes que celles utilisées dans cette thèse (VED très élevées, puissance maximale, vitesse maximale...), permettrait de caractériser les propriétés géométriques et dimensionnelles dans des conditions limites, améliorant ainsi la compréhension du procédé. Il serait par ailleurs intéressant de réaliser les mêmes essais de caractérisation dimensionnelle et géométrique pour d'autres alliages, afin de constater si les tendances sont similaires pour des matériaux dont les propriétés thermo-physiques sont différentes de celles de l'inconel 625. Enfin, la poursuite du développement d'une simulation thermo-mécanique (Annexe 6) permettrait de mieux comprendre les mécanismes d'introduction de contraintes résiduelles lors du processus de fabrication, et ce, couche par couche. Ensuite, l'accès à la distribution de contraintes en profondeur donnerait une meilleure idée de la redistribution de contraintes qui s'effectue lors du détachement de la pièce du plateau de fabrication. Finalement, la simulation aiderait l'analyse des résultats expérimentaux notamment pour ce qui est de la différence de comportement pour des variations de conditions de supportage, ou de paramètres procédés.

# Bibliographie

- [1] M. Bhuvanesh Kumar and P. Sathiya, “Methods and materials for additive manufacturing: A critical review on advancements and challenges,” *Thin-Walled Structures*, vol. 159, p. 107228, Feb. 2021, doi: 10.1016/j.tws.2020.107228.
- [2] B. N. Turner and S. A. Gold, “A review of melt extrusion additive manufacturing processes: II. Materials, dimensional accuracy, and surface roughness,” *Rapid Prototyping Journal*, Apr. 2015, doi: 10.1108/RPJ-02-2013-0017.
- [3] T. Lieneke, V. Denzer, G. A. O. Adam, and D. Zimmer, “Dimensional Tolerances for Additive Manufacturing: Experimental Investigation for Fused Deposition Modeling,” *Procedia CIRP*, vol. 43, pp. 286–291, Jan. 2016, doi: 10.1016/j.procir.2016.02.361.
- [4] G. Moroni, S. Petrò, and W. Polini, “Geometrical product specification and verification in additive manufacturing,” *CIRP Annals*, vol. 66, no. 1, pp. 157–160, Jan. 2017, doi: 10.1016/j.cirp.2017.04.043.
- [5] I. Baturynska, “Statistical analysis of dimensional accuracy in additive manufacturing considering STL model properties,” *Int J Adv Manuf Technol*, vol. 97, no. 5, pp. 2835–2849, Jul. 2018, doi: 10.1007/s00170-018-2117-4.
- [6] S. M. H. Hojjatzadeh *et al.*, “Direct observation of pore formation mechanisms during LPBF additive manufacturing process and high energy density laser welding,” *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, vol. 153, p. 103555, Jun. 2020, doi: 10.1016/j.ijmachtools.2020.103555.
- [7] A. Aversa *et al.*, “Effect of Process and Post-Process Conditions on the Mechanical Properties of an A357 Alloy Produced via Laser Powder Bed Fusion,” *Metals*, vol. 7, no. 2, Art. no. 2, Feb. 2017, doi: 10.3390/met7020068.
- [8] E. Liverani, S. Toschi, L. Ceschini, and A. Fortunato, “Effect of selective laser melting (SLM) process parameters on microstructure and mechanical properties of 316L austenitic stainless steel,” *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 249, pp. 255–263, Nov. 2017, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2017.05.042.
- [9] U. Ali *et al.*, “Identification and characterization of spatter particles and their effect on surface roughness, density and mechanical response of 17-4 PH stainless steel laser powder-bed fusion parts,” *Materials Science and Engineering: A*, vol. 756, pp. 98–107, May 2019, doi: 10.1016/j.msea.2019.04.026.
- [10] 3DNatives, “La reprise de l’impression 3D métal, un marché évalué à \$18,5 milliards d’ici 2032,” *3Dnatives*, Mar. 23, 2022. <https://www.3dnatives.com/marche-impression-3d-metal-24032022/> (accessed Apr. 07, 2023).
- [11] Mordor Intelligence, “Taille du marché de la fabrication additive et des matériaux, part | 2022-27 | Reportage.” <https://www.mordorintelligence.com/fr/industry-reports/global-additive-manufacturing-and-material-market-industry> (accessed Apr. 07, 2023).
- [12] F. Laverne, F. Segonds, and P. Dubois, “Fabrication additive - Principes généraux,” *Techniques de l’Ingénieur*, 2016, Accessed: Mar. 23, 2023. [Online]. Available: <https://www.techniques-ingenieur.fr/base-documentaire/genie-industriel-th6/methodes-pour-la-conception-42128210/fabrication-additive-bm7017/>
- [13] International Organization for Standardization, ISO/ASTM 52900:2021, “Fabrication additive — Principes généraux — Fondamentaux et vocabulaire,” *ISO*, 2021, Accessed: Apr. 12, 2023. [Online]. Available: <https://www.iso.org/fr/standard/74514.html>
- [14] T. De Terris, “Fabrication additive par fusion laser sélective (SLM) d’un superalliage base nickel : relations procédé – microstructures – propriétés mécaniques.” These de doctorat,

- Paris, ENSAM, 2019. Accessed: Mar. 27, 2023. [Online]. Available: <https://www.theses.fr/2019ENAM0061>
- [15] D. Koutny *et al.*, “Influence of Scanning Strategies on Processing of Aluminum Alloy EN AW 2618 Using Selective Laser Melting,” *Materials*, vol. 11, no. 2, Art. no. 2, Feb. 2018, doi: 10.3390/ma11020298.
- [16] Y. Ai *et al.*, “Investigation of the humping formation in the high power and high speed laser welding,” *Optics and Lasers in Engineering*, vol. 107, pp. 102–111, Aug. 2018, doi: 10.1016/j.optlaseng.2018.03.010.
- [17] D. Dai and D. Gu, “Thermal behavior and densification mechanism during selective laser melting of copper matrix composites: Simulation and experiments,” *Materials & Design*, vol. 55, pp. 482–491, Mar. 2014, doi: 10.1016/j.matdes.2013.10.006.
- [18] Y. Liu, Y. Yang, S. Mai, D. Wang, and C. Song, “Investigation into spatter behavior during selective laser melting of AISI 316L stainless steel powder,” *Materials & Design*, vol. 87, pp. 797–806, Dec. 2015, doi: 10.1016/j.matdes.2015.08.086.
- [19] G. Repossini, V. Laguzza, M. Grasso, and B. M. Colosimo, “On the use of spatter signature for in-situ monitoring of Laser Powder Bed Fusion,” *Additive Manufacturing*, vol. 16, pp. 35–48, Aug. 2017, doi: 10.1016/j.addma.2017.05.004.
- [20] F. Calignano *et al.*, “Investigation of accuracy and dimensional limits of part produced in aluminum alloy by selective laser melting,” *Int J Adv Manuf Technol*, vol. 88, no. 1, pp. 451–458, Jan. 2017, doi: 10.1007/s00170-016-8788-9.
- [21] W. E. King *et al.*, “Observation of keyhole-mode laser melting in laser powder-bed fusion additive manufacturing,” *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 214, no. 12, pp. 2915–2925, Dec. 2014, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2014.06.005.
- [22] S. A. Khairallah, A. T. Anderson, A. Rubenchik, and W. E. King, “Laser powder-bed fusion additive manufacturing: Physics of complex melt flow and formation mechanisms of pores, spatter, and denudation zones,” *Acta Materialia*, vol. 108, pp. 36–45, Apr. 2016, doi: 10.1016/j.actamat.2016.02.014.
- [23] N. EUSTATHOPOULOS and B. DREVET, “Tension superficielle des métaux liquides et capillarité,” *Ref: TIP551WEB - “Étude et propriétés des métaux,”* Sep. 10, 2017. <https://www.techniques-ingenieur.fr/base-documentaire/materiaux-th11/donnees-physico-chimiques-sur-les-metaux-et-alliages-42530210/tension-superficielle-des-metaux-liquides-et-capillarite-m67/> (accessed Aug. 28, 2019).
- [24] K. C. Mills, B. J. Keene, R. F. Brooks, and A. Shirali, “Marangoni effects in welding,” *Philosophical Transactions of the Royal Society of London. Series A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, Apr. 1998, doi: 10.1098/rsta.1998.0196.
- [25] A. Keshavarzkermani *et al.*, “An investigation into the effect of process parameters on melt pool geometry, cell spacing, and grain refinement during laser powder bed fusion,” *Optics & Laser Technology*, vol. 116, pp. 83–91, Aug. 2019, doi: 10.1016/j.optlastec.2019.03.012.
- [26] R. Li, J. Liu, Y. Shi, L. Wang, and W. Jiang, “Balling behavior of stainless steel and nickel powder during selective laser melting process,” *Int J Adv Manuf Technol*, vol. 59, no. 9, pp. 1025–1035, Apr. 2012, doi: 10.1007/s00170-011-3566-1.
- [27] L. Zhang, S. Zhang, H. Zhu, Z. Hu, G. Wang, and X. Zeng, “Horizontal dimensional accuracy prediction of selective laser melting,” *Materials & Design*, vol. 160, pp. 9–20, Dec. 2018, doi: 10.1016/j.matdes.2018.08.059.
- [28] R. Tadmor, “Line Energy and the Relation between Advancing, Receding, and Young Contact Angles,” *Langmuir*, vol. 20, no. 18, pp. 7659–7664, Aug. 2004, doi: 10.1021/la049410h.
- [29] V. Gunenthiram, “Compréhension de la formation de porosités en fabrication additive (LBM). Analyse expérimentale de l’interaction laser – lit de poudre – bain liquide.,” thesis, Paris, ENSAM, 2018. Accessed: Jul. 02, 2019. [Online]. Available: <http://www.theses.fr/2018ENAM0028>

- [30] M. J. Matthews, G. Guss, S. A. Khairallah, A. M. Rubenchik, P. J. Depond, and W. E. King, "Denudation of metal powder layers in laser powder bed fusion processes," *Acta Materialia*, vol. 114, pp. 33–42, Aug. 2016, doi: 10.1016/j.actamat.2016.05.017.
- [31] I. Yadroitsev and I. Smurov, "Surface Morphology in Selective Laser Melting of Metal Powders," *Physics Procedia*, vol. 12, pp. 264–270, Jan. 2011, doi: 10.1016/j.phpro.2011.03.034.
- [32] V. GUNENTHIRAM, P. Peyre, M. Schneider, M. Dal, F. Coste, and R. Fabbro, "Analysis of laser–melt pool–powder bed interaction during the selective laser melting of a stainless steel," *Journal of Laser Applications*, vol. 29, no. 2, p. Article number 022303, 2017, doi: 10.2351/1.4983259.
- [33] I. Koutiri, E. Pessard, P. Peyre, O. Amlou, and T. De Terris, "Influence of SLM process parameters on the surface finish, porosity rate and fatigue behavior of as-built Inconel 625 parts," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 255, pp. 536–546, May 2018, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2017.12.043.
- [34] Y. Tian, D. Tomus, P. Rometsch, and X. Wu, "Influences of processing parameters on surface roughness of Hastelloy X produced by selective laser melting," *Additive Manufacturing*, vol. 13, pp. 103–112, Jan. 2017, doi: 10.1016/j.addma.2016.10.010.
- [35] N. T. Aboulkhair, I. Maskery, C. Tuck, I. Ashcroft, and N. M. Everitt, "On the formation of AlSi10Mg single tracks and layers in selective laser melting: Microstructure and nano-mechanical properties," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 230, pp. 88–98, Apr. 2016, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2015.11.016.
- [36] R. Ahmed, "How 3D Printed Lattice Structures Improve Mechanical Properties," *3D Printing*, Oct. 19, 2019. <https://3dprinting.com/tips-tricks/3d-printed-lattice-structures/> (accessed Mar. 30, 2023).
- [37] D. J. McGregor, S. Tawfick, and W. P. King, "Automated metrology and geometric analysis of additively manufactured lattice structures," *Additive Manufacturing*, vol. 28, pp. 535–545, Aug. 2019, doi: 10.1016/j.addma.2019.05.026.
- [38] F. Zanini, M. Sorgato, E. Savio, and S. Carmignato, "Dimensional verification of metal additively manufactured lattice structures by X-ray computed tomography: Use of a newly developed calibrated artefact to achieve metrological traceability," *Additive Manufacturing*, vol. 47, p. 102229, Nov. 2021, doi: 10.1016/j.addma.2021.102229.
- [39] International Organization for Standardization, ISO 1101:2017, "Geometrical product specifications (GPS) — Geometrical tolerancing — Tolerances of form, orientation, location and run-out," 2017.
- [40] J. C. Snyder and K. A. Thole, "Understanding Laser Powder Bed Fusion Surface Roughness," *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, vol. 142, no. 7, May 2020, doi: 10.1115/1.4046504.
- [41] "Arithmetical Mean Height (Ra, Pa, Wa) | Surface Roughness Parameters | Introduction To Roughness | KEYENCE America." <https://www.keyence.com/ss/products/microscope/roughness/line/parameters.jsp> (accessed Oct. 21, 2019).
- [42] R. Esmailizadeh, U. Ali, A. Keshavarzkermani, Y. Mahmoodkhani, E. Marzbanrad, and E. Toyserkani, "On the effect of spatter particles distribution on the quality of Hastelloy X parts made by laser powder-bed fusion additive manufacturing," *Journal of Manufacturing Processes*, vol. 37, pp. 11–20, Jan. 2019, doi: 10.1016/j.jmapro.2018.11.012.
- [43] M.-H. Hong, B. K. Min, and T.-Y. Kwon, "The Influence of Process Parameters on the Surface Roughness of a 3D-Printed Co–Cr Dental Alloy Produced via Selective Laser Melting," *Applied Sciences*, vol. 6, no. 12, Art. no. 12, Dec. 2016, doi: 10.3390/app6120401.
- [44] F. Cabanettes *et al.*, "Topography of as built surfaces generated in metal additive manufacturing: A multi scale analysis from form to roughness," *Precision Engineering*, vol. 52, pp. 249–265, Apr. 2018, doi: 10.1016/j.precisioneng.2018.01.002.
- [45] F. Calignano, "Investigation of the accuracy and roughness in the laser powder bed fusion process," *Virtual and Physical Prototyping*, vol. 13, no. 2, pp. 97–104, Apr. 2018, doi: 10.1080/17452759.2018.1426368.

- [46] M. Taheri Andani, R. Dehghani, M. R. Karamooz-Ravari, R. Mirzaeifar, and J. Ni, "A study on the effect of energy input on spatter particles creation during selective laser melting process," *Additive Manufacturing*, vol. 20, pp. 33–43, Mar. 2018, doi: 10.1016/j.addma.2017.12.009.
- [47] Y. Yang, J. Lu, Z.-Y. Luo, and D. Wang, "Accuracy and density optimization in directly fabricating customized orthodontic production by selective laser melting," *Rapid Prototyping Journal*, Sep. 2012, doi: 10.1108/13552541211272027.
- [48] S. E. Brika, M. Letenneur, C. A. Dion, and V. Brailovski, "Influence of particle morphology and size distribution on the powder flowability and laser powder bed fusion manufacturability of Ti-6Al-4V alloy," *Additive Manufacturing*, vol. 31, p. 100929, Jan. 2020, doi: 10.1016/j.addma.2019.100929.
- [49] K. Kamarudin, M. S. Wahab, Z. Shayfull, A. Ahmed, and A. A. Raus, "Dimensional Accuracy and Surface Roughness Analysis for AlSi10Mg Produced by Selective Laser Melting (SLM)," *MATEC Web Conf.*, vol. 78, p. 01077, 2016, doi: 10.1051/mateconf/20167801077.
- [50] A. H. Maamoun, Y. F. Xue, M. A. Elbestawi, and S. C. Veldhuis, "Effect of SLM Process Parameters on the Quality of Al Alloy Parts; Part I: Powder Characterization, Density, Surface Roughness, and Dimensional Accuracy," Nov. 2018, doi: 10.20944/preprints201811.0025.v1.
- [51] X. Han, H. Zhu, X. Nie, G. Wang, and X. Zeng, "Investigation on Selective Laser Melting AlSi10Mg Cellular Lattice Strut: Molten Pool Morphology, Surface Roughness and Dimensional Accuracy," *Materials*, vol. 11, no. 3, Art. no. 3, Mar. 2018, doi: 10.3390/ma11030392.
- [52] V. Aloisi and S. Carmignato, "Influence of surface roughness on X-ray computed tomography dimensional measurements of additive manufactured parts," *Case Studies in Nondestructive Testing and Evaluation*, vol. 6, pp. 104–110, Nov. 2016, doi: 10.1016/j.csndt.2016.05.005.
- [53] S. Lou, S. B. Brown, W. Sun, W. Zeng, X. Jiang, and P. J. Scott, "An investigation of the mechanical filtering effect of tactile CMM in the measurement of additively manufactured parts," *Measurement*, vol. 144, pp. 173–182, Oct. 2019, doi: 10.1016/j.measurement.2019.04.066.
- [54] S. Carmignato and E. Savio, "Traceable volume measurements using coordinate measuring systems," *CIRP Annals*, vol. 60, no. 1, pp. 519–522, Jan. 2011, doi: 10.1016/j.cirp.2011.03.061.
- [55] T. M. Wischeropp, C. Emmelmann, M. Brandt, and A. Pateras, "Measurement of actual powder layer height and packing density in a single layer in selective laser melting," *Additive Manufacturing*, vol. 28, pp. 176–183, Aug. 2019, doi: 10.1016/j.addma.2019.04.019.
- [56] Y. Liu, Y. Yang, and D. Wang, "Investigation into the shrinkage in Z-direction of components manufactured by selective laser melting (SLM)," *Int J Adv Manuf Technol*, vol. 90, no. 9, pp. 2913–2923, Jun. 2017, doi: 10.1007/s00170-016-9596-y.
- [57] M. Mani, B. M. Lane, M. A. Donmez, S. C. Feng, S. P. Moylan, and R. R. F. Jr, "Measurement Science Needs for Real-time Control of Additive Manufacturing Powder Bed Fusion Processes," *NIST Interagency/Internal Report (NISTIR) - 8036*, Mar. 2015, Accessed: Jun. 26, 2019. [Online]. Available: <https://www.nist.gov/publications/measurement-science-needs-real-time-control-additive-manufacturing-powder-bed-fusion>
- [58] P. Mercelis and J.-P. Kruth, "Residual stresses in selective laser sintering and selective laser melting," *Rapid Prototyping Journal*, Oct. 2006, doi: 10.1108/13552540610707013.
- [59] B. Zhang, L. Dembinski, and C. Coddet, "The study of the laser parameters and environment variables effect on mechanical properties of high compact parts elaborated by selective laser melting 316L powder," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 584, pp. 21–31, Nov. 2013, doi: 10.1016/j.msea.2013.06.055.
- [60] L. A. Parry, I. A. Ashcroft, and R. D. Wildman, "Geometrical effects on residual stress in selective laser melting," *Additive Manufacturing*, vol. 25, pp. 166–175, Jan. 2019, doi: 10.1016/j.addma.2018.09.026.

- [61] J.-P. Kruth, J. Deckers, E. Yasa, and R. Wauthlé, “Assessing and comparing influencing factors of residual stresses in selective laser melting using a novel analysis method,” *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*, vol. 226, no. 6, pp. 980–991, Jun. 2012, doi: 10.1177/0954405412437085.
- [62] Y. Liu, Y. Yang, and D. Wang, “A study on the residual stress during selective laser melting (SLM) of metallic powder,” *Int J Adv Manuf Technol*, vol. 87, no. 1, pp. 647–656, Oct. 2016, doi: 10.1007/s00170-016-8466-y.
- [63] M. F. Zaeh and G. Branner, “Investigations on residual stresses and deformations in selective laser melting,” *Prod. Eng. Res. Devel.*, vol. 4, no. 1, pp. 35–45, Feb. 2010, doi: 10.1007/s11740-009-0192-y.
- [64] Z. Li, R. Xu, Z. Zhang, and I. Kucukkoc, “The influence of scan length on fabricating thin-walled components in selective laser melting,” *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, vol. 126, pp. 1–12, Mar. 2018, doi: 10.1016/j.ijmachtools.2017.11.012.
- [65] L. Mugwagwa, D. Dimitrov, S. Matope, and I. Yadroitsev, “Evaluation of the impact of scanning strategies on residual stresses in selective laser melting,” *Int J Adv Manuf Technol*, vol. 102, no. 5, pp. 2441–2450, Jun. 2019, doi: 10.1007/s00170-019-03396-9.
- [66] E. R. Denlinger and P. Michaleris, “Effect of stress relaxation on distortion in additive manufacturing process modeling,” *Additive Manufacturing*, vol. 12, pp. 51–59, Oct. 2016, doi: 10.1016/j.addma.2016.06.011.
- [67] SAE Mobility Engineering, “Low Distortion Titanium in Laser Powder Bed Fusion Systems,” Dec. 01, 2021. <https://www.mobilityengineeringtech.com/component/content/article/adt/pub/features/articles/40411> (accessed Apr. 07, 2023).
- [68] A. Charles, A. Elkaseer, L. Thijs, and S. G. Scholz, “Dimensional Errors Due to Overhanging Features in Laser Powder Bed Fusion Parts Made of Ti-6Al-4V,” *Applied Sciences*, vol. 10, no. 7, Art. no. 7, Jan. 2020, doi: 10.3390/app10072416.
- [69] S. Zhang, B. Lane, J. Whiting, and K. Chou, “On thermal properties of metallic powder in laser powder bed fusion additive manufacturing,” *Journal of Manufacturing Processes*, vol. 47, pp. 382–392, Nov. 2019, doi: 10.1016/j.jmapro.2019.09.012.
- [70] Q. Han, H. Gu, S. Soe, R. Setchi, F. Lacan, and J. Hill, “Manufacturability of AlSi10Mg overhang structures fabricated by laser powder bed fusion,” *Materials & Design*, vol. 160, pp. 1080–1095, Dec. 2018, doi: 10.1016/j.matdes.2018.10.043.
- [71] G. Allaire and B. Bogosel, “Optimizing supports for additive manufacturing,” *Struct Multidisc Optim*, vol. 58, no. 6, pp. 2493–2515, Dec. 2018, doi: 10.1007/s00158-018-2125-x.
- [72] P. Das, R. Chandran, R. Samant, and S. Anand, “Optimum Part Build Orientation in Additive Manufacturing for Minimizing Part Errors and Support Structures,” *Procedia Manufacturing*, vol. 1, pp. 343–354, Jan. 2015, doi: 10.1016/j.promfg.2015.09.041.
- [73] G. Piscopo, A. Salmi, and E. Atzeni, “On the quality of unsupported overhangs produced by laser powder bed fusion,” *International Journal of Manufacturing Research*, vol. 14, no. 2, pp. 198–216, Jan. 2019, doi: 10.1504/IJMR.2019.100012.
- [74] Z. Tian *et al.*, “A Review on Laser Powder Bed Fusion of Inconel 625 Nickel-Based Alloy,” *Applied Sciences*, vol. 10, no. 1, Art. no. 1, Jan. 2020, doi: 10.3390/app10010081.
- [75] International Organization for Standardization, ISO 15156-3:2020, “Industries du pétrole et du gaz naturel — Matériaux pour utilisation dans des environnements contenant de l’hydrogène sulfuré (H<sub>2</sub>S) dans la production de pétrole et de gaz — Partie 3: ARC (alliages résistants à la corrosion) et autres alliages résistant à la fissuration,” 2020.
- [76] “Alloys Literature | Special Metals Company.” <https://www.specialmetals.com/tech-center/alloys.html> (accessed May 25, 2020).
- [77] Z. Gan, Y. Lian, S. E. Lin, K. K. Jones, W. K. Liu, and G. J. Wagner, “Benchmark Study of Thermal Behavior, Surface Topography, and Dendritic Microstructure in Selective Laser Melting of Inconel 625,” *Integr Mater Manuf Innov*, vol. 8, no. 2, pp. 178–193, Jun. 2019, doi: 10.1007/s40192-019-00130-x.



- [78] J. Robichaud, T. Vincent, B. Schultheis, and A. Chaudhary, "Integrated Computational Materials Engineering to Predict Melt-Pool Dimensions and 3D Grain Structures for Selective Laser Melting of Inconel 625," *Integr Mater Manuf Innov*, vol. 8, no. 3, pp. 305–317, Sep. 2019, doi: 10.1007/s40192-019-00145-4.
- [79] M. H. Sehhat and A. Mahdianikhotbesara, "Powder spreading in laser-powder bed fusion process," *Granular Matter*, vol. 23, no. 4, p. 89, Sep. 2021, doi: 10.1007/s10035-021-01162-x.
- [80] N. C. Levkulich, S. L. Semiatin, J. E. Gockel, J. R. Middendorf, A. T. DeWald, and N. W. Klingbeil, "The effect of process parameters on residual stress evolution and distortion in the laser powder bed fusion of Ti-6Al-4V," *Additive Manufacturing*, vol. 28, pp. 475–484, Aug. 2019, doi: 10.1016/j.addma.2019.05.015.
- [81] M. B. Prime and A. T. DeWald, "The Contour Method," in *Practical Residual Stress Measurement Methods*, John Wiley & Sons, Ltd, 2013, pp. 109–138. doi: 10.1002/9781118402832.ch5.
- [82] A. Malmelöv, C.-J. Hassila, M. Fisk, U. Wiklund, and A. Lundbäck, "Numerical modeling and synchrotron diffraction measurements of residual stresses in laser powder bed fusion manufactured alloy 625," *Materials & Design*, vol. 216, p. 110548, Apr. 2022, doi: 10.1016/j.matdes.2022.110548.
- [83] K. An, L. Yuan, L. Dial, I. Spinelli, A. D. Stoica, and Y. Gao, "Neutron residual stress measurement and numerical modeling in a curved thin-walled structure by laser powder bed fusion additive manufacturing," *Materials & Design*, vol. 135, pp. 122–132, Dec. 2017, doi: 10.1016/j.matdes.2017.09.018.
- [84] A. Rondepierre, O. Casagrande, Y. Rouchasse, O. Castelnaud, and L. Berthe, "Development and optimization of fast laser shock peening (FLSP) using most advanced laser architectures," in *High-Power Laser Materials Processing: Applications, Diagnostics, and Systems XI*, SPIE, Mar. 2022, pp. 105–114. doi: 10.1117/12.2608080.
- [85] Q. Luo, "A modified X-ray diffraction method to measure residual normal and shear stresses of machined surfaces," *Int J Adv Manuf Technol*, vol. 119, no. 5, pp. 3595–3606, Mar. 2022, doi: 10.1007/s00170-021-08645-4.
- [86] AFNOR, NF 15305:2009, "Essais non-destructifs - Méthode d'essai pour l'analyse des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X," 2009.
- [87] E. A. Lass *et al.*, "Formation of the Ni<sub>3</sub>Nb  $\delta$ -Phase in Stress-Relieved Inconel 625 Produced via Laser Powder-Bed Fusion Additive Manufacturing," *Metall Mater Trans A*, vol. 48, no. 11, pp. 5547–5558, Nov. 2017, doi: 10.1007/s11661-017-4304-6.
- [88] S. Afazov, E. Semerdzhieva, D. Scrimieri, A. Serjouei, B. Kairoshev, and F. Derguti, "An improved distortion compensation approach for additive manufacturing using optically scanned data," *Virtual and Physical Prototyping*, vol. 16, no. 1, pp. 1–13, Jan. 2021, doi: 10.1080/17452759.2021.1881702.
- [89] M. Javid, A. Haleem, and L. Kumar, "Dimensional Errors During Scanning of Product Using 3D Scanner," in *Lecture Notes in Mechanical Engineering*, 2019, pp. 727–736. doi: 10.1007/978-981-13-6469-3\_67.
- [90] S. Martínez-Pellitero, E. Cuesta, S. Giganto, and J. Barreiro, "New procedure for qualification of structured light 3D scanners using an optical feature-based gauge," *Optics and Lasers in Engineering*, vol. 110, pp. 193–206, Nov. 2018, doi: 10.1016/j.optlaseng.2018.06.002.
- [91] asphericon, "Tactile measurement of aspheric lenses," Aug. 10, 2021. <https://www.asphericon.com/en/blog/detail/comparison-of-tactile-measurement-methods> (accessed Apr. 11, 2023).
- [92] A.-F. Obaton *et al.*, "In vivo XCT bone characterization of lattice structured implants fabricated by additive manufacturing," *Heliyon*, vol. 3, no. 8, p. e00374, Aug. 2017, doi: 10.1016/j.heliyon.2017.e00374.
- [93] X. Li and Q. Zhang, "Hydration Mechanism and Hardening Property of  $\alpha$ -Hemihydrate Phosphogypsum," *Minerals*, vol. 9, no. 12, Art. no. 12, Dec. 2019, doi: 10.3390/min9120733.

- [94] J. N. Turner, S. Lasek, and D. H. Szarowski, “Confocal Optical Microscopy,” in *Encyclopedia of Materials: Science and Technology*, K. H. J. Buschow, R. W. Cahn, M. C. Flemings, B. Ilschner, E. J. Kramer, S. Mahajan, and P. Veyssi re, Eds., Oxford: Elsevier, 2001, pp. 1504–1509. doi: 10.1016/B0-08-043152-6/00271-0.
- [95] International Organization for Standardization, ISO 25178-1:2016, “Sp cification géométrique des produits (GPS) —  tat de surface: Surfacique — Partie 1: Indication des  tats de surface,” 2016.
- [96] R. D. Murphy and E. C. Forrest, “A Review of In-situ Temperature Measurements for Additive Manufacturing Technologies.,” Sandia National Lab. (SNL-NM), Albuquerque, NM (United States), SAND2016-7041C, Jul. 2016. Accessed: Feb. 23, 2023. [Online]. Available: <https://www.osti.gov/biblio/1373235>
- [97] I. Yadroitsev, P. Krakhmalev, I. Yadroitsava, S. Johansson, and I. Smurov, “Energy input effect on morphology and microstructure of selective laser melting single track from metallic powder,” *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 213, no. 4, pp. 606–613, Apr. 2013, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2012.11.014.
- [98] J. Reijonen, A. Revuelta, T. Riipinen, K. Ruusu vuori, and P. Puukko, “On the effect of shielding gas flow on porosity and melt pool geometry in laser powder bed fusion additive manufacturing,” *Additive Manufacturing*, vol. 32, p. 101030, Mar. 2020, doi: 10.1016/j.addma.2019.101030.
- [99] S.-C. Toguem, C. Mehdi-Souzani, N. Anwer, and H. Noura, “Customized design of artefacts for additive manufacturing,” presented at the EUSPEN 2019, Jun. 2019. Accessed: Apr. 07, 2023. [Online]. Available: <https://hal.science/hal-02390901>
- [100] International Organization for Standardization, ISO/ASTM 52902:2019, “Fabrication additive — Pièces types d’essai —  valuation de la capacité géométrique des systèmes de fabrication additive,” *ISO*.
- [101] L. Zhang, H. Zhu, S. Zhang, G. Wang, and X. Zeng, “Fabricating high dimensional accuracy LPBFed Ti6Al4V part by using bi-parameter method,” *Optics & Laser Technology*, vol. 117, pp. 79–86, Sep. 2019, doi: 10.1016/j.optlastec.2019.04.009.
- [102] L. Fournet-Fayard *et al.*, “Thermal analysis of parts produced by L-PBF and correlation with dimensional accuracy,” *Weld World*, Jan. 2023, doi: 10.1007/s40194-022-01452-9.
- [103] D. V. Widder, *The Heat Equation*. Academic Press, 1976.
- [104] *Numerical Methods for Ordinary Differential Equations*. Accessed: Apr. 05, 2022. [Online]. Available: [https://books.google.com/books/about/Numerical\\_Methods\\_for\\_Ordinary\\_Different.html?hl=fr&id=JISvDAAAQBAJ](https://books.google.com/books/about/Numerical_Methods_for_Ordinary_Different.html?hl=fr&id=JISvDAAAQBAJ)
- [105] K. C. Mills, “7 - SYMBOLS, ABBREVIATIONS, UNITS,” in *Recommended Values of Thermophysical Properties for Selected Commercial Alloys*, K. C. Mills, Ed., in Woodhead Publishing Series in Metals and Surface Engineering. Woodhead Publishing, 2002, p. 18. doi: 10.1533/9781845690144.18.
- [106] B. Ahmad, S. O. van der Veen, M. E. Fitzpatrick, and H. Guo, “Residual stress evaluation in selective-laser-melting additively manufactured titanium (Ti-6Al-4V) and inconel 718 using the contour method and numerical simulation,” *Additive Manufacturing*, vol. 22, pp. 571–582, Aug. 2018, doi: 10.1016/j.addma.2018.06.002.
- [107] M. Narvan, A. Ghasemi, E. Fereiduni, S. Kendrish, and M. Elbestawi, “Part deflection and residual stresses in laser powder bed fusion of H13 tool steel,” *Materials & Design*, vol. 204, p. 109659, Jun. 2021, doi: 10.1016/j.matdes.2021.109659.
- [108] K. Moussaoui, W. Rubio, M. Mousseigne, T. Sultan, and F. Rezai, “Effects of Selective Laser Melting additive manufacturing parameters of Inconel 718 on porosity, microstructure and mechanical properties,” *Materials Science and Engineering: A*, vol. 735, pp. 182–190, Sep. 2018, doi: 10.1016/j.msea.2018.08.037.
- [109] M. Busi *et al.*, “Nondestructive characterization of laser powder bed fusion parts with neutron Bragg edge imaging,” *Additive Manufacturing*, vol. 39, p. 101848, Mar. 2021, doi: 10.1016/j.addma.2021.101848.

- [110] T. Mishurova *et al.*, “The Influence of the Support Structure on Residual Stress and Distortion in SLM Inconel 718 Parts,” *Metall Mater Trans A*, vol. 49, no. 7, pp. 3038–3046, Jul. 2018, doi: 10.1007/s11661-018-4653-9.
- [111] C. Yan, L. Hao, A. Hussein, S. L. Bubb, P. Young, and D. Raymont, “Evaluation of light-weight AlSi10Mg periodic cellular lattice structures fabricated via direct metal laser sintering,” *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 214, no. 4, pp. 856–864, Apr. 2014, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2013.12.004.
- [112] A.-F. Obaton *et al.*, “In Vivo Bone Progression in and around Lattice Implants Additively Manufactured with a New Titanium Alloy,” *Applied Sciences*, vol. 13, no. 12, Art. no. 12, Jan. 2023, doi: 10.3390/app13127282.
- [113] Y. Kok *et al.*, “Anisotropy and heterogeneity of microstructure and mechanical properties in metal additive manufacturing: A critical review,” *Materials & Design*, vol. 139, pp. 565–586, Feb. 2018, doi: 10.1016/j.matdes.2017.11.021.
- [114] L. Fournet-Fayard, C. Cayron, I. Koutiri, V. Gunenthiram, P. Sanchez, and A.-F. Obaton, *Influence of the processing parameters on the dimensional accuracy of In625 lattice structures made by laser powder bed fusion*. 2021.
- [115] Y. Amani, S. Dancette, P. Delroisse, A. Simar, and E. Maire, “Compression behavior of lattice structures produced by selective laser melting: X-ray tomography based experimental and finite element approaches,” *Acta Materialia*, vol. 159, pp. 395–407, Oct. 2018, doi: 10.1016/j.actamat.2018.08.030.
- [116] The American Society of Mechanical Engineers, ASME Y14.46-2022, “Product Definition for Additive Manufacturing,” 2022, Accessed: Jun. 28, 2023. [Online]. Available: <https://www.asme.org/codes-standards/find-codes-standards/y14-46-product-definition-additive-manufacturing>
- [117] M. Praniewicz, L. Fournet-Fayard, J. C. Fox, C. Cayron, I. Koutiri, and A.-F. Obaton, “Bearing area curve based partitioning for the verification of theoretical supplemental geometry on additively manufactured lattice structures,” *Additive Manufacturing*, vol. 68, p. 103521, Apr. 2023, doi: 10.1016/j.addma.2023.103521.
- [118] M. Praniewicz, J. C. Fox, and C. Saldana, “An Investigation into the Definition and Qualification of Form of Lattice Structures,” *JOM*, vol. 74, no. 3, pp. 1079–1087, Mar. 2022, doi: 10.1007/s11837-021-05030-0.
- [119] JCGM 200:2012, “Vocabulaire International de Métrologie (VIM),” 2012, Accessed: Apr. 07, 2023. [Online]. Available: [https://www.iso.org/sites/JCGM/VIM/JCGM\\_200e.html](https://www.iso.org/sites/JCGM/VIM/JCGM_200e.html)
- [120] International Organization for Standardization, ISO 5725:1994, “Exactitude (justesse et fidélité) des résultats et méthodes de mesure — Partie 1: Principes généraux et définitions,” *ISO*, 1994, Accessed: Jun. 02, 2023. [Online]. Available: <https://www.iso.org/fr/standard/11833.html>
- [121] JCGM 100:2008, “Guide pour l’expression de l’incertitude de mesure (GUM),” 2008, Accessed: Jun. 02, 2023. [Online]. Available: <https://www.bipm.org/fr/committees/jc/jcgm/publications>
- [122] “Optique des Lasers et Faisceaux Gaussiens - Propriétés des faisceaux gaussiens.” [http://www.optique-ingenieur.org/fr/cours/OPI\\_fr\\_M01\\_C03/co/Contenu\\_08.html](http://www.optique-ingenieur.org/fr/cours/OPI_fr_M01_C03/co/Contenu_08.html) (accessed Mar. 04, 2021).

# Annexes

## Annexe 1. Démonstration de la formule de VED

La formule de VED utilisée dans ce document peut être expliquée en calculant l'énergie totale utilisée pour réaliser une pièce de géométrie simple (Figure A.1 a).

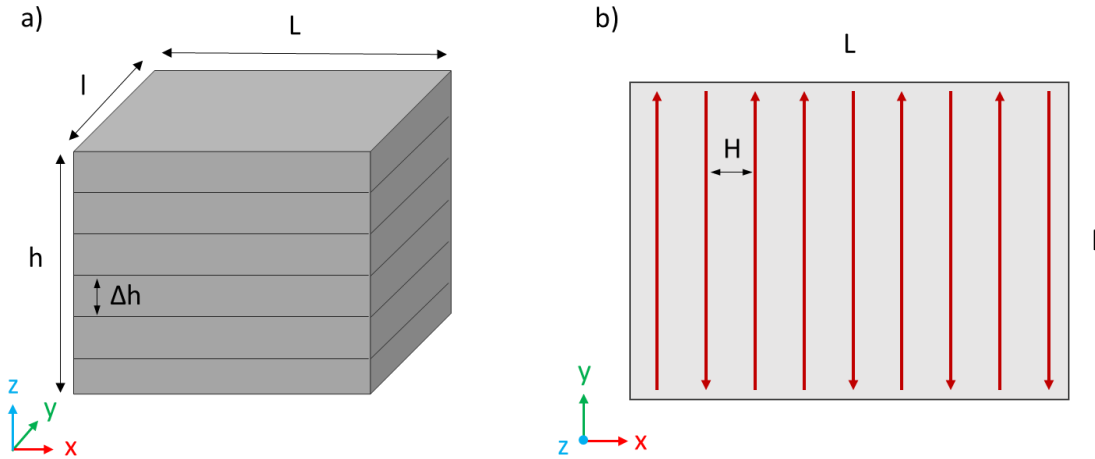


Figure A.1 : a) illustration d'une pièce simple, tranchée en  $n$  couches ; b) illustration d'une couche réalisée à l'aide de  $k$  trajectoires

Le volume total de la pièce est simplement défini par :

$$V = L \times l \times h$$

En considérant que ce volume a été tranché en  $n$  couches, il apparaît :

$$V = L \times l \times n \times \Delta h$$

Par ailleurs, l'énergie totale apportée pour l'ensemble de la pièce est :

$$E_{tot} = E_{couche} \times n$$

L'énergie pour chaque couche provient des différentes trajectoires effectuées par le laser pour balayer toutes la surface. Pour une trajectoire, l'énergie apportée est la densité d'énergie linéique multipliée par la longueur de la trajectoire :

$$E_{traj} = \frac{P \times l}{v}$$

Avec  $P$  la puissance laser en W, et  $v$  la vitesse balayage en m/s. Ainsi, l'énergie une couche est simplement l'énergie pour chaque trajectoire multipliée par le nombre de trajectoire  $k$  (Figure A.1 b)

$$E_{couche} = \frac{P \times l \times k}{v}$$

Par ailleurs,  $k$  est simplement la largeur  $L$  de la surface balayée divisée par l'écart vecteur  $H$ . Il apparaît donc :

$$E_{couche} = \frac{P \times l \times L}{v \times H}$$

L'énergie totale est donc :

$$E_{tot} = \frac{n \times P \times l \times L}{v \times H}$$

A présent pour obtenir l'énergie volumique – ou VED – il suffit de diviser  $E_{tot}$  par le volume :

$$E_{tot} = \frac{n \times P \times l \times L}{v \times H \times L \times l \times n \times \Delta h}$$

Après simplification, la formule de la VED apparaît :

$$E_{tot} = VED = \frac{P}{v \times H \times \Delta h}$$

## Annexe 2. Définitions métrologiques

La métrologie étant une affaire d'exactitude, il est important de s'accorder sur le vocabulaire qui sera utilisé dans ce manuscrit afin de ne pas générer de malentendus.

L'exactitude de mesure représente l'écart entre une valeur mesurée, et une valeur vraie d'un mesurande, ce dernier étant la grandeur que l'on veut mesurer. Le mesurage quant à lui est un processus consistant à obtenir expérimentalement une ou plusieurs valeurs que l'on peut raisonnablement attribuer à une grandeur [119].

Le mot précision – anglicisme désignant la fidélité – est parfois employé à tort pour désigner l'exactitude. L'exactitude est liée aux concepts de justesse et de fidélité (Figure A.2). L'exactitude de mesure n'est pas une grandeur et ne s'exprime pas numériquement.

La justesse désigne l'écart entre la valeur moyenne obtenue à partir d'une large série de résultats d'essais et une valeur de référence acceptée. La fidélité quant à elle désigne l'écart entre des résultats d'essais indépendants obtenus sous des conditions stipulées [120].

La répétabilité désigne l'écart entre les résultats des mesurages successifs du même mesurande, où les mesurages sont effectués dans la totalité des mêmes conditions de mesure. La reproductibilité désigne l'écart entre les résultats des mesurages du même mesurande, mesurages effectués en faisant varier les conditions de mesure [121].

L'incertitude de mesure est paramètre non négatif, associé au résultat d'un mesurage, qui caractérise la dispersion des valeurs qui pourraient raisonnablement être attribuées au mesurande [121].

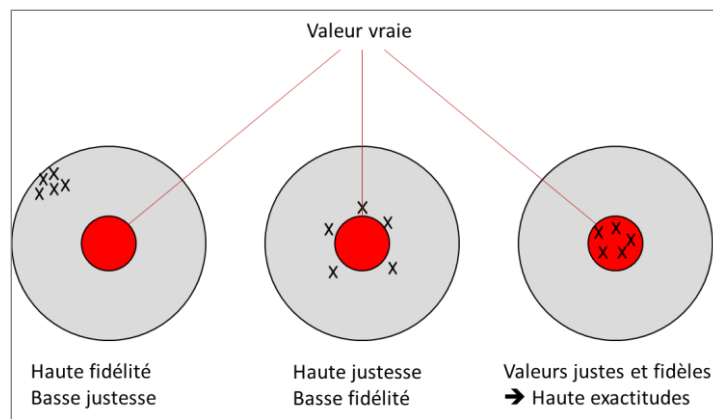


Figure A.2 : Schéma illustrant la notion de justesse, fidélité et exactitude

L'erreur absolue est la différence entre une valeur mesurée  $x$  et une valeur de référence  $x_{ref}$ , qui est en général une valeur théorique (équation (25)). Dans cette thèse, les valeurs théoriques désignent principalement les dimensions nominales de la pièce étudiée. L'erreur absolue peut être positive ou négative.

$$\text{écart absolu} = x - x_{ref} \quad (25)$$

L'erreur relative est la différence entre une valeur mesurée et la valeur vraie, rapporté sur la valeur vraie (équation (26)). L'erreur relative peut être positive ou négative.

$$\text{écart relatif} = \frac{x - x_{ref}}{x_{ref}} \quad (26)$$



### Annexe 3. Etude des vitesses du gaz d'Argon au sein de la machine 3DSystems

Des essais ont été réalisés par Air Liquide dans le cadre de la plateforme AFH afin de déterminer la vitesse du flux d'Argon à différentes positions sur le plateau de fabrication de la machine 3DSystems. Les vitesses ont été déterminées à l'aide de tubes de Pitot, et montrent que la vitesse et donc le débit volumique d'argon est plus important en s'éloignant de la grille d'admission.

Les résultats sont à nuancer car les mesures ont été effectuées avec de l'air comprimé à la place de l'Argon, qui est le gaz normalement utilisé lors de la fabrication. De plus, les tubes de Pitot permettent de mesurer uniquement la vitesse du gaz à l'horizontal. Cela permet en revanche d'illustrer le fait que le débit volumique de gaz inerte n'est pas homogène au sein du plateau de fabrication.

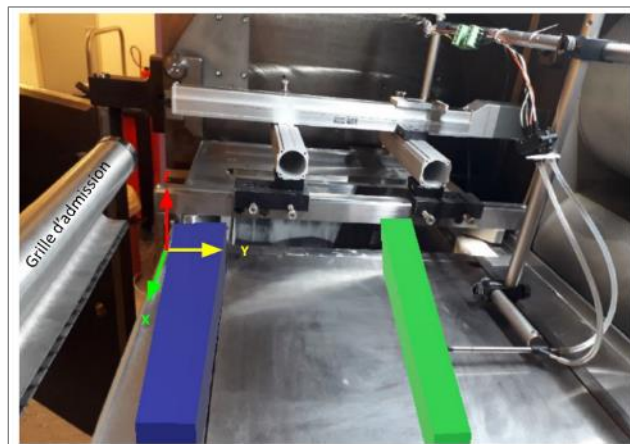


Figure A.3 : Dispositif expérimental permettant de mesurer la composante en Y de la vitesse du gaz inerte. Les pavés en bleu et vert étant des volumes utilisés pour l'analyse à un autre moment de l'étude

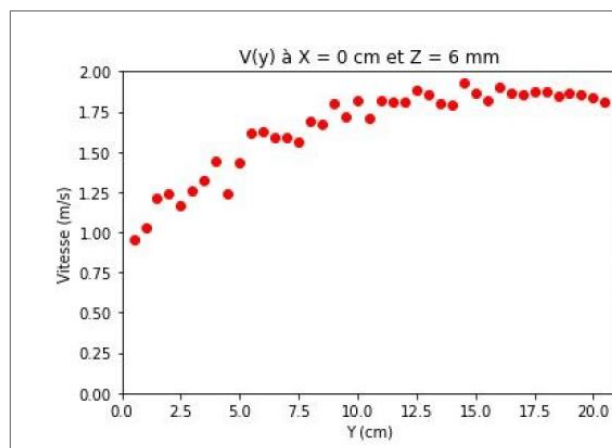


Figure A.4 : Vitesses du gaz en fonction de la position par rapport à la grille d'admission (Y=0 étant situé au niveau de la grille)

## **Annexe 4. Caractérisation du laser de la machine PBF-LB**

Au préalable à toute réalisation de plateau à l'aide de la machine, une étude du laser dont est équipée la machine de fusion laser sur lit de poudre de 3DSystems, a été réalisée afin d'étoffer la compréhension de l'utilisateur sur la source de chaleur du procédé.

Tout d'abord, une étude de la puissance délivrée a été réalisée à l'aide d'un puissance-mètre, dans le but d'établir la corrélation entre puissance de consigne et la puissance réelle délivrée au lit de poudre.

Ensuite, une étude de la distribution spatiale du faisceau laser a été effectuée avec pour objectif de déterminer l'impact de la puissance et de l'angle d'incidence du faisceau laser – par l'intermédiaire de sa position sur le plateau – sur la distribution spatiale du spot laser, à l'aide d'un analyseur de faisceau.

### **Puissance laser**

L'objectif était de caractériser la puissance délivrée par le faisceau laser, et son éventuel écart avec la puissance de consigne. Les mesures ont été réalisées à l'aide d'un puissance-mètre PRIMES PocketMonitor.

La puissance délivrée est déterminée à partir de l'échauffement résultant de l'énergie apportée par le laser durant 10 secondes sur la surface absorbante du puissance-mètre (Figure A.5). Le calorimètre intégré au dispositif mesure cet échauffement et calcule la puissance résultante en Watt, avec une résolution au Watt près, et une incertitude de mesure de  $\pm 4\%$ .

Le puissance-mètre est disposé en hauteur dans la machine, le plus proche possible du hublot, afin que le faisceau laser soit défocalisé au niveau de la surface absorbante du calorimètre (Figure A.5 b). Le laser est défocalisé afin de diminuer la puissance surfacique reçue, et ainsi éviter une détérioration du puissance-mètre. Des relevés ont été effectués après une longue fabrication – 14 jours – afin d'observer l'effet de la propreté du hublot sur la puissance délivrée.

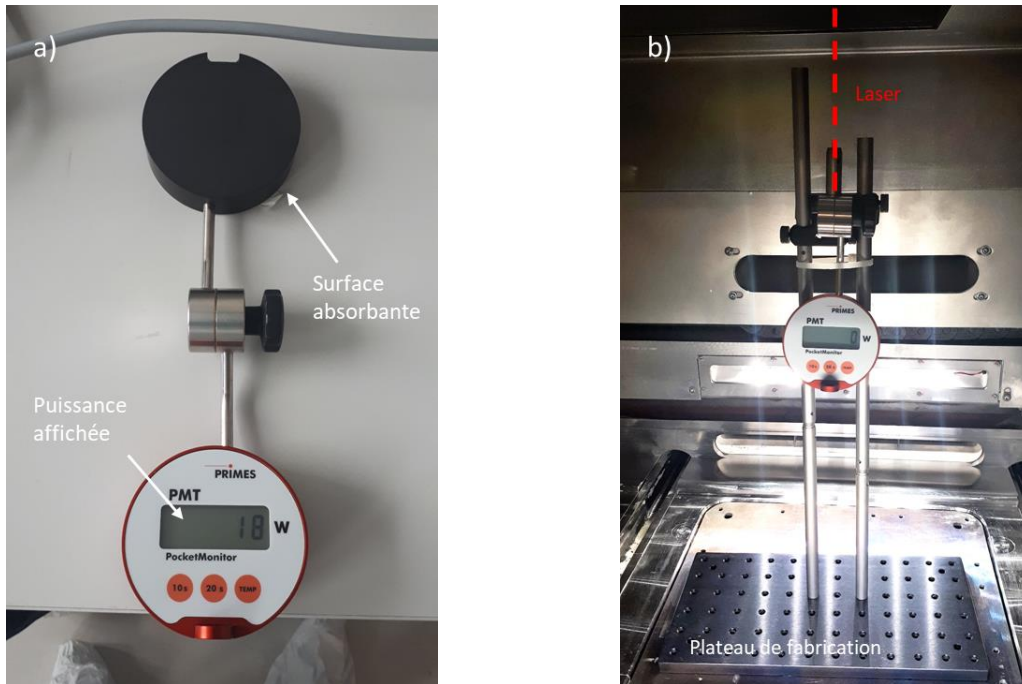


Figure A.5 : a) puissance-mètre ; b) montage expérimental du puissance-mètre dans la chambre de fabrication

Les résultats des mesures de puissance sur la machine 3DSystem sont recensés en Figure A.6. Il apparaît tout d'abord qu'il y a une bonne corrélation entre la puissance de consigne et la puissance mesurée par le puissance-mètre. Néanmoins, les puissances sont systématiquement inférieures de 5 Watt par rapport à la puissance nominale. A faible puissance autour de 50 Watt cela représente 10% d'écart relatif, ce qui n'est négligeable.

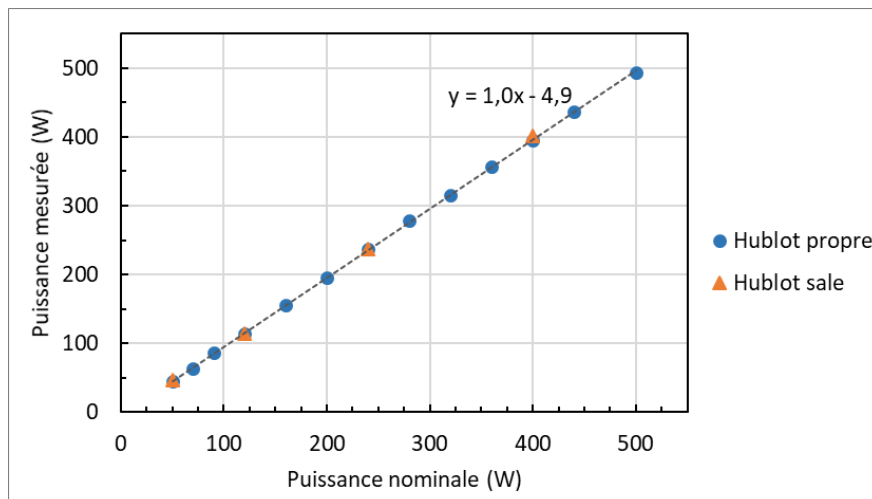


Figure A.6 : Mesure de la puissance réelle délivrée de 50 à 500 W

### Distribution spatiale

L'objectif ici de caractériser la taille et la distribution spatiale du faisceau laser de la machine 3DSystems. Pour ce faire, un analyseur de faisceau OPHIR SP928 a été utilisé, et l'acquisition a été

réalisée avec la machine en mode maintenance sous atmosphère ambiante. L'interface se fait via le logiciel Beamgage.

L'analyseur de faisceau est instrumenté dans la chambre de fabrication comme indiqué sur la Figure A.7 a), et est placé au centre du plateau de fabrication. Le positionnement exact se fait à l'aide du pointeur laser de la machine 3DSystem. Le plateau de fabrication est abaissé de manière à ce que le plan focal du laser se situe au niveau du capteur CCD de la caméra, en prenant en compte le chemin optique du laser de l'entrée de l'analyseur de faisceau jusqu'au capteur (voir Figure A.8). Des densités sont utilisées pour réduire l'intensité incidente et ne pas abîmer le capteur (Figure A.7 b). Pour réaliser une acquisition, le laser est allumé durant 1 s, ce qui correspond à 6 images en raison de la fréquence d'acquisition de 6 Hz de la caméra CCD.

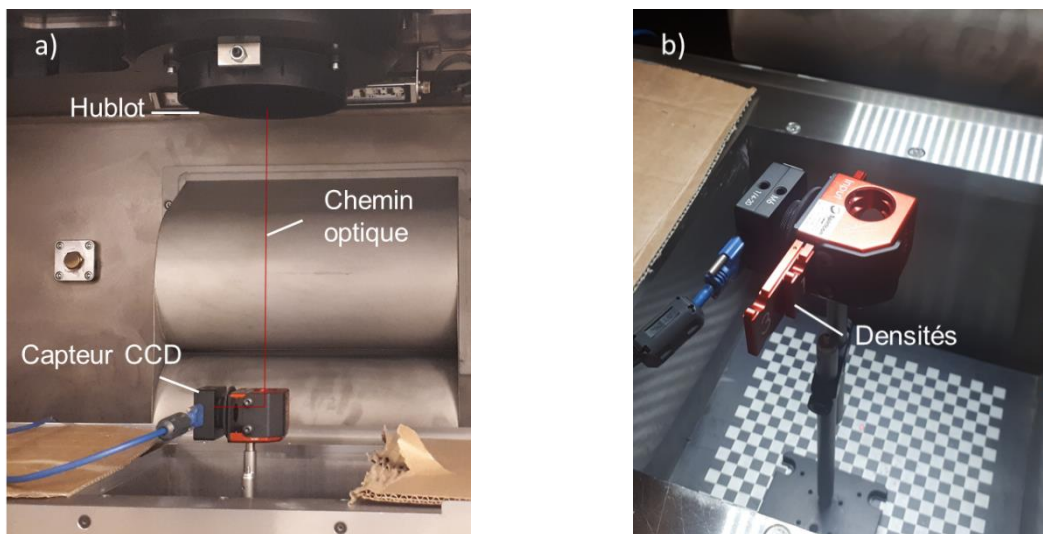


Figure A.7 : Photographies de l'instrumentation de l'analyseur de faisceau a) vu de côté ; b) vu du dessus

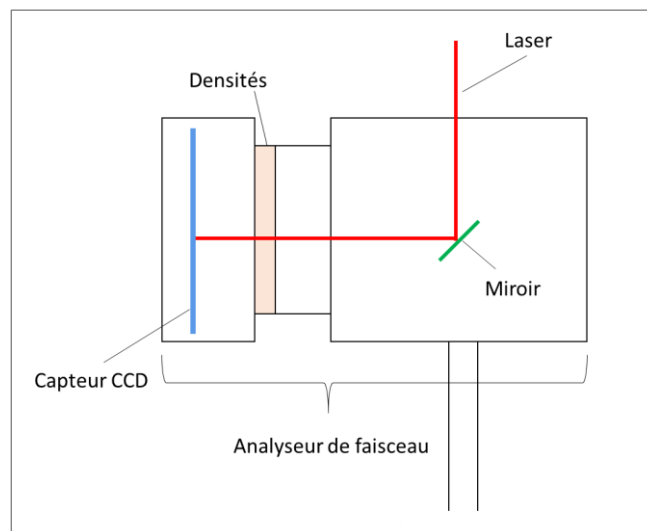


Figure A.8 : Schéma du chemin optique du laser vers le capteur CCD de l'analyseur de faisceau

Des acquisitions ont été réalisées au centre du plateau pour des puissances lasers d'entrée de 50 W, 250 W et 500 W, afin de constater l'influence de la puissance sur la distribution spatiale du faisceau laser. Des relevés ont été réalisés à 50 W à trois positions sur le plateau : au centre de plateau, décalé de 5 cm horizontalement, et au coin de plateau pour observer l'influence de la position sur le plateau. Enfin, des relevés ont également été réalisés après une fabrication de plusieurs jours afin de constater l'influence de la pollution sur la distribution spatiale du faisceau laser.

Le rayon d'un faisceau est donné par la largeur  $w$  à  $1/e^2$  de l'intensité au centre de la gaussienne, en prenant  $r=w$  dans l'équation (27). Au plan focal, ce qui correspond aux conditions d'utilisation lors d'une fabrication, le diamètre du faisceau correspond à sa largeur au niveau du cercle de gorge  $w_0$  (waist en anglais), position à laquelle la largeur du faisceau est minimale (voir Figure A.9).

Ainsi, sur chaque acquisition, le diamètre est déterminé comme étant la distance moyenne pour laquelle l'intensité du laser au centre de la tache lumineuse est multipliée par  $1/e^2$ . Pour chaque essai, le diamètre calculé est la moyenne des diamètres déterminés, en ôtant du calcul de moyenne la première et dernière acquisition afin de ne pas fausser les résultats, car pouvant correspondre à l'allumage ou extinction du laser. L'incertitude donnée correspond à l'écart type.

$$I(r) = I_0 e^{\frac{-2r^2}{w(z)^2}} \quad (27)$$

Avec :  $I_0$  le pic d'intensité au centre du faisceau

$r$  la distance radiale par rapport à l'axe

$w(z)$  le rayon du faisceau

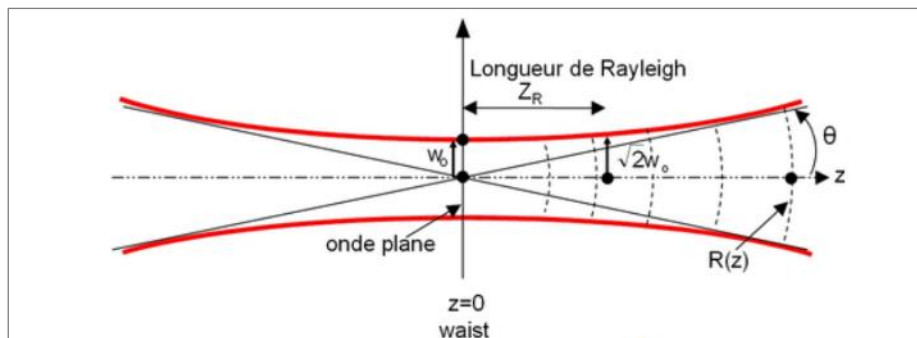


Figure A.9 : Propriétés d'un faisceau gaussien [122]

L'analyseur de faisceau permet d'observer la distribution spatiale par le biais d'une image, comme celle en Figure A.10. La résolution d'un pixel est de  $3,69 \mu\text{m}$ . Sur chacune des taches du faisceau laser sont déterminées un demi-grand axe et un demi-petit axe. Les profils de distribution seront dans la partie suivante systématiquement déterminés selon le demi-petit axe (choix arbitraire). Par ailleurs, les intensités maximales sur les graphiques de distribution gaussiennes sont normalisées, c'est-à-dire mis à même intensité, afin de faciliter la lecture des résultats.

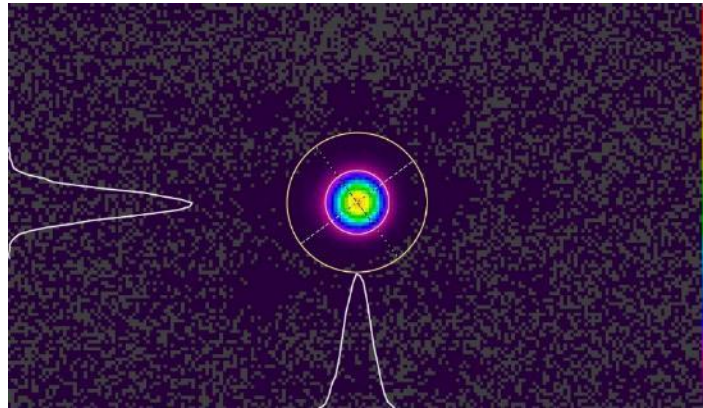


Figure A.10 : Image obtenue par l'analyseur de faisceau à 50 W, tir au centre du plateau sur la machine

Les relevés réalisés à l'aide de l'analyseur de faisceau reportés sur la Figure A.11 démontrent que la puissance n'a pas d'influence sur la distribution spatiale du faisceau. Le diamètre obtenu est de  $70 \pm 1 \mu\text{m}$ . Le facteur de forme, qui correspond à l'ellipticité du faisceau (demi grand axe/demi-petit axe), n'est également pas influencé par la puissance et oscille entre 0,9 et 1.

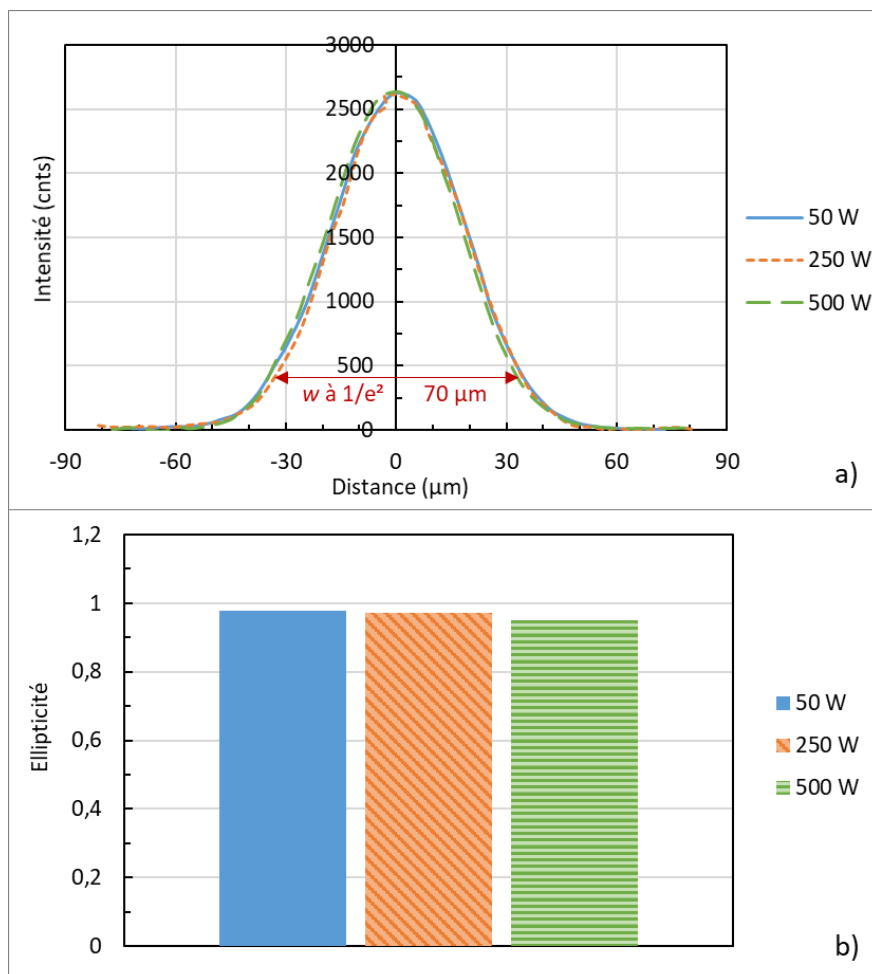


Figure A.11 : a) Distribution gaussienne en fonction de la puissance laser ; b) ellipticité du faisceau en fonction de la puissance laser

Les relevés réalisés à l'aide de l'analyseur de faisceau reportés sur la Figure A.12 démontrent que la position sur le plateau a peu d'influence sur le diamètre du faisceau laser. Un diamètre de  $74 \mu\text{m}$  est observé en coin de plateau, mais cette différence relève probablement davantage du montage expérimental que de l'influence de la position. En effet, la surface supérieure de l'analyseur de faisceau a dû être orientée de manière à être parfaitement perpendiculaire au faisceau incident. Du fait de cette difficulté, l'écart par rapport au waist est inconnu. Par ailleurs, la forme du faisceau laser semble être plus elliptique en coin de plateau, cependant cet écart est certainement dû à l'inclinaison du plan de la caméra par rapport à l'axe optique, pas parfaitement perpendiculaire. Quoiqu'il en soit, l'écart est suffisamment faible pour considérer que cela n'aura pas d'impact sur la construction des pièces.

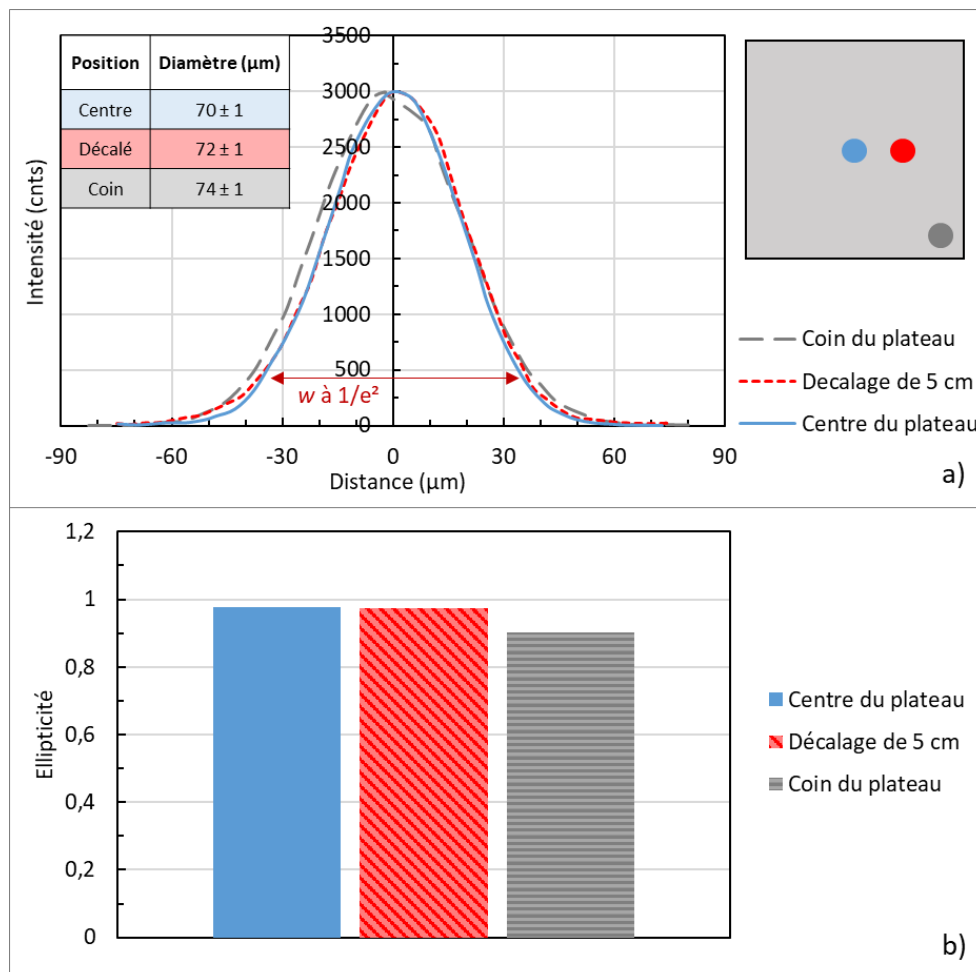


Figure A.12 : a) Distribution gaussienne en fonction de la position sur le plateau ; b) ellipticité du faisceau en fonction de la position sur le plateau

Les relevés réalisés à l'aide de l'analyseur de faisceau reportés sur la Figure A.13 démontrent que la pollution du hublot n'a pas d'influence sur le diamètre du faisceau laser.

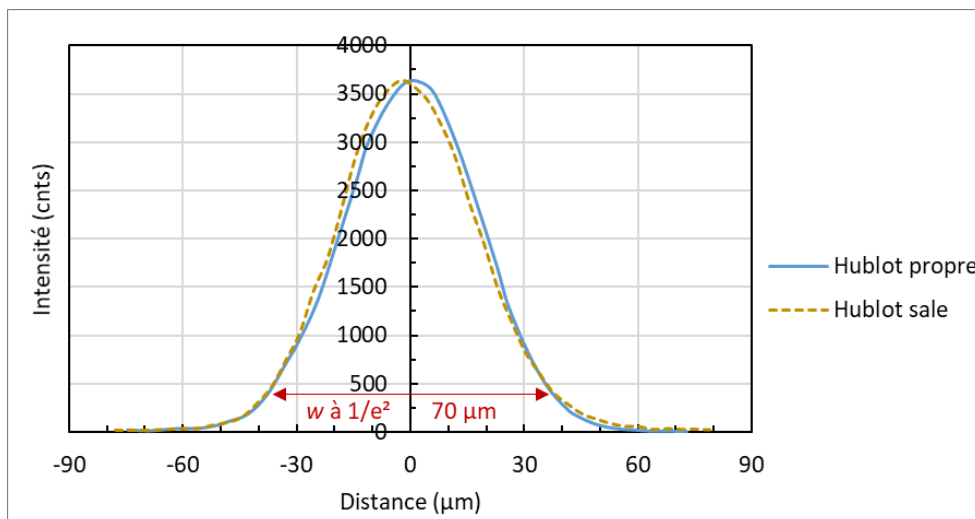


Figure A.13 : Distribution gaussienne en fonction de l'état de propreté du hublot



## Annexe 5. Stratégies de balayages des géométries de petites dimensions

Etant donné que certaines des pièces présentées dans ce manuscrit sont de petites dimensions, la proportion de surface balayée par les étapes de remplissage ou de contour peut être plus ou moins importante en fonction de la pièce étudiée. Ainsi cette annexe recense des captures d'écran issues de 3DExpert illustrant la stratégie de balayage des pièces de petite dimension.

Sur les images, les traits bleus désignent les trajectoires balayées par le laser, et les traits noirs désignent les bords de la CAO.

### Géométries murs :

La Figure A.14 illustre les stratégies de balayage des murs en fonction de leur épaisseur pour une couche donnée.

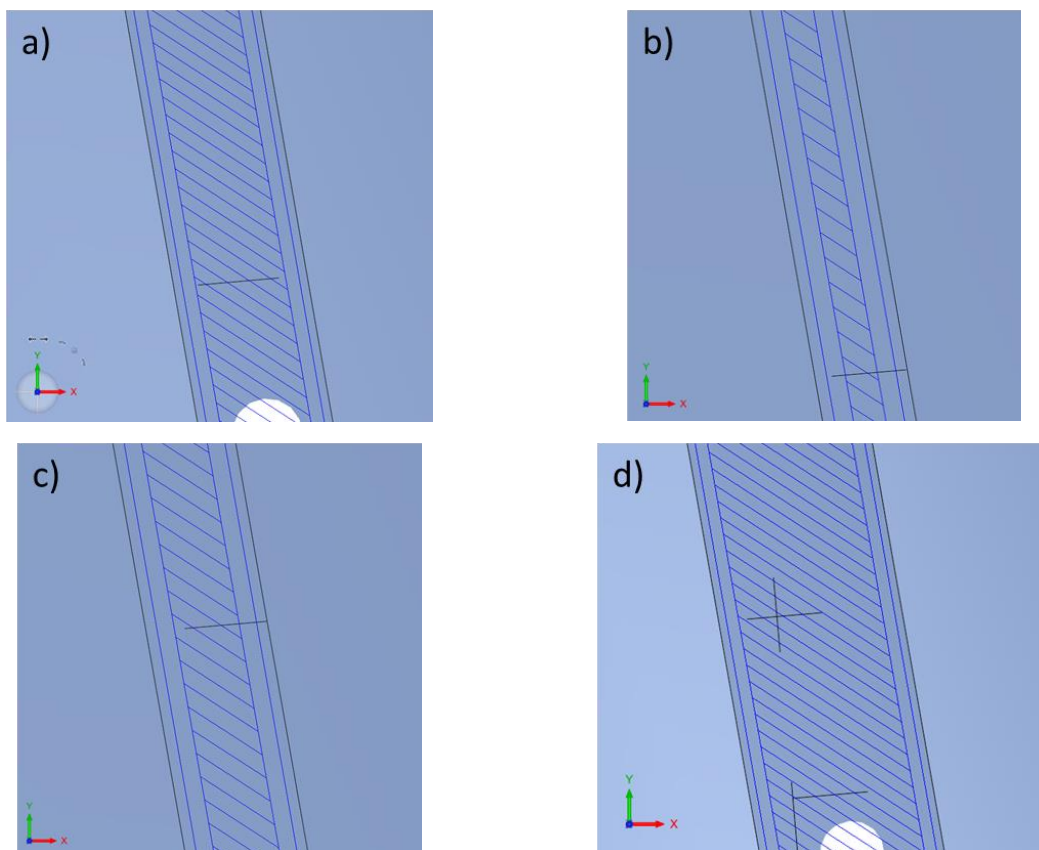


Figure A.14 : Stratégies de balayage pour les murs a) d'1 mm d'épaisseur ; b) de 0,5 mm d'épaisseur ( $D_b$ ) ; c) de 0,7 mm d'épaisseur ( $D_m$ ) ; d) 1,5 mm d'épaisseur ( $D_h$ )

**Géométries cylindres :**

La Figure A.15 illustre les stratégies de balayage des cylindres en fonction de leur diamètre pour une couche donnée.

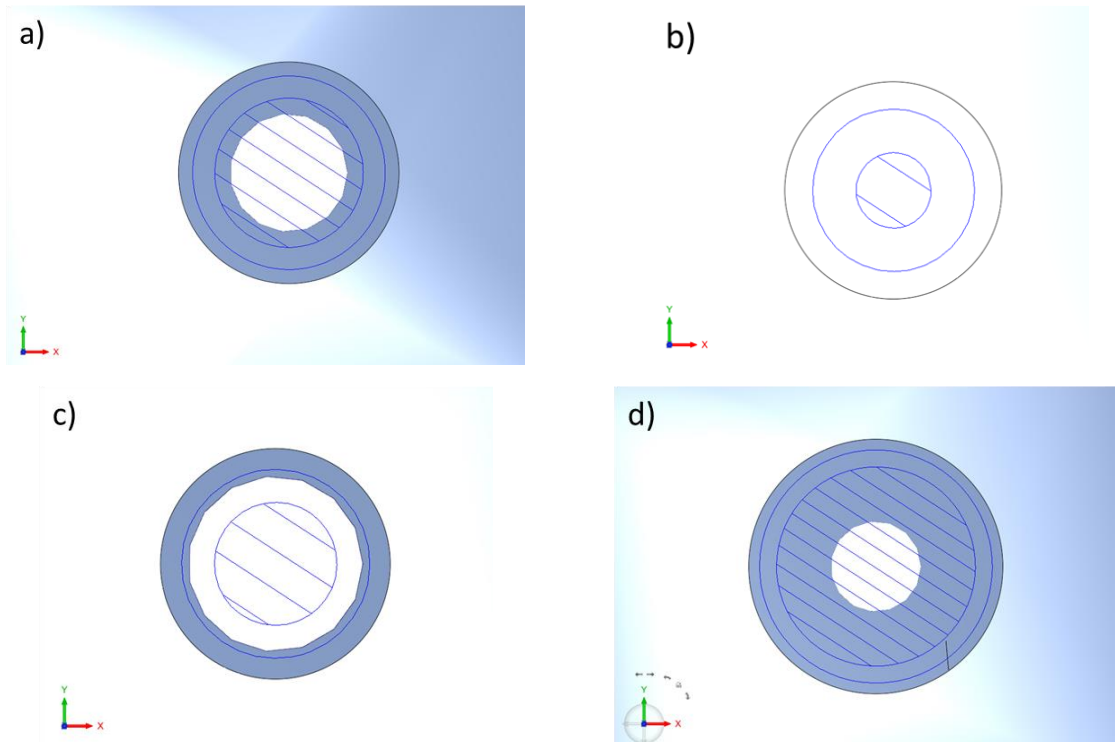
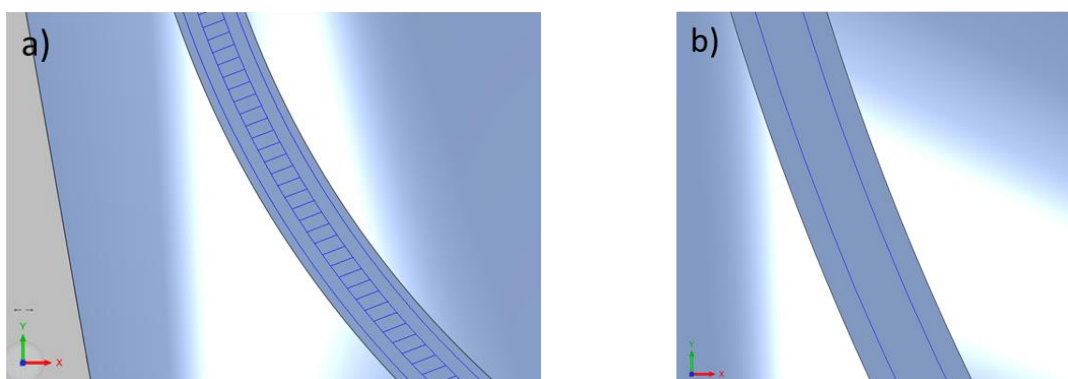


Figure A.15 : Stratégies de balayage pour les cylindres a) d'1 mm de diamètre ; b) de 0,5 mm de diamètre ( $D_b$ ) ; c) de 0,7 mm de diamètre ( $D_m$ ) ; d'1,5 mm de diamètre ( $D_h$ )

**Géométries tubes :**

La Figure A.16 illustre les stratégies de balayage des tubes en fonction de leur épaisseur pour une couche donnée.



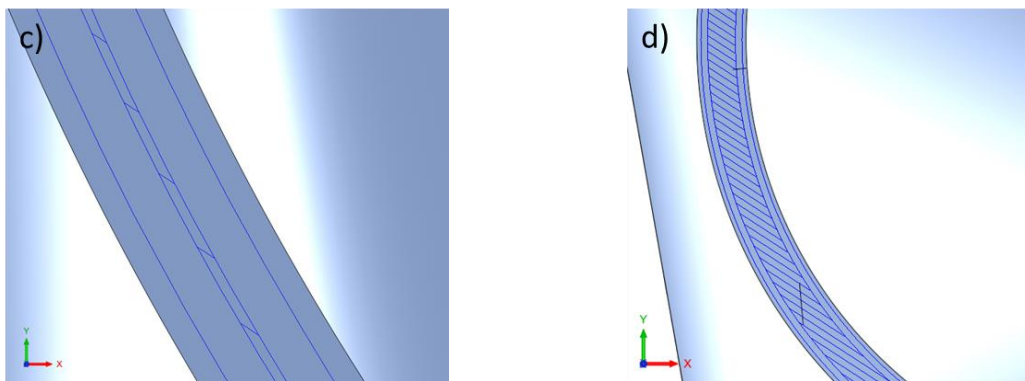


Figure A.16 : Stratégies de balayage pour les tubes a) de 0,5 mm d'épaisseur ; b) de 0,25 mm d'épaisseur (*Db*) ; c) de 0,35 mm d'épaisseur (*Dm*) ; de 0,75 mm d'épaisseur (*Dh*)

**Structures lattices :**

La Figure A.17 illustre les stratégies de balayage des structures lattices en fonction de leur dimension nominale pour une couche donnée.

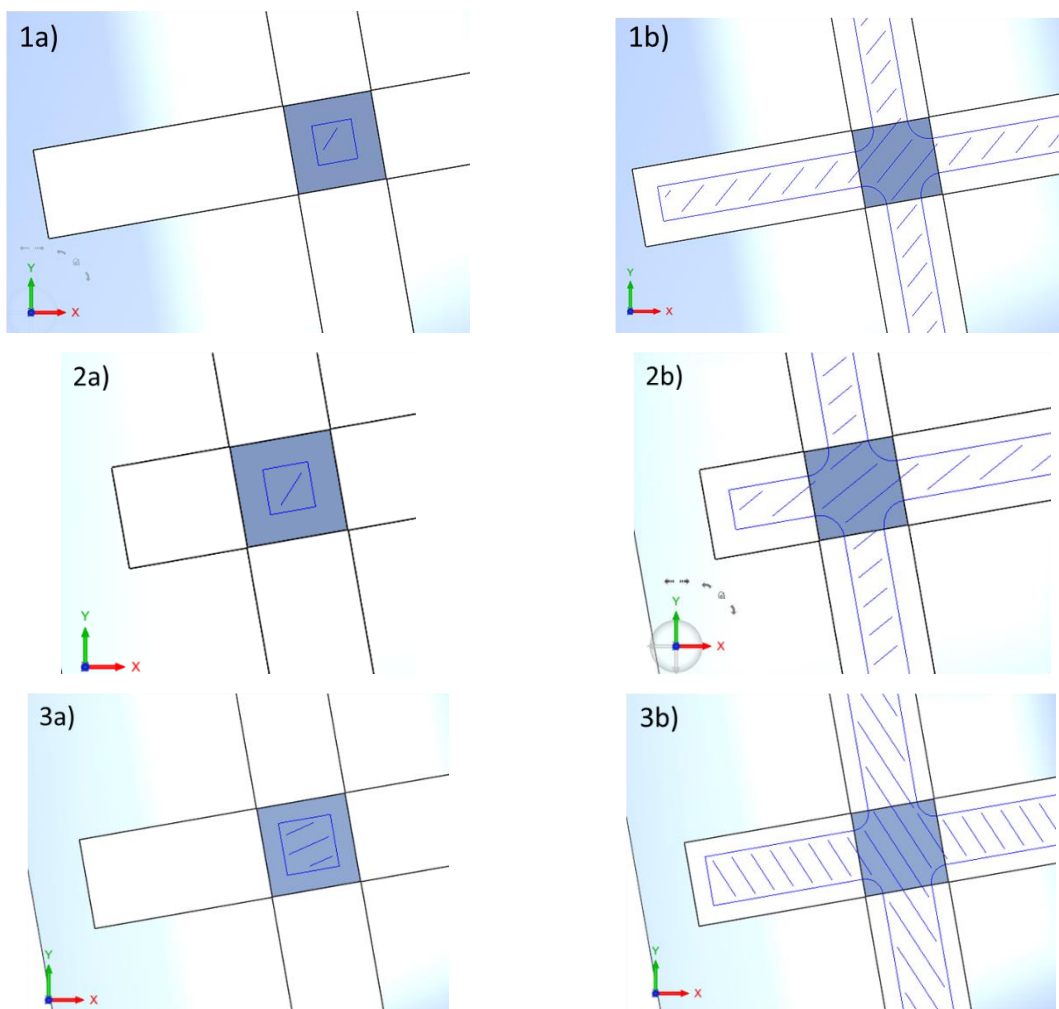


Figure A.17 : Stratégies de balayage pour les lattices 1) branches de 0,3 mm d'épaisseur ; 2) maille de 1 mm ; 3) branches de 0,4 mm d'épaisseur ; a) pour une branche verticale b) pour une branche horizontale

## Annexe 6. Simulation thermo-mécanique par éléments finis

Une simulation thermo-mécanique par éléments finis a été réalisée dans le but de mieux comprendre la génération de contraintes résiduelles lors du processus de fabrication, en lien avec l'étude des géométries peignes présentée en partie 4.4. L'objectif est donc d'avoir accès via la simulation à un profil de contraintes en profondeur qui permette la comparaison entre différentes paramètres.

La simulation est réalisée sur COMSOL MultiPhysics 5.6 avec les modules thermiques et mécaniques couplés. Modéliser entièrement le peigne s'avérerait trop coûteux en temps de calcul. Ainsi, le modèle 2D retenu pour approximer cette géométrie est celui d'un substrat de 2,5 mm d'épaisseur et 15 mm de longueur sur lequel on active jusqu'à 15 couches d'épaisseur 100 µm. Les paramètres du procédé choisis sont une puissance laser de 150 W, et une vitesse de balayage de 0,9 m/s. La stratégie consiste en de simples allers-retours.

L'apport de matière est réalisé par activation de couche grâce au module « Linear Elastic » qui active les éléments de maille d'une nouvelle couche en leur attribuant un module de Young et une conductivité thermique non nuls. Le calcul thermique consiste en une résolution de l'équation de la chaleur en condition transitoire pour chacune des couches :

$$\rho(T) C_p(T) \frac{\partial T}{\partial t} = \nabla(k(T) \cdot \nabla T) + Q_{vol} \quad (28)$$

Avec les propriétés thermo physiques de l'Inconel 625  $\rho$  la masse volumique en  $\text{kg} \cdot \text{mm}^{-3}$ ,  $C_p$  la capacité thermique massique en  $\text{J} \cdot \text{kg}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ ,  $T$  la température en K,  $k$  le coefficient d'échange thermique en  $\text{W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ , et sont toutes trois considérées comme dépendantes de la température.  $Q_{vol}$  représente la source de chaleur, qui est modélisée par un laser en déplacement de type Goldak, dont la distribution est donnée ci-dessous :

$$Q_{vol}(x, y, z) = \left( \frac{6\sqrt{3} P_{abs}}{\pi r^2 b} \right) \cdot \exp\left(-2 \left( \frac{(x_n)^2}{r^2} + \frac{(z - n \cdot \Delta h)^2}{b^2} \right)\right) \quad (29)$$

Avec  $P_{abs}$  la puissance laser absorbée par la matière, de 52,5 W en prenant un coefficient d'absorption de 0,35 et une puissance de 150 W.  $b$  est assimilé à la profondeur fondue prise à 140 µm,  $r$  est le rayon du faisceau laser prise à 100 µm et  $\Delta h$  est l'épaisseur de couche de 100 µm.  $z$  est la coordonnée en hauteur et  $x_n$  est l'abscisse le long de la couche  $n$  tel que :

$$x_n = x - v(t - (n - 1) \cdot (t_{couche} + t_p)) \quad (30)$$

Avec  $t_p$  le temps de pause inter-couche de 3 s et  $t_{couche}$  la durée de balayage d'une couche en s.

Un exemple de distribution de température lors du passage du laser à la deuxième couche est présenté en Figure A.18.

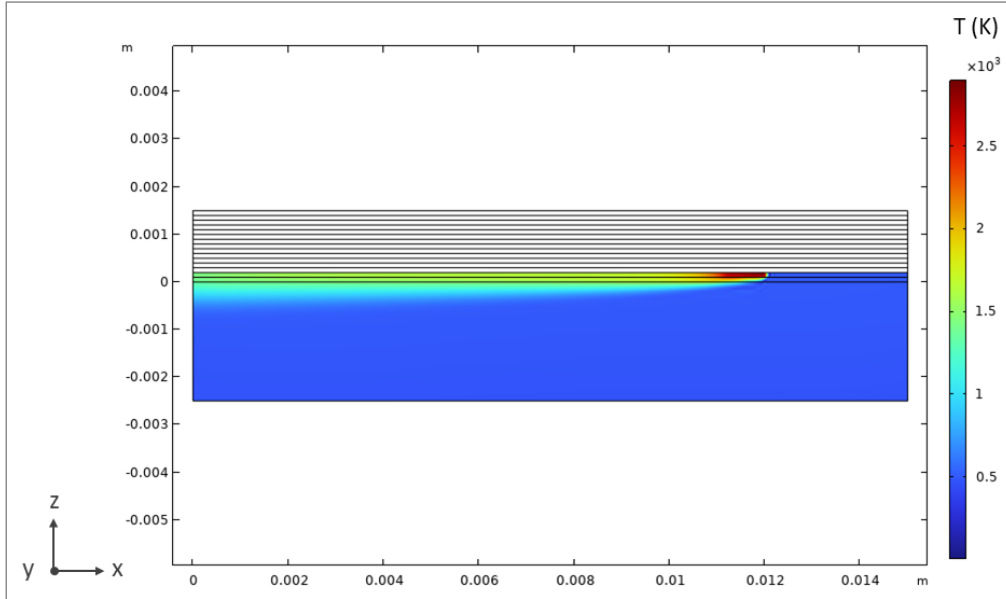


Figure A.18 : Illustration du champ en température avec la source laser en déplacement sur la 2<sup>ème</sup> couche fabriquée, avec  $z=0$  qui représente l'interface entre le plateau et la pièce

Le module mécanique utilise une loi de comportement élasto-plastique à écrouissage isotrope linéaire permettant de décrire les contraintes générées suite aux déformations plastiques tel que :

$$\sigma = \sigma_{y0} + E_{iso} \epsilon_p \quad (31)$$

$$\frac{1}{E_{iso}} = \frac{1}{E_{Tiso}} - \frac{1}{E} \quad (32)$$

Avec  $\sigma$  les contraintes introduites en Pa,  $\sigma_{y0}$  la limite d'élasticité initiale en Pa,  $\epsilon_p$  le taux de déformation plastique,  $E_{iso}$  le module isotrope prenant en compte la zone élastique et la zone plastique,  $E_{Tiso}$  le module tangent isotrope en Pa et  $E$  le module de Young en Pa.

Le couplage multiphysique se fait par l'intermédiaire du coefficient de dilatation  $\alpha(T)$ . Le calcul, très simplifié, ne prend pas en compte d'éventuels effets de relaxation associés à un comportement viscoplastique du matériau. Un exemple de calcul de contraintes sur 15 couches est présenté en Figure A.19, avec le profil de contrainte en profondeur reporté en Figure A.20. Le matériau présente un maximum de contraintes en surface proche de 600 MPa, avec un niveau de contrainte qui diminue graduellement en profondeur pour repasser en compression au niveau du substrat initial. Au vu des hypothèses simplificatrices (calcul 2D, dimensions réduites par rapport au cas réel, loi de comportement mécanique simplifiée), un tel calcul est très indicatif mais permet de retrouver l'ordre de grandeur des contraintes résiduelles mesurées en partie 4.4.2.2c.

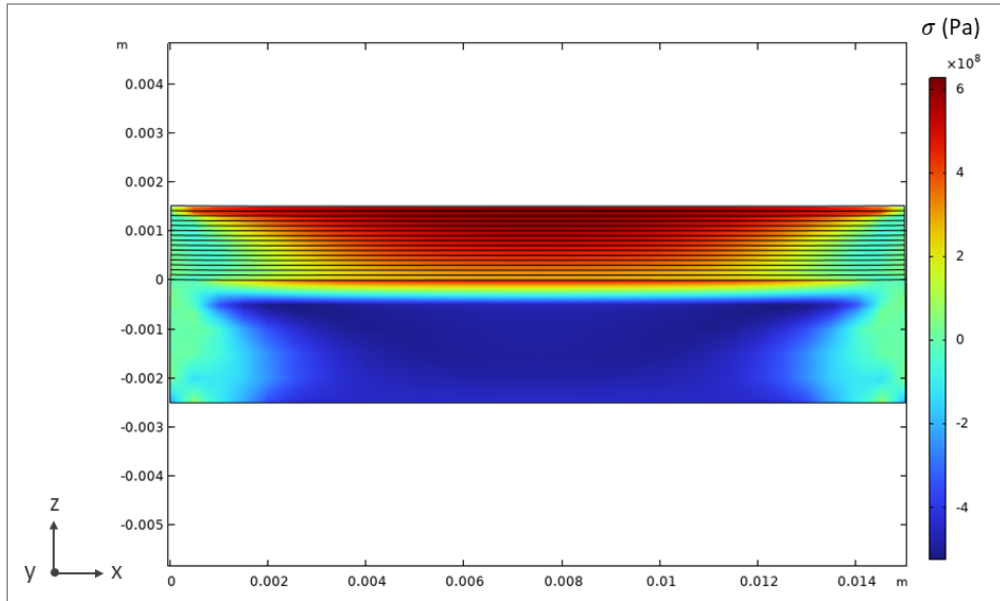


Figure A.19 : Illustration du champ de contraintes après 15 couches de fabrication

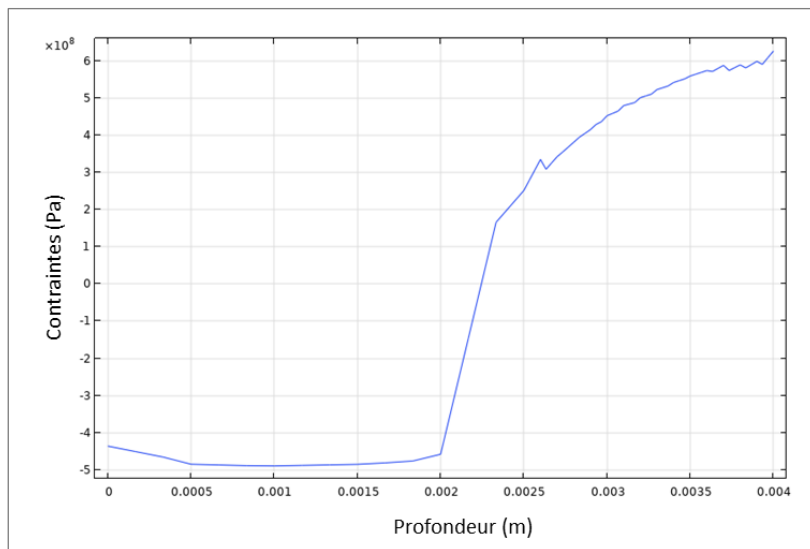


Figure A.20 : Profil en profondeur selon  $z$  considéré au milieu du massif, avec la dernière couche activée située à  $z=4$  mm, et le bas du substrat à  $z=0$  mm

Malgré les nombreuses hypothèses simplificatrices rendant les résultats peu représentatifs de la réalité, ce modèle constitue une première étape dans la réalisation d'une simulation thermo-mécanique permettant de prédire les distributions de contraintes dans une pièce. Il serait intéressant à l'avenir d'utiliser ce modèle en effectuant des variations de puissance laser et vitesse de balayage ainsi que de condition de supportage afin de constater des éventuelles variations au niveau du profil de contraintes, et comparer avec les résultats obtenus expérimentalement. Pour rendre cette simulation plus pertinente, il serait nécessaire d'y intégrer une loi de comportement mécanique permettant de tenir compte du relâchement de contraintes lors du chauffage d'une couche déjà solidifiée. En outre, un effort doit être fourni pour rendre le modèle plus représentatif en termes de dimensions de pièce, d'épaisseur de couche et d'apport de chaleur.

