



**HAL**  
open science

# Influence du procédé sur les propriétés mécaniques et microstructurales de pièces en Ti-6Al-4V issues de fabrication additive (LMD et SLM)

Sarah Milhomme

► **To cite this version:**

Sarah Milhomme. Influence du procédé sur les propriétés mécaniques et microstructurales de pièces en Ti-6Al-4V issues de fabrication additive (LMD et SLM). Mécanique [physics]. Université de Bordeaux, 2022. Français. NNT : 2022BORD0178 . tel-03763499

**HAL Id: tel-03763499**

**<https://theses.hal.science/tel-03763499>**

Submitted on 29 Aug 2022

**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.

THÈSE PRÉPARÉE À L'ESTIA ET PRÉSENTÉE  
POUR OBTENIR LE GRADE DE

**DOCTEUR  
DE L'UNIVERSITÉ DE BORDEAUX**

ÉCOLE DOCTORALE SCIENCES PHYSIQUES ET DE  
L'INGÉNIEUR

SPÉCIALITÉ MÉCANIQUE

Par **Sarah MILHOMME**

Influence du procédé sur les propriétés mécaniques et  
microstructurales de pièces en Ti-6Al-4V issues de fabrication  
additive (LMD et SLM)

Sous la direction de : **Catherine FROUSTEY**

Co-encadrant : **Charles BRUGGER**

Co-encadrante : **Julie LARTIGAU**

Soutenue le 25 Mai 2022

Membres du jury :

M. Jean-Yves HASCOET	Professeur, École Centrale Nantes	Rapporteur
M. Fabien SZMYTKA	Professeur associé, ENSTA Paris	Rapporteur
M. Joël ALEXIS	Professeur, ENI Tarbes	Président
M. Emmanuel DUC	Professeur, SIGMA Clermont	Examineur
Mme. Delphine RETRAINT	Professeur, Université de Technologie de Troyes	Examinatrice
Mme. Catherine FROUSTEY	MCF HDR, Université de Bordeaux	Directrice
M. Charles BRUGGER	MCF, Arts et Métiers ParisTech	Examineur
Mme. Julie LARTIGAU	Enseignant-chercheur, ESTIA Institute of Technology	Examinatrice
Mme. Laurence DELPIERRE	Chef du Bureau d'Étude et d'Intégration, CEA-CESTA	Invitée



# Remerciements

Tout d'abord, mes remerciements s'adressent à Messieurs Jean-Yves Hascoët, professeur à l'École Centrale Nantes, et Fabien Szmytka, professeur associé à l'ENSTA Paris, pour avoir accepté de juger ce travail en tant que rapporteurs.

Je tiens aussi à remercier l'ensemble des membres du jury, Messieurs Joël Alexis, professeur à l'ENI de Tarbes, et Emmanuel Duc, professeur à SIGMA Clermont ainsi que Madame Delphine Retraint, professeure à l'Université de Technologie de Troyes, pour avoir accepté d'évaluer mes travaux en tant qu'examineurs. Je tiens aussi à remercier Madame Laurence Delpierre pour avoir accepté l'invitation à participer à ce jury de thèse.

Je souhaite aussi remercier les personnes qui m'ont encadré durant ces trois années, en commençant par ma directrice de thèse, Madame Catherine Froustey. Merci pour votre accompagnement tout au long de ce projet, pour votre réactivité et votre gentillesse à mon égard. Merci aussi à Charles Brugger, pour tes conseils, pour ta sérénité à toute épreuve et aussi pour ta patience. Un grand merci à Julie Lartigau, pour tout le temps et l'énergie que tu m'as consacré pendant ces trois années, ainsi que pour l'attention que tu as porté à mon travail, mais aussi à mon bien-être.

Je souhaite aussi remercier le CEA, en particulier Monsieur Eric Dubourdieu, pour son suivi, ses remarques pertinentes et l'intérêt qu'il a porté à ces travaux.

Je voudrais aussi remercier les laboratoires ESTIA Recherche et l'I2M ainsi que leurs équipes pour leur accueil chaleureux.

Merci à mes collègues qui m'ont apporté leur aide pour la réalisation de mes travaux, avec à l'ESTIA et Addimadour : Valentin, Thomas, Pierre M, Fabien, Pierre J, Denis et Éric, et à l'I2M : Mohamed, Jonathan, Matthieu, Jérémy et Christophe.

Merci à mes collègues doctorants DUMAS pour leur gentillesse et leur aide précieuse. Un grand merci au groupe des doctorants de l'ESTIA, pour leur présence, leur bonne humeur, les moments et les fous rires partagés ensemble.

Merci à mes amies Julie et Laura de m'avoir fait garder le sourire depuis toujours.

Je tiens aussi à remercier mes parents, pour votre soutien sans faille, quels que soient mes choix. Merci aussi à ma sœur, Marie, d'avoir toujours été là pour moi et pour tes conseils toujours avisés.

Un merci tout particulier à mon cher et tendre, Alexandre, qui a su m'écouter, m'aider, me calmer, me rassurer, m'encourager et me féliciter à chaque étape de ce projet.

# Table des matières

Liste des tableaux	iv
Table des figures	ix
Introduction Générale	1
<b>Chapitre 1 État de l’art</b>	<b>5</b>
1 Les procédés de fabrication additive	6
1.1 Le procédé LMD	7
1.2 Le procédé SLM	12
1.3 Les contraintes résiduelles et les post-traitements	14
1.4 Conclusion intermédiaire	22
2 Le matériau étudié	24
2.1 Le titane et ses alliages	24
2.2 La microstructure obtenue	26
2.3 La santé matière	31
2.4 Conclusion intermédiaire	35
3 Les propriétés mécaniques	36
3.1 Propriétés en traction quasi-statique	36
3.2 Fatigue	38
3.3 Conclusion intermédiaire	48
4 Conclusion	49
<b>Chapitre 2 Production d’éprouvettes par fabrication additive</b>	<b>51</b>
1 Fabrication de pièces par le procédé LMD	52
1.1 Matériels et conditions de fabrication	52
1.2 Influence des paramètres $P$ , $V$ et $D$ sur la géométrie de cordons	54
1.3 Choix de paramètres pour la fabrication de blocs	64
1.4 Montage et protocole de fabrication de pièces en série	75
1.5 Fabrication de pièces en série	78
2 Fabrication de pièces par le procédé SLM	79
2.1 Matériel et conditions de fabrication	79
2.2 Influence de la géométrie sur les contraintes dans les pièces	80
2.3 Essais de supports	82
2.4 Fabrication d’éprouvettes	83
3 Post-traitement des pièces	85
3.1 Compression Isostatique à Chaud	85
3.2 Traitement thermique	86
3.3 Usinage des éprouvettes	86
4 Conclusion	88
<b>Chapitre 3 Matériau obtenu</b>	<b>90</b>
1 Terminologie	91

2	Analyse de la microstructure . . . . .	92
2.1	Matériels et méthodes . . . . .	92
2.2	Observations optiques . . . . .	93
2.3	Analyses EBSD . . . . .	95
3	Observation des défauts . . . . .	97
3.1	Matériels et méthodes . . . . .	97
3.2	Défauts internes . . . . .	98
3.3	État de surface . . . . .	101
4	Analyse des contraintes résiduelles . . . . .	103
4.1	Matériels et méthodes . . . . .	103
4.2	Résultats . . . . .	104
5	Conclusion . . . . .	106
<b>Chapitre 4 Propriétés mécaniques</b>		<b>107</b>
1	Traction quasi-statique . . . . .	108
1.1	Matériels et méthodes . . . . .	108
1.2	Résultats . . . . .	110
2	Résistance en fatigue . . . . .	113
2.1	Matériels et méthodes . . . . .	113
2.2	Résultats . . . . .	115
2.3	Conclusion intermédiaire . . . . .	123
3	Calculs numériques . . . . .	124
3.1	Matériels et méthodes . . . . .	124
3.2	Paramétrage des calculs . . . . .	127
3.3	Résultats . . . . .	135
4	Conclusion . . . . .	141
<b>Conclusion générale</b>		<b>142</b>
<b>Glossaire</b>		<b>146</b>
<b>Acronymes</b>		<b>147</b>
<b>Bibliographie</b>		<b>155</b>
<b>Annexes</b>		<b>156</b>
A.1	Certificat matière de la poudre utilisée pour les fabrications de pièces par LMD .	157
A.2	Analyse statistique de la corrélation entre la géométrie des cordons et les paramètres de premier ordre P, V et D en LMD . . . . .	158
A.3	Protocole de fabrication des pièces LMD . . . . .	168
A.4	Masses et dimensions des pièces LMD réalisées . . . . .	176
A.5	Certificat matière de la poudre utilisée pour les fabrications de pièces par SLM .	177
A.6	Paramètres détaillés utilisés pour la fabrication des pièces SLM . . . . .	180
A.7	Paramètres des simulations mécaniques réalisées sur Simufact Additive . . . . .	182
A.8	Certificats et courbes des cycles de compression isostatique à chaud réalisés sur les pièces . . . . .	183
A.9	Certificat du traitement de détente . . . . .	193
A.10	Plans des éprouvettes des essais de traction quasi-statique et de fatigue . . . . .	196
A.11	Résultats des essais de fatigue par la méthode escalier . . . . .	198

# Liste des tableaux

1.1	Comparaison des caractéristiques générales des procédés LMD et SLM [4] . . .	7
1.2	Synthèse bibliographique des études paramétriques réalisées sur des procédés DED . . . . .	11
1.3	Caractéristiques physiques du titane non allié [45] . . . . .	24
1.4	Quelques alliages de titane, compositions pondérales et familles d'appartenance [46] . . . . .	25
1.5	Microstructures du TA6V obtenues en fonction de différents paramètres en SLM [55] . . . . .	30
1.6	Propriétés en traction obtenues sur des pièces en TA6V (éprouvettes avec surfaces usinées ou polies) . . . . .	36
1.7	Résistance en fatigue uniaxiale de pièces (amplitude de contrainte) LMD et SLM en Ti-6Al-4V (TA6V) . . . . .	41
2.1	Résultats des analyses chimiques de la poudre de TA6V utilisée pour la fabrication des pièces par LMD (données issues du certificat matière TEKNA associé au lot) . . . . .	53
2.2	Cycle de polissage des échantillons d'alliage de titane . . . . .	55
2.3	Paramètres de fabrication des cordons . . . . .	56
2.4	Valeurs moyennes et écarts-types des réponses étudiées . . . . .	60
2.5	Erreurs de prédiction $\delta$ relatives à chacun des modèles . . . . .	62
2.6	SRC obtenus entre chaque variable . . . . .	63
2.7	Réponses étudiées sur les types de pièces réalisées . . . . .	65
2.8	Réponses aux critères pour les échantillons de cordons fabriqués . . . . .	69
2.9	Résultats des mesures obtenues sur les murs . . . . .	70
2.10	Détails de la campagne S1 . . . . .	73
2.11	Détail de la campagne B1 . . . . .	74
2.12	Paramètres utilisés pour la fabrication des pièces LMD . . . . .	75
2.13	Températures remarquables lors des fabrication de pièces . . . . .	78
2.14	Résultats des analyses chimiques de la poudre de TA6V utilisée pour la fabrication des pièces par SLM . . . . .	80
2.15	Paramètres principaux utilisés pour la fabrication des pièces . . . . .	80
2.16	Résultats des différentes simulations . . . . .	82
2.17	Types de supports testés pour la fabrication des éprouvettes . . . . .	82
2.18	Présentation des lots d'étude . . . . .	85
2.19	Gamme d'usinage des éprouvettes . . . . .	86
3.1	Analyse des porosités obtenues dans les échantillons . . . . .	98
3.2	Synthèse des résultats obtenus lors des mesures de contraintes résiduelles (en MPa) sur quatre configurations d'éprouvettes . . . . .	105
4.1	Dimensions des éprouvettes employées pour les essais de traction . . . . .	109
4.2	Résultats des essais de traction obtenus sur les différentes configurations d'éprouvette étudiées (moyenne sur deux mesures) . . . . .	110

4.3	Configurations et nombre d'éprouvettes étudiées pour les essais de fatigue . .	114
4.4	Résistances en fatigue à $10^6$ cycles ( $R = 0,1$ ) obtenues expérimentalement : $\sigma_{a,10^6}$ en amplitude de contrainte; $\sigma_{max,10^6}$ en contrainte maximale . . . . .	115
A.2.1	Coefficients de corrélation entre variables cibles et explicatives (Test de corrélation de Pearson, <i>p-values</i> entre parenthèses) . . . . .	159
A.2.2	Prédictions des hauteurs émergées des points de vérification . . . . .	160
A.2.3	Erreurs de prédiction $\delta$ des modèles pour la hauteur émergée . . . . .	161
A.2.4	Erreurs de prédiction $\delta$ des modèles pour la hauteur diluée . . . . .	162
A.2.5	Erreurs de prédiction $\delta$ des modèles pour le taux de dilution . . . . .	165
A.2.6	Erreurs de prédiction $\delta$ des modèles pour la largeur de cordons . . . . .	166
A.4.1	Mesures réalisées sur les pièces obtenues par LMD . . . . .	176
A.7.1	Paramètres des simulations mécaniques réalisées . . . . .	182
A.11.1	Données de l'essai escalier sur le lot LMD CIC SU Z . . . . .	198
A.11.2	Données de l'essai escalier sur le lot LMD CIC SU X . . . . .	198
A.11.3	Données de l'essai escalier sur le lot LMD TTh SU Z . . . . .	198
A.11.4	Données de l'essai escalier sur le lot LMD TTh SU X . . . . .	198
A.11.5	Données de l'essai escalier sur le lot SLM CIC SU X . . . . .	199
A.11.6	Données de l'essai escalier sur le lot LMD CIC SB Z . . . . .	199
A.11.7	Données de l'essai escalier sur le lot LMD CIC SB X . . . . .	199
A.11.8	Données de l'essai escalier sur le lot SLM CIC SB Y . . . . .	199

# Table des figures

1.1	Schéma de principe du procédé LMD (inspiré de [5]) . . . . .	7
1.2	Effet de la vitesse de buse, avec substrat fin (a) ou épais (b), ou de l'énergie incidente (c), égale à $P/V$ , sur la hauteur de murs de 4 couches fabriquées en TA6V par LMD [8] . . . . .	8
1.3	Cartographie de la hauteur apparente de couche $H_{app}$ , l'épaisseur apparente $e_{app}$ , le rendement massique $R_m$ et l'énergie linéaire $El$ en fonction de $P$ et $V$ pour des murs en TA6V fabriqués par DED [12] . . . . .	9
1.4	Travaux réalisés par [14] sur des cordons en Inconel 718 . . . . .	10
1.5	Schéma de principe du procédé SLM . . . . .	12
1.6	Vue du dessus de cordons en 904L obtenus par SLM pour différentes épaisseurs de couche $e$ ( $P=50$ W, $V=0,10$ m.s <sup>-1</sup> ) [24] . . . . .	13
1.7	Influence des paramètres $P$ et $V$ sur la zone influencée par les contraintes lors du dépôt d'un cordon en TA6V par LMD [27] . . . . .	14
1.8	Étude de l'influence de la stratégie de lasage sur les contraintes résiduelles dans des parallélépipèdes en 316L en LMD [28] . . . . .	15
1.9	Étude de l'influence de la hauteur de dépôt, de la stratégie et de l'épaisseur du substrat sur les contraintes résiduelles dans des pièces en IN718 fabriquées par LMD [29] . . . . .	16
1.10	Étude de l'évolution des contraintes résiduelles en fonction de la puissance et de la vitesse pour des pièces en TA6V fabriquées par SLM [30] . . . . .	16
1.11	a) Stratégies réalisées pour la fabrication des ponts en TA6V SLM; b), c), d), e) : champs de contraintes résiduelles relevées, stratégies de production 1, 2, 3 et 4 respectivement [31] . . . . .	17
1.12	Étude de la déformation de pièces en TA6V produites par SLM avec différentes densités d'énergie [32] . . . . .	17
1.13	Déplacement accumulé en fonction de la température du substrat (ambiante ou préchauffée à 400°) pour différentes épaisseurs de substrats et différents nombres de couches déposées en TA6V LMD [33] . . . . .	18
1.14	Essais de fabrication de plaques fines en 316L avec différentes configurations de supports en SLM [34] . . . . .	19
1.15	Contraintes principales maximales sur des échantillons en acier H13 obtenus par SLM pour différentes températures de préchauffe du plateau [35] . . . . .	19
1.16	Rugosité $R_a$ (hauteur moyenne arithmétique) obtenue après différents types de reprise des surfaces d'une pièce SLM en CoCrFeNiMn HEA [41] . . . . .	21
1.17	Mesures de contraintes résiduelles dans la profondeur d'une pièce LMD en IN718 usinée en surface [42] . . . . .	22
1.18	Contraintes résiduelles obtenues après différents types de reprise des surfaces d'une pièce SLM en CoCrFeNiMn HEA [41] . . . . .	22
1.19	Diagrammes relatifs à l'alliage TA6V . . . . .	26
1.20	Exemples de morphologies rencontrées dans l'alliage TA6V [36] . . . . .	26
1.21	Température (pyromètre laser) de la cinquième, la trentième et la cinquantième couche d'un mur LMD en TA6V de soixante couches au cours du temps [52] . .	27

1.22	Microstructures obtenues en LMD [53] . . . . .	27
1.23	TA6V déposé par LMD : taille de grains obtenus en fonction de $P$ et $V$ [8] . . .	28
1.24	TA6V déposé par LMD : microstructures obtenues en fonction de $P$ et $V$ [12] .	28
1.25	Observations optiques (trois dimensions) de dépôts en TA6V obtenus par LMD pour trois stratégies [59] . . . . .	29
1.26	Microstructure typique pour du TA6V rencontrée en SLM selon différents plans observés et emplacements dans une pièce . . . . .	30
1.27	Tailles de grains obtenues sur des pièces en alliage IN625 par SLM pour deux stratégies de lasage [61] . . . . .	31
1.28	Types de porosités rencontrées dans les pièces issues de procédés de FA : à gauche : pores gazeux dans une pièce LMD [62]; à droite : manque de fusion de poudre dans une pièce LMD [53] . . . . .	32
1.29	Représentation des paramètres de rugosité sur un profil de surface . . . . .	33
1.30	Évolution de l'état de surface de murs en TA6V déposés par LMD en fonction du ratio puissance-masse $PV/D\phi$ [11] . . . . .	33
1.31	Schématisation de l'origine de la rugosité de pièces fabriquées selon plusieurs angles [75] . . . . .	34
1.32	Paramètres de rugosité des surfaces <i>upskin</i> et <i>downskin</i> obtenues sur des éprouvettes SLM en TA6V avec différents angles de fabrication [75] . . . . .	34
1.33	Courbes de traction obtenues pour des pièces SLM en TA6V pour différentes orientations et différents post-traitements [82] . . . . .	37
1.34	Courbes de traction obtenues pour des pièces LMD en TA6V pour différentes stratégies (décrites sur la Figure 1.25), avec (à droite) ou sans (à gauche) post-traitement [59] . . . . .	38
1.35	Performance en fatigue d'éprouvettes en TA6V issues de LMD, avec différentes orientations et post-traitements, $R = 0, 1$ [88] (données issues de [77, 89]) . . .	39
1.36	Courbes $S-N$ obtenues sur des éprouvettes LMD en TA6V, prélevées suivant différentes directions, après traitement de détente ou CIC : essais de traction-compression à $R = -1$ [78] . . . . .	42
1.37	Limite en fatigue en fonction de $K_t$ pour des éprouvettes entaillées en acier doux [102] . . . . .	43
1.38	Diagramme de Kitagawa-Takahashi obtenu sur des pièces SLM en TA6V [98] .	43
1.39	Diagramme de Kitagawa-Takahashi : résultats expérimentaux et simulés (pièces SLM en TA6V) [98] . . . . .	44
1.40	Schéma de principe des simulations numériques visant à prédire l'effet de la surface sur la résistance en fatigue d'éprouvettes obtenues par SLM [75] . . . .	46
1.41	Représentation dans le plan de Crossland des limites en fatigue expérimentales [75] . . . . .	47
1.42	Application de la méthode de prédiction de la limite en fatigue avec prise en compte de la rugosité par Vayssette [75], comparaison des données expérimentales et de prédiction . . . . .	47
1.43	Schéma récapitulatif des paramètres principaux qui influent sur les caractéristiques des pièces FA . . . . .	49
2.1	Schématisation du processus pour l'obtention de pièces LMD . . . . .	52
2.2	Vue d'ensemble de la machine BeAM MAGIC 800 (issue de la documentation MAGIC 800) . . . . .	53
2.3	Schématisation des paramètres $\Delta z$ et $\Delta xy$ pour la fabrication en LMD . . . . .	54
2.4	Photographie d'un substrat entaillé et de seize cordons fabriqués . . . . .	55
2.5	Points testés dans les domaines de P,V et D ou DME, DE et DSP . . . . .	57
2.6	Mesures des différentes grandeurs géométriques des cordons . . . . .	58
2.7	Graphiques des résidus . . . . .	62

2.8	Comparaison des valeurs de DME, DE et DSP prédites et expérimentales pour l'échantillon n°6, avec les plans d'équations des régressions obtenues pour : bleu : $H_d = 1,81 \times 10^{-4}$ m; vert : $H_e = 6,00 \times 10^{-4}$ m et rouge : $l = 2,19 \times 10^{-3}$ m .	64
2.9	Angle de contact entre le substrat et le cordon : a) observation au microscope optique pour un angle aigu; b) corrélation avec le taux de dilution . . . . .	66
2.10	Taux de dilution obtenus en fonction des DME, DE et DSP . . . . .	67
2.11	Densité d'énergie en fonction de la densité surfacique de poudre : cartographie de zone fonctionnelle pour le critère de taux de dilution de cordons . . . . .	67
2.12	Essais de stratégies de fabrication des murs . . . . .	69
2.13	Problèmes de surchauffe du substrat lors de la fabrication des murs . . . . .	72
2.14	Représentations schématiques des paramètres de lasage pour la fabrication de blocs en LMD : a) vue en coupe; b) vue du dessus . . . . .	74
2.15	Montage mécanique des substrats pour la fabrication en série de pièces LMD .	76
2.16	Dispositif d'enregistrement de la température au sein de la cellule de fabrication	76
2.17	Pièces fabriquées lors d'un cycle de production . . . . .	77
2.18	Relevés de température au cours de la fabrication de chacune des pièces . . . .	77
2.19	Schématisation du processus pour l'obtention de pièces SLM . . . . .	79
2.20	Dimensions des éprouvettes pour simulation mécanique des contraintes induites lors de la fabrication additive . . . . .	81
2.21	Champ des contraintes équivalentes de Von Mises sur l'éprouvette référence . .	82
2.22	Photographies des plateaux obtenus lors des différents essais de supports pour la fabrication des lots . . . . .	83
2.23	Photographies : (a) du plateau obtenu en sortie de machine, (b) du plateau lors de la phase de découpe des éprouvettes . . . . .	83
2.24	Géométries nominales des éprouvettes fabriquées par SLM . . . . .	84
2.25	Positionnement et orientation des éprouvettes sur les plateaux SLM . . . . .	84
2.26	Schémas de prélèvement des éprouvettes suivant les différentes configurations étudiées . . . . .	87
2.27	Photographie du montage utilisé pour le bridage des éprouvettes lors de l'étape de surfacage . . . . .	87
3.1	Repères utilisés pour l'orientation des pièces produites par les deux procédés étudiés : LMD à gauche (repérage des positions de début et fin de couches par les lettres D et F), SLM à droite (Flux d'Argon représenté en bleu). La poudre n'est pas représentée sur ces schémas . . . . .	91
3.2	Schéma de prélèvement d'échantillons dans les têtes d'éprouvettes pour analyse de la microstructure (traits de coupe en pointillés rouge) . . . . .	92
3.3	Observations au microscope optique de la microstructure dans le plan YZ de pièces SLM et LMD avant et après CIC . . . . .	93
3.4	Micrographies d'échantillons LMD dans le plan YZ après TTh ou CIC . . . . .	94
3.5	Comparaison de la microstructure dans les têtes : (a) à (f) haute et (g) à (l) basse d'une éprouvette LMD CIC prélevée verticalement . . . . .	94
3.6	Échantillons LMD avant ou après CIC observés dans le plan YZ : (a) et (d) : Cartographie d'orientations de la phase alpha (IPF-Y); (b) et (e) : Cartographie de la taille des grains; (c) et (f) : reconstitution des grains $\beta$ . . . . .	95
3.7	Échantillons de pièce LMD pour tomographie RX . . . . .	97
3.8	Représentation de la répartition en fonction de la position de l'échantillon dans la pièce : a) du nombre de défauts avec un diamètre équivalent supérieur à 50 $\mu\text{m}$ ; b) du diamètre équivalent maximal des porosités . . . . .	98
3.9	Projection des porosités sur chacun des plans de trois échantillons étudiés . . .	99
3.10	Analyse des porosités sur deux échantillons . . . . .	99
3.11	Taille des porosités dans chacun des échantillons . . . . .	100

3.12	État de surface de quelques échantillons . . . . .	101
3.13	Rugosité des échantillons de tomographie RX . . . . .	102
3.14	Paramètre $R_z$ (en $\mu\text{m}$ ) obtenu pour chaque échantillon en fonction de sa position de prélèvement . . . . .	103
3.15	Photographies : a) du montage pour mesures de contraintes résiduelles ; b) des quatre éprouvettes analysées . . . . .	104
3.16	Directions utilisées pour l'analyse des contraintes (en MPa) en surface par diffraction des rayons X sur la zone utile des éprouvettes . . . . .	104
4.1	Schéma des grandeurs mesurées sur les éprouvettes pour les essais de traction .	108
4.2	Représentation des valeurs obtenues par lecture de la courbe de traction conventionnelle . . . . .	110
4.3	Synthèse des courbes de traction obtenues . . . . .	111
4.4	Courbes de traction conventionnelles obtenues : comparaison des configurations	111
4.5	Courbes $S-N$ pour les deux procédés de fabrication . . . . .	116
4.6	Faciès d'éprouvettes LMD CIC SU X : à gauche : initiation interne ; à droite : initiation en sous-surface . . . . .	116
4.7	Photographies des états de surface des éprouvettes brutes . . . . .	117
4.8	Courbes $S-N$ : effets de l'état de surface et de la direction de sollicitation en LMD . . . . .	118
4.9	Courbe $S-N$ : effet de l'état de surface en SLM . . . . .	118
4.10	Faciès d'une éprouvette SLM CIC SB Y : entaille en surface . . . . .	119
4.11	Faciès d'éprouvettes LMD CIC SU Z : à gauche : initiation interne ; à droite : initiation en sous-surface . . . . .	119
4.12	Faciès d'éprouvettes LMD CIC SB : initiation en surface . . . . .	120
4.13	Courbes $S-N$ de comparaison de la position de prélèvement des éprouvettes . .	121
4.14	Courbes $S-N$ : effet du post-traitement réalisé pour les éprouvettes X . . . . .	121
4.15	Courbes $S-N$ : effet du post-traitement réalisé pour les éprouvettes Z . . . . .	122
4.16	Faciès d'éprouvettes LMD TTh SU : à gauche : initiation sur une pore gazeux (éprouvette X) ; à droite : initiation sur un défaut de manque de fusion (éprouvette Z) . . . . .	122
4.17	Processus de réalisation des calculs numériques sur des surfaces brutes LMD .	124
4.18	Découpe en sous-volumes des surfaces d'un échantillon, avec en haut une Face Avant (FAv) et en bas une Face Arrière (FAr) . . . . .	125
4.19	Fichiers VTK de sous-volume, avec en rouge la matière, en bleu le vide . . . . .	126
4.20	Mesure de la hauteur de raccordement . . . . .	128
4.21	Effet de la taille d'extrapolation sur le profil de rugosité d'un échantillon (vue partielle d'une coupe d'échantillon, avec en rouge : matière, en bleu : vide) . . .	129
4.22	Artefact créé par l'extrapolation . . . . .	129
4.23	Effet de la taille d'extrapolation sur la contrainte équivalente de Crossland maximale . . . . .	130
4.24	Volumes aux différentes étapes (vue du dessus) . . . . .	130
4.25	Illustration du fonctionnement du filtre de Gauss (vue 2D) en fonction de la position du voxel traité . . . . .	131
4.26	Représentation du filtre de Gauss sur des valeurs extraites autour d'un point chaud en fonction du paramètre $\Sigma$ appliqué . . . . .	131
4.27	Analyse de la sensibilité de la GEV au rayon d'exclusion . . . . .	133
4.28	Analyse de la sensibilité de la GEV au nombre de points maximaux extraits par sous-volume . . . . .	133
4.29	Analyse par groupe de sous-volumes . . . . .	134

---

4.30	Identification des échantillons de tomographie RX, avec D et F les points de début et fin de couches utilisés pour la stratégie de lasage (selon la Figure 2.14b page 74) . . . . .	135
4.31	Histogramme des coefficients $\langle \text{FIP}_{Cr} \rangle_{0,5} / \sigma_{Cr}^*(F)$ obtenus pour les différents échantillons et directions de charge . . . . .	136
4.32	Résultats obtenus sur l'échantillon BG (solicitation perpendiculaire aux cordons)	137
4.33	Distance par rapport aux bords de la pièce pour le prélèvement des échantillons de tomographie RX (a) ou des éprouvettes d'essais de fatigue (b) . . . . .	138
4.34	Comparaison des données expérimentales avec les données corrigées grâce à la prédiction numérique . . . . .	139
A.2.1	Graphiques relatifs au modèle $H_e = f(\text{DSP})$ (Éq. A.2.3) . . . . .	160
A.2.2	Graphiques des résidus relatifs aux régressions multiples de $H_e$ . . . . .	161
A.2.3	Graphiques relatifs au modèle $H_d = f(\text{DME}, \text{DE})$ (Éq. A.2.6) . . . . .	162
A.2.4	Graphiques des résidus relatifs aux régressions multiples de $H_d$ . . . . .	162
A.2.5	Graphiques relatifs au modèle $\tau = f(D)$ (Éq. A.2.9) . . . . .	163
A.2.6	Graphiques relatifs au modèle $\tau = f(\text{DME})$ (Éq. A.2.10) . . . . .	164
A.2.7	Graphiques des résidus relatifs aux régressions multiples de $\tau$ . . . . .	165
A.2.8	Graphiques des résidus relatifs aux régressions multiples de $\tau$ . . . . .	166

# Introduction générale

## La fabrication additive

Les procédés de Fabrication Additive (FA) font l'objet d'un grand intérêt de la part des communautés scientifique et industrielle. Ils sont souvent considérés comme révolutionnaires puisqu'ils permettent de fabriquer des pièces à géométrie complexe (structures lattices par exemple), difficiles ou impossibles à réaliser avec des procédés soustractifs. Cependant, les pièces fabriquées par ce type de procédés peuvent présenter des défauts, internes ou surfaciques, néfastes pour la tenue en service, particulièrement sous chargement cyclique (fatigue).

De plus, leurs propriétés mécaniques et microstructurales sont fortement dépendantes de l'histoire thermique rencontrée lors de la fabrication. En effet, elles évoluent en fonction des paramètres du procédé (énergie de dépôt, vitesse de déplacement de la source d'énergie, quantité de matière à fondre par couche) et des stratégies (motifs de dépôt, temps inter-couche, etc.). De même, ces propriétés évoluent grandement en fonction des post-traitements thermiques, mécaniques ou thermo-mécaniques appliqués sur les pièces FA.

Il est alors nécessaire de poursuivre les efforts de recherche engagés dans l'étude de leurs propriétés, dans le but de maîtriser le dimensionnement de telles structures. Il est donc primordial de comprendre l'impact du procédé sur les propriétés des pièces fabriquées, afin de savoir prédire leurs tenues mécaniques (à court et à long terme).

## Le projet OCEAN-ALM

C'est dans ce contexte de développement des procédés de fabrication additive qu'est né le projet OCEAN-ALM (Optimisation et Conception pour une mEthodologie AvaNcée pour l'*Additive Layer Manufacturing* (ALM)). Les objectifs sont de développer des outils de conception pour la fabrication additive, d'acquérir des connaissances sur les propriétés mécaniques et le comportement des pièces fabriquées par ces technologies, et de concevoir une méthodologie de conception et fabrication dédiée à la FA.

Ce projet vise à mettre en collaboration différents acteurs scientifiques en région Nouvelle Aquitaine dans le but de répondre à ces objectifs. Il est porté par le CEA<sup>1</sup>, la société ALSYMEX (groupe ALCEN), le laboratoire I2M<sup>2</sup> et le laboratoire ESTIA<sup>3</sup> Recherche.

Le projet OCEAN-ALM est divisé en deux tâches distinctes afin de répondre aux objectifs précédemment cités. La première porte sur la chaîne numérique de conception et d'optimisation, la seconde sur la caractérisation de procédés de fabrication additive pour l'acquisition de

---

1. Commissariat à l'Énergie Atomique et aux Énergies Alternatives
2. Institut de Mécanique et d'Ingénierie
3. École Supérieure des Technologies Industrielles Avancées

connaissances nécessaires et transposables à ces outils de conception. Cinq thèses et deux post-doctorats sont menés afin de répondre à ces besoins.

La thèse qui fait l'objet de cette étude s'inscrit dans le cadre de la seconde tâche précédemment évoquée, et est portée par le laboratoire I2M, le laboratoire ESTIA Recherche et le CEA/CESTA<sup>4</sup>. Dans le cadre de ses activités, ce dernier souhaite mettre en œuvre des procédés de fabrication additive pour la fabrication de pièces métalliques complexes et l'ajout de fonctions sur pièces existantes.

Le choix s'est alors porté sur le procédé *Selective Laser Melting* (SLM) qui permet une grande liberté de géométries de pièces fabriquées avec une bonne précision géométrique, et le procédé *Laser Metal Deposition* (LMD) qui permet quant à lui d'ajouter de la matière sur des pièces existantes et de grandes dimensions. Les conditions d'emploi des pièces fabriquées avec ces procédés nécessitant de bonnes propriétés mécaniques (en termes de raideur, de masse et de résistance), le choix du matériau s'est porté sur l'alliage de titane Ti-6Al-4V. De plus, des post-traitements tels que l'usinage de certaines zones et la compression isostatique à chaud systématique de toutes les pièces fabriquées par ces procédés sont demandées par le CESTA pour rester comparable aux travaux menés par ses partenaires industriels. Cette compression isostatique à chaud est faite de façon conservative. Son but est principalement de diminuer la quantité de défauts présents dans les pièces.

L'objectif de cette thèse est de faire le lien entre les paramètres d'entrée des procédés et la microstructure, l'histoire thermique subie par la pièce lors de sa fabrication et les défauts obtenus, puis avec les propriétés mécaniques. Dans le cadre du projet OCEAN-ALM, les résultats obtenus seront ensuite transposés aux outils de conception développés.

## Contexte scientifique

La fabrication additive métallique est un procédé relativement récent comparé aux procédés de fabrication dits conventionnels (fonderie, forge, etc.). Ce type de procédé n'est donc pas encore aussi bien maîtrisé et connu que les procédés conventionnels, pour lesquels il existe souvent des normes et des abaques afin de contrôler les propriétés des matériaux dès la conception. L'état des connaissances sur les phénomènes thermomécaniques induits par les procédés de fabrication additive est encore trop faible pour permettre la compréhension et la modélisation fidèle et complète de ce type de procédé. Actuellement, ce type de procédé nécessite encore une phase de prototypage pour la calibration de la fabrication, afin d'obtenir une pièce avec les propriétés et la géométrie désirées.

De nombreux verrous subsistent pour la compréhension totale des phénomènes qui se produisent lors de la fabrication d'une pièce. Tout d'abord, ces phénomènes sont très dépendants du procédé utilisé (lit de poudre, dépôt direct, avec ou sans fusion, etc.), des paramètres de fabrication (paramètres machine, stratégies) et des caractéristiques de la matière d'apport (granulométrie des poudres par exemple), puisqu'ils ont une influence directe sur les phénomènes thermiques et physico-chimiques induits dans la matière.

Ce sont ces phénomènes qui gouvernent les transformations de phases dans le matériau, qui elles-mêmes contrôlent la microstructure obtenue (phases en présence, taille de grain, texture) et donc les propriétés mécaniques. Pour l'instant, le manque de moyens de contrôle in-situ sur les machines de fabrication additive rend difficile la compréhension des phénomènes thermiques

---

4. Centre d'Études Scientifiques et Techniques d'Aquitaine

induits.

Les défauts induits dans les pièces produites par fabrication additive sont eux aussi propres à ces procédés (manques de fusion, pores gazeux, rugosité, agglomérats de poudre en surface, etc.) et leurs effets sur les propriétés mécaniques commencent à être quantifiés, en réutilisant parfois des méthodes développées pour des procédés conventionnels présentant des défauts similaires (défauts de fonderie ou de soudure par exemple).

Il est alors nécessaire de comprendre les corrélations possibles entre les paramètres des procédés et les propriétés mécaniques du métal obtenu.

## Problématique

Pour participer à lever ces verrous, cette thèse a pour objectif d'apporter des éléments de réponse à la question suivante :

Quels sont les liens entre les procédés étudiés (LMD et SLM) et les propriétés des pièces obtenues (microstructure, défauts, propriétés mécaniques) ?

De nombreux sous-questionnements se posent alors. Tout d'abord, la littérature montre l'impact des paramètres du procédé (matières premières, paramétrie machine, stratégies de fabrication, post-traitements) sur les propriétés mécaniques des pièces obtenues, mais les liens de causes à effets sont très peu quantifiés et dépendent très fortement du procédé étudié, voire même de la machine utilisée dans certains cas. Il convient alors de se poser la question suivante : quelle est l'influence des paramètres machine sur les pièces fabriquées ?

De même, la fabrication des pièces n'est pas encore totalement maîtrisée. En effet, dès lors qu'une nouvelle géométrie de pièce ou un nouveau couple matériau-procédé est utilisé, il est souvent nécessaire de passer par une phase de prototypage et de définition des paramètres. Ainsi, le questionnement suivant s'est présenté : quelle est la méthodologie à employer pour fabriquer des pièces ?

La microstructure des pièces en Ti-6Al-4V réalisées par des procédés couche par couche est connue pour pouvoir présenter une microstructure avec une orientation marquée. L'état de surface obtenu est quant à lui hétérogène. Les procédés de FA entraînent-ils donc une anisotropie des propriétés mécaniques ?

L'histoire thermique évolue elle aussi pendant la fabrication des pièces. Les propriétés mécaniques et microstructurales qui en découlent sont-elles homogènes ?

Enfin, l'état de surface produit par ces procédés possède une certaine irrégularité, ou rugosité, qu'il n'est pas toujours possible de réduire. Quelle est alors son influence sur la résistance et la durabilité des pièces ?

## Démarche scientifique

Pour le procédé LMD, la première phase de l'étude vise à quantifier l'impact des paramètres machine sur la géométrie de pièces simples. Pour cela, une méthodologie est mise en place afin d'évaluer l'influence de la puissance du laser, du débit de poudre et de la vitesse de balayage sur trois types de pièces allant du simple cordon au bloc en trois dimensions. Des corrélations sont établies pour évaluer l'influence de ces paramètres sur les pièces.

Cette première étape a aussi pour objectif de définir un jeu de paramètres pour la fabrication de pièces pour la deuxième étape. Cette dernière a pour but d'étudier l'influence de la direction de chargement, de l'état de surface, de l'histoire thermique et des post-traitements appliqués aux

pièces sur leurs propriétés mécaniques et microstructurales. Pour cela, des pièces sont fabriquées à partir du jeu de paramètres défini précédemment, puis des éprouvettes sont prélevées suivant différentes configurations de fabrication. Ainsi, des éprouvettes sont prélevées horizontalement ou verticalement, post-traitées par détente (traitement thermique) ou compression isostatique à chaud, et usinées sur toutes les surfaces ou non. Enfin, une dernière étape numérique est mise en place pour évaluer la criticité des défauts de surface des pièces sur leur résistance en fatigue.

Pour le procédé SLM, l'état des connaissances est plus conséquent à travers la littérature. L'étude de ce procédé est donc plus restreinte dans le cadre de ces travaux de thèse. Des éprouvettes sont fabriquées horizontalement pour comparer leurs propriétés mécaniques et microstructurales à celles obtenues par LMD après CIC. Des éprouvettes brutes et usinées sont produites pour comparer l'effet de l'état de surface dans cette configuration.

### Organisation du manuscrit

Le présent document est découpé en quatre chapitres. Le premier de ces chapitres est consacré à la revue de la littérature sur les deux procédés étudiés et les propriétés des pièces qui en sont issues.

Le deuxième chapitre se concentre sur les méthodologies mises en place pour fabriquer des pièces avec ces deux procédés. L'influence des paramètres du procédé sur la géométrie des couches en LMD est étudiée ; des essais sur différents supports et des recherches sur la géométrie des pièces sont menés en SLM.

Le troisième chapitre est dédié aux résultats des caractérisations réalisées sur les pièces obtenues. La microstructure des pièces LMD et SLM y est étudiée, ainsi que l'état des contraintes résiduelles présentes en surface. Ce chapitre présente aussi une analyse des défauts retrouvés sur une pièce LMD sans post-traitement.

Le quatrième et dernier chapitre traite des propriétés mécaniques des pièces obtenues. Les résultats d'essais de traction quasi-statique et de fatigue sur les différentes configurations sont présentés. De plus, une procédure numérique est mise en place pour évaluer la criticité des défauts de surface des pièces LMD sur la résistance en fatigue.

# Chapitre 1

## État de l’art

### Sommaire

---

1	Les procédés de fabrication additive . . . . .	<b>6</b>
1.1	Le procédé LMD . . . . .	7
1.2	Le procédé SLM . . . . .	12
1.3	Les contraintes résiduelles et les post-traitements . . . . .	14
1.4	Conclusion intermédiaire . . . . .	22
2	Le matériau étudié . . . . .	<b>24</b>
2.1	Le titane et ses alliages . . . . .	24
2.2	La microstructure obtenue . . . . .	26
2.3	La santé matière . . . . .	31
2.4	Conclusion intermédiaire . . . . .	35
3	Les propriétés mécaniques . . . . .	<b>36</b>
3.1	Propriétés en traction quasi-statique . . . . .	36
3.2	Fatigue . . . . .	38
3.3	Conclusion intermédiaire . . . . .	48
4	Conclusion . . . . .	<b>49</b>

---

Les procédés de fabrication additive, apparus dans les années 1980, sont relativement récents comparés aux procédés conventionnels (tels que la forge et la fonderie, par exemple). Depuis leur apparition, de nombreux auteurs se sont intéressés aux propriétés des pièces métalliques élaborées par ces procédés, dans le but de les qualifier pour une utilisation industrielle d’une part, mais aussi dans le but de comprendre les phénomènes thermo-mécaniques d’un point de vue plus fondamental d’autre part. Ainsi, de nombreux travaux sont disponibles dans la littérature. Leur objectif est d’apporter des connaissances sur les procédés de fabrication additive et sur le matériau obtenu par ce type de technologie.

Cet état de l’art s’organise en trois parties, dans le but de synthétiser les différentes connaissances acquises à travers les travaux passés sur :

- les procédés de fabrication additive, notamment ceux étudiés dans ces travaux de thèse, à savoir les procédés *Laser Metal Deposition* (LMD) et *Selective Laser Melting* (SLM) ;
- les caractéristiques du matériau (microstructure, santé matière) obtenu par ces procédés ;
- les propriétés mécaniques, notamment en traction quasi-statique et en fatigue, des pièces fabriquées.

## 1 Les procédés de fabrication additive

Les technologies décrites comme procédés de FA étant relativement récentes comparées aux procédés de mise en forme dits "conventionnels" (usinage, forge, fonderie, etc.), il existe de nombreux moyens de les classer. L'*American Society for Testing and Materials* (ASTM) propose de classer les différents procédés en 7 catégories (ISO 17296-2 :2015) :

- la polymérisation en cuve (*vat photopolymerisation*), qui repose sur le principe de photopolymérisation de résines liquides ;
- l'impression 3D par jet de matière (*material jetting*), dont le principe, similaire aux imprimantes à encre 2D, permet de déposer la matière via une tête selon une trajectoire précise ;
- le jet de liant (*binders jetting*), au cours duquel un liant (sous forme liquide en général) est déposé sur la matière sous forme de poudre, de manière à créer la géométrie désirée ;
- l'extrusion de matière (*material extrusion*), qui permet le dépôt couche par couche de matière préalablement chauffée à travers une buse ;
- la stratification de matériau en feuille (*sheet lamination*), qui permet de l'encollage de feuilles par laminage ou encore par fusion ultrasonique ;
- le lit de poudre (*Powder Bed Fusion* (PBF)), qui utilise une source d'énergie qui fusionne de manière sélective le lit de poudre, famille à laquelle appartient le procédé SLM qui fait en partie l'objet de ces travaux ;
- le dépôt par énergie concentrée (*Directed Energy Deposition* (DED)) au cours duquel la matière (sous forme de poudre ou de fil) est apportée simultanément à l'énergie de fusion, comme c'est le cas pour le procédé LMD étudié dans ce rapport.

Il est possible de trouver de nombreuses autres classifications à travers la littérature (par exemple [1, 2]).

Pour les deux dernières catégories susnommées, la source d'énergie peut se trouver sous différentes formes :

- Un faisceau d'électrons, comme c'est le cas pour les procédés EBM (pour *Electron Beam Melting*, procédé de fusion de lit de poudre) et EBAM (pour *Electron Beam Additive Manufacturing*, procédé de fusion de fil métallique) ;
- Un arc électrique pour les procédés WAAM (pour *Wire Arc Additive Manufacturing*), dont les principales technologies utilisent des fils métalliques comme matière première ;
- Un faisceau laser, que l'on trouve par exemple dans les procédés LMD et SLM.

Les travaux de cette thèse se concentrent sur ces deux derniers procédés, utilisés avec un alliage TA6V initialement sous forme de poudre.

Les procédés dits lits de poudre possèdent généralement une meilleure résolution des pièces et des états de surfaces de meilleure qualité que ceux fabriqués par DED [3]. Le Tableau 1.1 permet une comparaison des caractéristiques générales des deux procédés LMD et SLM.

Les paragraphes suivants se concentrent sur les principes et les caractéristiques de ces deux procédés, ainsi que les post-traitements régulièrement associés aux pièces fabriquées.

Caractéristiques	LMD	SLM
Dimensions des pièces	Limité par le système de fixation	Limité par la chambre de fabrication
Précision dimensionnelle	$\geq 0,1$ mm	$\geq 0,1$ mm
Vitesse de fabrication	$10-80 \text{ cm}^3 \cdot \text{h}^{-1}$	$2-40 \text{ cm}^3 \cdot \text{h}^{-1}$
Fabrication sur	Surfaces 3D ou pièces existantes (rechargement, ajout de fonction)	Surfaces planes ou pré-formes planes
Rugosité ( $R_z$ )	$60-500 \mu\text{m}$	$10-50 \mu\text{m}$
Épaisseur des couches	$\geq 0,03-1$ mm	$\geq 0,03-1$ mm

TABLEAU 1.1 – Comparaison des caractéristiques générales des procédés LMD et SLM [4]

## 1.1 Le procédé LMD

### 1.1.1 Principe

Le procédé *Laser Metal Deposition* (LMD), aussi appelé *Direct Metal Deposition* (DMD) ou encore *Direct Laser Deposition* (DLD), utilise le principe de fusion de matière sous forme de poudre ou de fil. Dans le cadre des travaux développés dans ce rapport, la matière se présente sous la forme de poudre. Ainsi, si la mention de fil n'est pas précisée après l'acronyme LMD, alors il s'agira de l'utilisation de cette technologie avec de la poudre. Contrairement aux procédés dits "lits de poudre" (tel que le procédé SLM – cf. paragraphe 1.2), ce type de technologie permet une alimentation en poudre directement, et de manière coaxiale à la source d'énergie, à travers la buse dans laquelle est dirigé le faisceau laser. Ce faisceau permet la création d'un bain de fusion localisé à la surface du substrat sur lequel est projetée la matière sous forme de poudre. La fusion de cette poudre permet l'ajout de matière, qui se solidifie lors du refroidissement après le déplacement du laser (cf. Figure 1.1).

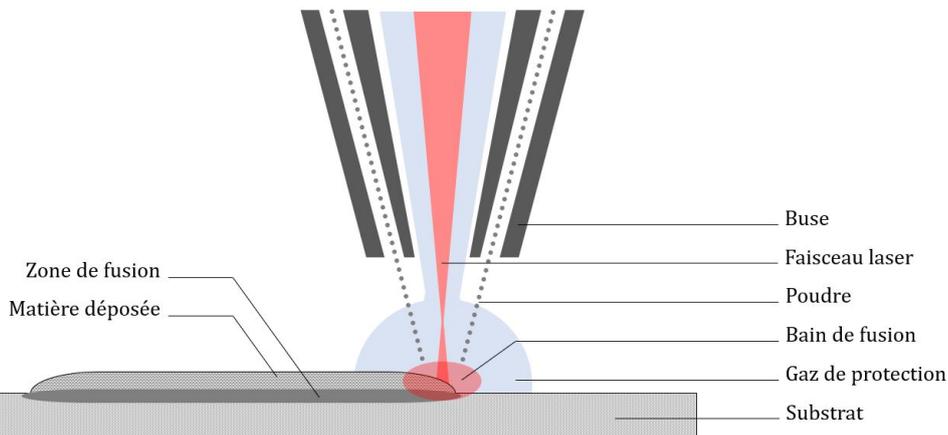


FIGURE 1.1 – Schéma de principe du procédé LMD (inspiré de [5])

Les couches sont ainsi créées les unes après les autres. Ce procédé nécessite un substrat sur lequel initier la fabrication. Il a été principalement utilisé comme procédé de rechargement ou d'ajout de fonctions, notamment pour la maintenance de pièces [6]. Cependant, il est de plus en plus utilisé comme procédé de fabrication additive de pièces complètes, et présente l'avantage de pouvoir produire des pièces de moyennes à grandes dimensions suivant les moyens de fixation et la taille de la chambre de fabrication disponibles. Pour les alliages sensibles à l'oxydation, il est généralement possible de remplir la chambre de fabrication avec un gaz neutre pour limiter la présence d'oxygène.

Les technologies du procédé LMD utilisant un grand nombre de sous-systèmes (contrôle de la source d'énergie, du système de distribution de poudre, des gaz porteurs et de protection, etc.), il est alors possible de régler un grand nombre de paramètres lors de la fabrication de pièces. Il existe donc de multiples facteurs liés au procédé et à l'utilisateur qui peuvent avoir une influence directe sur les propriétés des pièces fabriquées, qu'elles soient d'ordre géométrique, métallurgique ou mécanique.

### 1.1.2 Évolution de la géométrie des couches

Afin de pouvoir fabriquer des pièces avec ce type de procédé, il est nécessaire de connaître la géométrie des cordons pour pouvoir définir les mouvements de la buse. En effet, la connaissance de ces variables est indispensable pour la définition des paramètres de recouvrement de cordons voisins, et d'incrément de hauteur pour le montage de la pièce. Pour pouvoir fabriquer des pièces dans le cadre de ces travaux de thèse, il est donc essentiel de s'intéresser à ce point.

Dans la littérature, les auteurs semblent s'accorder sur les trois paramètres dont l'influence est prépondérante sur les propriétés des pièces, appelés donc paramètres de premier ordre, identifiés comme la puissance du laser  $P$  (en W), le débit massique de poudre délivrée  $D$  (en  $\text{g}\cdot\text{min}^{-1}$ ) et la vitesse de déplacement de la buse  $V$  (en  $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$ ) [5, 7-10].

De nombreux travaux établissent, au travers de modèles plus ou moins complexes, les relations entre paramètres de premier ordre et géométrie fabriquée.

Par exemple, Kobryn et al. [8] ont observé l'impact de la puissance du laser et de la vitesse de déplacement sur la hauteur de pièces de quatre couches en alliage TA6V. Ils ont mis en évidence que la hauteur de pièce obtenue décroît avec l'augmentation de la vitesse, mais n'ont pas observé d'interaction notable entre la puissance du laser et cette donnée géométrique (cf. Figure 1.2).

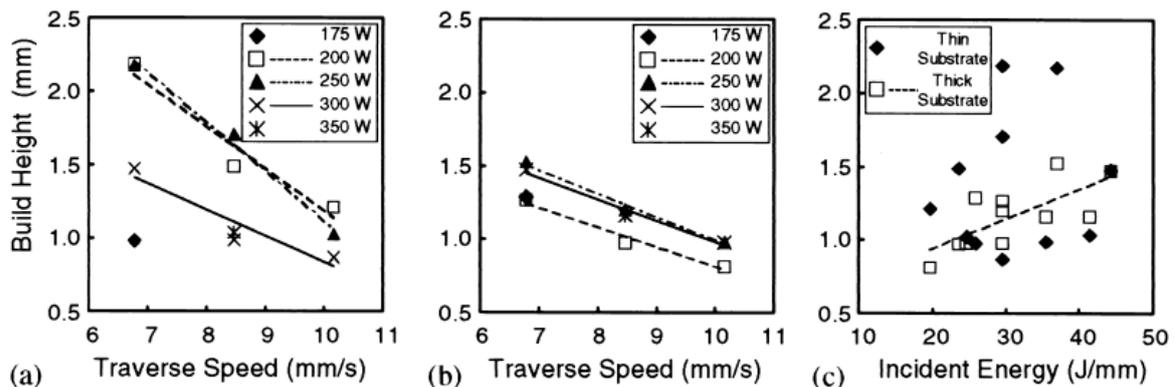


FIGURE 1.2 – Effet de la vitesse de buse, avec substrat fin (a) ou épais (b), ou de l'énergie incidente (c), égale à  $P/V$ , sur la hauteur de murs de 4 couches fabriquées en TA6V par LMD [8]

De leur côté, Li et al. [11] ont étudié les relations liant la géométrie de cordons (hauteur et largeur) aux paramètres d'entrée ( $P$ ,  $V$ ,  $D$ , distance focale  $Df$  et épaisseur de couche programmée  $\Delta z$ ) à l'aide de plans d'expériences à deux niveaux et d'une méthode de régression. Les relations qu'ils ont mis en évidence (données dans le Tableau 1.2) ont permis, grâce à une analyse de la sensibilité, de montrer que :

- le débit de poudre  $D$  et la vitesse de déplacement du laser  $V$  ont une influence importante sur la hauteur de cordon obtenue ;
- la puissance laser  $P$  et la vitesse de déplacement  $V$  impactent majoritairement la largeur du dépôt.

Maisonneuve et al. [12] ont construit plusieurs types de cartographies de leur procédé DED, permettant de définir la géométrie de pièces de type murs en TA6V et la microstructure obtenue en fonction des paramètres d'entrée (cf. Figure 1.3). Ces cartographies sont très pertinentes et utiles, cependant les travaux étant confidentiels, les paramètres utilisés ne sont pas explicités sur les graphiques. Leur utilisation en l'état est alors difficile, et toutes les cartographies ne sont pas disponibles (pas de cartographie en fonction de  $D$  par exemple). Toutefois, le traçage de courbes iso-valeurs des paramètres géométriques ( $H_{app}$  et  $e_{app}$ , soit la hauteur et l'épaisseur apparentes de couche) permettent d'observer que la hauteur n'est pas sensible à  $P$  mais très influencée par  $V$ . L'épaisseur est quant à elle impactée par les deux variables, en étant plus sensible à  $P$  qu'à  $V$ . L'ajout de critères économiques (comme le rendement massique  $R_m$ , égal à la masse de poudre utilisée pour la pièce sur la masse de poudre totale délivrée) et énergétique (avec l'énergie linéaire  $El$ , égale à  $P/V$ ) offre la possibilité de tenir compte de ces facteurs, très importants quand il s'agit de production de pièces dans un domaine applicatif. La méthodologie employée est donc intéressante, puisqu'elle permet de faire un choix sur la meilleure configuration de production, en tenant compte des caractéristiques géométriques et microstructurales, tout en ayant accès à des critères économiques. Cependant les résultats obtenus sont valables pour cette configuration spécifique et demandent un très grand nombre d'expériences.

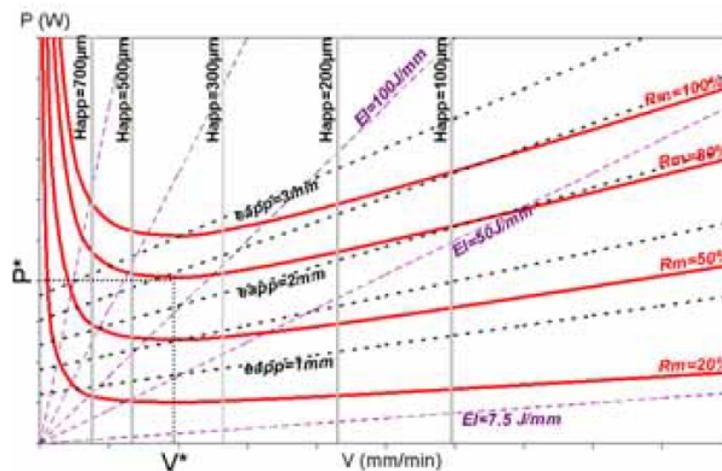
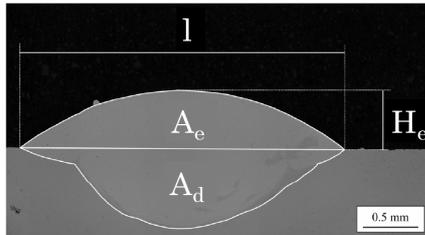


FIGURE 1.3 – Cartographie de la hauteur apparente de couche  $H_{app}$ , l'épaisseur apparente  $e_{app}$ , le rendement massique  $R_m$  et l'énergie linéaire  $El$  en fonction de  $P$  et  $V$  pour des murs en TA6V fabriqués par DED [12]

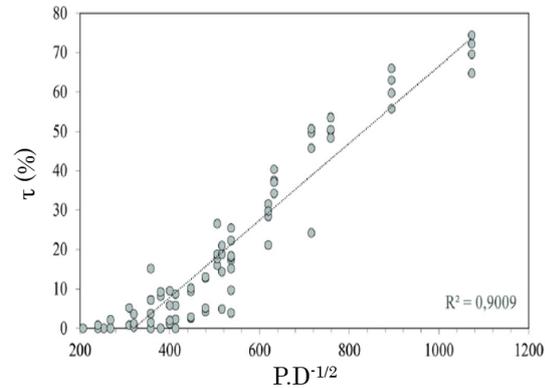
El Cheikh et al. [13] ont quant à eux utilisé des régressions multiples pour faire les liens entre les paramètres d'entrée de leur procédé et la géométrie des cordons obtenus (hauteur, largeur et aire émergée de la coupe du cordon  $A_e$ ). Ils ont ainsi montré que la hauteur des cordons et la surface de la coupe sont corrélées à  $P$ ,  $V$ , et  $D$ , tandis que la largeur l'est à  $P$  et  $V$ .

De la même manière, Bax et al. [14] ont montré que la géométrie (largeur de cordon  $l$ , hauteur émergée de cordon  $H_e$ , aire émergée de la coupe du cordon  $A_e$  et de la zone diluée  $A_d$  et dilution  $\tau = A_d/(A_e + A_d)$ , illustrés sur la Figure 1.4a) de leurs cordons en Inconel 718 est corrélée avec des combinaisons de paramètres. En premier lieu, ils comparent les résultats de leurs mesures obtenus avec des travaux antérieurs, en utilisant les relations explicitées dans [15-17] sur des cordons de matériaux différents (d'une poudre d'alliage base cobalt pour les deux

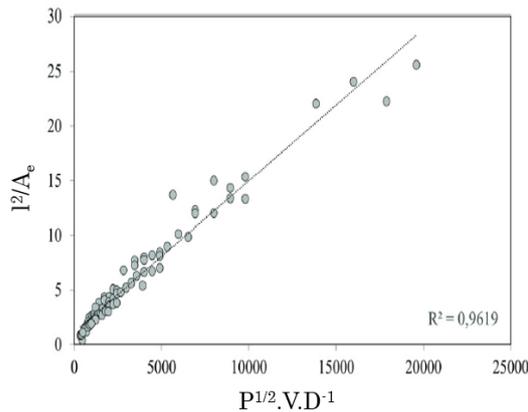
premiers, d'alliage nickel-chrome pour le troisième). Ainsi, ils observent que certaines relations linéaires (exprimées dans le Tableau 1.2) sont en accord avec leurs résultats pour les variables  $A_e$ ,  $A_d$ ,  $H_e$  et  $l$ , mais la relation définie pour  $\tau$  par [16] n'est pas en accord. Ils proposent alors une nouvelle expression linéaire de  $\tau$  en fonction de  $P$  et  $D$ , ainsi qu'une nouvelle variable  $l^2/A_e$ , quantifiant la forme du cordon, qui peut s'exprimer en fonction de  $P$ ,  $V$  et  $D$ . (cf. Figure 1.4b et c). Ils proposent ensuite une méthode pour cartographier ces paramètres, permettant d'obtenir un visuel des variables en fonction des paramètres d'entrée (Figure 1.4d).



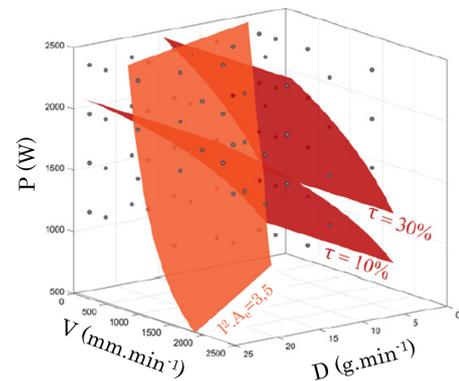
(a) Mesures géométriques réalisées sur les cordons



(b) Graphique  $\tau = f(PD^{-1/2})$  obtenu



(c) Graphique  $l^2/A_e = f(P^{1/2}VD^{-1})$  obtenu



(d) Cartographie avec les plans iso-valeurs en fonction des paramètres  $P$ ,  $V$  et  $D$  appliqués

FIGURE 1.4 – Travaux réalisés par [14] sur des cordons en Inconel 718

D'autres méthodes permettent de prédire de manière relativement fiable la géométrie, comme par exemple le réseau de neurones développé par Cazaubon [18] qui prédit la hauteur émergée de cordon en TA6V (procédé LMD fil)  $H_e$ , la hauteur diluée  $H_d$  et la largeur  $l$  avec une erreur moyenne de moins de 4%. Cependant, l'utilisation de cette méthode nécessite un grand soin en ce qui concerne le choix du nombre de couches et du nombre de neurones sur chacune d'entre elles. Le choix des fonctions d'apprentissage doit lui aussi être défini, et un grand nombre d'expériences sont nécessaires pour alimenter le réseau de manière suffisante pour l'apprentissage, le test et la validation.

Le Tableau 1.2 synthétise les différentes études paramétriques rencontrées dans la littérature. Les influences des paramètres sur les propriétés microstructurales et mécaniques des pièces seront détaillées dans les sections 2 et 3.

Réf.	Sources d'énergie	Matériaux	Relations	Méthodes d'analyse
[8]	Laser Nd :YAG 750 W	Substrat et poudre TA6V	$H_{app}$ inversement linéairement proportionnelle à $V$ (équation non spécifiée) Pas de relation évidente entre $H_{app}$ et $P/V$	Graphique
[11]	Laser CO <sub>2</sub> 2 kW	Substrat et poudre TA6V	$H_{app} = 8,67 - 0,00344 \times P - 0,0114 \times V + 0,254 \times D$ $- 0,403 \times Df - 8,07 \times Dz + 0,000499 \times P \times Df$ $+ 14,5 \times D \times Dz$ $l = 1,722 + 0,00123 \times P - 0,00227 \times V - 0,192 \times D$ $- 0,0811 \times Df + 0,914 \times Dz + 0,000602 \times P \times D$ $+ 0,000135 \times P \times Dz - 0,00282 \times P \times Dz$	Plan d'expériences à deux niveaux et régressions
[12]	Laser Nd :YAG 200-600 W	Substrat et poudre TA6V	Diminution de $H_{app}$ avec l'augmentation de $V$ Pas d'effet de $P$ sur $H_{app}$ Augmentation de $l$ avec $P$ Diminution de $l$ avec $V$ (équations non spécifiées)	Cartographies du procédé
[13]	Laser à fibre 700 W	Substrat et poudre acier 316L	$H_{app} = 0,0074 \times P^{1/4} \times D^{3/4} \times V^{-1}$ $l = 0,003 \times P^{3/4} \times V^{-1/4}$ $S_{coupe} = 0,00001 \times P \times D \times V^{-3/2}$	Régressions
[14]	Laser à diode 2,5 kW	Substrat acier S235JR, Poudre Inconel 718	$l^2 \times A_e$ linéairement proportionnel à $P^{1/2} \times V \times D^{-1}$ $\tau$ (dilution) linéairement proportionnel à $P \times D^{1/2}$ (équations non spécifiées)	Régressions et cartographies du procédé
[15]	Laser CO <sub>2</sub> 2 kW	Substrat Acier normalisé poudre alliage base Co	$H_{app} = 0,18 + 0,018 \times DV^{-1} \phi_L^{-1}$ $l$ peu sensible à $DV^{-1} \phi_L^{-1}$ ( $\phi_L$ : Diamètre du faisceau laser)	Régressions
[16]	Laser Nd :YAG 2 kW	Substrat Acier C45, poudre alliage Ni-Cr	$H_{app} = 0,164 + 0,023 \times (DV^{-1})$ $l = 0,947 + 0,002 \times (PV^{-1/2})$ $A_e = -0,2782 + 0,0019 \times P^{-1/2} DV^{-1}$ $A_m = -0,3269 + 0,0073 \times PD^{-1/3} V^{-1/3}$ $\tau = -19,3 + 8,5 \times P^{1/2} V^{1/2} D^{-1/2}$	Régressions
[18]	Laser Precitec CoaxPrinter	Substrat et fil TA6V	$(H_e, H_d, l) = S(P, WFS, TS)$ ( $WFS$ : Vitesse d'avance de fil; $TS$ : Vitesse de déplacement de l'outils)	Réseau de neurones

TABLEAU 1.2 – Synthèse bibliographique des études paramétriques réalisées sur des procédés DED

## 1.2 Le procédé SLM

### 1.2.1 Principe

Le procédé *Selective Laser Melting* (SLM), appelé aussi *Laser Powder Bed Fusion* (LPBF) ou encore *Laser Beam Melting* (LBM), est aussi une technologie qui se base sur l'interaction d'un laser avec de la poudre. C'est un procédé dit "lit de poudre", puisqu'il consiste à fondre de manière sélective la poudre présente dans un contenant. Le schéma de principe de la mise en œuvre de ce procédé par SLM Solutions est donné en Figure 1.5. La matière première, sous forme de poudre, alimente par gravité un réservoir doté d'un racloir, qui permet d'étaler une couche de poudre à chaque traversée du plateau de fabrication. L'épaisseur de poudre pour chacune des couches est réglable. Un système d'optiques et de miroirs permet de déplacer le faisceau laser vers les zones à fondre pour créer couche par couche la géométrie de la pièce. Des supports sont utilisés pour maintenir mécaniquement la pièce (entre le plateau et la géométrie ou au niveau de zones critiques telles que des zones creuses ou des angles proches de l'horizontale) et conduire la chaleur pour l'évacuer. Il existe de nombreuses géométries de supports pré-programmées (blocs, pointes, toiles, contours, lignes, volumes, etc.). Le lit de poudre est donc partiellement fondu, de manière sélective, afin de ne fondre que les zones nécessaires pour la pièce et les supports. Le procédé SLM offre une liberté élevée pour la géométrie des pièces à fabriquer, et un état de surface moyen à satisfaisant, selon l'orientation de la surface ( $R_a$  de 10 à 60  $\mu\text{m}$  pour des angles de pièce de 0 à 90° d'après [19]). Cette technologie permet aussi de recycler la poudre non utilisée.

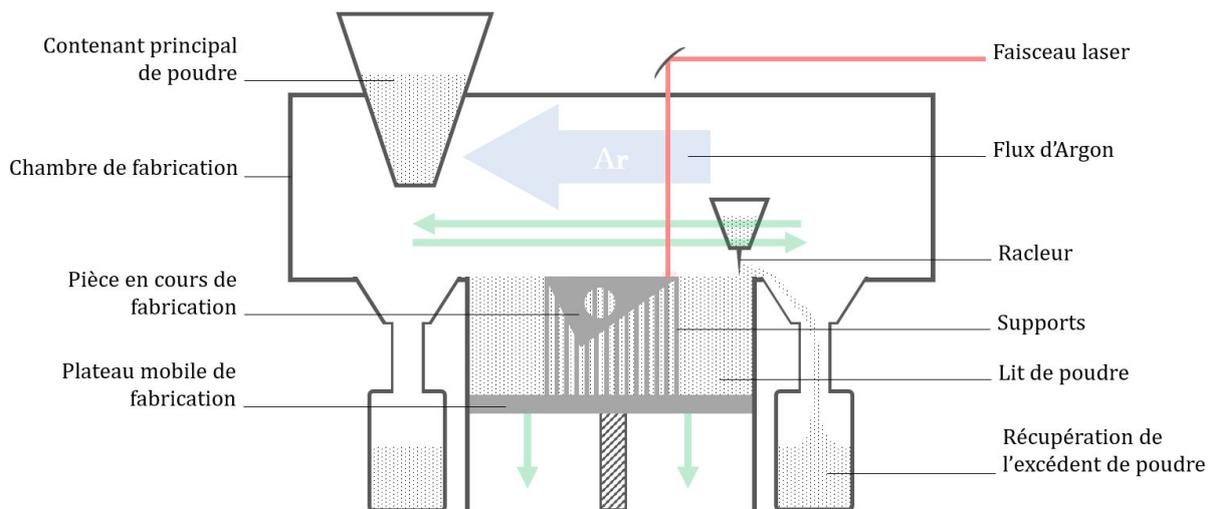


FIGURE 1.5 – Schéma de principe du procédé SLM

Plusieurs constructeurs proposent des technologies différentes pour mettre en œuvre ce procédé. Certains permettent un étalement plus régulier de la poudre, d'autres un inertage de meilleure qualité. Ce procédé est constitué de nombreux sous-systèmes, chacun possédant de multiples paramètres réglables. En effet, d'après Galý [20], il existe près de cent soixante dix paramètres ajustables sur une machine SLM 280HL (SLM Solutions) par exemple.

### 1.2.2 Évolution de la géométrie des couches

Le procédé SLM est l'un des procédés de FA par fusion métallique le plus maîtrisé. En effet, beaucoup d'études ont été réalisées avec différents couples matériaux-paramètres, par les fabricants de machines ou les utilisateurs. De la même manière qu'en LMD, les paramètres ont une influence sur les propriétés des pièces obtenues. Pour ce procédé, les auteurs s'entendent à dire que les paramètres de premier ordre sont : la puissance laser  $P$ , la vitesse de balayage laser

$V$ , l'épaisseur de couche de poudre  $e$  et les stratégies de lasage [21-24]. La majeure partie des travaux dédiés à l'étude paramétrique de ce procédé s'intéressent plus particulièrement à l'évolution de la microstructure, des défauts ou des propriétés mécaniques en fonction des paramètres. Ces effets seront discutés dans les sections 2 et 3 de ce chapitre. Ces propriétés découlent entre autres du comportement des simples cordons créés.

Yadroitsev et al. [24] s'intéressent, par exemple, à l'évolution de la géométrie de cordons en acier inoxydable 904L, d'abord en fonction de l'épaisseur de couche (variation de 0 à 200  $\mu\text{m}$  sur la largeur du plateau - cf. Figure 1.6) et de la granulométrie de la poudre (A : 90 %m < 7  $\mu\text{m}$  ; B : 90 %m < 18,5  $\mu\text{m}$ ), puis en réalisant un plan d'expériences de trois facteurs et trois niveaux en faisant varier  $P$  (25 ; 37,5 et 50 W),  $V$  (0,05 ; 0,10 et 0,15  $\text{m.s}^{-1}$ ) et  $e$  (60 ; 90 et 120  $\mu\text{m}$ ) pour chacune des poudres. La première expérience met en évidence qu'une épaisseur de couche trop élevée conduit à la non-dilution du cordon, et la présence de défauts sur ceux-ci (cordons "grumeleux"). Ce phénomène est amplifié sur la poudre la plus fine. La seconde expérience permet de faire une analyse de la variance des résultats et de hiérarchiser l'influence de ces paramètres sur la géométrie du cordon, avec, par ordre d'importance : la puissance laser  $P$  (notamment sur la dilution du cordon), l'épaisseur de couche  $e$  (qui impacte particulièrement la hauteur de cordon émergée), la vitesse de balayage du laser  $V$  (dont l'influence la plus forte concerne l'épaisseur du cordon), et la taille des particules de poudre.

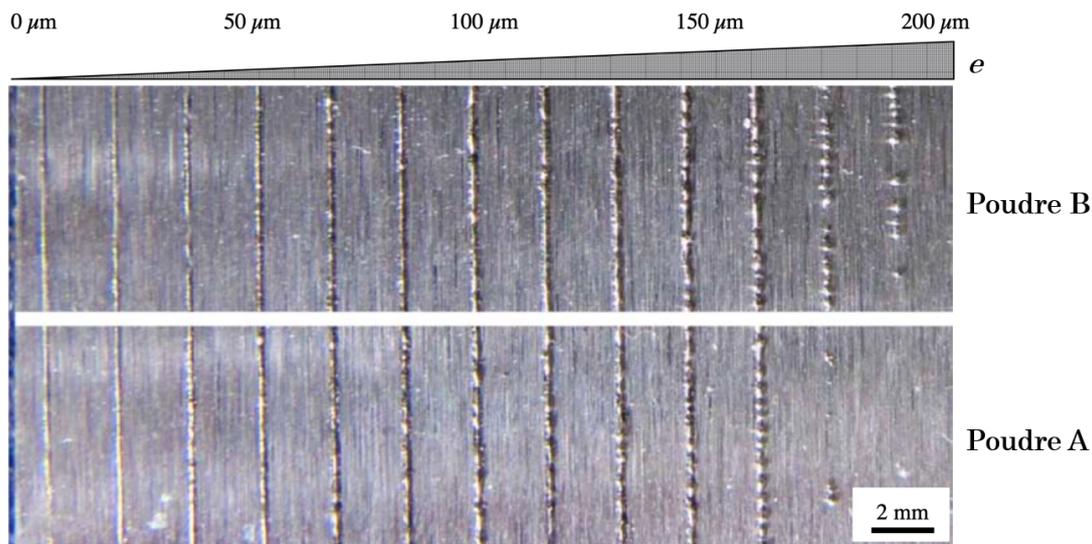


FIGURE 1.6 – Vue du dessus de cordons en 904L obtenus par SLM pour différentes épaisseurs de couche  $e$  ( $P=50$  W,  $V=0,10$   $\text{m.s}^{-1}$ ) [24]

Shi et al. [25] expriment quant à eux les données géométriques (de la même façon que [14] sur les cordons fabriqués par LMD sur la Figure 1.4a) de leurs cordons en alliage Ti-47Al-2Cr-2Nb obtenus par SLM en fonction de la puissance et de la vitesse de balayage à l'aide d'équations de la forme  $y = a \times P^\alpha \times V^\beta$  (avec  $a$ ,  $\alpha$  et  $\beta$  les paramètres des modèles). Ils arrivent à des conclusions similaires : la puissance a une influence prépondérante devant la vitesse.

### 1.3 Les contraintes résiduelles et les post-traitements

#### 1.3.1 Contraintes résiduelles induites par la FA

Les contraintes résiduelles sont fréquemment rencontrées dans les pièces produites par FA. Elles sont induites par les phénomènes thermiques associés à ce type de procédé, caractérisés par une succession de chauffés et refroidissements très rapides [26]. En effet, les phénomènes de rétractation métallique lors des phases de refroidissement génèrent des contraintes dans la matière, qui donnent parfois lieu à des déformations plastiques de la pièce fabriquée ("*warping*" en anglais), pouvant aller jusqu'à entraîner un échec de la fabrication lorsque ces déformations sont trop importantes. Les paramètres procédé et les stratégies de lasage, qui correspondent à la forme du parcours que va adopter le laser pour créer la pièce, peuvent accentuer ces phénomènes thermiques, et donc les contraintes résiduelles.

Chua et al. [27] réalisent des analyses numériques par éléments finis sur des cordons en TA6V fabriqués par LMD avec apport de fil. Ils observent les changements de la zone affectée par des contraintes internes (SIR pour *Stress Influenced Region* en anglais) pour la limite élastique  $SIR_y$  (identifiée comme étant égale à 202 MPa pour  $V = 4 \text{ mm.s}^{-1}$  et 281 MPa pour  $V = 8 \text{ mm.s}^{-1}$ ) et la limite en fatigue  $SIR_f$  (identifiée comme étant égale à 125,5 MPa pour  $V = 4 \text{ mm.s}^{-1}$  et 170,5 MPa pour  $V = 8 \text{ mm.s}^{-1}$ ). Ils mettent ainsi en évidence que la taille de ces zones augmente avec la puissance  $P$  et diminue avec la vitesse  $V$  (cf. Figure 1.7).

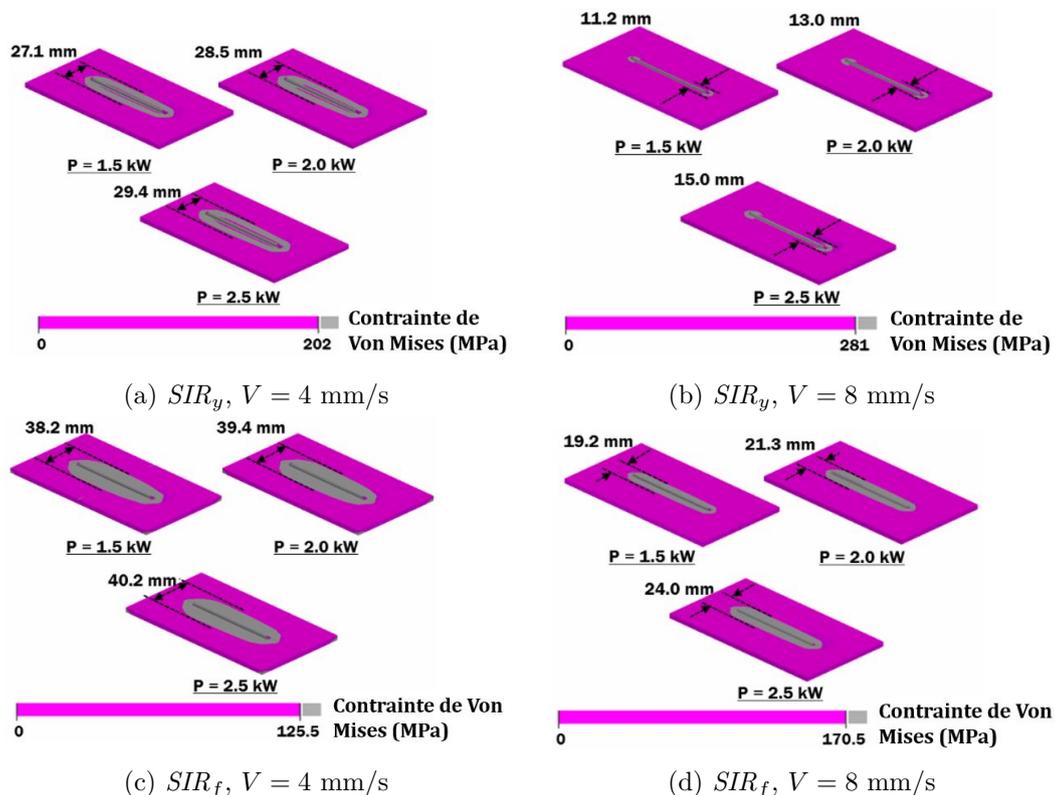


FIGURE 1.7 – Influence des paramètres  $P$  et  $V$  sur la zone influencée par les contraintes lors du dépôt d'un cordon en TA6V par LMD [27]

Rangaswamy et al. [28] observent les contraintes résiduelles induites dans des pièces parallépipédiques en acier 316L produites par LMD pour différentes stratégies de lasage (cf. Figure 1.8a). Ils observent que les profils de contraintes mesurés sont similaires pour les trois stratégies (mesures sur la largeur de la pièce en Figures 1.8c à d), et que les valeurs (absolues) les plus

élevées se trouvent suivant l'axe Z (direction de fabrication). Les composantes suivant Z pour des mesures suivant la largeur et l'épaisseur de la pièce sont fortement compressives (entre  $-300$  et  $-400$  MPa) au centre de la pièce, et tendent vers la traction (ou la valeur nulle) vers les bords (entre  $-50$  et  $100$  MPa pour les mesures sur la largeur et entre  $100$  et  $200$  MPa pour les mesures sur l'épaisseur). Les mesures de contraintes résiduelles sur la hauteur de l'échantillon donnent des contraintes moyennes de compression suivant Z de  $-366 \pm 20$  MPa pour la stratégie  $90^\circ$ ,  $-315 \pm 20$  MPa pour la stratégie  $0^\circ$  et  $-335 \pm 20$  MPa pour la stratégie ISO. Le changement de la stratégie a donc permis de modifier légèrement le champ de contraintes résiduelles, mais n'est pas suffisant pour changer l'ordre de grandeur atteint.

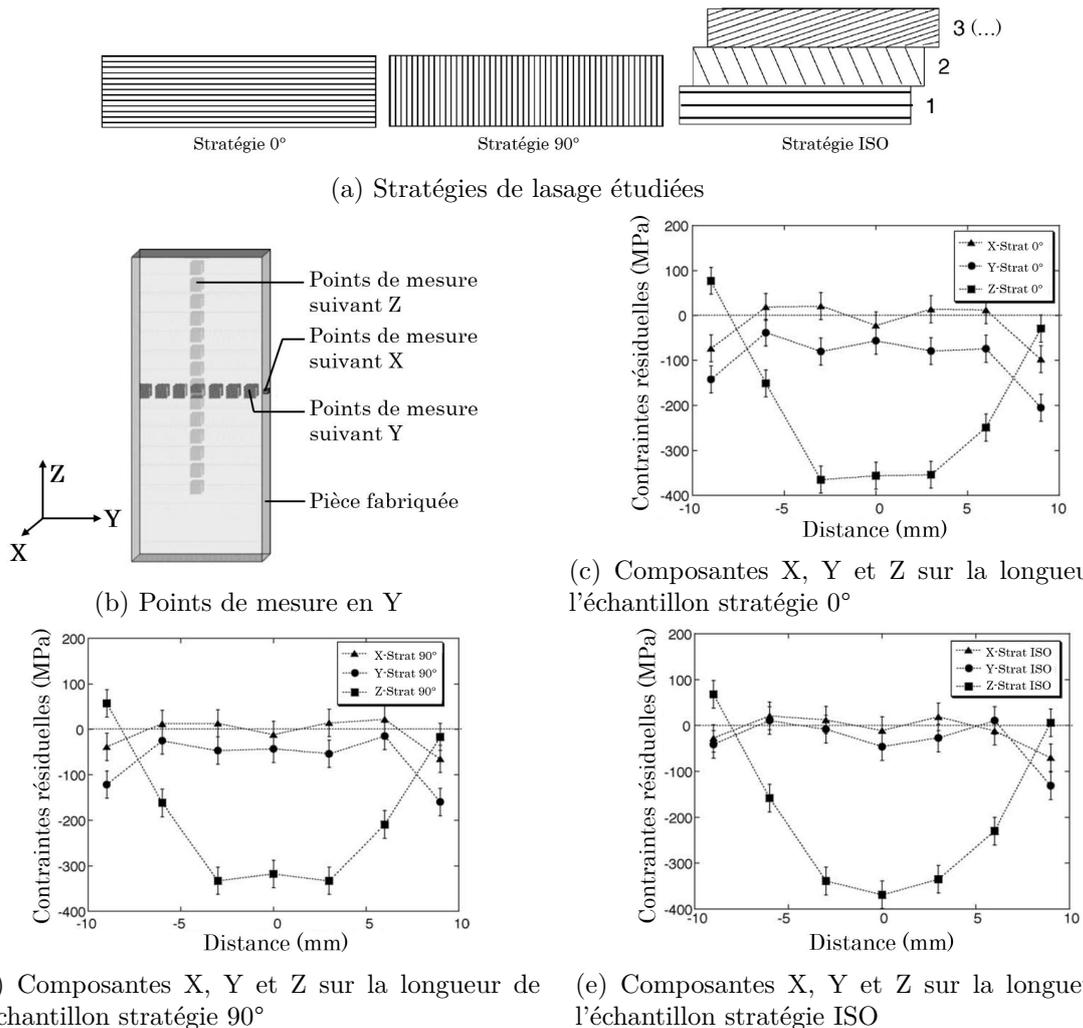


FIGURE 1.8 – Étude de l'influence de la stratégie de lasage sur les contraintes résiduelles dans des parallélépipèdes en 316L en LMD [28]

Soffel et al. [29] mesurent l'évolution de la déformation de pièces LMD en Inconel 718 produites sur des substrats en acier doux S235JRC en fonction de l'épaisseur de substrat (2 à 6 mm), de la hauteur de dépôt (1 à 6 couches) et de la stratégie de lasage (cf. Figure 1.9a). Ils mettent en évidence l'influence marquée de l'épaisseur du substrat sur la déformation : un substrat épais permet de diminuer fortement ces effets de déformation dès les premières couches, et la hauteur de dépôt n'a plus d'influence à partir des troisième ou quatrième couches (Figure 1.9b). De même, la stratégie de lasage a un impact marqué sur la déformation du substrat lorsque celui-ci est fin, mais beaucoup moins lorsqu'il est épais (Figure 1.9c).

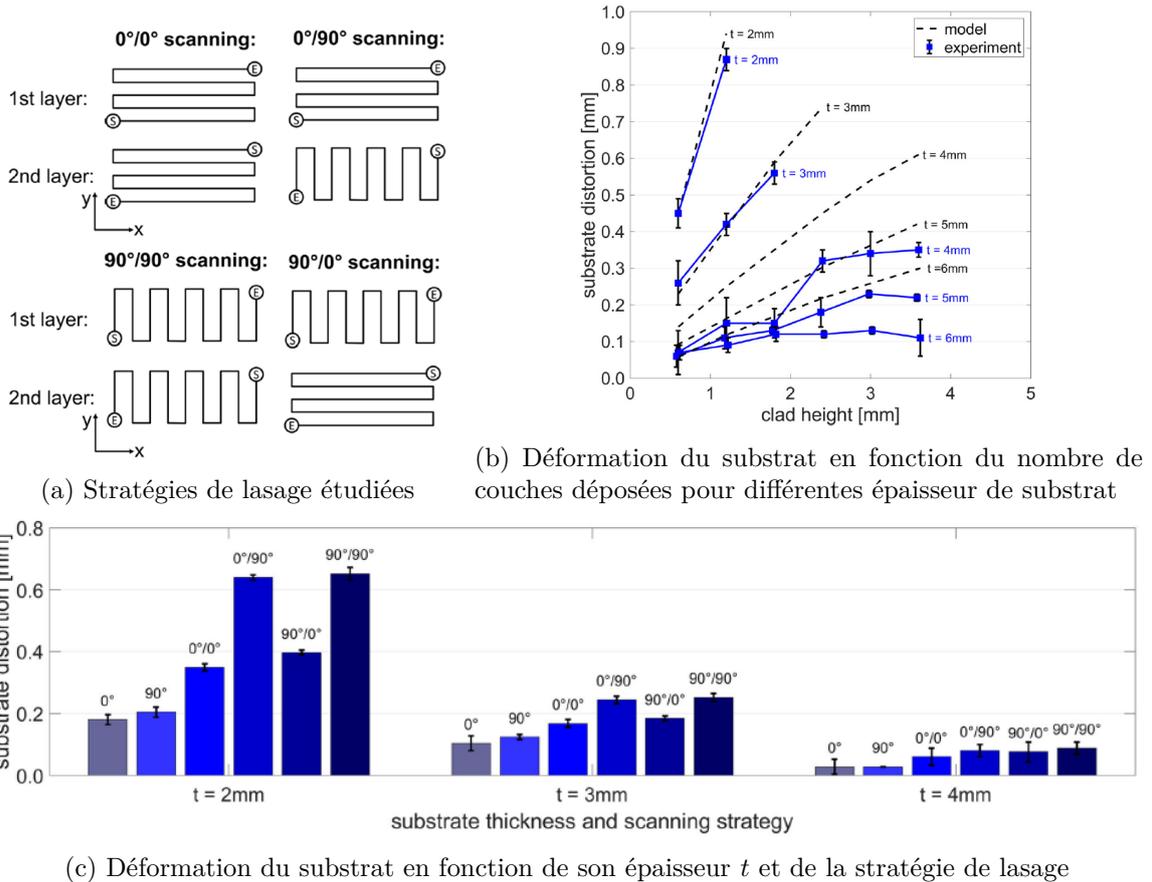


FIGURE 1.9 – Étude de l'influence de la hauteur de dépôt, de la stratégie et de l'épaisseur du substrat sur les contraintes résiduelles dans des pièces en IN718 fabriquées par LMD [29]

Xiao et al. [30] étudient l'évolution des contraintes résiduelles dans une pièce en TA6V fabriquée par SLM avec les paramètres de puissance laser  $P$  et vitesse de lasage  $V$  (Figure 1.10).

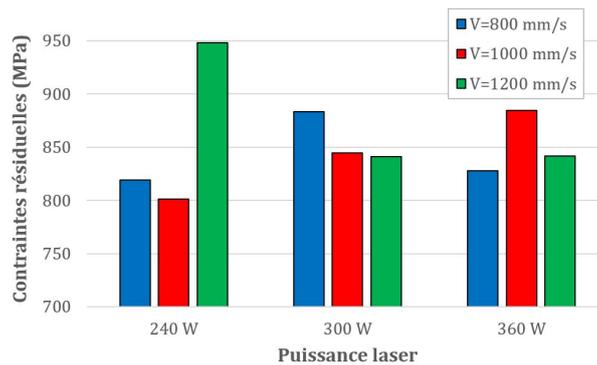


FIGURE 1.10 – Étude de l'évolution des contraintes résiduelles en fonction de la puissance et de la vitesse pour des pièces en TA6V fabriquées par SLM [30]

Ainsi, ils observent que l'influence de  $P$  sur ces contraintes résiduelles est différente selon  $V$  :

- Pour  $V = 800 \text{ mm.s}^{-1}$ , les contraintes résiduelles augmentent entre  $P = 240 \text{ W}$  et  $P = 300 \text{ W}$ , puis diminuent entre  $P = 300 \text{ W}$  et  $P = 360 \text{ W}$  ;
- Pour  $V = 1000 \text{ mm.s}^{-1}$ , les contraintes résiduelles augmentent linéairement avec la puissance ;

- Pour  $V = 1200 \text{ mm.s}^{-1}$ , les contraintes résiduelles sont plus faibles pour  $P = 300 \text{ W}$ , puis  $P = 360 \text{ W}$  et plus élevées pour  $P = 240 \text{ W}$  ;

Ces tendances sont observées sur les résultats numériques et expérimentaux, et montrent que les relations entre les paramètres et les contraintes résiduelles sont complexes et difficiles à exprimer. Le paramètre  $V$  est identifié comme étant le plus influent sur ces contraintes résiduelles, et les contraintes les plus élevées sont obtenues à puissance faible et vitesse élevée.

Strantza et al.[31] montrent de leur côté l'influence de la stratégie de fabrication sur les contraintes résiduelles dans une pièce SLM en TA6V en forme de pont. Ils mettent en évidence que suivant l'angle de lasage, les champs de contraintes évoluent (cf. Figure 1.11). Pour toutes les pièces, les contraintes de traction les plus élevées, qui approchent les 900 MPa, dans la direction de fabrication ( $\sigma_z$ ) se situent sur les bords verticaux, pouvant conduire à une fissuration de la pièce. Les stratégies de lasage en continu (1 et 3) présentent des champs de contraintes d'amplitude plus faible que les stratégies en îlots (2 et 4).

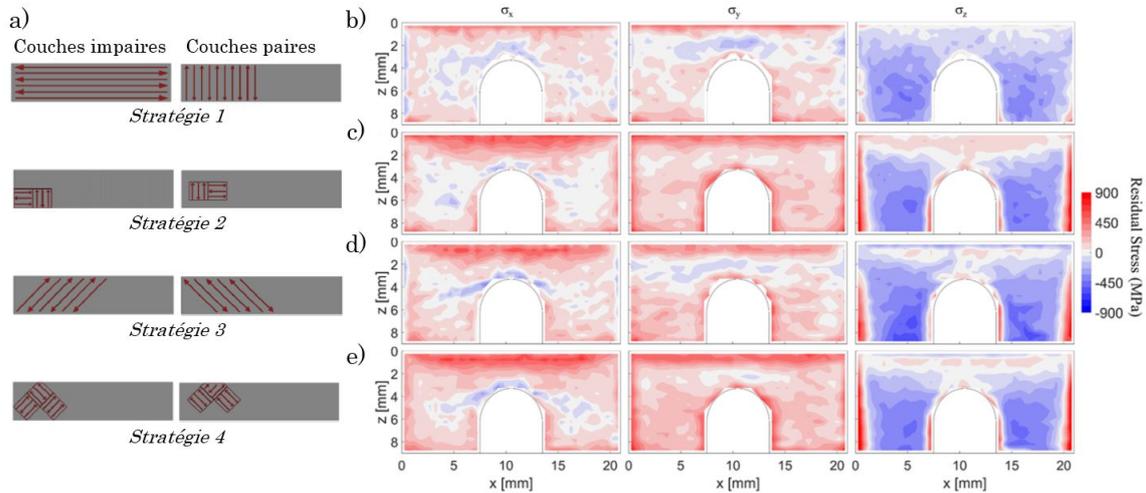
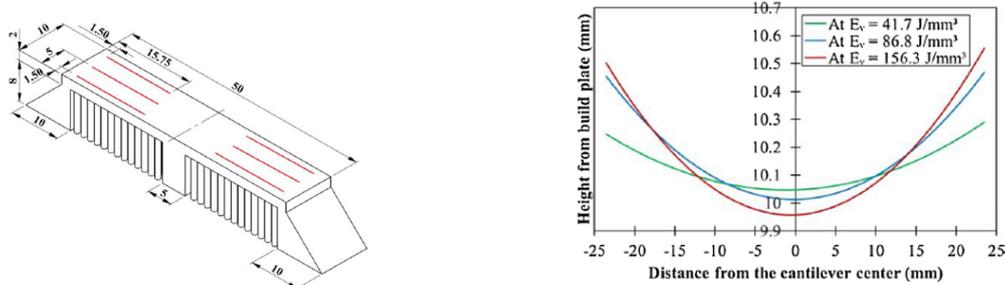


FIGURE 1.11 – a) Stratégies réalisées pour la fabrication des ponts en TA6V SLM ; b), c), d), e) : champs de contraintes résiduelles relevées, stratégies de production 1, 2, 3 et 4 respectivement [31]

Yakout et al. [32] montrent l'influence de la densité d'énergie volumique du laser  $E_v$  (en  $\text{J/mm}^3$ ) sur la déformation de pièces en alliage TA6V spécifiques (cantilevers), souvent utilisées en SLM pour l'évaluation des contraintes résiduelles (cf. Figure 1.12).



(a) Pièce (cantilever) utilisée pour mesurer la déformation des pièces en SLM

(b) Déformation des pièces obtenues pour différentes densités d'énergie

FIGURE 1.12 – Étude de la déformation de pièces en TA6V produites par SLM avec différentes densités d'énergie [32]

Ils mesurent la distance entre le plan vertical et plusieurs points de la pièce après décrochage du plateau. La densité d'énergie est calculée avec l'équation suivante :

$$E_v = \frac{P}{V \times h \times e} \quad (1.1)$$

Avec  $P$  la puissance laser (en W),  $V$  la vitesse moyenne de balayage du laser (en  $\text{mm.s}^{-1}$ ),  $h$  la distance inter-cordons (en mm) et  $e$  l'épaisseur des couches de poudre (mm).

Ils observent ainsi que plus la densité d'énergie est élevée, plus la déformation de la pièce est forte (Figure 1.12b). Ce phénomène est dû à l'augmentation de l'amplitude des déformations thermiques (dilatation thermique) avec la densité d'énergie.

Ces résultats montrent que de fortes contraintes sont présentes dans les pièces issues des deux procédés. Il est donc essentiel d'essayer de contrôler leur déformation au cours de la production afin de la limiter le plus possible, en utilisant les paramètres et stratégies de balayage de laser adaptés. Cependant, le choix de ces deux points peut être peu étendu suivant l'application (géométrie de la pièce, cadence de production, méconnaissance des effets des paramètres, etc.). Il est alors possible d'utiliser d'autres méthodes pour limiter les contraintes résiduelles et les déformations liées au procédé, telles que l'utilisation du substrat (ou de supports) de manière adaptée ou leur préchauffage.

En LMD, Corbin et al. [33] réalisent des essais de dépôt de 3 et 10 couches de poudre en alliage TA6V sur des substrats, du même alliage, de deux épaisseurs différentes (2,54 et 12,7 mm), préchauffés à deux températures distinctes (25 ou  $400^\circ$ ). Ils mesurent ensuite les températures atteintes et le déplacement du centre de ces substrats pour chaque configuration (les bords étant bridés) au cours de la fabrication. Ils constatent ainsi que la préchauffe à  $400^\circ$  du substrat permet de réduire ce déplacement (de 27,4% sur la première couche) lorsque son épaisseur est faible, mais l'augmente (jusqu'à 390% au cours du dépôt, de plus de 100% au final) lorsqu'il est épais (cf. Figure 1.13). D'un autre côté, sans préchauffage, l'utilisation d'un substrat plus épais permet de diminuer le déplacement.

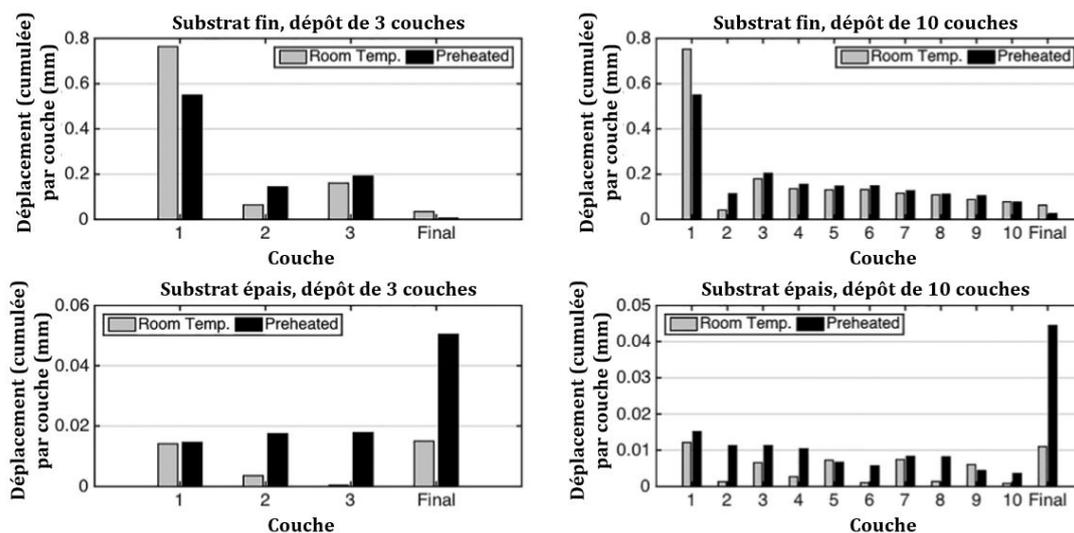


FIGURE 1.13 – Déplacement accumulé en fonction de la température du substrat (ambiante ou préchauffée à  $400^\circ$ ) pour différentes épaisseurs de substrats et différents nombres de couches déposées en TA6V LMD [33]

Gan et Wong [34] réalisent des analyses expérimentales et numériques sur des pièces en acier 316L en forme de plaques fines ou de cubes avec des supports de différentes configurations (forme

de Y, Y inversé ou barreaux fins) et paramètres (nombre, espacement et dimensions des motifs). Ils montrent que la déformation de pièces identiques diffère selon le type de support choisi. Par exemple, pour la fabrication de plaques fines, le motif en Y a entraîné une déformation prononcée de la pièce, due principalement à la non-homogénéité de l'évacuation thermique : le taux de refroidissement de la pièce est plus élevée au centre qu'au niveau du contour (cf. Figure 1.14).



FIGURE 1.14 – Essais de fabrication de plaques fines en 316L avec différentes configurations de supports en SLM [34]

Mertens et al. [35] réalisent différentes analyses sur des pièces en alliages variés pour observer les effets de préchauffe du plateau en SLM. Ils mesurent entre autres l'état de contraintes en surface d'échantillons en acier H13 par diffraction des rayons X pour cinq températures initiales du plateau. Leurs résultats sont donnés en Figure 1.15. Ils constatent une évolution totale depuis un état de compression pour les températures faibles, vers un état de traction pour les températures élevées, ces dernières ayant pour effet de prohiber la transformation martensitique, qui crée une augmentation du volume.

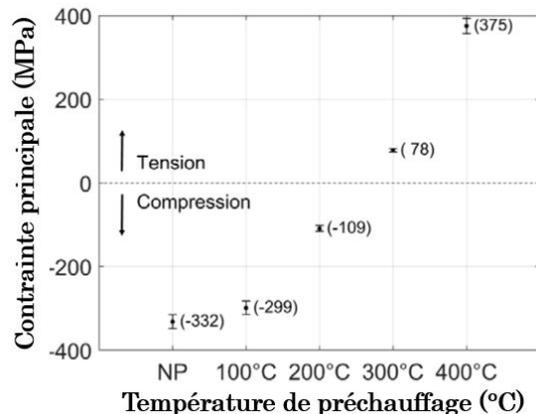


FIGURE 1.15 – Contraintes principales maximales sur des échantillons en acier H13 obtenus par SLM pour différentes températures de préchauffe du plateau [35]

Les contraintes résiduelles sont donc forcément présentes dans les pièces de FA en raison des phénomènes thermiques induits par leur principe même. Il existe de nombreux facteurs qui

ont une influence sur l'amplitude de ces contraintes, tels que les paramètres du procédé, les stratégies de fabrication, les supports et la préchauffe de ceux-ci. Des traitements thermiques sont généralement appliqués pour détendre les pièces créées.

### 1.3.2 Post-traitements

#### Traitements thermiques

Il existe deux types de traitements thermiques couramment utilisés pour les pièces issues de FA, dont les objectifs sont différents en fonction de l'application attendue : l'objectif peut être de modifier la microstructure pour augmenter les caractéristiques mécaniques (traitements de durcissement) ou encore de relaxer les contraintes résiduelles. Des traitements thermiques sont très souvent réalisés sur des pièces obtenues par FA afin de détendre les pièces obtenues. En effet, en l'absence de traitement thermique, les contraintes résiduelles présentes dans les pièces sont souvent suffisamment importantes pour que la pièce se déforme lorsqu'elle est détachée du plateau en SLM ou débridée en LMD. Pour les traitements de détente purement thermiques, il en existe plusieurs types réalisables sur l'alliage TA6V [36] :

- le traitement de détente (maintien entre 480°C et 650°C de 0,5 à 4h), dont l'objectif est de relaxer les contraintes, dans un domaine où la microstructure évolue peu ;
- le recuit complet (maintien entre 690°C et 870°C de 0,25 à 8h), qui permet à la fois de relaxer les contraintes et d'obtenir une microstructure relativement stable.

Les effets de ces traitements sur la microstructure et les propriétés mécaniques seront décrits dans les sections suivantes.

#### Compression Isostatique à Chaud

La Compression Isostatique à Chaud (CIC) permet de réduire, voire supprimer, les porosités non-débouchantes présentes dans une pièce. La CIC est souvent utilisée en tant que post-traitement après des procédés de fabrication tels que la fonderie, le frittage de poudre, ou encore la FA, dans le but d'améliorer les performances des pièces grâce à l'élimination des défauts internes présents à la suite de ces procédés. Ce traitement consiste à chauffer et mettre sous pression une chambre dans laquelle se trouve la pièce, permettant ainsi sa densification. La CIC a un effet sur les propriétés mécaniques et la structure des pièces traitées (cf. sections 2 et 3). Elle peut aussi permettre de réduire les contraintes résiduelles présentes dans la matière. Les paramètres à programmer en CIC dépendent du matériau et de la technologie utilisée. Les conditions de traitement typiques des alliages de titane, qui se prêtent bien à la CIC, sont 920°C à 100 MPa pendant 2h [37].

#### Reprise des surfaces

L'usinage est un procédé de mise en forme par enlèvement de matière à l'aide d'outils de coupe. Ce procédé est souvent utilisé après la FA afin de corriger les états de surface des pièces fabriquées souvent trop grossiers [38], qui peuvent entraîner une diminution des propriétés mécaniques lors du cycle de vie des pièces (initiation de fissure) ou lorsque les surfaces sont fonctionnelles. Il existe de nombreux procédés d'usinage (fraisage, découpage, tournage, polissage mécanique, etc.) qui permettent de reprendre les surfaces, et d'obtenir des états de surface (cf. Figure 1.16) et des tolérances plus ou moins fines [39]. L'usinage peut entraîner l'ajout de contraintes surfaciques et sous-surfaciques (cf. paragraphe 1.3.3) qui modifient les propriétés mécaniques des pièces lors de leur cycle de vie (ajout de contraintes de compression ou traction en surface, déformation des pièces). De plus, l'utilisation d'outils nécessite que la surface à reprendre soit accessible. En effet, il est nécessaire d'avoir la place suffisante pour passer l'outil jusqu'à la surface, ce qui peut

restreindre la géométrie de la pièce issue de FA. Il existe des procédés permettant de s'affranchir de cette difficulté, tels que l'usinage chimique [40]. Ce type de traitement permet d'atteindre des zones difficilement accessibles avec des outils de coupe ou d'abrasion. Il est cependant difficile de traiter l'ensemble des surfaces de façon homogène, et nécessaire de prévoir des canaux si besoin pour atteindre les zones à reprendre, pour que la solution chimique puisse circuler. Ces canaux sont souvent déjà prévus lorsque des coques fermées sont fabriquées en SLM, afin de pouvoir évacuer la poudre non fusionnée.

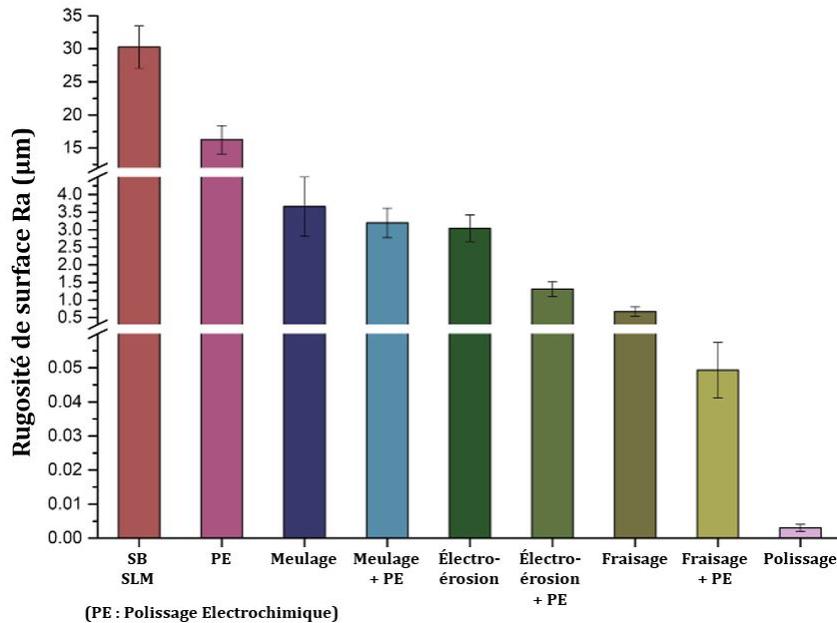


FIGURE 1.16 – Rugosité  $Ra$  (hauteur moyenne arithmétique) obtenue après différents types de reprise des surfaces d'une pièce SLM en CoCrFeNiMn HEA [41]

### 1.3.3 Contraintes résiduelles induites par usinage

Dans beaucoup de cas d'application, la reprise des surfaces des pièces réalisées par FA est nécessaire, soit pour atteindre les dimensions précises désirées lorsque la fabrication ne le permet pas, soit pour améliorer l'état de surface comme évoqué plus haut. L'utilisation d'usinage mécanique à l'aide d'outils de coupe entraîne la création de contraintes résiduelles surfaciques, à cause de l'effort appliqué en surface, nécessaire pour l'enlèvement de matière.

Careri et al. [42] mesurent, sur des barreaux en alliage de Nickel IN718 obtenus par LMD puis usinés par tournage, les contraintes résiduelles par diffraction des rayons X. Pour analyser ces contraintes jusqu'à une profondeur de  $400 \mu\text{m}$ , ils enlèvent par électropolissage les couches entre chaque mesure. La Figure 1.17 montre les profils de contraintes résiduelles mesurées en fonction de la profondeur, pour deux vitesses de coupes, suivant deux directions. Ils observent que la surface se trouve fortement en traction et que la sous-surface est en compression.

Guo et al. [41] mesurent quant à eux les contraintes résiduelles en surface obtenues sur des pièces SLM en CoCrFeNiMn HEA après différents procédés de reprise de la surface (cf. Figure 1.18). Les procédés mécaniques entraînent des contraintes résiduelles de compression en surface, qui peuvent diminuer avec l'ajout d'un polissage électro-chimique.

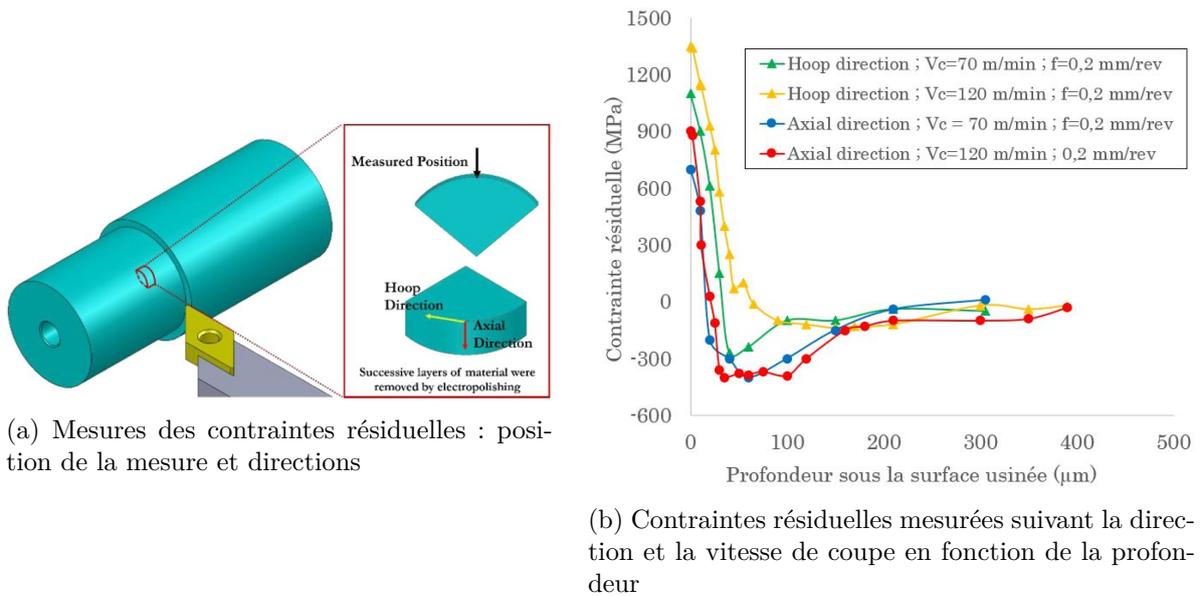


FIGURE 1.17 – Mesures de contraintes résiduelles dans la profondeur d’une pièce LMD en IN718 usinée en surface [42]

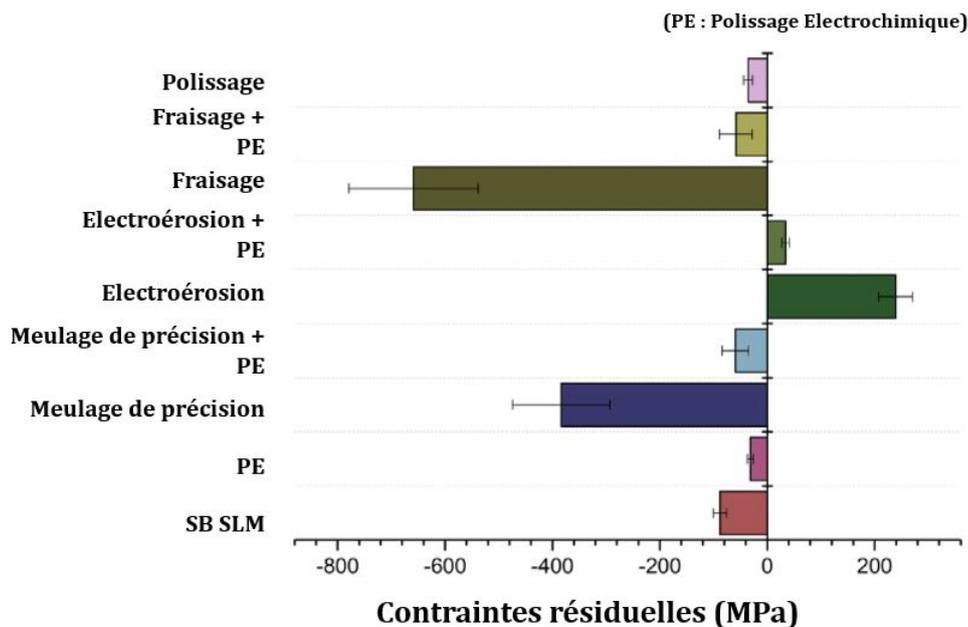


FIGURE 1.18 – Contraintes résiduelles obtenues après différents types de reprise des surfaces d’une pièce SLM en CoCrFeNiMn HEA [41]

#### 1.4 Conclusion intermédiaire

Les procédés LMD et SLM étudiés dans ces travaux de thèse reposent tous deux sur le principe de la fusion de poudre métallique grâce à l’apport énergétique fourni par un laser. De par leurs principes, il est possible de faire évoluer de nombreux paramètres. Les plus influents sur la géométrie des couches sont identifiés comme la puissance du laser  $P$ , la vitesse de déplacement du laser  $V$  et la quantité de poudre apportée (soit le débit massique  $D$  pour le LMD et l’épaisseur de couche à fondre  $e$  pour le SLM).

Pour le procédé LMD, il est primordial de comprendre comment évolue la géométrie des cordons pour la fabrication de pièces à plusieurs dimensions. En effet, les mouvements de la buse seront

définis par rapport à cette évolution, afin de paramétrer la superposition (verticale et/ou horizontale) des cordons. La majorité des auteurs sont en accord sur certaines tendances, comme le fait que la hauteur et la largeur des couches diminuent quand la vitesse de déplacement de buse augmente. En revanche, d'autres relations sont contrastées : selon les auteurs, la hauteur des couches est sensible [8, 11, 13] ou indépendante [12, 15, 16] de  $P$ . Les méthodes qui expriment les variables géométriques en fonction des paramètres sous la forme d'équations de type  $y = a + b \times P^\alpha + c \times V^\beta + d \times D^\gamma$  (avec  $y$  la variable géométrique et  $a, b, c, d, \alpha, \beta$  et  $\gamma$  les paramètres du modèles) montrent de bons résultats (régressions cohérentes et erreurs faibles), mais les paramètres varient fortement entre les différents articles. Il est important de noter la divergence des méthodologies employées à travers la littérature, qu'elles concernent les moyens de production (machines, matériaux étudiés) ou les méthodes d'analyse (régressions, réseaux de neurones, plans d'expériences, etc.). Il est donc difficile, en l'état, de prédire pour un couple machine-matériau donné, quelle sera la géométrie de cordon obtenue.

Concernant le procédé SLM, les auteurs montrent une influence très marquée de la puissance sur la géométrie de cordon. De la même façon que pour le procédé précédent, l'expression des variables géométriques en fonction des paramètres du procédé sous forme d'équations polynomiales est cohérente avec les résultats. Cependant, les études paramétriques sont beaucoup moins nombreuses que pour le procédé LMD, alors que beaucoup d'études, qui seront discutées dans les sections suivantes, se focalisent plus spécifiquement sur l'évolution de la microstructure, des défauts ou des propriétés mécaniques.

Les deux procédés de FA entraînent des contraintes résiduelles élevées dans les pièces produites. Il est possible d'agir sur l'amplitude de ces contraintes résiduelles de différentes façons :

- En modifiant les paramètres de fabrication, cependant les conclusions sont différentes suivant les études : augmenter la vitesse de lasage diminue les contraintes résiduelles dans le TA6V en LMD pour Chua et al. [27] mais l'observation inverse est faite par Xiao et al. [30] en SLM ;
- En modifiant les stratégies : un lasage longitudinal (suivant la longueur du substrat) semble réduire le niveau de contraintes résiduelles [28] et la déformation du substrat [29] en LMD et des stratégies en continu diminuent leur amplitude par rapport à des stratégies en îlots en SLM pour du TA6V [31] ;
- En agissant sur le substrat (LMD) ou le plateau (SLM) : l'épaisseur peut être augmentée pour diminuer la déformation [29, 33], ou alors ils peuvent être préchauffés [33, 35] (dans ce cas il est préférable de garder un substrat d'épaisseur faible en LMD [33]).

Malgré tout, les contraintes résiduelles seront tout de même présentes dans les pièces finales à cause des variations thermiques propres à ces procédés.

Ces contraintes résiduelles peuvent être supprimées à l'aide de post-traitements. Il est courant d'appliquer sur des pièces FA des traitements thermiques, notamment pour la détente des pièces, des CIC, pour la suppression des défauts internes (cf. paragraphe 2.3) ou encore la reprise des surfaces produites. Ces post-traitements ont une influence sur les propriétés des pièces : la reprise des surfaces entraîne des contraintes résiduelles en surface, qui peuvent être de compression ou de traction, et les traitements thermiques ou thermo-mécaniques modifient la microstructure et la santé matière des pièces.

## 2 Le matériau étudié

### 2.1 Le titane et ses alliages

#### 2.1.1 Titane non allié

Le titane (symbole Ti) est un métal de transition léger, dont les propriétés sont données dans le Tableau 1.3. Le titane non allié peut se trouver sous la phase  $\alpha$ , de structure hexagonale pseudo-compacte (paramètres de maille  $a = 0,295$  nm ;  $c = 0,468$  nm) jusqu'à  $882^\circ\text{C}$ , ou sous la phase  $\beta$ , avec une structure cubique centrée (paramètre de maille  $a = 0,332$  nm) au-dessus de cette température de transition. Le mécanisme de transformation de phase est similaire à celui décrit par W.G. Burgers [43] entre les phases  $\alpha$  et  $\beta$  pour le Zirconium [44], et s'exprime par les relations suivantes :

$$(0001)_\alpha \leftrightarrow (110)_\beta \quad (1.2)$$

$$\langle 11\bar{2}0 \rangle_\alpha \leftrightarrow \langle 111 \rangle_\beta \quad (1.3)$$

Numéro atomique	22
Masse atomique	47,90 g
Masse volumique	4,507 g.cm <sup>-3</sup>
Température de fusion	1670 °C
Température d'ébullition	3535 °C
Capacité thermique massique	522,5 J.kg <sup>-1</sup> .K <sup>-1</sup>
Conductivité thermique	16,7 W.m <sup>-1</sup> .K <sup>-1</sup>
Résistivité électrique à 20°C	$47,8 \times 10^8$ Ω.m
Coefficient de dilatation linéique à 25°C	$8,5 \times 10^{-6}$ °C <sup>-1</sup>
Susceptibilité magnétique massique	$3,2 \times 10^{-6}$ cm <sup>3</sup> .g <sup>-1</sup>
Module d'élasticité	110 GPa
Coefficient de Poisson	0,33
Température de transformation allotropique	882 °C

TABLEAU 1.3 – Caractéristiques physiques du titane non allié [45]

Dans l'industrie, le titane est le plus souvent utilisé sous forme d'alliage.

#### 2.1.2 Alliages de titane

Les alliages de titane sont très utilisés dans de nombreux domaines [46], tels que l'aéronautique et l'aérospatial, le génie chimique, l'armement, le biomédical, le génie alimentaire et pharmaceutique, ou encore le génie énergétique, notamment car ils ont de bonnes propriétés mécaniques, une faible densité, une bonne tenue à la corrosion et ils sont biocompatibles. De nombreux alliages base titane sont commercialisés, quelques exemples sont donnés dans le Tableau 1.4.

Les alliages de titane sont classés selon les phases en présence qui les composent, suivant trois catégories :

- les alliages  $\alpha$  ;
- les alliages  $\beta$  ;
- les alliages  $\alpha + \beta$ , biphasés, qui peuvent eux-mêmes être classés selon trois sous-classes [46] :
  - les quasi- $\alpha$ , qui ne possèdent que très peu de phase  $\beta$  ;

- les  $\alpha + \beta$  ;
- les quasi- $\beta$ , ou  $\beta$ -métastables, proches des alliages  $\beta$ .

Ce sont les éléments d'addition qui déterminent la structure obtenue. Ces éléments peuvent stabiliser la phase  $\alpha$ , ils sont alors appelés éléments  $\alpha$ -gènes (par exemple Al, O, C et N) ou la phase  $\beta$  pour les éléments  $\beta$ -gènes. Ces derniers peuvent être classés selon deux catégories : les éléments  $\beta$ -isomorphes, dont la miscibilité dans la phase  $\beta$  est totale (H, Mo, V ou Nb) et les éléments  $\beta$ -eutectoïdes, qui peuvent former des précipités (Mn, Fe, Cr, Si, Ni ou Cu). Ces éléments d'addition permettent donc d'augmenter les domaines de stabilité respectifs des deux phases, en déplaçant les domaines d'existence des phases  $\alpha$  ou  $\beta$  par rapport au titane non allié (augmentation ou diminution de la température de transus  $\beta$ ). Il existe aussi des éléments dits "neutres" (tels que Zr et Sn).

Nom commercial	Al	V	Mo	Nb	Fe	Cr	Sn	Zr	Si	Famille
T40 ( <i>titane non allié</i> )	-	-	-	-	-	-	-	-	-	$\alpha$
TA5E	5	-	-	-	-	-	2,5	-	-	$\alpha$
TA8DV	8	1	1	-	-	-	-	-	-	quasi- $\alpha$
IMI 685	6	-	0,5	-	-	-	-	5	0,2	quasi- $\alpha$
TA3V	3	2,5	-	-	-	-	-	-	-	$\alpha + \beta$
TD5AC	4,5	-	5	-	-	1,5	-	-	-	$\alpha + \beta$
IMI 550	4	-	4	-	-	-	2	-	0,5	$\alpha + \beta$
TA6V	6	4	-	-	-	-	-	-	-	$\alpha + \beta$
54M	6	4	0,8	-	0,4	-	-	-	-	$\alpha + \beta$
6242	6	-	2	-	-	-	2	4	-	$\alpha + \beta$
6246	6	-	6	-	-	-	2	4	-	$\alpha + \beta$
SP700	4,5	3	2	-	2	-	-	-	-	quasi- $\beta$
Ti17	5	-	4	-	-	4	2	2	-	quasi- $\beta$
$\beta$ -CEZ	5	-	4	-	1	2	2	4	-	quasi- $\beta$
555	5	5	5	-	0,35	3	-	-	-	quasi- $\beta$
10-2-3	3	10	-	-	2	-	-	-	-	quasi- $\beta$
TV15CA	3	15	-	-	-	3	3	-	-	quasi- $\beta$
$\beta$ 21S	3	-	15	2,7	-	-	-	-	0,2	quasi- $\beta$
38644	3	8	4	-	-	6	-	4	-	quasi- $\beta$

TABLEAU 1.4 – Quelques alliages de titane, compositions pondérales et familles d'appartenance [46]

### 2.1.3 Alliage Ti-6Al-4V

L'alliage Ti-6Al-4V (TA6V) est l'alliage de titane le plus commercialisé, puisqu'il représente plus de 50% de l'utilisation mondiale des alliages de titane [47]. Il se compose majoritairement de titane (base), d'aluminium (6%<sub>m</sub> – élément  $\alpha$ -gène), de vanadium (4%<sub>m</sub> – élément  $\beta$ -isomorphe), et quelques autres éléments d'addition minoritaires. Il appartient donc à la famille des alliages  $\alpha + \beta$ , et son transus  $\beta$  (température de transition  $\beta \rightarrow \alpha$ ) se situe à  $995 \text{ °C} \pm 20 \text{ °C}$  [48]. Le diagramme pseudo-binaire de l'alliage est donné en Figure 1.19a. Selon la température, l'alliage peut être monophasé  $\beta$  à haute température, ou biphasé  $\alpha + \beta$ . Il présente aussi un domaine dans lequel précipite la phase martensitique  $\alpha'$ .

Dans le cadre de ces travaux de thèse, l'alliage TA6V sera étudié. Les caractéristiques mécaniques et microstructurales de cet alliage seront détaillées dans les paragraphes suivants.

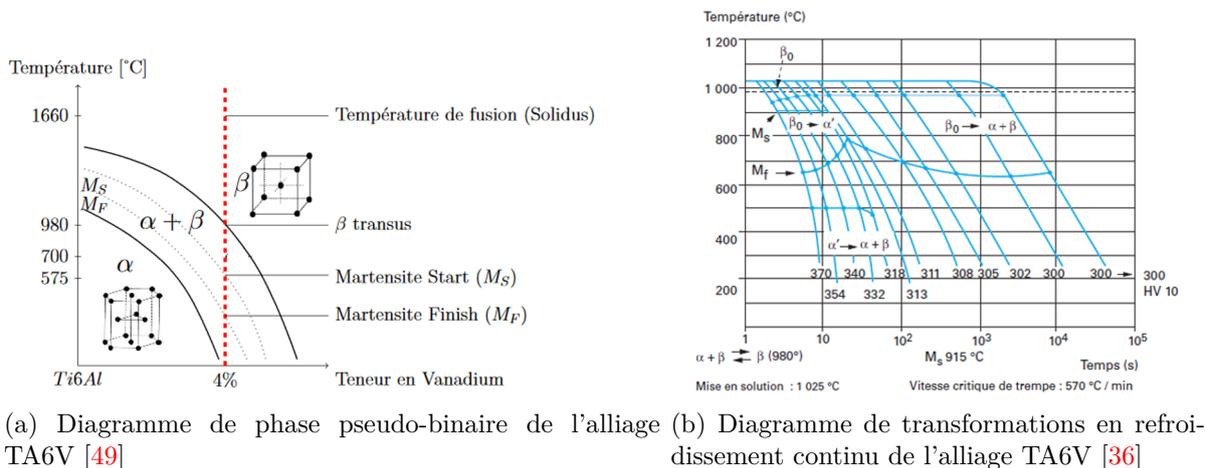


FIGURE 1.19 – Diagrammes relatifs à l'alliage TA6V

## 2.2 La microstructure obtenue

### 2.2.1 Microstructures de l'alliage Ti-6Al-4V

Suivant l'histoire thermique vécue par l'alliage, il est possible de retrouver différentes morphologies pour la microstructure (cf. Figure 1.19b).

Pour des refroidissements lents à partir du domaine  $\alpha + \beta$ , une structure biphasée  $\alpha + \beta$  peut être obtenue, avec une croissance des grains qui s'effectue dans toutes les directions, donnant naissance à une structure équiaxe (cf. Figure 1.20d). Des cinétiques de refroidissement plus rapides à partir de ce même domaine entraînent une structure duplex (Figure 1.20c).

À partir du domaine  $\beta$  (température de départ supérieure à la température du transus), quand la vitesse de refroidissement est relativement faible ( $< 20^\circ \text{C} \cdot \text{s}^{-1}$ ), la microstructure obtenue est généralement composée de lattes  $\alpha$  (structure Widmanstätten, cf. Figure 1.20b) dans une matrice  $\beta$  [10]. Pour des vitesses de refroidissement comprises entre 20 et  $410^\circ \text{C} \cdot \text{s}^{-1}$ , la géométrie des lamelles  $\alpha$  diminue (longueur et largeur), ce qui a pour effet d'augmenter les propriétés mécaniques. Enfin, lorsque la vitesse de refroidissement est élevée ( $> 410^\circ \text{C} \cdot \text{s}^{-1}$ ), la croissance des grains s'effectue suivant une direction majoritaire, et la phase  $\beta$  se décompose en phase martensitique notée  $\alpha'$ , qui se présente sous la forme de fines aiguilles (cf. Figure 1.20a). Elle se forme selon une transformation dite displacive, et entraîne un cisaillement de la structure  $\alpha$ . Cette phase  $\alpha'$  est de structure hexagonale pseudo-compacte, tout comme la structure  $\alpha$ , et présente la même composition chimique.

Les relations cristallographiques entre les phases  $\alpha'$  et  $\beta$  sont les mêmes que celles rencontrées entre les phases  $\alpha$  et  $\beta$  (Équations (1.2) et (1.3)) [50].

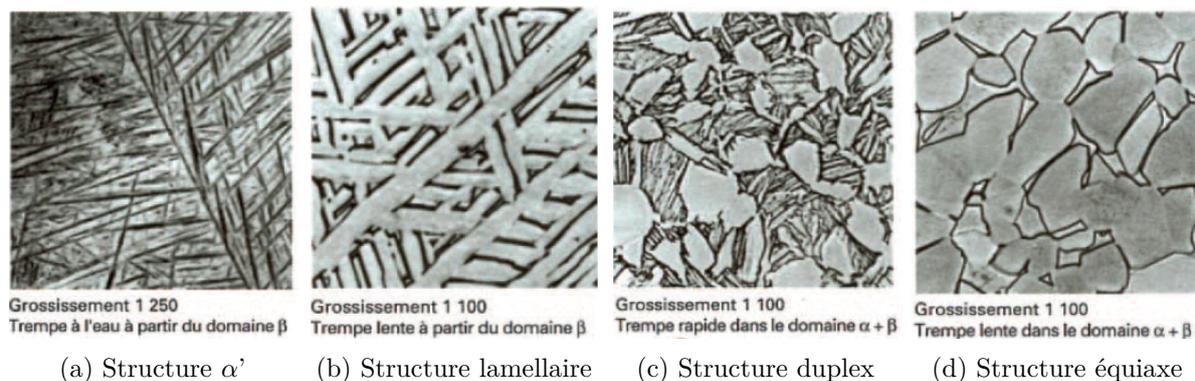


FIGURE 1.20 – Exemples de morphologies rencontrées dans l'alliage TA6V [36]

### 2.2.2 Microstructures de l'alliage en FA

Côté LMD, Selcuk [51] liste les paramètres ayant une influence sur le développement de la microstructure comme étant : l'histoire thermique complexe, le gradient thermique, le taux de solidification du bain de fusion, l'environnement, la géométrie de la pièce, les caractéristiques matériau et les paramètres procédés. Les pièces subissent une succession de chauffés et refroidissements rapides, comme le montrent Maisonneuve et al. [52] sur la Figure 1.21.

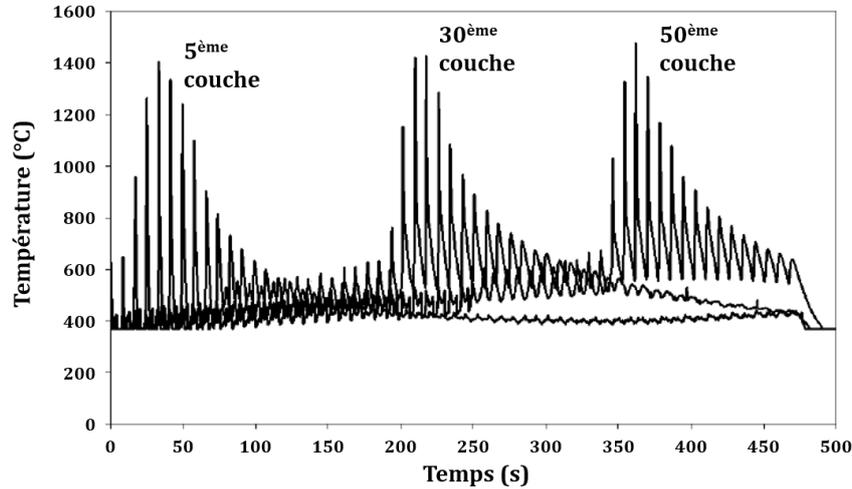
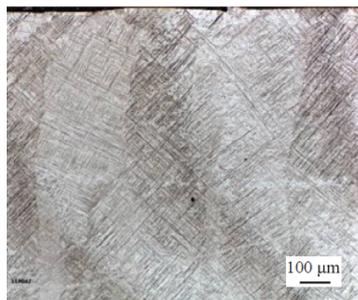
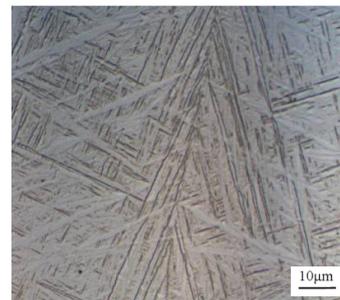


FIGURE 1.21 – Température (pyromètre laser) de la cinquième, la trentième et la cinquantième couche d'un mur LMD en TA6V de soixante couches au cours du temps [52]

Avec ce type de profil thermique, les microstructures généralement rencontrées dans les pièces fabriquées avec ce procédé se caractérisent par des grains colonnaires  $\beta$  primaires orientés selon la direction de fabrication (sens d'empilement des couches), dans lesquels on retrouve une structure de type martensitique, ou parfois Widmanstätten [12, 52-58] (cf. Figure 1.22). En effet, lors de chaque passage laser pour la fabrication d'une couche, la couche inférieure est partiellement refondue, favorisant une orientation des grains  $\beta$  primaires dans la direction de fabrication. Puis, les cinétiques de refroidissement très élevées (environ  $1000^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$  en moyenne d'après Maisonneuve et al. [52]) entraînent la décomposition de cette phase  $\beta$  en martensite  $\alpha'$ .



(a) Grains colonnaires  $\beta$  primaires



(b) Martensite  $\alpha'$  dans les grains  $\beta_p$

FIGURE 1.22 – Microstructures obtenues en LMD [53]

De nombreux phénomènes peuvent influencer sur cette histoire thermique et donc directement sur la microstructure obtenue.

Les paramètres du procédé en font partie, comme le montrent Kobryn et al. [8] en mesurant

la taille des grains obtenus dans leur pièces en TA6V pour différents paramètres de puissance  $P$  (175 à 300 W) et vitesse  $V$  (6,8 à 10,2 mm.s<sup>-1</sup>) sur deux substrats d'épaisseurs différentes. Ils observent que les grains s'élargissent avec l'énergie incidente (égale à  $P/V$ ) et s'affinent avec l'augmentation de  $V$  (cf. Figure 1.23).

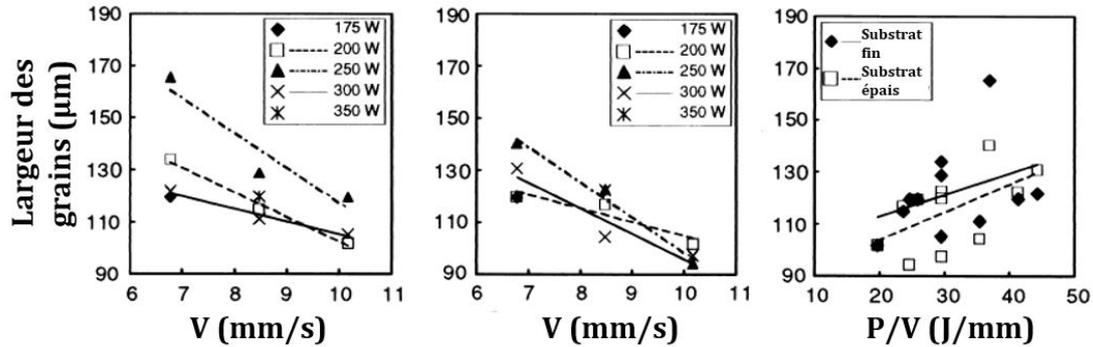


FIGURE 1.23 – TA6V déposé par LMD : taille de grains obtenus en fonction de  $P$  et  $V$  [8]

Ces résultats sont en accord avec ceux de Maisonneuve et al. [12] qui obtiennent les mêmes tendances. Ils mettent en évidence que la microstructure évolue en fonction de la couche observée (cf. Figure 1.24). Ceci est dû aux différentes conditions thermiques suivant la couche caractérisée : lors de la fabrication, les conditions thermiques évoluent (vitesses de chauffe et refroidissement, évacuation de la chaleur, etc.). Dans la même étude, ils observent aussi que la taille des grains  $\beta$  augmente avec la granulométrie de la couche, et que la taille des lamelles  $\alpha$  diminue lorsque l'épaisseur du substrat est plus grande.

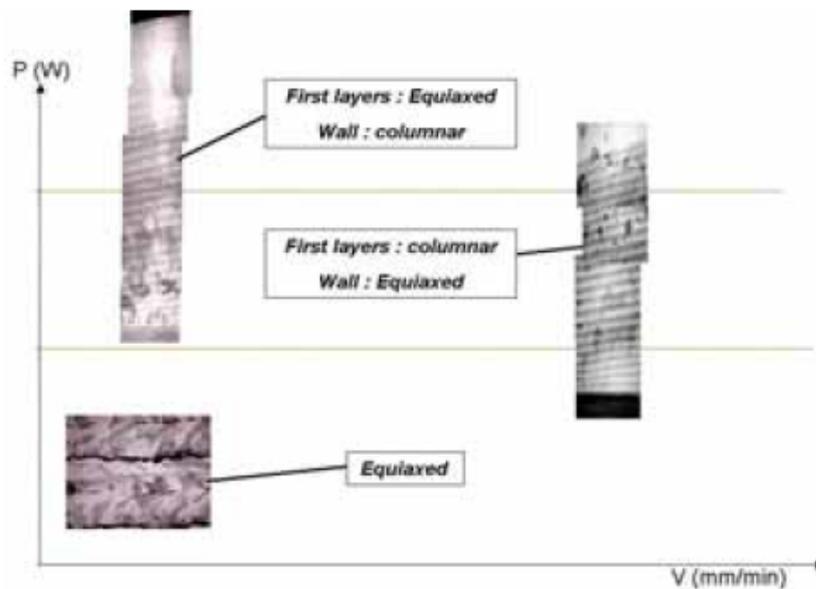


FIGURE 1.24 – TA6V déposé par LMD : microstructures obtenues en fonction de  $P$  et  $V$  [12]

Les stratégies de lasage ont aussi un effet sur la microstructure, puisqu'elles affectent l'histoire thermique. Gushchina et al. [59] examinent les différences de microstructures obtenues pour trois dépôts en TA6V avec des stratégies de lasage diverses (cf. Figure 1.25). La morphologie des grains primaires  $\beta$  et la microstructure évoluent selon la stratégie employée :

- Type A : grains  $\beta$  colonnaires (suivant la direction de fabrication), de largeur environ 400

- $\mu\text{m}$  et de longueur  $1000 \mu\text{m}$ , microstructure martensitique ;
- Type B : grains  $\beta$  équiaxes, de dimensions  $500$  à  $1000 \mu\text{m}$ , microstructure lamellaire ;
  - Type C : grains  $\beta$  colonnaires (suivant la direction de fabrication), de largeur environ  $750 \mu\text{m}$  et de longueur  $7000 \mu\text{m}$ , microstructure lamellaire.

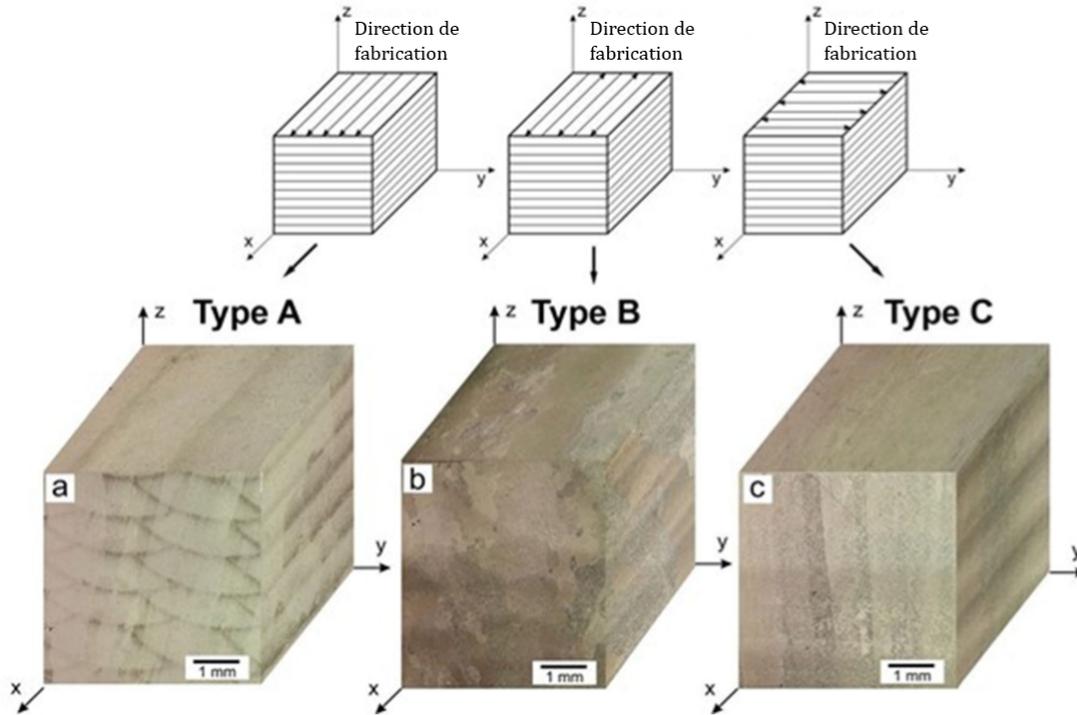


FIGURE 1.25 – Observations optiques (trois dimensions) de dépôts en TA6V obtenus par LMD pour trois stratégies [59]

Ces différences sont dues au fait que ces changements de stratégie induisent des temps de repos entre passage du laser et des températures atteintes différents, qui modifient le type de transformations de phases que connaît l’alliage.

De la même manière qu’avec le procédé LMD, la microstructure classiquement rencontrée dans les pièces produites avec le procédé SLM se compose de grains colonnaires  $\beta$  primaires qui croissent dans le sens de fabrication, dans lesquels des structures martensitiques aciculaires  $\alpha'$  ou lamellaires sont retrouvées [55, 56, 60] (cf. Figure 1.26). En effet, les conditions thermiques sont similaires pour ces deux procédés de FA (vitesses de chauffe et refroidissement très élevées). La microstructure des pièces SLM évolue elle aussi en fonction de son histoire thermique, des paramètres et stratégies employées.

Par exemple, Xu et al. [55] ont étudié l’influence de l’épaisseur de couche  $e$ , de la FOD (*Focal Offset Distance*) et de la Densité d’Énergie (DE) sur la microstructure (notamment sur la décomposition  $\alpha' \rightarrow \alpha + \beta$ ) d’échantillons cubiques ou cylindriques. Ils montrent que ces paramètres ont une influence directe sur la microstructure des échantillons (cf. Tableau 1.5). Dans la même étude, ils montrent aussi l’anisotropie de la microstructure au sein d’une même pièce, en observant des échantillons prélevés à différentes hauteurs d’un cube (cf. Figure 1.26a).

He et al. [56] mettent en évidence eux aussi une orientation de la microstructure, mais cette fois dans l’orientation des grains  $\beta$  primaires ainsi que dans la croissance de la martensite créée (Figure 1.26c). Ils observent que la croissance de cette phase semble orientée de  $40^\circ$  à  $50^\circ$ , en

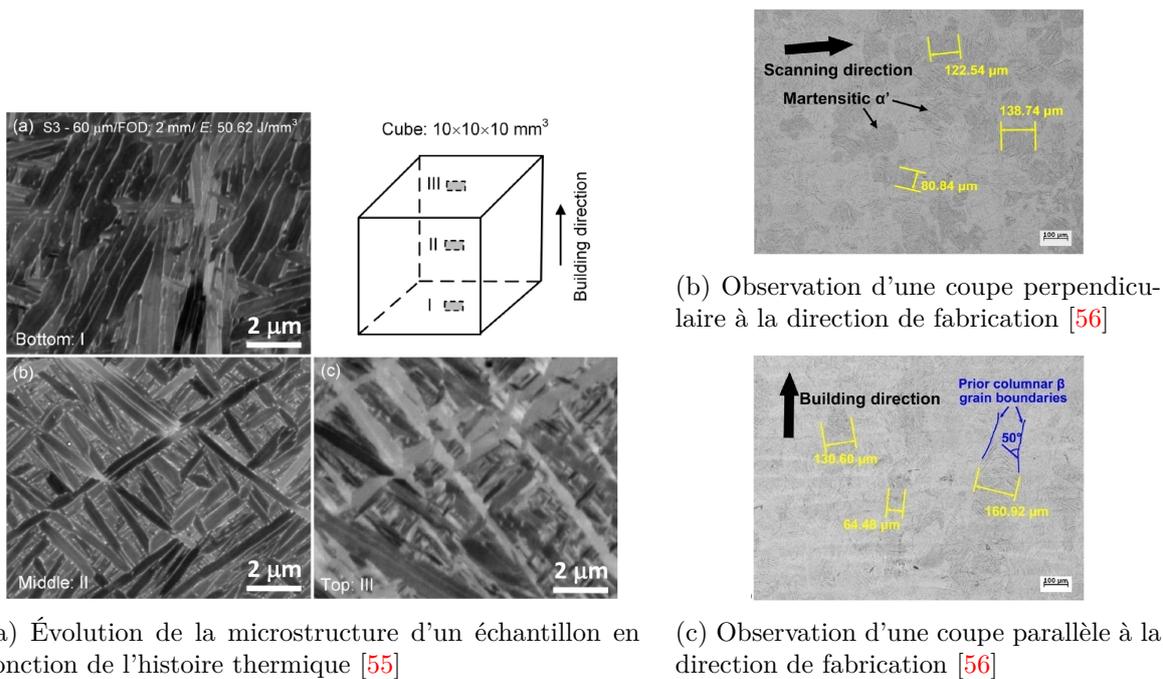


FIGURE 1.26 – Microstructure typique pour du TA6V rencontrée en SLM selon différents plans observés et emplacements dans une pièce

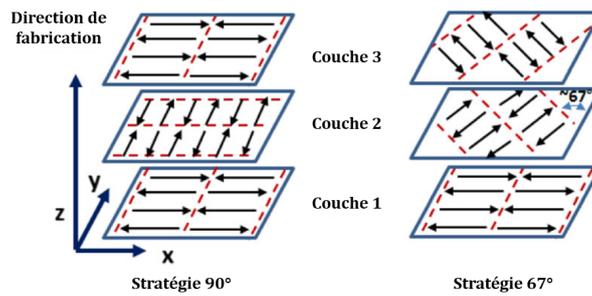
$P$ (W)	$e$ ( $\mu\text{m}$ )	DE ( $\text{J}\cdot\text{mm}^{-3}$ )	FOD (mm)	Microstructure obtenue
175	30	68,47	2	Aciculaire $\alpha'$
375	60	50,62	4	Aciculaire $\alpha'$ + lamellaire ( $\alpha + \beta$ ) minoritaire
375	60	50,62	2	Lamellaire ( $\alpha + \beta$ )
375	60	50,62	0	Lamellaire ( $\alpha + \beta$ ) + aciculaire $\alpha'$ minoritaire
375	60	33,74	2	Aciculaire $\alpha'$ + lamellaire ( $\alpha + \beta$ ) minoritaire
375	90	50,62	4	Aciculaire $\alpha'$
375	90	50,62	2	Aciculaire $\alpha'$ + lamellaire ( $\alpha + \beta$ ) minoritaire
375	90	50,62	0	Lamellaire ( $\alpha + \beta$ )
375	90	33,74	0	Lamellaire ( $\alpha + \beta$ ) + aciculaire $\alpha'$

TABLEAU 1.5 – Microstructures du TA6V obtenues en fonction de différents paramètres en SLM [55]

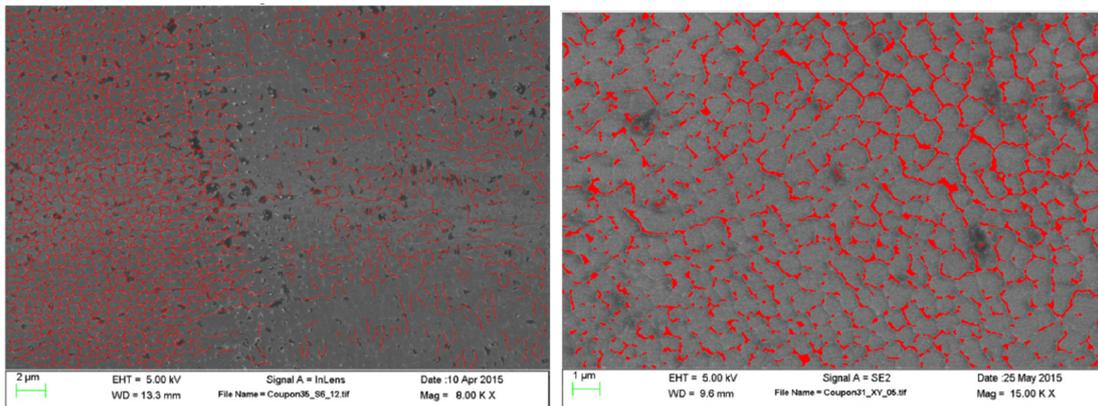
accord avec les relations (1.2) et (1.3) (page 24).

Arisoy et al. [61] réalisent une étude sur la taille des grains dans des pièces en alliage de nickel IN625 fabriquées par SLM. Ainsi, ils déduisent que l'augmentation de la densité d'énergie conduit à l'accroissement de la taille de grains. De plus, ils proposent un modèle de prédiction de la taille des grains, ou de la direction de coalescence de ceux-ci, en fonction des paramètres du procédé  $P$ ,  $V$  et  $h$ , la distance de lasage (entre deux cordons). Ils montrent que les relations entre ces variables sont complexes, et nécessitent l'utilisation de modèles quadratiques.

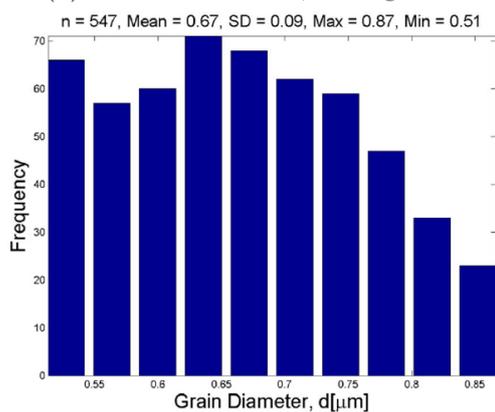
Dans la même étude, Arisoy et al. [61] utilisent deux stratégies de lasage différentes en SLM (avec des paramètres  $P$ ,  $V$  et  $h$  identiques) et observent l'évolution de la taille des grains dans leur pièce en alliage IN625 (cf. Figure 1.27). Ils font ainsi apparaître que le changement de l'angle entre les couches peut entraîner un changement de la taille des grains obtenus.



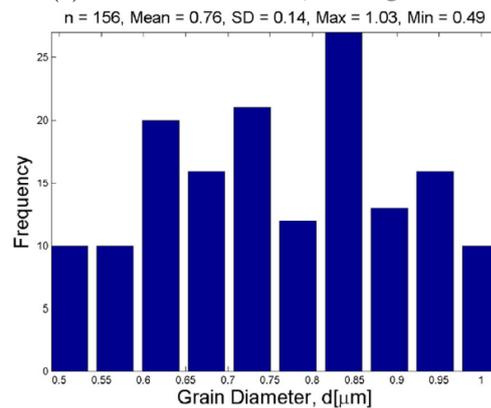
(a) Stratégies de lasage



(b) Observation MEB, stratégie 90°



(c) Observation MEB, stratégie 67°



(d) Histogramme de taille de grains (strat. 90°) (e) Histogramme de taille de grains (strat. 67°)

FIGURE 1.27 – Tailles de grains obtenues sur des pièces en alliage IN625 par SLM pour deux stratégies de lasage [61]

## 2.3 La santé matière

En FA, la santé matière des pièces brutes de fabrication n'est pas toujours optimale et il existe différents types de défauts pouvant se trouver dans les pièces fabriquées, notamment avec les procédés poudre. Ainsi, il est possible de trouver des défauts dits volumiques et des défauts dits surfaciques.

### 2.3.1 Défauts volumiques

Les porosités, fréquemment rencontrées dans les pièces issues de procédés à base de poudres [53, 62-64], peuvent être classées en deux sous-catégories :

- les pores gazeux (Figure 1.28a), de forme circulaire ;

- les manques de fusion des poudres (LOF pour *Lack Of Fusion* en anglais, Figure 1.28b), de forme angulaire.

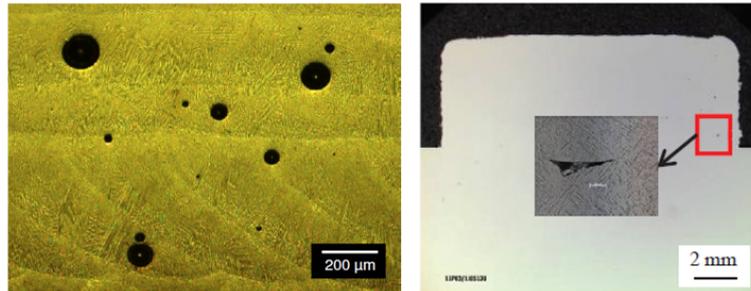


FIGURE 1.28 – Types de porosités rencontrées dans les pièces issues de procédés de FA : à gauche : pores gazeux dans une pièce LMD [62]; à droite : manque de fusion de poudre dans une pièce LMD [53]

Les poches de gaz sont retrouvées de manière aléatoire dans toute la pièce, et sont dues à des impuretés ou à de l'humidité présentes dans la poudre ou lorsque le gaz n'a pas suffisamment de temps pour s'échapper lors de la phase de solidification du dépôt [10].

En LMD, la taille de ce type de défauts varie fortement entre les différentes études, elles peuvent être relativement petites (1-20 µm) [65, 66] ou plus conséquentes (jusqu'à 30 à 130 µm) [62, 67]. En SLM, des pores gazeux de taille variant de 1 à 80 µm [67-69] sont rapportées.

Les défauts de manque de fusion sont, quant à eux, généralement positionnés entre les couches (verticales ou horizontales) et sont dus à une énergie de fusion insuffisante pour fondre le substrat ou la couche précédente [8]. Pour les deux procédés, leur taille varie très fortement d'une étude à l'autre, et même dans une pièce, et peuvent être de l'ordre de quelques à plusieurs centaines de micromètres (longueur jusqu'à 500 µm) [68-70].

En LMD, il est montré que la taille et fréquence des défauts tendent à diminuer lorsque la puissance et la vitesse augmentent, et à s'intensifier lorsque le débit et la distance de recouvrement croissent [8, 62].

En SLM, Kasperovich et al. [69] montrent sur du TA6V qu'ils sont liés à la densité d'énergie (définie par l'équation 1.1 page 18) : lorsqu'elle est excessive, ce sont des poches de gaz, de diamètre supérieur à 50 µm, qui apparaissent ; et lorsqu'elle est insuffisante, ce sont des manques de fusion qui se forment entre les couches. Les conclusions de Gong et al. [70], aussi avec un alliage TA6V, sont similaires.

Il convient donc de bien maîtriser les paramètres des procédés pour contrôler au mieux l'apparition de ces défauts. Pour réduire ce risque, les fabricants appliquent généralement des post-traitements tels que la CIC, qui permet de diminuer fortement la présence de ces défauts lorsqu'ils ne sont pas débouchants.

### 2.3.2 Défauts surfaciques

#### Caractérisation de la rugosité

L'état de surface d'une pièce est généralement caractérisé par ses paramètres de rugosité, selon les normes ISO 4287 [71] et ISO 25178-1 [72]. Ils peuvent être définis selon une ou deux dimensions (profil ou surface respectivement). Les paramètres les plus utilisés sont les paramètres d'amplitude (Figure 1.29), avec (en 1D) :

- La rugosité arithmétique  $R_a$ , égale à la moyenne des écarts absolus par rapport à la ligne moyenne de longueur  $l_r$  :

$$R_a = \frac{1}{l_r} \int_0^{l_r} |Z(x)| dx \quad (1.4)$$

- La hauteur maximale des pics par rapport à la ligne moyenne  $R_p$  :

$$R_p = Z_{max} - Z_{moy} \quad (1.5)$$

- La profondeur maximale des vallées par rapport à la ligne moyenne  $R_v$  :

$$R_v = |Z_{moy} - Z_{min}| \quad (1.6)$$

- La hauteur maximale du profil  $R_z$ , égal à l'écart vertical absolu entre la hauteur maximale des pics et la profondeur maximale des vallées :

$$R_z = R_p + R_v \quad (1.7)$$

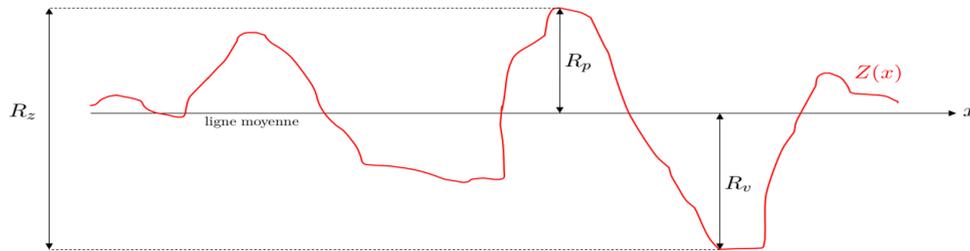


FIGURE 1.29 – Représentation des paramètres de rugosité sur un profil de surface

### État de surface des pièces FA

Les défauts surfaciques correspondent à l'état de surface des pièces. Il est connu que les procédés de FA génèrent des états de surface accidentés.

Pour le procédé LMD, cet état de surface est composé d'une partie périodique représentée par la succession de cordons qui composent la pièce, avec des pics et des vallées, et une partie plus aléatoire composée d'agrégats de poudre partiellement fondus. La qualité de la surface peut être améliorée avec la maîtrise des paramètres de fabrication, comme l'ont montré Li et al. [11] dans leur étude sur des pièces en TA6V, dans laquelle ils ont pu observer une amélioration de l'état de surface de murs fabriqués par LMD avec l'augmentation du "ratio puissance-masse", égal à  $PV/\phi D$  (avec  $\phi$  le diamètre du laser, cf. Figure 1.30).

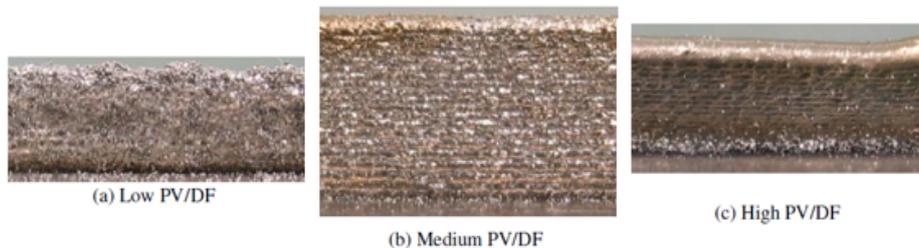


FIGURE 1.30 – Évolution de l'état de surface de murs en TA6V déposés par LMD en fonction du ratio puissance-masse  $PV/D\phi$  [11]

Ce paramètre semble affecter de manière importante la hauteur du dépôt et la qualité de la surface de la pièce. Ils montrent que la qualité de la pièce semble être mieux contrôlée pour un ratio  $PV/\phi D$  "moyennement" élevé (valeur non précisée).

Möller et al. [73] mesurent les valeurs des paramètres  $R_a$  et  $R_z$  de murs en TA6V produits par LMD avec différentes stratégies d'évolution de la puissance laser au cours de la fabrication. Ils montrent de fortes variations des paramètres de rugosité : sans variation de la puissance, les paramètres sont très élevés ( $R_a = 60 \mu\text{m}$  ;  $R_z = 370 \mu\text{m}$ ), mais il est possible de les faire diminuer avec ce type de stratégie de réduction de la puissance (minimums atteints :  $R_a = 30 \mu\text{m}$  ;  $R_z = 170 \mu\text{m}$ ).

En ce qui concerne les pièces produites par SLM, la rugosité rencontrée tient son origine de l'interaction entre le faisceau laser et les grains de poudre. Il existe alors différents types d'état de surface en fonction de l'emplacement et de l'orientation de la surface sur la pièce, telles que les surfaces supérieures (dernièrement fondues), les surfaces verticales, et les surfaces inclinées supérieures, "upskin", et inférieures, "downskin" (cf. Figure 1.31). L'état de surface des pièces est donc dépendant, entre autres, de la taille des particules de poudre, de l'épaisseur des couches  $e$ , de la densité d'énergie laser  $E_v$  et de l'angle de fabrication de la pièce [74].

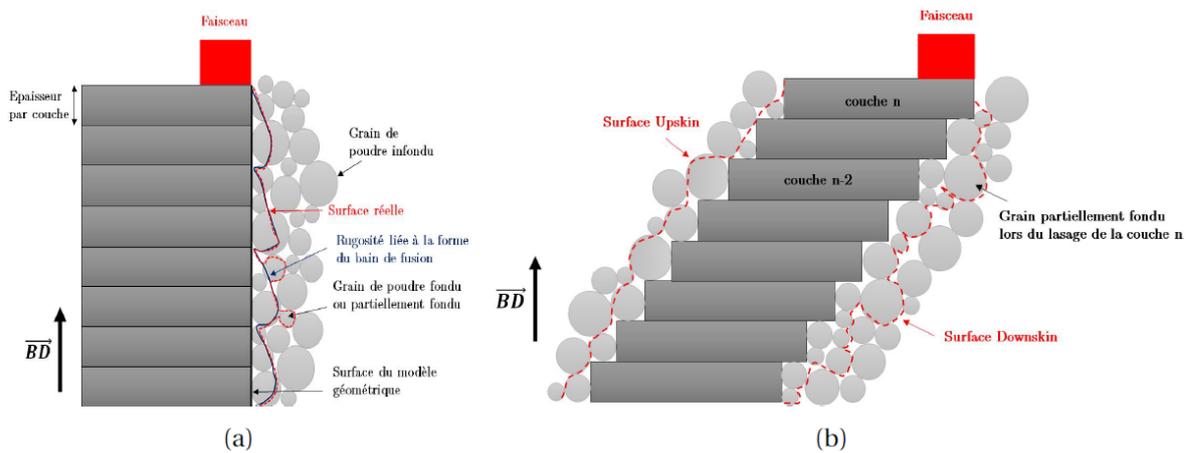


FIGURE 1.31 – Schématisation de l'origine de la rugosité de pièces fabriquées selon plusieurs angles [75]

Vayssette [75] calcule les paramètres de rugosité de surfaces obtenues par profilométrie optique de ses éprouvettes SLM en TA6V selon différentes configurations. Il montre que l'angle de fabrication influence fortement l'état des surfaces obtenues par le procédé, et de manière différente s'il s'agit des surfaces *upskin* ou *downskin* (cf. Figure 1.32).

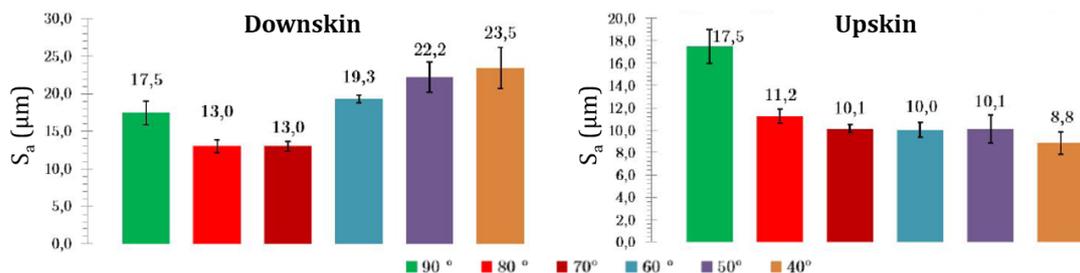


FIGURE 1.32 – Paramètres de rugosité des surfaces *upskin* et *downskin* obtenues sur des éprouvettes SLM en TA6V avec différents angles de fabrication [75]

## 2.4 Conclusion intermédiaire

Les procédés de fabrication additive génèrent une microstructure particulière liée aux profils thermiques rencontrés, composés de successions de chauffés et refroidissements très rapides. Pour l'alliage TA6V, elle est donc généralement composée de grains primaires  $\beta$  orientés selon la direction de fabrication, à l'intérieur desquels ont précipité les phases martensitiques ou lamellaires. Il est possible de modifier ces microstructures en changeant les paramètres et stratégies de fabrication, puisqu'ils vont influencer sur les phénomènes thermiques. Les traitements thermiques vont aussi avoir pour effet de modifier la morphologie des grains rencontrés.

Les pièces fabriquées par FA contiennent souvent des défauts internes, qui peuvent se diviser en deux catégories : les pores gazeux et les manques de fusion. Leurs géométries sont différentes et dépendent elles aussi des paramètres du procédé. Il est cependant possible de les supprimer à l'aide de post-traitements tels que la CIC.

Les pièces FA présentent des états de surface induits par le principe des procédés. L'empilement de couches et l'utilisation de poudre comme matière apportée font qu'il est impossible d'obtenir une surface lisse. Les paramètres de rugosité sont eux aussi liés aux paramètres de ces procédés.

Le matériau obtenu se caractérise par sa microstructure et ses défauts. Ces variables influent fortement sur les propriétés mécaniques.

### 3 Les propriétés mécaniques

Les procédés de FA ouvrent de nouvelles opportunités de conception et de fabrication (complexité géométrique des pièces, diminution de perte de matière, etc.), mais leurs propriétés mécaniques doivent rester dans les cahiers des charges pour leurs applications futures. Pour cela, il est nécessaire de tester ces pièces afin de faire le lien entre le matériau obtenu (sa microstructure, son état de contraintes, la présence de défauts) et son comportement mécanique. Certains essais normalisés et réalisés sur éprouvettes types sont alors nécessaires, tels que l'essai de traction uniaxial ou l'essai de fatigue par exemple. Les résultats permettront de connaître la résistance des pièces obtenues avec ce type de procédés.

#### 3.1 Propriétés en traction quasi-statique

Le Tableau 1.6 synthétise des propriétés de pièces en TA6V issues de FA obtenues lors d'essais de traction quasi-statique.

Réf.	Procédé	Post-traitement	$R_m$ (MPa)	$R_e$ (MPa)	A%
[76]	Forge	TTh	931	855	10
[53]	LMD	aucun	$1099 \pm 2$	$976 \pm 24$	$4,9 \pm 0,1$
[59]	LMD	aucun	999-1135	931-1082	5,3-10,3
		TTh (900°C 2h)	951-970	888-899	9,7-10,4
[76]	LMD	TTh	896-1000	827-965	1-16
[77]	LMD	aucun	1038	908	3,8
		TTh (700°C 1h)	1049	959	3,7
		TTh (1050°C 2h)	1097	957	3,4
[78]	LMD	TTh (700-730°C 2h)	832-1112	832-1066	0,8-5,5
		CIC (2h 900°C 1000 bar)	1002-1007	899-952	11,8-13,1
[55]	SLM	TTh (350 à 930°C 2h)	1300	1000	9
		aucun	1150-1250	1000-1100	1,0-11,5
[79]	SLM	aucun	$1177 \pm 36$	$991 \pm 20$	$2,0 \pm 0,05$
[80]	SLM	aucun	$1267 \pm 5$	$1110 \pm 9$	$7,28 \pm 1,12$
[81]	SLM	aucun	1176	-	14
		CIC (2h 920°C 1000 bar)	980	-	22
[82]	SLM	TTh (800°C 2h)	970-993	880-920	19,3-19,7
		TTh (920°C 1h, 540°C 4h)	937-955	838-863	20,7-21,9
[83]	SLM	aucun	1014-1148	863-1042	3,5-10,8

TABLEAU 1.6 – Propriétés en traction obtenues sur des pièces en TA6V (éprouvettes avec surfaces usinées ou polies)

Les propriétés obtenues peuvent être très différentes suivant le procédé utilisé, les paramètres associés et les post-traitements appliqués. De manière générale, il est constaté que les propriétés des pièces en TA6V obtenues lors des essais de traction quasi-statique sont très proches à légèrement supérieures aux propriétés obtenues sur des pièces obtenues par forgeage par exemple [84].

D'après la littérature, les pièces obtenues par procédé SLM semblent présenter des propriétés en traction supérieures à celles obtenues par LMD. De plus, la ductilité des pièces semble varier fortement d'une étude à une autre, ce qui peut être dû aux différences de procédé, de post-traitements, de microstructures obtenues avec différents paramètres, etc. Selon le procédé et les traitements utilisés, le matériau obtenu peut être fragile.

Les pièces obtenues par FA présentent une forte anisotropie de la microstructure, comme évoqué dans le paragraphe 2.2.2. L'influence de ces différences de propriétés selon plusieurs directions sur les propriétés mécaniques a donc été investiguée par plusieurs auteurs.

Wolff et al. [85] ont étudié les propriétés de pièces en TA6V issues de procédé LMD par apport de fil, prélevées dans des cubes selon différentes orientations et positions. Ils montrent que les propriétés mécaniques des pièces en traction quasi-statique semblent augmenter en s'éloignant du centre du cube. De plus, les éprouvettes prélevées horizontalement ont un comportement plus ductile et une résistance mécanique plus élevée. Selcuk [51] observe des comportements similaires en ce qui concerne la résistance mécanique de pièces en acier (316 SS et 314L SS) et en alliages base Nickel (IN625 et IN690), dont les propriétés sont similaires ou légèrement plus élevées pour les éprouvettes horizontales. En revanche, il fait l'observation inverse en ce qui concerne la ductilité de ses pièces. Dans la même étude, il remarque que, pour les pièces obtenues par SLM, la résistance mécanique et la ductilité les moins élevées sont obtenues pour les éprouvettes verticales.

Dans les travaux plus récents de Yang et al. [82], les auteurs comparent leurs résultats obtenus sur des pièces SLM en TA6V fabriquées selon trois orientations (horizontale  $90^\circ$ , verticale  $0^\circ$  ou à  $45^\circ$ ) après post-traitements aux résultats antérieurs de Ren et al. [83] sur des pièces similaires, mais sans post-traitements. Ils montrent ainsi que, si les propriétés en traction différaient pour les pièces brutes d'après [83] selon la direction de fabrication, ces effets sont supprimés après post-traitements (cf. Figure 1.33).

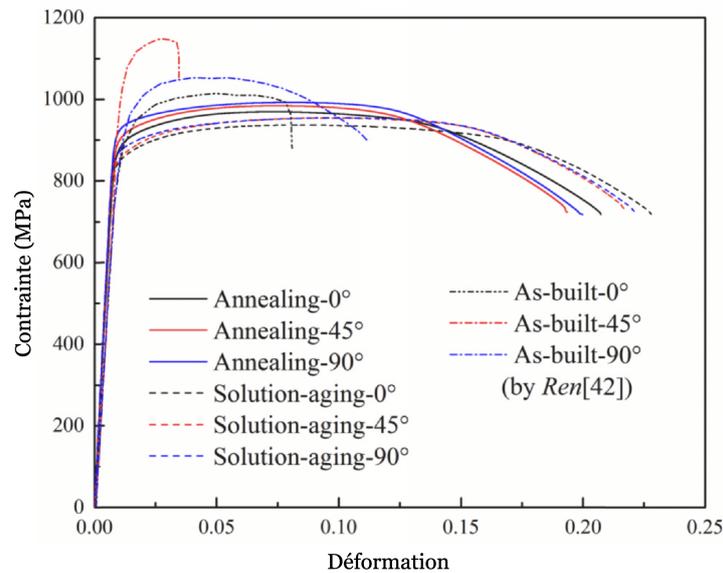


FIGURE 1.33 – Courbes de traction obtenues pour des pièces SLM en TA6V pour différentes orientations et différents post-traitements [82]

Les post-traitements appliqués aux pièces ont donc aussi une influence sur les propriétés obtenues, et semblent atténuer considérablement les effets des autres paramètres, tels que l'orientation de fabrication, en homogénéisant la microstructure.

Gushchina et al. [59] remarquent aussi ce phénomène sur les résultats obtenus sur leurs pièces LMD fabriquées par trois stratégies de lasage (cf. Figure 1.34). Sans aucun post-traitement, les pièces obtiennent des résultats mécaniques différents. L'éprouvette de stratégie type B, avec une microstructure équiaxe (cf. Figure 1.25), est bien plus ductile que les deux autres éprouvettes,

avec un allongement à rupture presque deux fois plus élevé. La stratégie de type A, avec une microstructure de type martensitique dans les grains  $\beta$  colonnaires, a quant à elle permis d'avoir une meilleure résistance mécanique. Après post-traitement (900°C 2h), les résultats des éprouvettes réalisées par les trois stratégies sont homogènes.

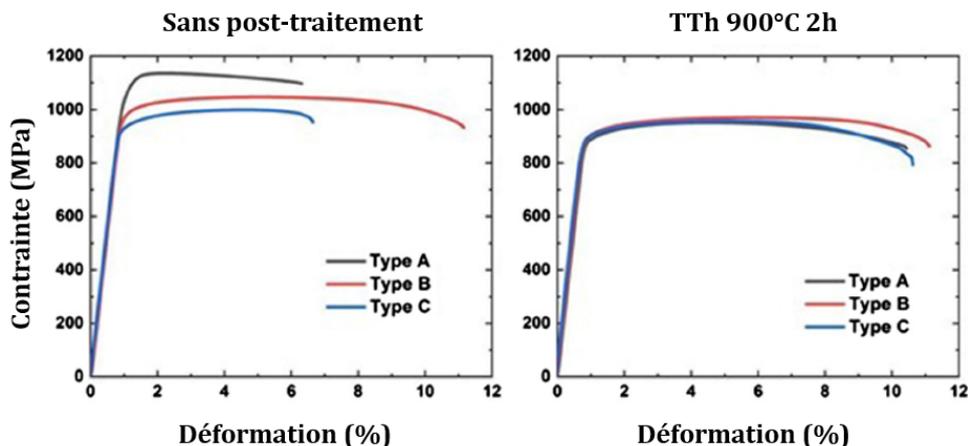


FIGURE 1.34 – Courbes de traction obtenues pour des pièces LMD en TA6V pour différentes stratégies (décrites sur la Figure 1.25), avec (à droite) ou sans (à gauche) post-traitement [59]

Ter Haar et Becker [86] en font l'observation lors de leur étude sur des pièces SLM en TA6V ayant subi différents traitements thermiques (aucun, ou températures de 750 à 960°C, maintien de 0,5 à 8h puis trempe à l'eau ou refroidissement en four ou à l'air). Ils observent que les pièces brutes (sans traitement) présentent de bien meilleures résistances mécaniques (environ 1200 MPa contre 900 à 1000 MPa pour les pièces traitées) mais une ductilité plus faible (environ 10% contre 10 à 20%). Leurs observations sont donc en accord avec les travaux de Yang et al. [82]. Ces derniers expliquent ces différences de résultats par la modification de la microstructure. En effet, sur les pièces brutes, la finesse de la martensite obtenue par FA permet un durcissement, et donc une augmentation de la résistance mécanique, puisque le mouvement des dislocations est freiné entre les différentes orientations cristallines. Après post-traitement, la résistance mécanique est plus faible à cause du grossissement de la microstructure, mais la favorisation des mouvements des bandes de glissement a aussi pour effet d'améliorer la ductilité.

## 3.2 Fatigue

### 3.2.1 Généralités sur la fatigue des métaux

Lors de son cycle de vie, une pièce peut subir une succession de contraintes de faible intensité dont la répétition peut provoquer la rupture de la pièce par fatigue. La rupture sous chargement cyclique peut se produire pour des niveaux de contraintes maximales bien inférieurs à la limite d'élasticité obtenue lors des essais de traction quasi-statique. Les essais de fatigue consistent à appliquer un chargement mécanique de manière cyclique afin de provoquer cette rupture dans un contexte contrôlé représentatif du chargement dimensionnel de la pièce (direction de sollicitation, nombre de cycles, etc.).

Il existe plusieurs types d'essais de fatigue selon différentes conditions [87] :

- Le type de sollicitation : flexion (plane ou rotative), efforts axiaux (traction ou compression), torsion ou encore essais combinés ;
- Le chargement à contrainte ou à déformation imposée ;
- Le ratio de contrainte  $R$  (défini par l'équation 1.8) appliqué ;

— La constance ou la variation de l'amplitude de charge.

Le ratio de contrainte est défini par :

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} \quad (1.8)$$

La tenue mécanique d'une pièce en fatigue peut être représentée sur la courbe de Wöhler, aussi appelée courbe  $S-N$ . Cette courbe est représentée en traçant la contrainte maximale de l'essai,  $\sigma_{max}$ , ou l'amplitude de contrainte,  $\sigma_a$  (égale à  $(\sigma_{max} - \sigma_{min})/2$ ), en fonction du nombre de cycles qu'a subi la pièce au moment de la rupture, noté  $N$ . Des exemples de courbes, obtenues sur des pièces LMD en TA6V, sont donnés en Figure 1.35.

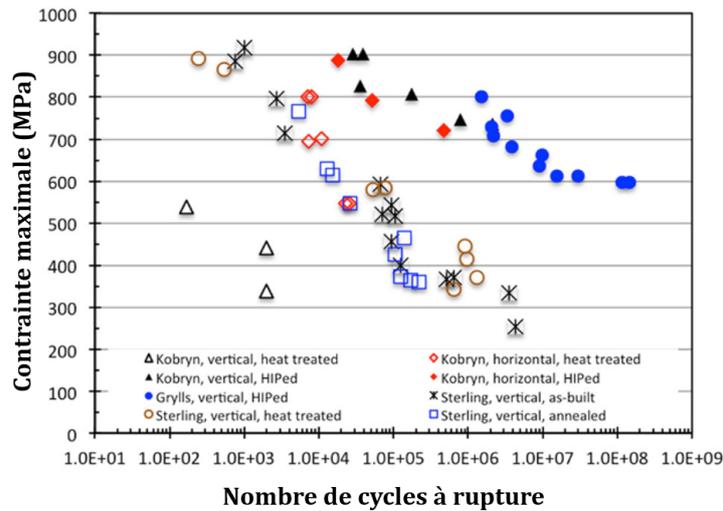


FIGURE 1.35 – Performance en fatigue d'éprouvettes en TA6V issues de LMD, avec différentes orientations et post-traitements,  $R = 0,1$  [88] (données issues de [77, 89])

La durée de vie d'une pièce se décompose en trois domaines de tenue en fatigue. Le premier domaine est celui de la fatigue oligocyclique ("*Low Cycle Fatigue*"). Ce domaine correspond à des niveaux de contraintes pour lesquels une déformation plastique de l'ensemble de la pièce a lieu. Il se situe sur la plage de 0,5 à  $10^5$  cycles. Le second domaine est celui dit de l'endurance limitée, et n'entraîne pas de déformation plastique d'ensemble : les contraintes appliquées sont inférieures à la limite d'élasticité cyclique. Les pièces supportent généralement entre  $10^5$  et  $10^7$  cycles. C'est le domaine de la Fatigue à Grand Nombre de Cycles (FGNC) (en anglais "*High Cycle Fatigue*"). Le dernier domaine, pour un nombre de cycles supérieur à  $10^7$ , est nommé le domaine de fatigue à très grand nombre de cycles ("*Very High Cycle Fatigue*").

Dans le cadre de cette étude, l'intérêt sera porté sur le comportement d'éprouvettes en FGNC.

### 3.2.2 Mécanismes d'endommagement

De nombreux facteurs ont une influence sur la tenue en fatigue des pièces. Duprat [90] propose d'ordonner ces paramètres en trois classes :

- les paramètres d'ordre métallurgique, c'est-à-dire la granulométrie de la microstructure (taille des grains), l'orientation de ces grains, le taux d'écroissage, la présence de défauts dans la structure, ou encore si l'alliage a subi des traitements thermiques ;
- les paramètres d'ordre mécanique et géométrique, soit la nature du chargement lors de l'essai, les "accidents de forme" (tels que les trous et entailles dans la pièce), l'effet d'échelle (lié aux dimensions) et l'état de surface ;

- l'environnement, comme la température et les milieux corrosifs.

Les phénomènes de rupture d'une pièce se divisent en deux étapes : l'amorçage et la propagation de fissure. Pour l'alliage TA6V, Ellyson [91] explique que l'amorçage est provoqué par :

- les concentrations de contraintes, tels qu'induits par les défauts (inclusions, pores, retassures) ;
- l'accumulation de glissement, induite par :
  - les hétérogénéités, telles que les colonies ou les grains  $\beta$  antérieurs ;
  - la microstructure, avec les grains  $\alpha$  primaires ou les lamelles.

Il existe alors une hiérarchie des mécanismes d'endommagement dans les pièces. Ainsi, l'amorçage de fissure se produira préférentiellement sur un défaut surfacique ou volumique, qui va créer une forte concentration de contraintes localisée si sa géométrie est critique, ou, en l'absence de ce type de défaut, sur un défaut de microstructure (accumulation de glissement).

Les mécanismes d'amorçage présents dans les pièces réalisées par FA peuvent être classés de la manière suivante [10, 84, 88, 92] :

- initiation sur un défaut de surface (effet d'entaille) ;
- initiation sur un défaut proche de la surface (interaction avec la surface) ;
- initiation sur un défaut interne (pore gazeux ou manque de fusion générant une concentration de contraintes suffisante pour amorcer sans effet de la surface) ;
- initiation sur un défaut de microstructure (glissement).

### 3.2.3 Résistance en fatigue des pièces en TA6V issues de FA

Le Tableau 1.7 synthétise des résultats d'essais de fatigue (en traction pure ou traction-compression) réalisés sur des éprouvettes en TA6V issues des procédés SLM et LMD, ayant subi différents types de post-traitements.

À travers la littérature, de nombreux auteurs se sont intéressés aux propriétés en fatigue des pièces issues de la fabrication additive. La plupart d'entre eux ont observé l'influence de divers post-traitements sur les pièces, dont les objectifs étaient (et/ou) de :

- améliorer l'état de surface ;
- réduire voire supprimer les porosités ;
- supprimer les contraintes résiduelles ;
- modifier la microstructure.

Ces résultats montrent, entre autres, l'influence néfaste et marquée de l'état de surface brute sur la résistance en fatigue des pièces, avec un ratio de 1,8 à plus de 3,5 [75, 97-101] entre les valeurs pour les éprouvettes Surfaces Brutes (SB) et Surfaces Usinées (SU). Nakatani et al. [81] montrent une légère amélioration de la résistance en fatigue en flexion rotative sur les pièces SB après CIC. Ces effets sont cependant beaucoup plus étudiés à travers la littérature sur les pièces SLM. Ceci est probablement dû à la difficulté de fabriquer des éprouvettes brutes pour essais de fatigue en LMD. Les auteurs des études présentées dans le tableau de synthèse ont soit prélevé leurs éprouvettes dans des pièces parallélépipédiques, ou soit utilisé des stratégies de lasage linéaire pour fabriquer les couches de pièces cylindriques (c'est le cas de Prabhu et al. [94]). Avec une stratégie linéaire pour fabriquer un cylindre, l'état de surface est alors très mauvais, et non représentatif d'un état de surface composé de cordons homogènes.

Réf.	Procédé	Géométrie éprouvette	Ratio $R$	Post-traitement	Orientation éprouvette	$\Delta\sigma_D$ à $10^5$ cycles (MPa)	$\Delta\sigma_D$ à $10^6$ cycles (MPa)
[77]	LMD	Cylindrique	-1	TTh1 SU PO	Z	350	
				TTh2 SU PO		450	350
[78]	LMD	Cylindrique	-1	CIC SU	X, Y ou Z	800	750
[93]	LMD	Cylindrique	-1	SU	Z		611
					X		888-899
[94]	LMD	Cylindrique	-1	SU	Z	500	500
[95]	LMD	Cylindrique	0,1	TTh3 PO	Z	315	300
[64]	SLM	Cylindrique	-1	TTh4 SU PO	Z	450	350
				CIC SU PO		300	180
[96]	SLM	Cylindrique	-1	TTh5 SU	Z	250	230
				CIC SU		550	460
				CIC SB		300	250
[97]	SLM	Plate	-0,2	SB	X	210	
					Y	210	
					Z	150	60
				SU	X	330	240
					Z	120	
[98]	SLM	Cylindrique	0,1	TTh6 SB	Z ou 45°	160	90
				TTh6 SU PO		250	250
[99]	SLM	Cylindrique	0,1	TTh6 SB	45°	350	200
				TTh6 PO		500	500
				TTh6 GR		650	550
[100]	SLM	Cylindrique	0,1	CIC SB	Z	170	100
				CIC SU			360
				CIC GR		300	
				CIC POE		315	

**Notations**

TTh1 : 600°C 1h

TTh4 : 800°C 2h

PO : Polissage

TTh2 : 1050°C 2h

TTh5 : 400°C 1,5h

GR : Grenailage

TTh3 : 970°C 1h trempe 538° 4h

TTh6 : 650°C 3h

POE : Polissage électrolytique

TABLEAU 1.7 – Résistance en fatigue uniaxiale de pièces (amplitude de contrainte) LMD et SLM en TA6V

Kobryn et al. [78] comparent les comportements en fatigue d'éprouvettes prélevées dans des cubes, suivant les trois directions X, Y ou Z après détente (700 – 730°C 2h) ou CIC (900°C 100 MPa 2h). Ils montrent une forte diminution de la résistance en fatigue, et une anisotropie des propriétés des pièces après détente, qui disparaît après CIC (cf. Figure 1.36).

### 3.2.4 Prédiction de la résistance en fatigue sur des pièces rugueuses

Les pièces issues de procédés de FA sont, comme il a été précédemment discuté, composées de défauts divers tels que des porosités dans la matière et un état de surface complexe. Ces défauts peuvent conduire à l'initiation puis la propagation de fissures, et donc à la rupture prématurée de la pièce en comparaison avec un matériau sain (i.e. sans défaut). Les défauts internes, tels que les contraintes résiduelles et les porosités, peuvent être supprimés par des post-traitements

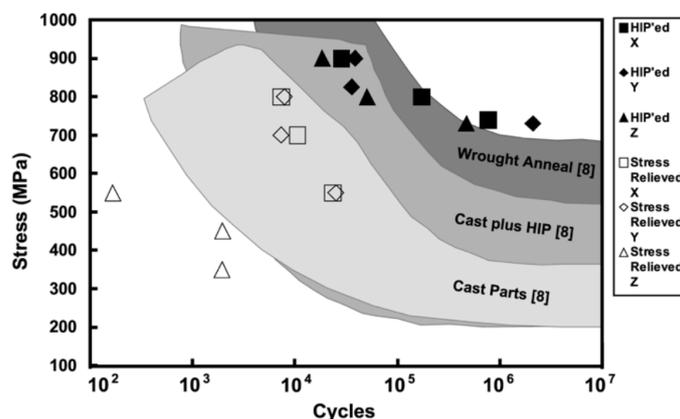


FIGURE 1.36 – Courbes  $S-N$  obtenues sur des éprouvettes LMD en TA6V, prélevées suivant différentes directions, après traitement de détente ou CIC : essais de traction-compression à  $R = -1$  [78]

(détente, CIC). Concernant la rugosité, il est parfois difficile de reprendre les surfaces brutes des pièces obtenues par FA, notamment si leur géométrie est complexe et l'accès à ces surfaces difficile. Il devient donc important de pouvoir prédire la résistance en fatigue de pièces avec des surfaces brutes.

Certains des modèles existants consistent à considérer la surface rugueuse des pièces comme une succession de micro-entailles. Le facteur théorique de concentration de contrainte  $K_t$  est utilisé, et se calcule à partir de l'équation (1.9) :

$$K_t = \frac{\sigma_{max}}{\sigma_{nom}} \quad (1.9)$$

Avec  $\sigma_{max}$  la contrainte maximale en MPa au fond de l'entaille, obtenue expérimentalement ou par le calcul, et  $\sigma_{nom}$  la contrainte nominale en MPa. Cette valeur est uniquement liée à la géométrie du défaut ou de l'entaille considérée. Elle est valable si le matériau reste dans le domaine élastique.

Dans ses travaux sur des éprouvettes entaillées de géométries différentes en acier doux, Frost [102] met en évidence l'évolution de la limite en fatigue en fonction de  $K_t$  (cf. Figure 1.37). Il montre ainsi qu'il existe une relation entre ces deux paramètres, et qu'à partir d'une certaine valeur seuil, la limite en fatigue n'est plus dépendante de  $K_t$  et des fissures non propageantes peuvent être observées en fond d'entaille.

Si  $K_t$  est inférieur à la valeur seuil, comme c'est le cas pour les entailles émoussées ou les rayons de raccordement, un critère de fatigue basé sur la contrainte locale sera représentatif. Ce sera alors le défaut dont la contrainte en fond d'entaille est maximale qui entraînera la rupture de la pièce. Cependant, cette méthode ne prendra pas en compte les phénomènes de plasticité.

Pour une valeur de  $K_t$  supérieure à cette valeur seuil, les prédictions à partir de ce facteur seront trop conservatives (partie droite de la courbe en Figure 1.37), car certaines fissures vont amorcer, mais leur propagation sera freinée par les barrières microstructurales. La prédiction de la limite en fatigue à partir des contraintes locales n'est plus adaptée. Il faut alors déterminer la contrainte à partir de laquelle la fissure amorcée va se propager. Pour cela, plusieurs méthodes peuvent être utilisées.

Kitagawa et Takahashi [103] proposent de représenter l'effet de la taille des défauts (lorsque

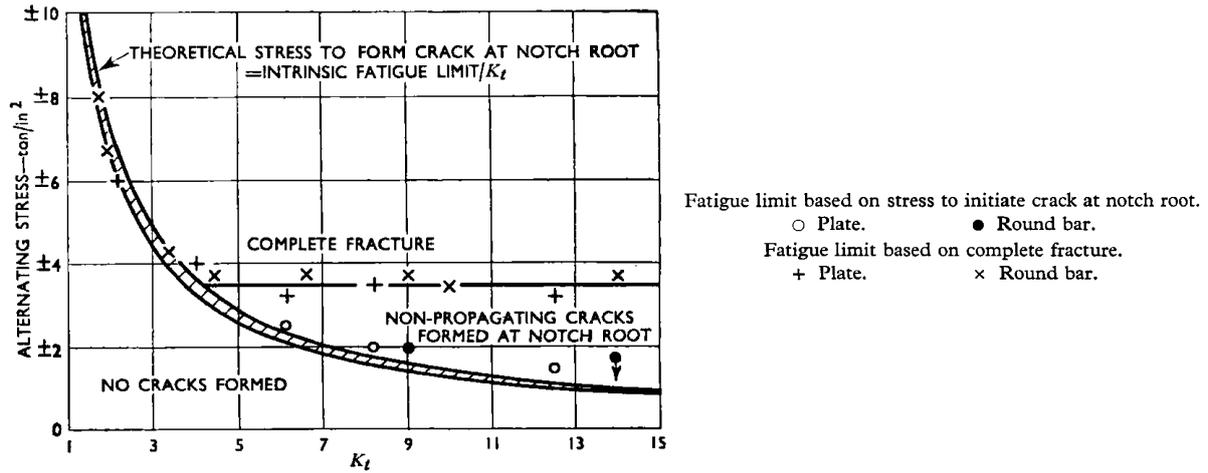


FIGURE 1.37 – Limite en fatigue en fonction de  $K_t$  pour des éprouvettes entaillées en acier doux [102]

leur forme d'entaille permet de les assimiler à des fissures) sur la résistance en fatigue sur un graphique qui porte leurs noms. Ce diagramme permet de tracer l'évolution de la limite en fatigue, qui peut être représentée par les valeurs de  $K_t$ ,  $\sigma_{max}$  la contrainte maximale appliquée ou  $\sigma_a$  l'amplitude de contrainte, en fonction de la taille du défaut. Ce diagramme montre qu'il existe une taille de défaut critique à partir de laquelle une fissure longue pourra se propager. Les petits défauts, dont la taille est située avant ce seuil, sont donc sans influence sur la tenue en fatigue. Une fissure peut alors être représentée par sa longueur équivalente sur ce diagramme. Un exemple est donné en Figure 1.38.

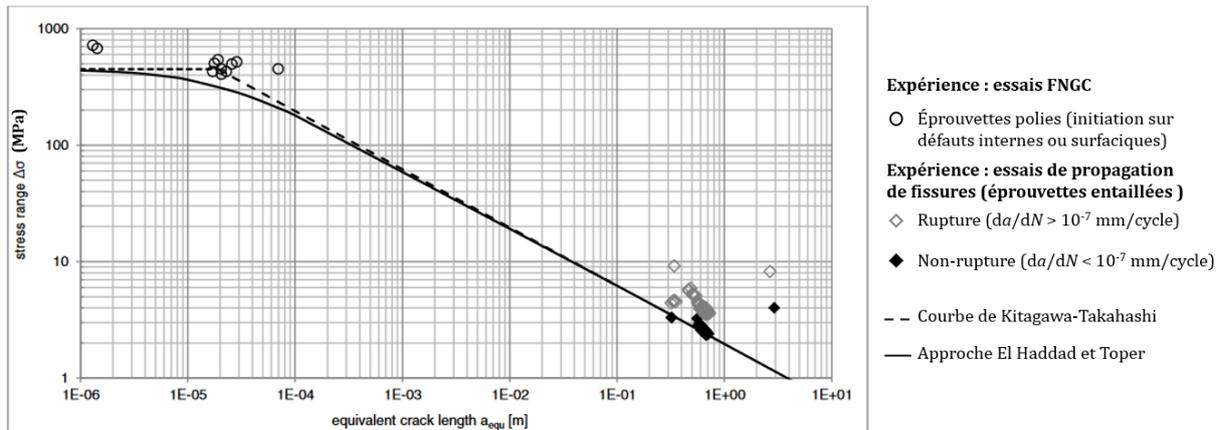


FIGURE 1.38 – Diagramme de Kitagawa-Takahashi obtenu sur des pièces SLM en TA6V [98]

L'allure de cette courbe peut être explicitée par les équations [104] :

— Pour les fissures longues (longueur équivalente supérieure à la valeur seuil) :

$$\Delta\sigma_D = \frac{\Delta K_{th}}{Y\sqrt{\pi a}} \tag{1.10}$$

Avec  $\Delta\sigma_D$  la limite en fatigue,  $\Delta K_{th}$  le seuil en amplitude du facteur d'intensité de contrainte,  $Y$  un facteur de correction géométrique et  $a$  la longueur de l'entaille.

— Pour les fissures courtes (longueur équivalente inférieure au seuil) :

$$\Delta\sigma_D = \Delta\sigma_{D,s} \tag{1.11}$$

Avec  $\Delta\sigma_{D,s}$  la limite en fatigue du matériau sain (sans défaut).

El Haddad et al. [105] proposent une approche plus conservative sous la forme :

$$\Delta\sigma_D = \Delta\sigma_{D,s} \sqrt{\frac{a_0}{a + a_0}} \quad (1.12)$$

Avec  $a_0$  une constante matériau définie par :

$$a_0 = \frac{1}{\pi} \left( \frac{\Delta K_{th}}{Y \Delta\sigma_{D,s}} \right)^2 \quad (1.13)$$

Il est alors possible de modéliser le comportement en fatigue des pièces grâce à ces approches basées sur la mécanique linéaire élastique de la rupture.

Wycisk et al. [98] représentent les résultats expérimentaux obtenus sur leurs pièces en TA6V fabriquées par SLM sur ce type de diagramme et les comparent avec ces deux représentations (Figure 1.38). Ils concluent que ces approches conduisent à des estimations trop conservatives de la limite en fatigue, notamment pour les fissures longues. Ils attribuent alors ces différences à l'influence positive de la microstructure fine obtenue par ce procédé, non prise en compte par ces types de modèle.

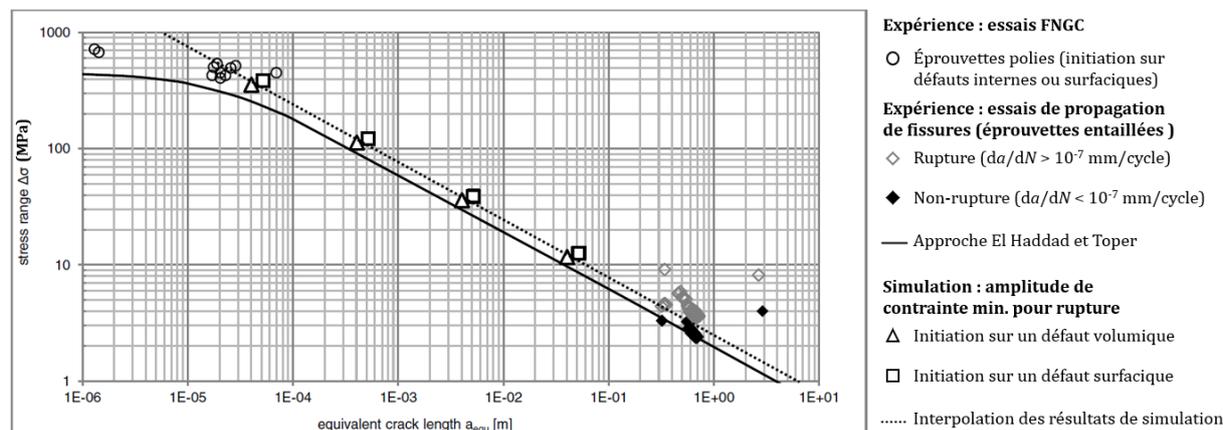


FIGURE 1.39 – Diagramme de Kitagawa-Takahashi : résultats expérimentaux et simulés (pièces SLM en TA6V) [98]

Ils réalisent aussi dans la même étude des calculs par la méthode des éléments finis (ou *Finite Element Method* en anglais) (FEM), dont les résultats sont beaucoup plus cohérents pour les fissures longues (cf. Figure 1.39). Cependant, pour réaliser ces calculs, il est nécessaire de déterminer la valeur de  $\Delta K_{th}$ , qui demande la réalisation d'essais de propagation de fissure sur des éprouvettes entaillées.

Une autre méthode pour prédire la limite en fatigue est de se baser sur des critères non-locaux. Taylor et al. [106] montrent ainsi que la majorité des méthodes adoptées au moment de leurs travaux utilisaient les contraintes locales, et donc que les méthodes de prédiction de rupture adoptées situaient l'amorçage sur les géométries créant les contraintes locales maximales, ce qui n'était pas toujours le cas en réalité. Leur exemple montre que la rupture, dans leur cas considéré, a lieu au niveau de la zone où le gradient de contrainte est le plus important, mais pas forcément la contrainte maximale. Ils concluent alors qu'il est nécessaire d'utiliser des méthodes relativement simples d'analyse de la distance critique. Ces méthodes permettent de prendre en compte le fait que, pour causer la rupture par fatigue, le niveau de contrainte doit être suffisamment élevé, pas au niveau du point maximal (point chaud), mais sur une zone qui l'entoure d'une certaine distance critique  $D_c$ . Cette approche peut être réalisée en une, deux

ou trois dimensions. En 1D (*point method*), la limite en fatigue sera alors égale à la contrainte nominale à appliquer pour que la contrainte en un point situé à  $D_c$  du fond de l'entaille soit égale à  $\sigma_{D,s}$ , la limite en fatigue du matériau sain. En 2D (*line method*), elle est égale à la contrainte à appliquer pour que la moyenne des contraintes sur une ligne de longueur  $D_c$ , à partir du fond de l'entaille, soit égale à  $\sigma_{D,s}$ . En 3D (*volume method*), le même raisonnement est réalisé sur une sphère de rayon  $D_c$ , dont le centre est au fond de l'entaille. Cette distance critique est définie en fonction du paramètre  $a_0$  (équation 1.13) selon la dimension du problème étudié ( $D_c = a_0/2$  en 1D ;  $2a_0$  en 2D ;  $a_0$  en 3D).

Des critères de fatigue, qui se présentent sous la forme d'une équation mathématique, peuvent être utilisés pour prédire l'amplitude de contrainte qui entraîne l'amorçage d'une fissure de fatigue dans une pièce sous un chargement périodique d'amplitude constante. En général, ces critères de fatigue sont définis pour les grands nombres de cycles (entre  $10^6$  et  $10^7$  cycles), domaine dans lequel la durée de propagation des fissures est négligeable devant l'amorçage. Il existe dans la littérature différents critères, qui peuvent être classés en trois catégories :

- de type plan critique ;
- de type énergétique ;
- basés sur la contrainte.

Les critères de type plan critique se basent sur la conclusion de plusieurs auteurs selon laquelle l'amorçage d'une fissure en fatigue est principalement gouverné par la contrainte de cisaillement. Par exemple, Mataka [107] propose une combinaison de l'amplitude de contrainte de cisaillement et de la valeur maximale de la contrainte normale à ce plan. En ce qui concerne les critères de type énergétique, il en existe de nombreux dans la littérature [108], qui peuvent être globaux ou de type plan critique. Les derniers se basent sur des invariants. Les critères les plus connus sont ceux de Sines [109] et Crossland [110]. Ce dernier est assez simple d'utilisation et est fondé sur une combinaison linéaire de l'amplitude du second invariant du tenseur déviateur  $\sqrt{J_{2,a}}$  et de la valeur maximale de la pression hydrostatique  $\sigma_{H,max}$  calculée sur un cycle, soit [75] :

$$\sqrt{J_{2,a}}(M) + \alpha\sigma_{H,max}(M) = \beta \quad (1.14)$$

Avec :

$$\sqrt{J_{2,a}}(M) = \sqrt{\frac{1}{2} \max_{t \in T} [\bar{S}(M, t) - \bar{S}_m(M)] : [\bar{S}(M, t) - \bar{S}_m(M)]} \quad (1.15)$$

Et :

$$\sigma_{H,max}(M) = \max_{t \in T} \left[ \frac{1}{3} \text{Trace}(\bar{\sigma}(M, t)) \right] \quad (1.16)$$

Où  $\bar{S}(M, t)$  est le tenseur déviateur en  $M$  à l'instant  $t$ ,  $\bar{S}_m$  est le tenseur déviateur moyen du cycle de chargement de période  $T$  et  $\alpha$  et  $\beta$  des paramètres matériaux.

Vayssette [75, 111] développe une méthodologie de prédiction de la résistance en fatigue d'éprouvettes en TA6V réalisées par SLM et EBM sous différentes conditions de chargement. Cette méthode se décompose en plusieurs étapes (cf. Figure 1.40) :

- Acquisition de profils (2D) ou surfaces (3D) des caractéristiques des états de surface réels obtenus par les procédés étudiés ;
- Maillages de volumes et calculs numériques par FEM ;
- Mise en place d'un paramètre indicateur de fatigue (ou *Fatigue Indicator Parameter* en anglais) (FIP) basé sur le critère de Crossland ;
- Prise en compte du gradient de contraintes grâce à une Prise de Moyenne Volumique (PMV) sur les contraintes locales ;

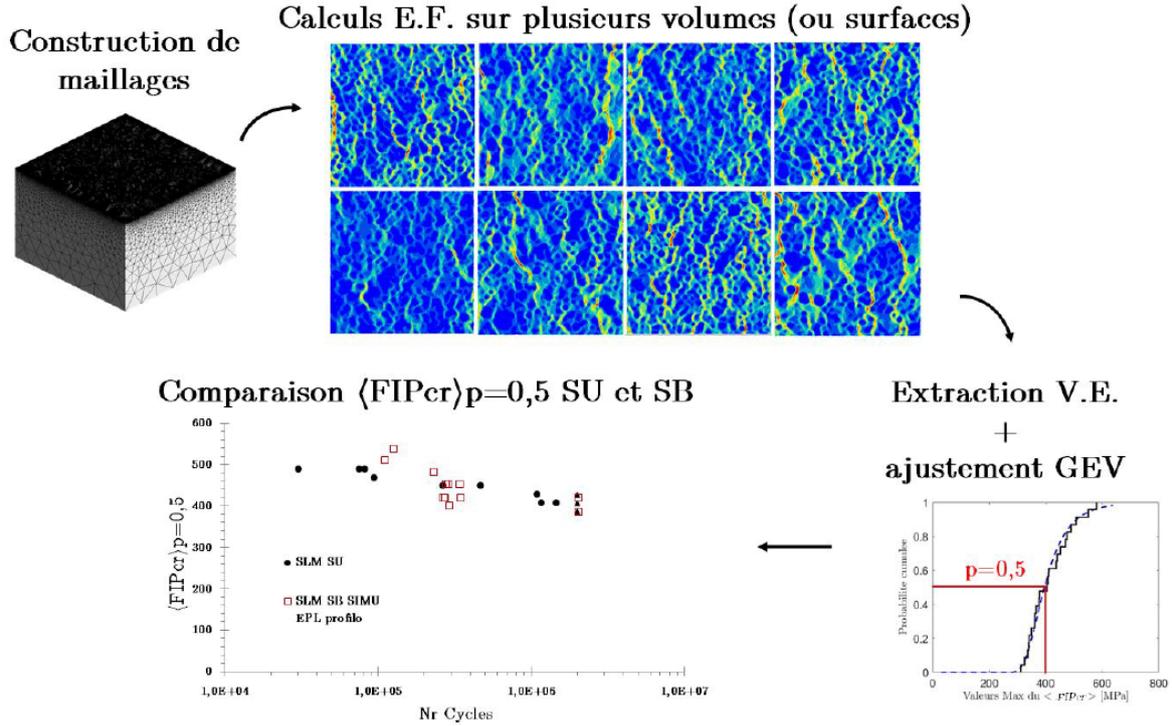


FIGURE 1.40 – Schéma de principe des simulations numériques visant à prédire l'effet de la surface sur la résistance en fatigue d'éprouvettes obtenues par SLM [75]

— Extraction des valeurs extrêmes (VE) et identification d'une loi statistique associée à cette population.

L'état de surface obtenu par les deux procédés étudiés est donc extrait en 2D (par observations au Microscope Électronique à Balayage (MEB) et microscope optique) ou en 3D (par profilométrie optique ou tomographie à rayons X) puis maillé pour calculs par FEM pour obtenir les contraintes locales créées par la géométrie de l'état de surface. Un FIP local est ensuite mis en place à partir de la contrainte de Crossland :

$$\text{FIP}_{Cr}(M) = \sqrt{J_{2,a}}(M) + \alpha \sigma_{H,max}(M) \quad (1.17)$$

Avec  $\sqrt{J_{2,a}}(M)$  et  $\sigma_{H,max}(M)$  respectivement définis par les équations (1.15) et (1.16). Ce FIP local est moyenné grâce à une PMV sphérique de rayon  $D_c$  sur les valeurs de  $\sqrt{J_{2,a}}$  et  $\sigma_{H,max}$  en chaque point du volume pour obtenir un FIP non local  $\langle \text{FIP}_{Cr}(M) \rangle$ . La résistance en fatigue est alors considérée comme atteinte lorsque  $\langle \text{FIP}_{Cr}(M) \rangle = \beta$  (équation 1.14). Les paramètres  $\alpha = 0,707$  et  $\beta = 416,7$  MPa sont identifiés à partir des résistances en fatigue à  $2 \times 10^6$  cycles sous chargement de traction/compression ( $R = -1$ ) et de torsion ( $R = -1$ ) sur matériau sain à une probabilité de rupture de 0,5 (cf. Figure 1.41).

La probabilité de rupture ou non à partir d'une entaille est prise en compte grâce à une approche statistique des valeurs extrêmes. Ainsi, plusieurs points chauds ( $\langle \text{FIP}_{Cr}(M) \rangle$  les plus élevés) sont relevés afin de représenter plusieurs entailles de géométries différentes. Leur distribution est représentée et modélisée grâce à la distribution généralisée des valeurs extrêmes (ou *Generalized Extreme Values* en anglais) (GEV), définie par :

$$H_{\xi,\mu,\gamma} = \frac{1}{\gamma} \exp \left( - \left( 1 + \xi \frac{(x - \mu)}{\gamma} \right)^{-1/\xi} \right) \left( 1 + \xi \frac{(x - \mu)}{\gamma} \right)^{-1-1/\xi} \quad \text{pour } 1 + \xi \frac{(x - \mu)}{\gamma} > 0 \quad (1.18)$$

Avec  $\xi$  le paramètre de forme de la fonction,  $\gamma$  le paramètre d'échelle et  $\mu$  le paramètre de position.

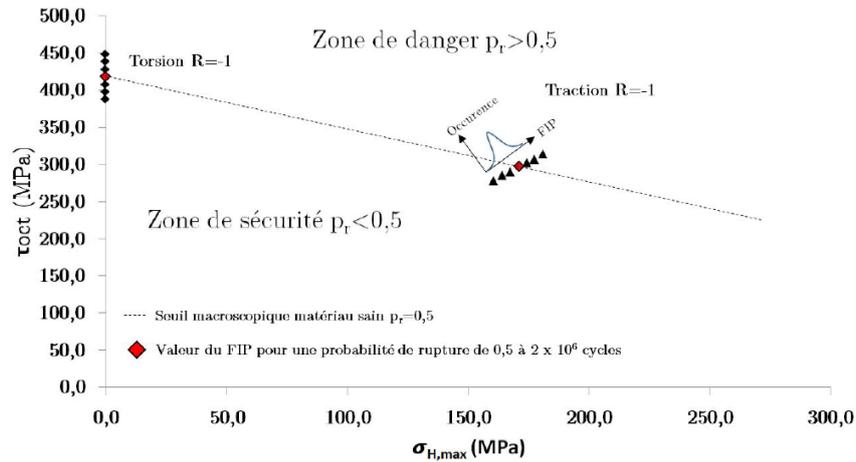


FIGURE 1.41 – Représentation dans le plan de Crossland des limites en fatigue expérimentales [75]

Le paramètre indicateur de fatigue prenant en compte cette probabilité statistique  $\langle \text{FIP}_{Cr} \rangle_{0,5}$  correspond alors à la médiane (probabilité de 50%) de cette distribution.

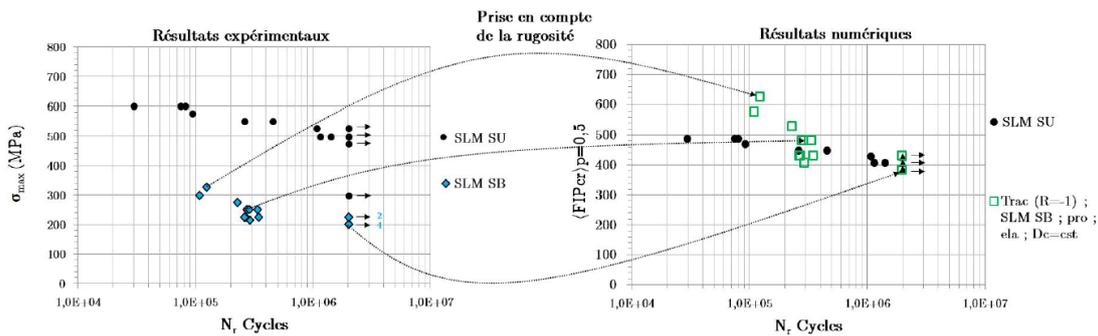


FIGURE 1.42 – Application de la méthode de prédiction de la limite en fatigue avec prise en compte de la rugosité par Vayssette [75], comparaison des données expérimentales et de prédiction

Cette méthode donne une prédiction de l'influence de l'état de surface sur la résistance en fatigue de ses éprouvettes SLM et EBM entre 300 000 et  $2 \times 10^6$  cycles fiable, avec une erreur de prédiction inférieure à 11% dans 7 configurations sur 8. L'erreur de prédiction de 22% du huitième cas est due, selon lui, à la mauvaise capture de la géométrie de la surface par profilométrie optique. La déviance de la prédiction par rapport aux résultats expérimentaux en dessous de 200 000 cycles est quant à elle due aux niveaux de plasticité trop élevés, qui ne sont pas pris en compte dans la méthode (même avec des calculs en élasto-plasticité). Cependant les abattements prévus sont surestimés, et donc conservatifs (cf. Figure 1.42). Au-dessus de 300 000 cycles, les calculs numériques en élasticité et en élasto-plasticité donnent des résultats similaires.

La section 3 du chapitre 4 de ce rapport sera dédiée à l'application de cette méthode sur des états de surface réels de pièces LMD (issus de tomographie à rayons X), afin de tester si elle est applicable à ce procédé.

### 3.3 Conclusion intermédiaire

La revue de la littérature présentée ici montre que les propriétés en traction quasi-statique de pièces en TA6V obtenues par SLM et LMD sont similaires, voire supérieures, aux propriétés d'éprouvettes du même alliage obtenues par forgeage.

L'effet des post-traitements est régulièrement étudié. Les résultats obtenus sont relativement dispersés, et les conclusions peuvent différer. Par exemple, le traitement thermique peut avoir pour effet d'augmenter la ductilité des pièces, mais diminuer la résistance mécanique, ou n'avoir que très peu d'effet.

En revanche, peu de travaux s'intéressent à l'effet de la direction de fabrication ou à l'état de surface.

La résistance en fatigue des pièces FA est un sujet régulièrement traité. Ainsi, à travers la littérature, les effets des traitements thermiques (relaxation et modification de la microstructure), de la CIC (suppression des défauts internes) et de l'état de surface sont souvent étudiés dans des conditions spécifiques. La plupart des essais sont réalisés en traction-compression ( $R = -1$ ), et sur des éprouvettes cylindriques. L'effet de la direction de fabrication est quant à lui étudié plutôt sur des éprouvettes SU ou polies, pour évaluer l'influence de la microstructure.

Les résultats obtenus sont, comme pour les résultats de traction quasi-statique, très dispersés, puisque les conditions de fabrication, post-traitements et essais sont eux aussi divergents.

L'effet de l'état de surface est souvent abordé en SLM, mais très peu en LMD. Pourtant, il est nécessaire de comprendre l'influence de la surface sur la tenue en fatigue de ce type de pièce.

Il existe des méthodes empiriques pour pouvoir prédire la résistance en fatigue de pièces rugueuses. Ces méthodes nécessitent pour la plupart un nombre d'expériences conséquent pour l'obtention de certains paramètres nécessaires aux calculs ( $\Delta K_{th}$  par exemple).

Vayssette [75, 111] a développé une méthode qui permet de prédire la résistance en fatigue de pièces SLM et EBM à partir d'états de surface réels mesurés. Il serait pertinent de vérifier si cette méthode est applicable à un état de surface obtenu par LMD.

## 4 Conclusion

Ce premier chapitre a permis de faire un point sur l'état des connaissances sur les propriétés des pièces issues des procédés LMD et SLM.

Les deux types de procédé étudiés donnent lieu à des phénomènes thermiques et physiques complexes. Ils reposent sur un très grand nombre de paramètres qui peuvent influencer sur les propriétés finales des pièces. Un schéma récapitulatif des facteurs d'influence les plus importants et leurs actions est donné en Figure 1.43.

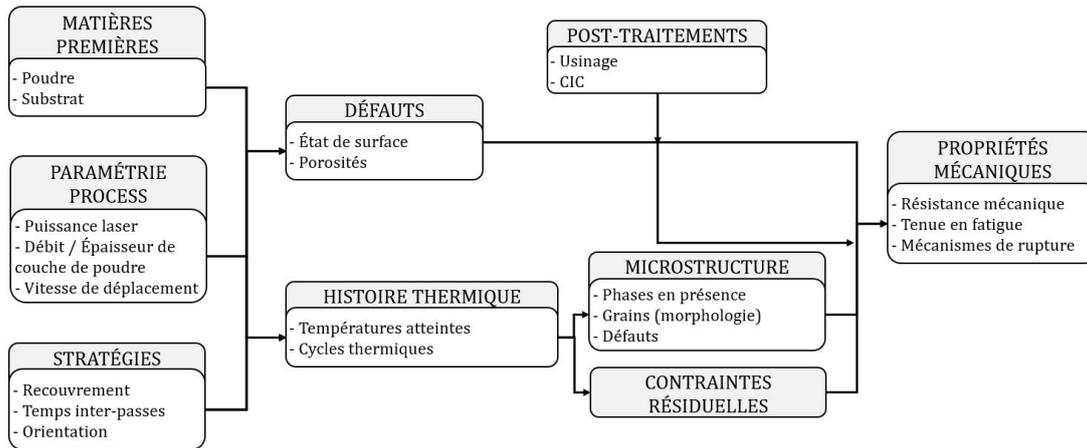


FIGURE 1.43 – Schéma récapitulatif des paramètres principaux qui influent sur les caractéristiques des pièces FA

Il est alors visible que certains choix, dès la préparation de la fabrication vont influencer sur les propriétés finales des pièces, puisqu'elles vont contrôler la microstructure obtenue, les défauts (contraintes résiduelles, porosités, état de surface) et donc les propriétés mécaniques.

Il existe de nombreux paramètres liés aux procédés LMD et SLM et à leurs nombreux sous-systèmes de contrôle. Les paramètres les plus influents sont identifiés comme : la puissance laser  $P$ , la vitesse de déplacement du laser  $V$  et la quantité de poudre à fondre : le débit massique  $D$  en LMD et l'épaisseur de couche  $e$  en SLM.

Ces paramètres vont définir la géométrie des cordons produits par les procédés pour chaque matériau. Il est crucial de connaître les relations entre ces paramètres pour comprendre le procédé et le piloter. En LMD, les mouvements de la buse lors de la fabrication d'une pièce sont directement liés à la géométrie de ces cordons. Cependant, la divergence des résultats recensés dans la littérature ne permet pas de prédire les relations entre ces paramètres de premier ordre et la géométrie de cordons obtenus de manière immédiate.

Les contraintes résiduelles induites par ces procédés sont inévitables, et peuvent être suffisamment conséquentes pour déformer la pièce au cours de la fabrication, jusqu'à parfois entraîner un échec de la production. Les paramètres du procédé et les stratégies de lasage influencent l'amplitude de ces contraintes résiduelles, tout comme les températures de préchauffage et les supports utilisés. Des post-traitements permettent de relaxer ces contraintes résiduelles, et sont souvent utilisés en FA.

Les microstructures du TA6V obtenues par les deux procédés étudiés sont relativement similaires, puisque les cinétiques de chauffe et refroidissement rencontrées sont proches. Ces micro-

structures évoluent en fonction des post-traitements appliqués. Elles sont directement corrélées aux caractéristiques mécaniques des pièces en traction quasi-statique et en fatigue.

Les procédés de FA entraînent aussi la présence de défauts internes (pores gazeux ou manques de fusion) et surfaciques. Ces défauts sont corrélés aux paramètres du procédé. Les défauts internes peuvent parfois être réduits avec une CIC. Pour les défauts de surface, il est possible d'appliquer des post-traitements mécaniques ou chimiques pour améliorer l'état de surface des pièces. Cependant, ils ne sont pas toujours réalisables en fonction de l'accessibilité des surfaces à traiter.

En ce qui concerne les propriétés mécaniques des pièces en TA6V issues des deux procédés, les résultats rencontrés dans la littérature sont assez divergents.

Les propriétés en traction quasi-statique sont légèrement supérieures à celles rencontrées sur des éprouvettes forgées dans la plupart des cas. Cependant les valeurs de résistance mécanique et d'allongement à rupture obtenus sont disparates. De plus, les effets de l'orientation des pièces et de l'état de surface ne sont que peu étudiés.

Les propriétés en fatigue de l'alliage sont largement étudiées pour des chargements en traction-compression ( $R = -1$ ), mais peu de données sont disponibles en traction pure ( $R = 0, 1$ ). L'effet de l'orientation de la surface est relativement peu étudié comparé aux effets de post-traitements, voire pas du tout étudié pour le procédé LMD. Ceci est probablement dû à la difficulté d'obtenir des éprouvettes de fatigue fabriquées horizontalement avec surface brute en fabrication additive. En effet, il est impossible de fabriquer horizontalement des éprouvettes cylindriques puisque les deux procédés utilisent des supports ou des substrats. Il est cependant possible d'en fabriquer des plates, mais elles sont difficilement utilisables en traction-compression (flambement des éprouvettes).

En fatigue, ce sont les défauts de surface qui sont les plus critiques, puisqu'ils induisent des effets d'entailles (concentrations de contraintes). Comme il n'est pas systématiquement possible de reprendre les surfaces, il est alors nécessaire de pouvoir prédire la résistance en fatigue des pièces rugueuses. Il existe différentes méthodes de prédiction, dont l'une développée sur des pièces SLM et EBM montre une bonne fiabilité.

Dans le cadre des travaux de cette thèse, 77 pièces en TA6V (30 par LMD et 47 par SLM) sont produites et les méthodes de fabrication associées sont présentées dans le chapitre 2.

Ensuite, la microstructure, les défauts (internes et surfaciques) et l'état des contraintes résiduelles des pièces produites sont caractérisés dans le chapitre 3.

Les essais de traction quasi-statique et de fatigue sont décrits dans le chapitre 4. Ces essais permettent :

- de comparer les performances mécaniques des pièces issues des deux procédés ;
- d'étudier l'influence de l'état de surface, de l'orientation et du post-traitement pour les pièces issues du procédé LMD uniquement.

Enfin, une évolution de la méthode de prédiction de la résistance en fatigue présentée dans la dernière section du chapitre 1 [75] (utilisant des calculs FFT à la place des calculs FEM) sera testée sur des surfaces de pièces issues de LMD.

# Chapitre 2

## Production d'éprouvettes par fabrication additive

### Sommaire

---

1	Fabrication de pièces par le procédé LMD . . . . .	<b>52</b>
1.1	Matériels et conditions de fabrication . . . . .	52
1.2	Influence des paramètres $P$ , $V$ et $D$ sur la géométrie de cordons . . . . .	54
1.3	Choix de paramètres pour la fabrication de blocs . . . . .	64
1.4	Montage et protocole de fabrication de pièces en série . . . . .	75
1.5	Fabrication de pièces en série . . . . .	78
2	Fabrication de pièces par le procédé SLM . . . . .	<b>79</b>
2.1	Matériel et conditions de fabrication . . . . .	79
2.2	Influence de la géométrie sur les contraintes dans les pièces . . . . .	80
2.3	Essais de supports . . . . .	82
2.4	Fabrication d'éprouvettes . . . . .	83
3	Post-traitement des pièces . . . . .	<b>85</b>
3.1	Compression Isostatique à Chaud . . . . .	85
3.2	Traitement thermique . . . . .	86
3.3	Usinage des éprouvettes . . . . .	86
4	Conclusion . . . . .	<b>88</b>

---

Ces travaux de thèse se concentrent sur deux procédés de FA en particulier : le LMD (paragraphe 1.1 du chapitre 1) et le SLM (paragraphe 1.2 du chapitre 1) appliqués à l'alliage Ti-6Al-4V. L'objectif premier est donc de fabriquer des pièces à l'aide de ces deux technologies. Cependant, bien qu'elles aient été étudiées à travers la littérature, notamment en terme de fabricabilité des pièces, la complexité des procédés ne permet pas encore une maîtrise totale de la production. En effet, beaucoup de phénomènes physiques entrent en jeu lors de la production d'une géométrie particulière, qui peuvent induire des réponses non-prédictibles.

C'est pour cela que le prototypage et la phase de test sont encore très présents lorsqu'il s'agit de fabriquer pour la première fois une nouvelle configuration de pièce. Il faut alors définir les dimensions et configurations de fabrication de la pièce (orientation, éventuels supports, fixation, etc.) ainsi que les nombreux paramètres programmables et les stratégies de production.

La première partie de ces travaux de thèse consiste donc à mettre en place une méthodologie pour fabriquer les pièces nécessaires à la caractérisation de leurs propriétés mécaniques.

Ce chapitre sera divisé en trois sections. La première sera dédiée à l'étude du procédé LMD et à la description des étapes mises en place pour obtenir des éprouvettes dédiées aux essais mécaniques. La deuxième partie se concentrera quant à elle sur le procédé SLM et la méthodologie employée pour obtenir des plateaux de ces pièces. La dernière sera consacrée aux post-traitements réalisés sur les pièces obtenues.

## 1 Fabrication de pièces par le procédé LMD

Le schéma présenté en Figure 2.1 présente le processus d'obtention de pièces par le procédé *Laser Metal Deposition* (LMD) utilisé dans ces travaux, dans lesquelles seront prélevées des éprouvettes.

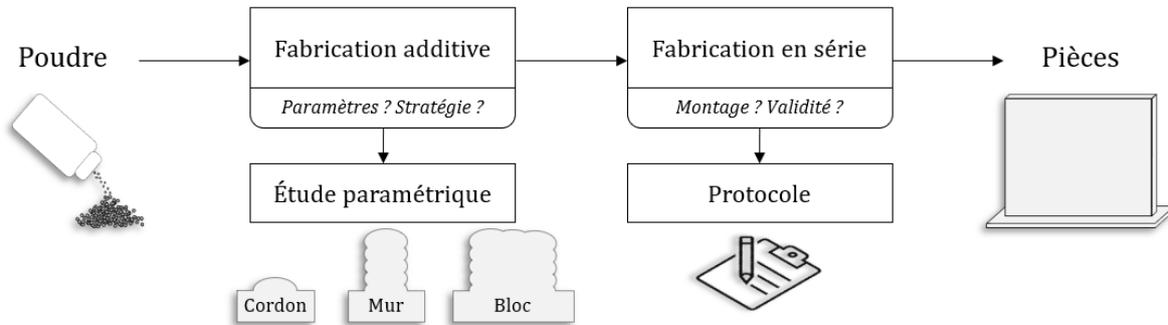


FIGURE 2.1 – Schématisation du processus pour l'obtention de pièces LMD

Deux questions se posent sur le passage de la poudre à la pièce en FA :

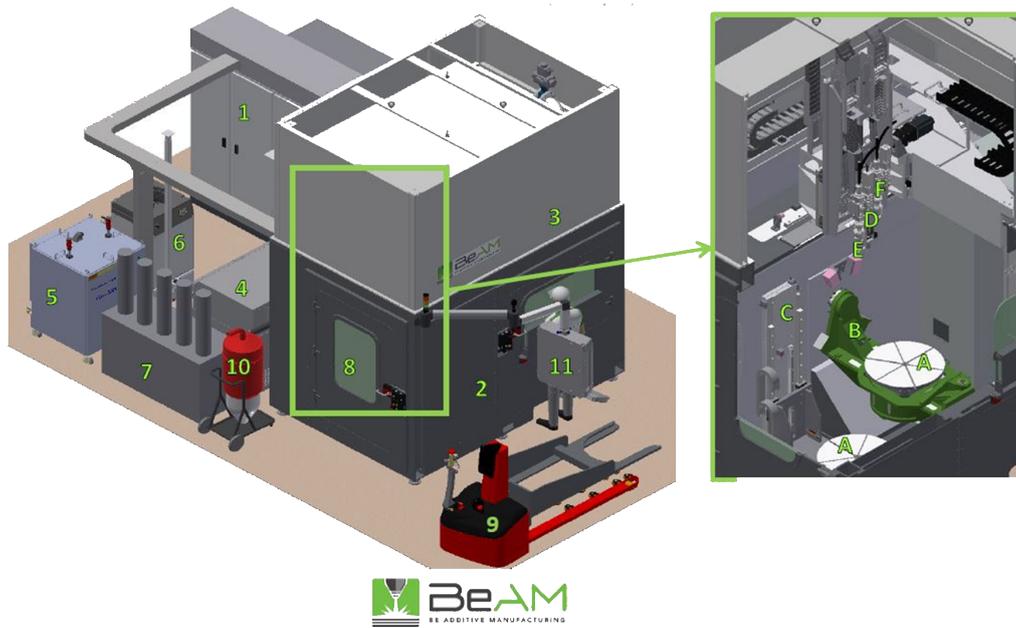
- Quels sont les paramètres du procédé et stratégies (lasage) à utiliser pour les réaliser ?
- Comment assurer la répétabilité des pièces, afin de produire en série plusieurs éprouvettes ?

Différentes étapes ont permis de répondre en partie à ces questionnements. Une étude paramétrique est réalisée sur une géométrie élémentaire (cordon) afin d'observer l'influence des paramètres de premier ordre : la puissance laser  $P$ , la vitesse de mouvement de la buse  $V$  et le débit massique de poudre distribuée  $D$  sur celle-ci (section 1.2). Ensuite, des critères de sélection sont proposés sur les cordons, murs et blocs, afin de déterminer les triplets de paramètres valables à chaque étape de fabrication (section 1.3). Afin d'assurer la répétabilité de fabrication des pièces, un montage mécanique avec thermocouples est proposé (section 1.4).

### 1.1 Matériels et conditions de fabrication

Pour la fabrication des pièces obtenues par le procédé LMD, la machine utilisée est une machine BeAM MAGIC 800 disponible sur la plateforme Addimadour (Bayonne, France) de l'ESTIA (Bidart, France). Cette machine est composée de nombreux sous-systèmes, comme le montre la Figure 2.2. La chambre de fabrication est composée d'un plateau de bridage (A), sur lequel est fixé le substrat pour initier la fabrication, et d'une tête munie d'un laser à fibre (D) (puissance maximale 2kW) montée sur un système trois axes. Cette tête comprend deux buses disponibles : la première dont le diamètre de sortie est égal à 1,2 mm, et la seconde de diamètre 2,4 mm. La plus petite buse permet d'obtenir des cordons plus fins d'environ 1 mm, et de ce fait une meilleure qualité (état de surface, précision dimensionnelle), tandis que la buse la plus large mène à l'obtention de cordons plus gros d'environ 2 à 3 mm, et par conséquent un meilleur rendement (la largeur des cordons est une valeur indicative puisqu'elle peut diminuer ou augmenter selon la paramétrie machine employée). Dans le cadre de ces travaux, la plus grande buse est utilisée pour augmenter le rendement de fabrication des pièces.

Le pilotage de la tête laser pour la réalisation d'une pièce s'effectue à l'aide d'un fichier écrit en langage G-code, lancé depuis l'interface Homme-machine (11). Les mouvements de la tête laser sont donc pilotés par des commandes de position spatiale dans la chambre de fabrication. Pour la réalisation d'un cordon, une commande de mise en route laser est activée, et les coordonnées de départ et d'arrivée sont renseignées. La pièce est réalisée grâce à une succession de



- |                                   |  |   |
|-----------------------------------|--|---|
| 1. Armoire électrique             | 7. Distributeur de poudre              | A. Palettes (dont 1 optionnelle)        |
| 2. Base machine 5 axes            | 8. Porte avec vitre de sécurité LASER  | B. Berceau                              |
| 3. Enceinte de protection         | 9. Gerbeur                             | C. Élévateur (option)                   |
| 4. Extracteur de fumées           | 10. Séparateur cyclonique de nettoyage | D. Tête LASER                           |
| 5. Source LASER                   | 11. Pupitre de commande                | E. Tête supplémentaire ou Electrobroche |
| 6. Refroidisseur LASER & optiques |  | F. Palpeur                              |

FIGURE 2.2 – Vue d'ensemble de la machine BeAM MAGIC 800 (issue de la documentation MAGIC 800)

ces commandes.

La matière première est une poudre d'alliage Ti-6Al-4V (TA6V), fournie par TEKNA (référence : TEKMAT™ Ti64-105/45) dont la taille des particules est comprise à 98,9% entre 45 et 105  $\mu\text{m}$  et la composition est donnée dans le Tableau 2.1. Le certificat matière associé est donné en Annexe A.1. La machine utilisée permet la production sous atmosphère inerte, afin de limiter les phénomènes d'oxydation à chaud de l'alliage utilisé, grâce au remplissage de la chambre de fabrication par un gaz "neutre". Ici, l'argon est utilisé pour limiter la présence d'oxygène. Ainsi, les concentrations maximales en dioxygène et en particules d'eau durant toutes les fabrications étaient respectivement 105 ppm et 155 ppm.

Élément	Al	V	Fe	Y	C	O	N	H	Autres (seuls)	Autres (total)	Ti
Min. (%m)	6,00	3,50	-	-	-	-	-	-	-	-	Base
Mes. (%m)	6,33	4,01	0,16	<0,001	<0,01	0,07	<0,01	0,004	<0,02	<0,10	Base
Max. (%m)	6,50	4,50	0,25	0,005	0,08	0,10	0,03	0,012	0,10	0,40	Base

TABLEAU 2.1 – Résultats des analyses chimiques de la poudre de TA6V utilisée pour la fabrication des pièces par LMD (données issues du certificat matière TEKNA associé au lot)

## 1.2 Influence des paramètres $P$ , $V$ et $D$ sur la géométrie de cordons

La nécessité de réaliser une étude paramétrique a été mise en évidence par l'absence de jeux de paramètres prédéfinis pour le couple machine-matériau utilisé. Les objectifs de cette pré-étude sont :

- d'étudier l'impact des paramètres de premier ordre du procédé sur une géométrie élémentaire ;
- de définir des critères de sélection de ces paramètres pour la fabrication de pièces.

Il est nécessaire de connaître les liens entre les paramètres  $P$ ,  $V$ ,  $D$  et la géométrie de cordons afin d'identifier les incréments  $\Delta z$  et  $\Delta xy$ , indispensables pour la programmation de la fabrication. Ces deux valeurs correspondent respectivement au mouvement vertical entre deux couches (incrément en  $z$ ) et à la valeur de déplacement de la tête laser entre deux cordons voisins sur un plan horizontal (cf. Figure 2.3). Il est crucial de déterminer ces incréments de façon à ce qu'ils soient les plus optimaux possible, afin d'éviter de potentiels défauts dans la pièce obtenue. En effet, ils ont un rôle important sur la fabricabilité et la santé matière.

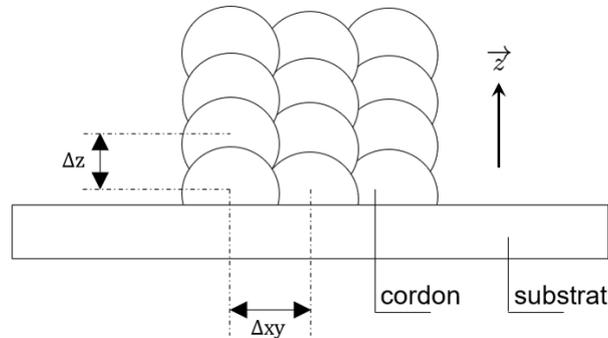


FIGURE 2.3 – Schématisation des paramètres  $\Delta z$  et  $\Delta xy$  pour la fabrication en LMD

Par exemple, si la valeur de  $\Delta z$  est inadaptée, le laser ne sera pas bien focalisé, et l'épaisseur des cordons fabriqués s'éloignera de la valeur nominale. La distance entre la buse et la pièce se verra alors modifiée pendant la fabrication (augmentation ou diminution au cours de l'empilement des couches verticales) ce qui aggravera le défaut de focalisation du laser, pouvant aller jusqu'à une collision entre la buse et la pièce ou une mauvaise construction (non fusion de la poudre ou effondrement de la pièce).

L'incrément  $\Delta xy$  pilote quant à lui la valeur de recouvrement entre cordons voisins. Il ne doit pas être trop faible, au risque que les cordons se superposent (la couche sera alors non-plane), ni trop élevé afin d'éviter les porosités entre cordons.

Ces deux paramètres essentiels sont directement corrélés à la géométrie du cordon, dans la mesure où ils dépendent des hauteurs et largeurs obtenues sur les cordons précédents.

Il existe des relations qui permettent de prédire la dimension d'un cordon en fonction des paramètres de premier ordre (cf. section 1.1.2 page 8). En effet, certains auteurs montrent des corrélations linéaires entre ces paramètres [8, 11], ou avec des équations fonction de  $P^\alpha V^\beta D^\gamma$  [13, 14]. Ce type de travaux permet une meilleure compréhension du procédé, ainsi qu'une meilleure maîtrise grâce à la prédiction de la géométrie des couches qui vont composer la pièce.

Dans le cadre de cette thèse, des modèles de prédiction de la géométrie de cordons TA6V issus du procédé LMD sont développés [112]. Dans les paragraphes suivants, seuls les modèles les plus fidèles sont présentés ; l'ensemble des modèles développés est consultable en Annexe A.2.

### 1.2.1 Matériels et méthodes de mesure

Les conditions de fabrication sont données dans le paragraphe 1.1. Pour tester l'influence des paramètres, de nombreux cordons ont été construits sur des plaques du même alliage de titane (TA6V) de dimensions  $150 \times 150 \times 5 \text{ mm}^3$ , entaillées entre chaque emplacement de fabrication pour limiter les échanges thermiques (cf. Figure 2.4).



FIGURE 2.4 – Photographie d'un substrat entaillé et de seize cordons fabriqués

Chaque fabrication débute à 10 mm du bord du substrat, pour fabriquer un cordon sur une longueur de 50 mm. Après fabrication, chaque cordon a été coupé trois fois (à  $1/4$ ;  $1/2$  et  $3/4$  de sa longueur totale) afin d'étudier l'homogénéité de sa géométrie. Toutes les découpes métalliques ont été réalisées à l'aide d'une tronçonneuse munie de disques 20S25 pour couper l'alliage de titane. Toutes les coupes à observer ont ensuite été enrobées dans une résine puis polies à l'aide d'une polisseuse à cycles automatiques (cf. Tableau 2.2) permettant de polir trois échantillons par cycle. Une fois polis, les échantillons ont subi une attaque au réactif de Kroll afin de révéler leur microstructure. Les échantillons ont ensuite été observés à l'aide d'un microscope optique Leica DM1750 M et analysés avec le logiciel Leica Application Suite.

Support	Pré-polissage		Polissage
	MD-Molto 220	MD-Largo	MD-Chem
Suspension	-	DiaPro Largo	OP-S
Granulométrie ( $\mu\text{m}$ )	68	9	1
Lubrifiant	Eau	-	-
Vitesse de rotation ( $\text{tr} \cdot \text{min}^{-1}$ )	300	150	150
Force par éch. (N)	25	30	35
Temps de cycle (min)	Jusqu'à planéité	5	10

TABLEAU 2.2 – Cycle de polissage des échantillons d'alliage de titane

### 1.2.2 Paramètres étudiés

Deux campagnes de fabrication ont été réalisées dans le but d'étudier l'impact des paramètres machine sur la géométrie des cordons. Les paramètres de premier ordre identifiés dans la littérature sont la puissance laser  $P$  (en W), la vitesse de déplacement de la buse  $V$  (en  $\text{mm} \cdot \text{min}^{-1}$ ) et le débit massique de poudre  $D$  (en  $\text{g} \cdot \text{min}^{-1}$ ) [5, 7-10]. Le Tableau 2.3 récapitule les paramètres testés. Une première campagne C1 (expériences 1 à 15) a été réalisée, dont l'objectif était de fabriquer des cordons en faisant varier un paramètre à la fois (méthode *One-At-a-Time*) : d'abord,

le débit (expériences 1 à 8), puis la puissance (expériences 9 à 12) et enfin la vitesse (expériences 13 à 15). Certes, cette méthode ne permet pas de percevoir les interactions possibles entre les paramètres [113, 114], mais elle est facile à mettre en œuvre et a été appliquée avec succès dans de précédentes études paramétriques [14, 115].

Campagne n°	Expérience n°	$P$ (W)	$V$ ( $\times 10^{-3}/60$ m.s $^{-1}$ )	$D$ ( $\times 10^{-3}/60$ kg.s $^{-1}$ )	DME ( $\times 10^6$ J.kg $^{-1}$ )	DE ( $\times 10^6$ J.m $^{-2}$ )	DSP (kg.m $^{-2}$ )
C1	1	1400	2000	6,0	14,0	17,5	1,3
C1	2	1400	2000	7,0	12,0	17,5	1,5
C1	3	1400	2000	8,0	10,5	17,5	1,7
C1	4	1400	2000	9,0	9,3	17,5	1,9
C1	5	1400	2000	10,0	8,4	17,5	2,1
C1	6	1400	2000	11,0	7,6	17,5	2,3
C1	7	1400	2000	12,0	7,0	17,5	2,5
C1	8	1400	2000	13,0	6,5	17,5	2,7
C1	9 (Réf.)	1400	2000	16,2	5,2	17,5	3,4
C1	10	1512,5	2000	16,2	5,6	18,9	3,4
C1	11	1625	2000	16,2	6,0	20,3	3,4
C1	12	1732,5	2000	16,2	6,4	21,7	3,4
C1	13	1400	1000	16,2	5,2	35,0	6,8
C1	14	1400	1500	16,2	5,2	23,3	4,5
C1	9b	1400	2000	16,2	5,2	17,5	3,4
C1	15	1400	2500	16,2	5,2	14,0	2,7
C2	16	1180	3000	8,0	8,9	9,8	1,1
C2	17	1512,5	2500	10,0	9,1	15,1	1,7
C2	18	1065	1000	7,0	9,1	26,6	2,9
C2	19	1065	500	7,0	9,1	53,3	5,8
C2	20	1625	2500	13,0	7,5	16,2	2,2
C2	21	1290	2000	9,0	8,6	16,1	1,9
C2	22	1065	1500	6,0	10,7	17,8	1,7
C2	23	1732,5	2500	8,0	13,0	17,3	1,3
C2	24	1512,5	2000	12,0	7,6	18,9	2,5
C2	25	1180	1000	6,0	11,8	29,5	2,5
C2	26	1512,5	1500	9,0	10,1	25,2	2,5
C2	27	1400	1000	6,0	14,0	35,0	2,5

TABLEAU 2.3 – Paramètres de fabrication des cordons

Deux cordons ont été réalisés de manière non consécutive avec le même jeu de paramètres (expériences 9 et 9b) afin de vérifier la répétabilité du procédé. La variation d'un seul paramètre implique de fixer une valeur pour les deux autres : un jeu de paramètres a été identifié comme référence d'après de précédentes expériences sur la plateforme Addimadour. Il s'agit de celui utilisé pour les expériences 9 et 9b, avec  $P = 1400$  W,  $V = 2000$  mm.min $^{-1}$  et  $D = 16,2$  g.min $^{-1}$ .

Les résultats de cette première campagne ont montré que le débit de référence était fixé à une valeur trop élevée pour les puissances et vitesses étudiées (cordons trop peu dilués). Il est donc difficile de fixer un jeu de paramètres référence, et ce choix a une influence sur la pertinence de l'étude paramétrique autour de cette référence. Des grandeurs physiques combinant ces paramètres [9, 10] ont donc été mises en place pour palier à cette difficulté et augmenter le degré de liberté de variation des paramètres. Ces combinaisons de paramètres sont définies comme :

– la Densité Massique d'Énergie (DME) :

$$\text{DME (J.g}^{-1}\text{)} = \frac{P \text{ (W)}}{D \text{ (g.s}^{-1}\text{)}} \quad (2.1)$$

– la Densité d'Énergie (DE) :

$$\text{DE (J.mm}^{-2}\text{)} = \frac{P \text{ (W)}}{\phi_{buse} \text{ (mm)} \times V \text{ (mm.s}^{-1}\text{)}} \quad (2.2)$$

– la Densité Surfaccique de Poudre (DSP) :

$$\text{DSP (g.mm}^{-2}\text{)} = \frac{D \text{ (g.min}^{-1}\text{)}}{\phi_{buse} \text{ (mm)} \times V \text{ (mm.s}^{-1}\text{)}} \quad (2.3)$$

Avec  $\phi_{buse}=2,4$  mm le diamètre de la buse.

Physiquement, la DME représente la quantité d'énergie nécessaire pour fondre un gramme de poudre, la DE représente la quantité d'énergie apportée par unité de surface et la DSP représente la quantité de poudre apportée par unité de surface. Dans la seconde campagne C2 (expériences 16 à 27), chaque combinaison de facteurs est fixée (approximativement) sur quatre expériences, les deux autres étant variables. Pour les expériences 16 à 19, la DME est égale à  $9 \times 10^6$  J.kg<sup>-1</sup>, pour les expériences 20 à 23 la DE est d'environ  $17 \times 10^6$  J.m<sup>-2</sup>, et pour les expériences 24 à 27, la DSP est fixée à 2,5 kg.m<sup>-2</sup>.

Des représentations graphiques des points testés dans les domaines de paramètres  $P$ ,  $V$  et  $D$  ou DME, DE et DSP sont données en Figure 2.5. Peu de points ont été testés pour les valeurs élevées de DE ou DSP, afin d'éviter une dilution des cordons trop élevée, ou trop faible.

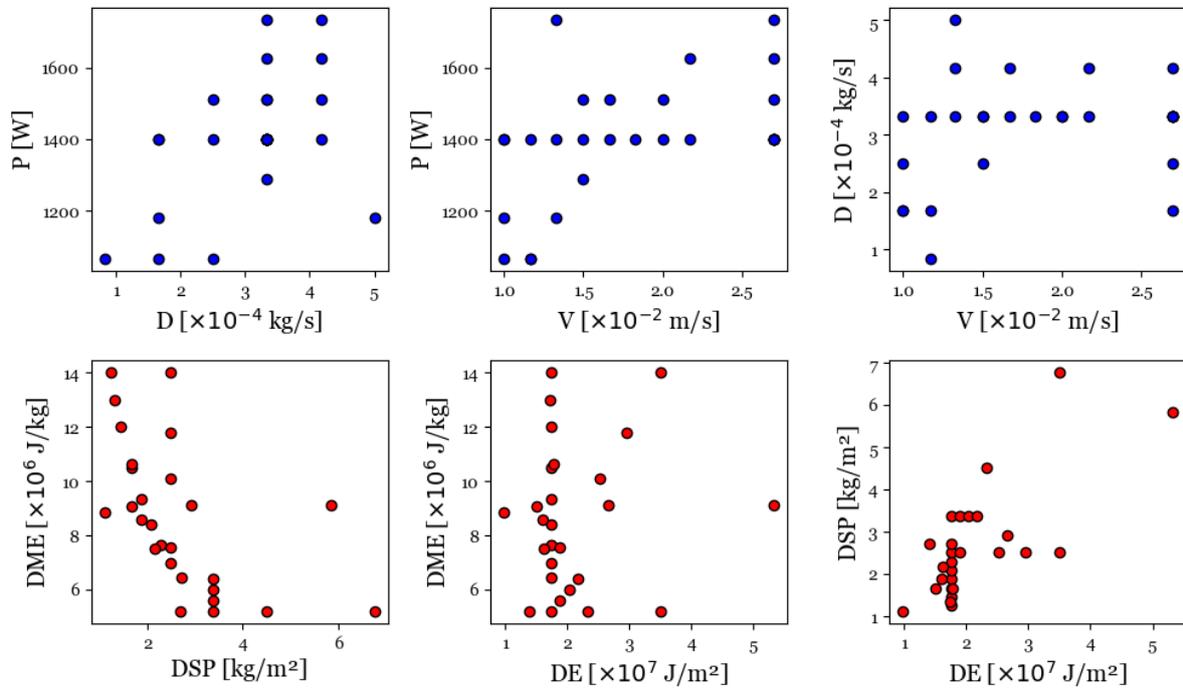


FIGURE 2.5 – Points testés dans les domaines de P,V et D ou DME, DE et DSP

Pour l'exploitation des résultats, chaque grandeur physique sera exprimée dans le Système International d'unités (SI).

### 1.2.3 Réponses étudiées

Dans le cadre de cette étude paramétrique, quatre grandeurs géométriques (Figure 2.6) ont été mesurées sur les coupes de cordons obtenus, afin de les corrélérer aux paramètres d'entrée :

- la hauteur émergée  $H_e$  (m), qui correspond à la hauteur de cordon qui se trouve au-dessus du niveau du substrat ;
- la hauteur diluée  $H_d$  (m), qui correspond à la hauteur de cordon qui se trouve en dessous du niveau du substrat ;
- la largeur  $l$ , qui correspond à la largeur mesurée au niveau du substrat ;
- le taux de dilution  $\tau$ , calculé à partir des hauteurs  $H_e$  et  $H_d$  selon la relation suivante :

$$\tau = \frac{H_d}{H_d + H_e} \quad (2.4)$$

Pour chaque échantillon observé, une droite est tracée à la surface du substrat, puis un segment perpendiculaire jusqu'au sommet de la pièce étudiée permet d'en mesurer la hauteur émergée. Un second segment est tracé pour mesurer la hauteur diluée des cordons, depuis la droite en surface du substrat jusqu'au point le plus bas ayant la microstructure caractéristique des pièces fabriquées avec ce type de procédé. La largeur  $l$  est mesurée au niveau le plus large du cordon.

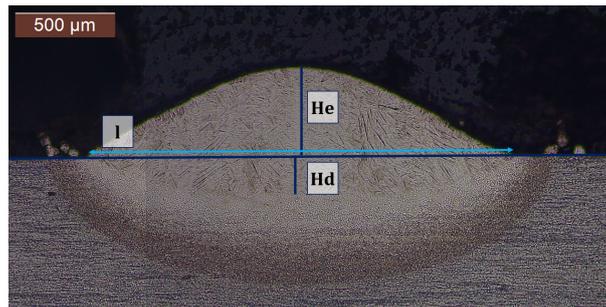


FIGURE 2.6 – Mesures des différentes grandeurs géométriques des cordons

L'incertitude de mesure a été calculée pour chaque grandeur mesurée. Chaque grandeur est mesurée cinq fois sur trois différents échantillons de cordon. Puis, l'incertitude élargie de type A a été calculée, avec un coefficient de Student  $k$  égal à 4,6 (intervalle de confiance de 99,0%) (méthodologie décrite par Cazaubon et al. dans [116]). Les calculs donnent les incertitudes suivantes :  $H_e \pm 0,45\%$ ,  $H_d \pm 3,96\%$  et  $l \pm 0,24\%$ . La plus grande incertitude de mesure obtenue concerne la hauteur de dilution. En effet, cette grandeur est mesurée depuis la surface du substrat jusqu'à la limite identifiée comme correspondant au changement de microstructure. Cette frontière est donc principalement identifiée par l'appréciation de l'utilisateur, diminuant la précision et la répétabilité de la mesure.

### 1.2.4 Méthode d'analyse des résultats

À partir des résultats, il est possible de proposer un premier modèle de prédiction de la géométrie d'un cordon. Ce modèle permet de limiter le besoin de tests expérimentaux lors de l'utilisation d'un nouveau jeu de paramètres, comme par exemple pour déterminer les incréments  $\Delta z$  et  $\Delta xy$ . Plusieurs types de corrélations entre les données d'entrée et les sorties obtenues ont été proposés dans la littérature (cf. paragraphe 1.1.2 page 8). Il a été montré que des méthodes de corrélation complexes peuvent être utilisées (régressions d'ordre multiple, réseaux de neurones,

etc.). Les régressions d'ordre multiple par exemple permettent de créer des modèles corrélant de manière précise tous les points étudiés. Cependant, utiliser ce type de corrélation peut s'avérer risqué, en particulier lorsque le nombre de points étudiés est faible. En effet, utiliser des modèles avec de nombreux paramètres n'est pertinent que si les modèles les plus simples sont insuffisants pour décrire la complexité de l'influence des données d'entrée et si cette complexité est bien liée à la physique du procédé et non à la conjonction d'incertitudes de mesures et d'un nombre restreint d'échantillons. En d'autres termes, d'un point de vue mathématique, la qualité du modèle est améliorée grâce à ce type de méthode plus complexe. Mais, d'un point de vue physique, augmenter l'ordre de la régression diminue la représentativité du modèle : ajouter d'autres points de mesures par la suite risque de remettre en cause le modèle proposé.

Dans le cadre de cette étude, au vu du nombre de points étudiés (27 jeux de paramètres différents), la méthode de la régression linéaire multiple [117] a été choisie afin d'éviter ce risque et de rester dans l'objectif d'une corrélation simple. Cette méthode a donc été utilisée afin de corréler les résultats géométriques obtenus ( $H_d$ ,  $H_e$ ,  $l$  et  $\tau$ ) et les paramètres d'entrée utilisés lors des campagnes d'essais réalisées sur les cordons unitaires. Pour chacune des grandeurs géométriques, les régressions ont été réalisées en fonction des paramètres  $P$ ,  $V$  et  $D$ , puis en fonction de DME, DE et DSP afin de prendre en compte les interactions entre ces paramètres.

Une étude plus complète, basée sur une méthode statistique, est proposée dans [112] et développée en Annexe A.2. Seules les corrélations les plus pertinentes sont présentées dans ce manuscrit. La pertinence est évaluée selon : la valeur du coefficient de détermination ; l'analyse des résidus ; l'observation de l'erreur relative de prédiction.

Le coefficient de détermination  $R^2$  permet de mesurer la qualité de la prédiction de la corrélation. Il se calcule avec la relation suivante :

$$R^2 = 1 - \frac{\sum_{i=1}^n (y_i - \hat{y}_i)^2}{\sum_{i=1}^n (y_i - \bar{y})^2} \quad (2.5)$$

Avec  $n$  le nombre de mesures,  $y_i$  la valeur de la  $i^{\text{ème}}$  mesure,  $\hat{y}_i$  sa valeur prédite et  $\bar{y}$  la valeur moyenne des mesures. Par conséquent, plus la valeur de ce coefficient est proche de 1, plus la corrélation est proche de la réalité, et donc plus le modèle est fiable.

Les résidus représentent la différence entre la valeur réelle  $y_i$  et la valeur prédite  $\hat{y}_i$ . L'analyse de ces variables se fait grâce au tracé du graphique des résidus, avec la valeur expérimentale de la variable étudiée  $y_i$  en abscisse, et la valeur du résidu associé  $y_i - \hat{y}_i$  en ordonnée. La prédiction est considérée comme pertinente si les points obtenus sont répartis de manière aléatoire (sans motif observable) et uniformément répartis autour de la valeur nulle (autant de résidus positifs que négatifs).

Pour chaque régression, l'erreur relative de prédiction  $\delta$  est calculée pour chaque point selon la formule suivante :

$$\delta = \frac{|y_i - \hat{y}_i|}{y_i} \quad (2.6)$$

Les erreurs moyennes, minimales, maximales et le nombre d'erreurs supérieures à 10% pour chaque corrélation sont analysées.

Pour chacune des réponses (données géométriques de cordons mesurées), la corrélation dont le coefficient de détermination est le plus proche de 1, dont le graphique des résidus montre des points aléatoires et uniformes et dont les erreurs sont les plus faibles est considérée comme la plus fiable. Ces modèles sont présentés dans le paragraphe suivant, ainsi qu'une analyse de sensibilité associée pour chacun d'entre eux. Pour cela, les coefficients de régression standardisés (SRC de l'anglais "*Standardized Regression Coefficient*") sont calculés suivant la relation :

$$\text{SRC}_i = \frac{\beta_i^2 \times V(X_i)}{V(Y)} \quad (2.7)$$

Avec  $X_i$  la  $i^{\text{ème}}$  variable explicative,  $\beta_i$  le coefficient de la régression associé, et  $V(Y)$  la variance de la variable étudiée, calculée comme suit :

$$V(Y) = \sum_{i=0}^p \beta_i^2 \times V(X_i) \quad (2.8)$$

Plus la valeur de SRC est élevée, plus la variable explicative a une influence sur la variable étudiée. Cette analyse permet donc d'observer quel(s) paramètre(s) impacte(nt) le plus la sortie géométrique analysée.

### 1.2.5 Résultats de mesure

Les résultats des mesures géométriques sur les cordons sont donnés dans le Tableau 2.4.

Expérience n°	$H_e$ $\times 10^{-3}$ m	$\sigma(H_e)$ $\times 10^{-3}$ m	$H_d$ $\times 10^{-3}$ m	$\sigma(H_d)$ $\times 10^{-3}$ m	$\tau$ m/m	$\sigma(\tau)$ m/m	$l$ $\times 10^{-3}$ m	$\sigma(l)$ $\times 10^{-3}$ m
1	0,548	0,061	0,340	0,035	0,38	0,05	2,926	0,030
2	0,493	0,100	0,265	0,038	0,35	0,01	2,465	0,409
3	0,474	0,006	0,229	0,003	0,33	0,00	2,252	0,037
4	0,565	0,034	0,188	0,006	0,25	0,02	2,175	0,026
5	0,561	0,021	0,195	0,015	0,26	0,02	2,169	0,027
6	0,600	0,009	0,181	0,004	0,23	0,01	2,187	0,036
7	0,665	0,066	0,141	0,030	0,18	0,04	2,112	0,051
8	0,700	0,030	0,134	0,012	0,16	0,02	2,114	0,050
9	0,830	0,024	0,057	0,012	0,06	0,01	2,028	0,023
10	0,816	0,044	0,122	0,010	0,13	0,01	2,218	0,042
11	0,842	0,036	0,143	0,016	0,15	0,02	2,277	0,036
12	0,851	0,030	0,212	0,067	0,20	0,05	2,388	0,106
13	1,355	0,032	0,160	0,045	0,11	0,03	2,338	0,031
14	1,020	0,018	0,115	0,002	0,10	0,00	2,221	0,019
9b	0,849	0,018	0,050	0,023	0,06	0,02	2,056	0,03
15	0,708	0,006	0,042	0,021	0,06	0,03	2,007	0,032
16	0,342	0,008	0,075	0,018	0,18	0,04	1,903	0,055
17	0,448	0,016	0,208	0,007	0,32	0,01	2,151	0,078
18	0,633	0,028	0,258	0,034	0,29	0,03	2,314	0,033
19	1,139	0,029	0,534	0,097	0,32	0,04	2,686	0,004
20	0,565	0,019	0,179	0,014	0,24	0,02	2,151	0,007
21	0,464	0,028	0,186	0,009	0,29	0,02	2,116	0,011
22	0,450	0,021	0,194	0,009	0,30	0,01	2,111	0,011
23	0,399	0,021	0,325	0,013	0,45	0,02	2,353	0,016
24	0,625	0,018	0,217	0,039	0,26	0,03	2,307	0,053
25	0,530	0,028	0,382	0,046	0,42	0,04	2,480	0,024
26	0,625	0,027	0,303	0,019	0,33	0,02	2,517	0,036
27	0,590	0,009	0,439	0,010	0,43	0,00	2,817	0,003
CV		0,04		0,11		0,09		0,02

TABLEAU 2.4 – Valeurs moyennes et écarts-types des réponses étudiées

Ces résultats sont les moyennes des mesures réalisées sur les trois coupes effectuées pour chaque cordon, ainsi que leurs écarts-types  $\sigma$  associés. Le coefficient de variation CV est donné pour chacune des grandeurs. Il est calculé en divisant l'écart-type moyen par la valeur moyenne obtenue pour chaque échantillon. Il permet de comparer les variations obtenues pour chaque

type de géométrie observée.

Le coefficient de variation le plus élevé est obtenu pour la hauteur diluée  $H_d$ . Cette variation peut provenir de l'incertitude de mesure obtenue pour cette grandeur.

La comparaison entre les résultats obtenus pour les expériences 9 et 9b (même jeu de paramètres d'entrée - expériences non-consécutives) montre une bonne répétabilité du procédé de fabrication pour la géométrie des cordons obtenus. Les résultats de l'expérience 9b ne seront pas pris en compte afin de ne pas sur-pondérer ce point lors de l'analyse statistique.

Deux cordons sont retirés de la régression linéaire multiple afin d'être utilisés comme points de vérification. Ces points permettront de vérifier la qualité des modèles en terme de prédiction de la géométrie de cordon. Les points ne doivent pas être choisis aux bornes des domaines de paramètres d'entrée (*i.e.* valeurs minimales et maximales de  $P$ ,  $V$ ,  $D$ , DME, DE ou DSP). Pour ces raisons, les cordons numéros 7 et 17 sont choisis comme points de vérification. Les régressions linéaires multiples seront donc réalisées avec les résultats de géométrie obtenus pour les points 1 à 6, 8 à 16 (sauf 9b) et 18 à 27, soient vingt-cinq mesures pour réaliser un premier modèle de prédiction des propriétés géométriques de cordons.

### 1.2.6 Modèles de prédiction de géométrie de cordons

Les modèles de prédiction les plus fiables pour chacune des sorties géométriques observées, ainsi que le coefficient de détermination associé  $R^2$  à chacun d'entre eux, sont donnés ci-dessous :

$$H_e = 1,48 \times 10^{-4} + 1,08 \times 10^{-11} \times \text{DME} - 7,83 \times 10^{-12} \times \text{DE} + 2,20 \times 10^{-4} \times \text{DSP} \quad (2.9)$$

$$(R^2 = 0,97)$$

$$H_d = -9,10 \times 10^{-5} + 1,54 \times 10^{-11} \times \text{DME} + 1,31 \times 10^{-11} \times \text{DE} - 3,92 \times 10^{-5} \times \text{DSP} \quad (2.10)$$

$$(R^2 = 0,94)$$

$$\tau = 1,80 \times 10^{-1} + 3,59 \times 10^{-4} \times P - 3,13 \times V - 1,87 \times 10^3 \times D \quad (2.11)$$

$$(R^2 = 0,97)$$

$$l = 1,99 \times 10^{-3} + 9,27 \times 10^{-7} \times P - 1,89 \times 10^{-2} \times V - 2,27 \times D \quad (2.12)$$

$$(R^2 = 0,70)$$

Pour les deux variables géométriques  $H_e$  et  $H_d$ , les corrélations donnant les meilleurs résultats sont fonction des combinaisons de facteurs DME, DE et DSP. Pour les deux autres variables, les prédictions sont de meilleure qualité lorsqu'elles sont directement exprimées en fonction des paramètres de premier ordre  $P$ ,  $V$  et  $D$ .

Les quatre graphiques des résidus sont donnés en Figure 2.7. Ils montrent pour la plupart une distribution plutôt uniforme et aléatoire des points, signe de qualité pour les régressions. Toutefois, un point aberrant est remarquable sur le graphique relatif à la largeur de cordon  $l$  (Figure 2.7d) puisqu'il se démarque des autres. Ce point correspond à l'expérience n°1, et est aussi visible sur le graphique de la hauteur émergée  $H_e$  (entourés en pointillé sur les Figures 2.7a et d). Ce cordon ayant été fabriqué en premier sur le substrat de la campagne C1, sa géométrie a donc peut-être été influencée par le fait que le substrat était plus froid que pour les cordons suivants. De plus, les paramètres pour fabriquer ce cordon se situent aux bornes de l'étude ( $D$  minimal et DME maximale), ce qui peut aussi expliquer son comportement.

Le Tableau 2.5 synthétise les erreurs relatives des différents modèles de prédiction. Ces résultats mettent en évidence la faible fiabilité de la prédiction de la hauteur diluée  $H_d$  (erreurs

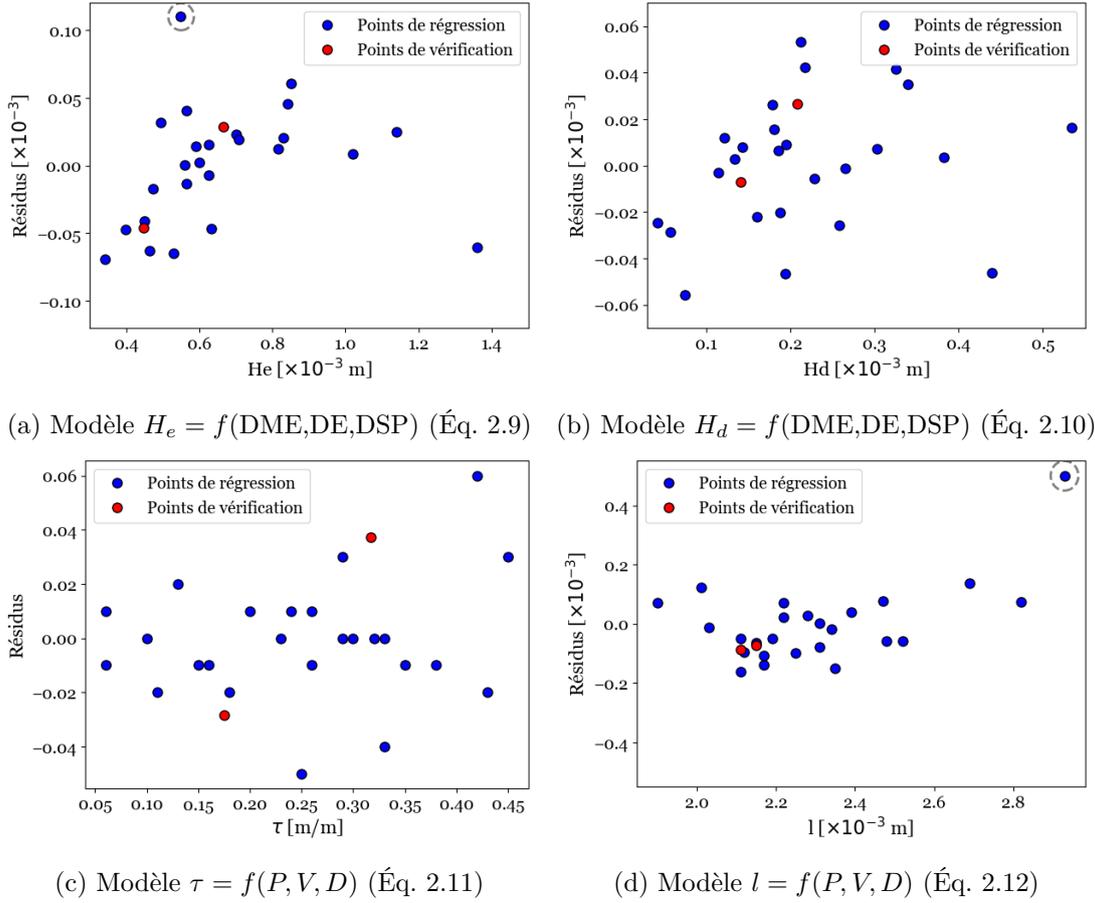


FIGURE 2.7 – Graphiques des résidus

moyenne et maximale de prédiction élevées, grand nombre de points avec une erreur de prédiction supérieure à 10 %) par rapport aux autres grandeurs géométriques. Cette observation peut s'expliquer par la difficulté de mesure de cette variable. En effet, la frontière entre cordon de fabrication additive et substrat est déterminée par l'appréciation de l'opérateur de mesure, et peut être plus ou moins progressive. L'incertitude de mesure est alors beaucoup plus élevée que pour les autres grandeurs, telles que  $H_e$  et  $l$ . Le taux de dilution  $\tau$  est lui-même impacté par cette grandeur, puisqu'il s'exprime en fonction de  $H_d$ . Sa précision s'en trouve donc elle aussi affectée, comme le montrent les coefficients de variation (CV) calculés dans le Tableau 2.4. Il devient alors difficile de construire un modèle de prédiction juste sur la base de valeurs expérimentales imprécises.

Régression	$H_e = f(DME, DE, DSP)$ (Éq. 2.9)	$H_d = f(DME, DE, DSP)$ (Éq. 2.10)	$\tau = f(P, V, D)$ (Éq. 2.11)	$l = f(P, V, D)$ (Éq. 2.12)
$\delta$ moyen	6,1%	14,8%	7,6%	3,8%
$\delta$ max.	20,3%	74,2%	18,1%	17,1%
$\delta$ min.	0,1%	0,5%	0,5%	0,1%
Nombre de prédictions avec $\delta > 10\%$	6/27	13/27	9/27	1/27

 TABLEAU 2.5 – Erreurs de prédiction  $\delta$  relatives à chacun des modèles

Les résultats des calculs de SRC sont donnés dans le Tableau 2.6. Ils montrent que :

	DME	DE	DSP		$P$	$V$	$D$
$H_e$	0,01	0,05	0,94	$\tau$	0,21	0,04	0,75
$H_d$	0,10	0,74	0,15	$l$	0,34	0,39	0,27

TABLEAU 2.6 – SRC obtenus entre chaque variable

- La hauteur émergée  $H_e$  est majoritairement influencée par la densité surfacique de poudre. En d'autres termes, plus la quantité de poudre est importante, plus le cordon fabriqué est haut.
- La hauteur diluée  $H_d$  est principalement liée à la densité d'énergie. En effet, plus il y a d'énergie apportée, plus la profondeur du bain de fusion est élevée, de ce fait la dilution augmente.
- Le taux de dilution  $\tau$  est impacté par le débit massique de poudre et, dans une moindre mesure, la puissance laser. Ces résultats sont en accord avec les précédents, puisqu'ils sont directement liés à l'apport de poudre et l'énergie apportée.
- La largeur de cordon  $l$  est affectée par tous les paramètres de premier ordre. La vitesse de balayage semble avoir une influence légèrement supérieure, puisqu'elle est directement liée à la densité de poudre. En effet, si la vitesse est faible, la poudre s'accumule sur le substrat, entraînant des cordons plus larges.

## Conclusion

La méthode de la régression linéaire multiple a été utilisée afin de proposer des premiers modèles de prédiction de la géométrie des cordons obtenus avec le procédé LMD. Cette méthode présente l'avantage de réaliser des corrélations simples (linéaires) permettant de prédire l'évolution de la géométrie des cordons obtenus en fonction des paramètres d'entrée. Les régressions en fonction de  $P$ ,  $V$  et  $D$  ont permis d'obtenir des relations entre les géométries obtenues et les paramètres de premier ordre du procédé. Les régressions en fonction des combinaisons de facteurs ont conduit à l'obtention de relations entre ces mêmes géométries et  $PD^{-1}$  pour DME,  $PV^{-1}$  pour DE et  $DV^{-1}$  pour DSP (Équations 2.1, 2.2 et 2.3).

Ces résultats sont relativement en accord avec la littérature :

- la largeur des cordons est principalement influencée par  $P$  et  $D$  [11-13, 16] ;
- la hauteur émergée, lorsqu'elle est exprimée en fonction de  $P$ ,  $V$  et  $D$ , est en majeure partie impactée par  $V$  et  $D$  [8, 11, 12, 15, 16] ;
- les expressions des sorties géométriques exprimées en fonction de  $P^\alpha V^\beta D^\gamma$ , comme c'est le cas des régressions en fonction de DME, DE et DSP, permettent d'augmenter la précision du modèle [13-16] ;

De plus, la hauteur de cordon émergée semble être grandement influencée par la densité surfacique de poudre, ce qui fait sens puisque l'ajout de poudre permet d'obtenir de plus hauts cordons. La hauteur diluée, quant à elle, est très impactée par la densité d'énergie, puisque l'augmentation de l'énergie apportée entraîne une augmentation de la dilution.

Ces équations peuvent être utilisées pour prédire la géométrie des cordons pour un jeu de paramètres fixé, ou à l'inverse pour déduire les paramètres à utiliser pour obtenir une géométrie cible. Par exemple, si  $H_e$ ,  $H_d$  et  $l$  sont fixés, la DME, la DE et la DSP peuvent être déduites à partir d'un système de trois équations, comme illustré sur la Figure 2.8. Ensuite, les valeurs des paramètres machines  $P$ ,  $V$  et  $D$  peuvent être déduits des équations (2.1), (2.2) et (2.3). La comparaison entre les valeurs prédites et les valeurs expérimentales dans cet exemple montre

une qualité de prédiction satisfaisante pour ces modèles (Tableau de la Figure 2.8).

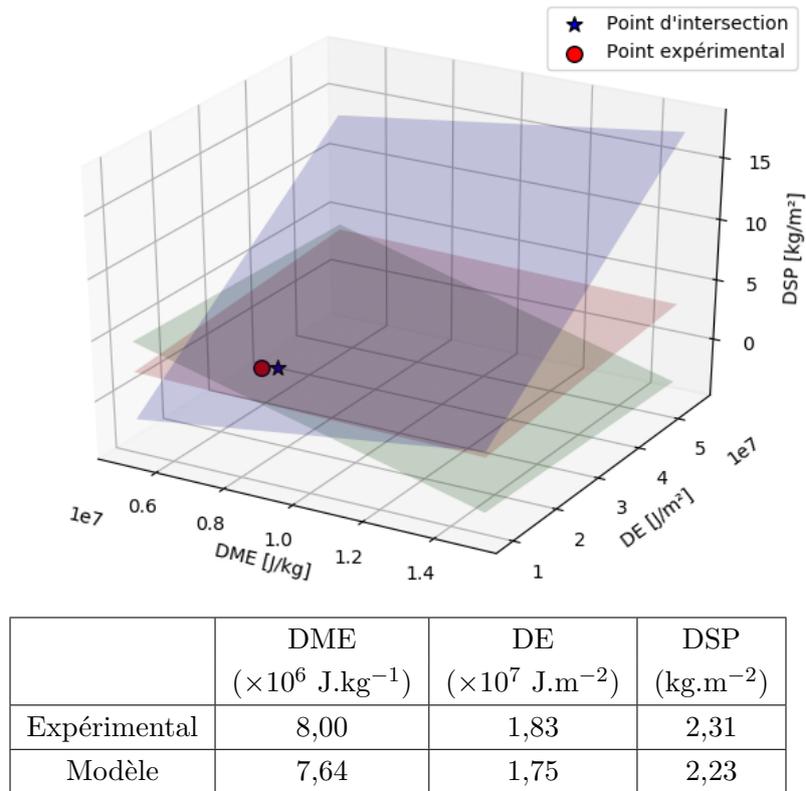


FIGURE 2.8 – Comparaison des valeurs de DME, DE et DSP prédites et expérimentales pour l'échantillon n°6, avec les plans d'équations des régressions obtenues pour : bleu :  $H_d = 1,81 \times 10^{-4}$  m ; vert :  $H_e = 6,00 \times 10^{-4}$  m et rouge :  $l = 2,19 \times 10^{-3}$  m

La robustesse des modèles proposés pourrait être améliorée. En effet, le nombre de points expérimentaux utilisés pour construire les relations est trop faible pour être statistiquement viable. Il sera donc pertinent d'alimenter le plus possible ce modèle, pour qu'il soit de plus en plus fiable et utilisé sur des plateformes technologiques par exemple.

Si ces modèles permettent de déterminer de façon satisfaisante les paramètres de fabrication d'une géométrie de cordon cible, il est encore nécessaire de réaliser des essais pour déterminer de façon fiable les incréments  $\Delta z$  et  $\Delta xy$ . En effet, au cours de la construction d'une pièce, les différents cordons sont déposés dans des configurations thermiques (température, évacuation de la chaleur) qui peuvent être très différentes et qui ont une influence majeure sur la géométrie obtenue. Même pour des géométries simples telles que les parallélépipèdes construits dans cette étude (section 1.3), les mêmes valeurs de paramètres  $P$ ,  $V$  et  $D$  ne donnent pas la même géométrie pour le premier cordon réalisé sur le substrat que pour ceux réalisés en régime établi de température.

### 1.3 Choix de paramètres pour la fabrication de blocs

L'étude paramétrique menée à la section précédente sur des cordons ne suffit pas pour définir les paramètres à utiliser pour la fabrication de pièces avec assurance. Il a donc été nécessaire, à partir de cette étude paramétrique, de mettre en place des critères de sélection dont le but était de trier, parmi les jeux de paramètres  $P$ ,  $V$  et  $D$ , lesquels seraient fonctionnels pour fabriquer

des pièces aux dimensions désirées. Pour cela, une méthodologie en trois étapes a été mise en place. La première étape consiste à observer l'évolution de la géométrie des cordons, forme élémentaire de fabrication (1D), puis lors des étapes suivantes d'augmenter la dimension des pièces, en passant par les murs (2D, étape 2), puis les blocs (3D, étape 3). Entre chacune de ces étapes, des critères de sélection spécifiques permettent d'éliminer certains jeux de paramètres. L'objectif est de définir un seul jeu de paramètres  $P$ ,  $V$  et  $D$  pour fabriquer les blocs.

### 1.3.1 Matériels et méthodes

#### Conditions de fabrication

La machine et la poudre utilisées ainsi que les conditions de fabrication sont décrites dans le paragraphe 1.1. Durant cette étude, trois types de pièces sont fabriqués :

- des cordons unitaires de 50 mm de long ;
- des murs, constitués d'un cordon d'épaisseur et de 20 cordons de hauteur, de longueur 50 mm ;
- des blocs, constitués de 3 cordons d'épaisseur et de 20 cordons de hauteur, de longueur 140 mm.

Les cordons et les murs sont construits sur des plaques du même alliage de titane (TA6V) de dimensions  $150 \times 150 \times 5 \text{ mm}^3$ , entaillées entre chaque emplacement de fabrication pour limiter les échanges thermiques (cf. Figure 2.4 page 55). Chaque fabrication débute à 10 mm du bord du substrat. Les blocs sont quant à eux fabriqués sur le même type de substrat, mais de dimensions  $150 \times 47 \times 5 \text{ mm}^3$ . Les fabrications débutent à 5 mm du bord du substrat. Une étude de l'impact de la géométrie du substrat et de la longueur fabriquée est réalisée entre les fabrications de murs et de blocs (cf. paragraphe 1.3.3 page 72). Chaque cordon et mur est coupé trois fois (à 12,5 ; 25 et 37,5 mm), et les blocs quatre fois (12,5 ; 25 ; 37,5 et 70 mm) afin d'étudier l'homogénéité de leur géométrie. Les échantillons sont ensuite préparés et observés comme décrit dans le paragraphe 1.2.1 (page 55). L'ensemble des paramètres étudiés est présenté dans le tableau 2.3 (page 56).

#### Réponses étudiées

Plusieurs types de pièce sont réalisées, et des mesures géométriques, spécifiques à chaque type de pièce, sont effectuées. Les réponses étudiées sont données dans le Tableau 2.7.

	Cordons	Murs et Blocs
Mesures géométriques	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Hauteur diluée <math>H_d</math> (m)</li> <li>- Hauteur émergée <math>H_e</math> (m)</li> <li>- Épaisseur <math>l</math> (m)</li> <li>- Taux de dilution <math>\tau</math> (m/m)</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Hauteur totale <math>H_{tot}</math> (m)</li> <li>- Largeur <math>l</math> (m)</li> </ul>
Observations visuelles	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Aspect (forme)</li> <li>- Présence de porosités</li> <li>- Angle de contact (aigu ou obtus)</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Aspect (forme)</li> <li>- Présence de porosités</li> </ul>

TABLEAU 2.7 – Réponses étudiées sur les types de pièces réalisées

Les mesures réalisées sur les cordons sont décrites dans le paragraphe 1.2.3 (page 58). La hauteur totale des autres types de pièces est obtenue en traçant une ligne à hauteur du substrat, puis en mesurant la distance entre cette ligne et le point le plus haut de la pièce. L'épaisseur des murs et blocs est mesurée trois fois (à différentes hauteurs) pour déterminer une moyenne. Les

observations visuelles concernant l'aspect (lisse ou accidenté en surface) des pièces obtenues, et la présence de porosités ou non sur les coupes observées. Pour les cordons, un angle de contact entre le substrat et la surface du cordon est défini comme étant aigu ( $< 90^\circ$ ) ou obtus ( $> 90^\circ$ ) (cf. Figure 2.9a).

### 1.3.2 Étude sur cordons

#### Résultats de mesures

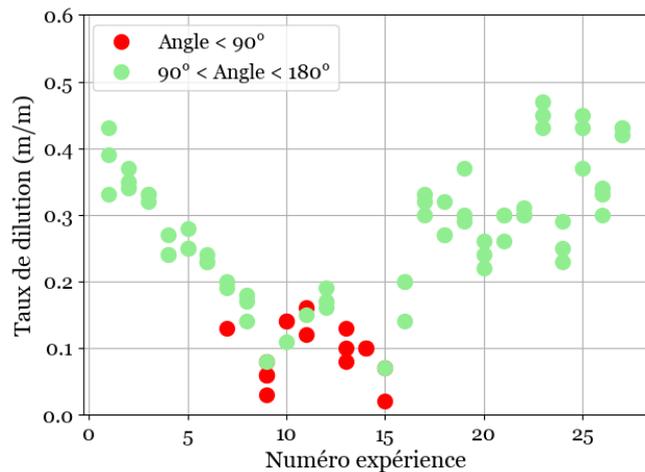
Les résultats des mesures géométriques sur les cordons sont donnés dans le Tableau 2.4 (page 60).

#### Cartographie de la dilution

La dilution du cordon dans le substrat est un paramètre important à prendre en compte, puisqu'il peut induire des problématiques de fabricabilité de pièces (effondrement s'il est trop élevé, manque de cohésion entre couches s'il est trop faible). Pour cette raison, il est nécessaire de définir une plage de taux de dilution qui semble prometteuse pour la production de pièces. L'analyse des géométries de cordons obtenus permet de déduire une plage de taux de dilution qui semble fonctionnelle. En effet, au-dessus de 40% de dilution, les cordons sont très dilués : le bain de fusion touche une zone profonde en dessous du cordon en cours de fabrication. Il y a alors un risque d'effondrement de pièce. En dessous de 20% de dilution, certains des cordons obtenus ont un angle avec le substrat inférieur à 90 degrés (cf. Figure 2.9), ce qui risquerait d'entraîner l'apparition de porosités lors des recouvrements horizontaux des cordons. Pour cette étude, la plage de taux de dilution considérée comme fonctionnelle sera donc :  $20\% < \tau \pm \sigma(\tau) < 40\%$  (avec  $\sigma(\tau)$  l'écart-type de la mesure sur le taux de dilution). La pertinence de la borne supérieure de ce critère sera étudiée sur quelques murs par la suite.



(a) Observation au microscope optique de la coupe d'un cordon avec un angle de contact aigu

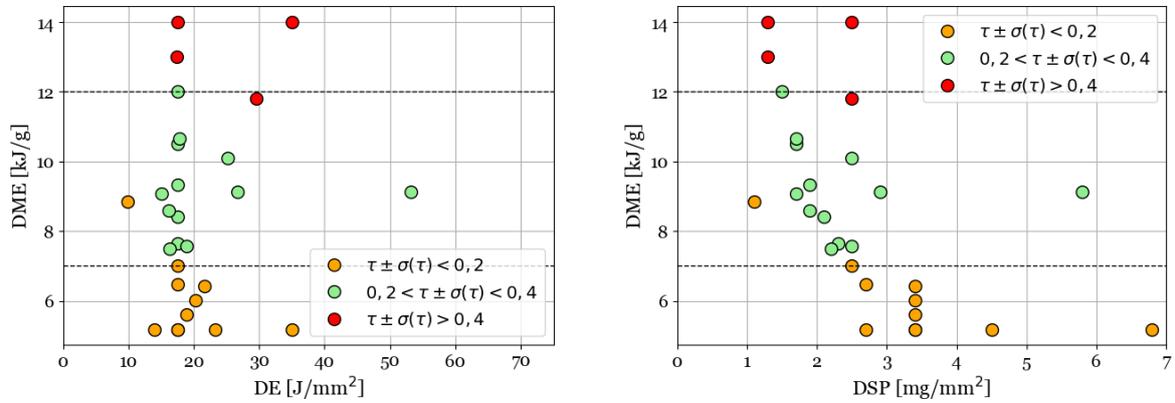


(b) Corrélation entre les angles de contact et les taux de dilution

FIGURE 2.9 – Angle de contact entre le substrat et le cordon : a) observation au microscope optique pour un angle aigu ; b) corrélation avec le taux de dilution

Ensuite, dans l'objectif de cartographier l'espace dans lequel la dilution de ces cordons est acceptable, les graphiques suivants sont tracés :

- la DME en fonction de la DE :  $DME = f(DE)$  en Figure 2.10a ;
- la DME en fonction de la DSP :  $DME = f(DSP)$  en Figure 2.10b ;
- la DE en fonction de la DSP :  $DE = f(DSP)$  en Figure 2.11.



(a) Taux de dilution acceptable en fonction de la densité massique d'énergie et de la densité d'énergie

(b) Taux de dilution acceptable en fonction de la densité massique d'énergie et de la densité surfacique de poudre

FIGURE 2.10 – Taux de dilution obtenus en fonction des DME, DE et DSP

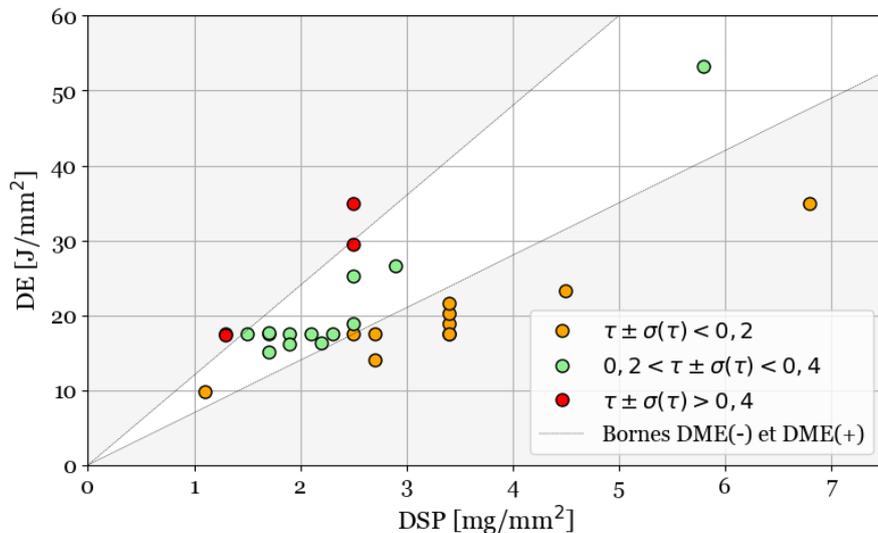


FIGURE 2.11 – Densité d'énergie en fonction de la densité surfacique de poudre : cartographie de zone fonctionnelle pour le critère de taux de dilution de cordons

Sur les graphiques obtenus, deux plages de taux de dilution sont identifiées, avec en vert les points qui répondent au critère défini (supérieur à 20 % et inférieur à 40 %), et en rouge et orange les points dont le taux de dilution obtenu se trouve en dehors de l'intervalle fixé. Les graphiques donnés en Figure 2.10 montrent qu'entre deux bornes  $DME(-) = 7,0 \text{ kJ.g}^{-1}$  et  $DME(+)= 12,0 \text{ kJ.g}^{-1}$ , la majorité des taux de dilution obtenus sont acceptables, alors qu'aucun ne l'est en dehors de ces bornes. Ces bornes de la densité massique d'énergie peuvent être ajoutées dans le graphique Figure 2.11. En effet, d'après les équations (2.2) et (2.3), la relation suivante peut être déduite :

$$DME = \frac{DE}{DSP} \Leftrightarrow DE = DME \times DSP \tag{2.13}$$

Grâce à cette relation, des droites dont les coefficients directeurs sont les bornes DME(−) et DME(+) identifiées peuvent être tracées. Le résultat est donné en Figure 2.11. Ce graphique permet d'obtenir une fenêtre des trois combinaisons de paramètres dans laquelle les taux de dilution obtenus satisfont le critère défini. Néanmoins, un point (n°16 dans le Tableau 2.3) présente un taux de dilution non fonctionnel, bien que compris entre les deux bornes identifiées. Ce point correspond à la valeur la plus élevée de  $V$ , et donc aux valeurs les plus faibles de  $DE$  et  $DSP$ .

### Sélection de paramètres

Des critères de sélection ont été mis en place afin d'écartier les jeux de paramètres identifiés comme "non-fonctionnels" pour la suite de l'étude. Les critères mis en place sont les suivants :

- la valeur du taux de dilution  $\tau$  (moyenne de trois mesures pour chaque cordon) plus ou moins son écart-type  $\sigma(\tau)$  doit être compris entre 20% et 40% (cf. paragraphe précédent) ;
- l'angle de contact doit être supérieur à  $90^\circ$ , afin d'éviter les porosités entre les couches horizontales voisines ;
- la surface du cordon doit être la plus lisse et homogène possible (évaluation visuelle de la coupe) ;
- les porosités doivent être évitées.

Le Tableau 2.8 répertorie les résultats obtenus pour chaque échantillon.

N° éch.	$\tau \pm \sigma(\tau)$ entre 20% et 40%	$\theta > 90^\circ$	Surface lisse et homogène	Sélection du jeu de paramètres
1	<b>Non</b>	Oui	Oui	<b>Non</b>
2	Oui	Oui	Oui	Oui
3	Oui	Oui	Oui	Oui
4	Oui	Oui	Oui	Oui
5	Oui	Oui	<b>Non</b>	<b>Non</b>
6	Oui	Oui	Oui	Oui
7	<b>Non</b>	<b>Non</b>	<b>Non</b>	<b>Non</b>
8	<b>Non</b>	Oui	<b>Non</b>	<b>Non</b>
9	<b>Non</b>	<b>Non</b>	<b>Non</b>	<b>Non</b>
10	<b>Non</b>	<b>Non</b>	<b>Non</b>	<b>Non</b>
11	<b>Non</b>	<b>Non</b>	<b>Non</b>	<b>Non</b>
12	<b>Non</b>	Oui	Oui	<b>Non</b>
13	<b>Non</b>	<b>Non</b>	<b>Non</b>	<b>Non</b>
14	<b>Non</b>	<b>Non</b>	<b>Non</b>	<b>Non</b>
9b	<b>Non</b>	<b>Non</b>	<b>Non</b>	<b>Non</b>
15	<b>Non</b>	<b>Non</b>	<b>Non</b>	<b>Non</b>
16	<b>Non</b>	Oui	Oui	<b>Non</b>
17	Oui	Oui	Oui	Oui
18	Oui	Oui	Oui	Oui
19	Oui	Oui	Oui	Oui
Suite du Tableau 2.8 page suivante				

N° éch.	$\tau \pm \sigma(\tau)$ entre 20% et 40%	$\theta > 90^\circ$	Surface lisse et homogène	Sélection du jeu de paramètres
20	Oui	Oui	Oui	Oui
21	Oui	Oui	Oui	Oui
22	Oui	Oui	Oui	Oui
23	<b>Non</b>	Oui	Oui	<b>Non</b>
24	Oui	Oui	Oui	Oui
25	<b>Non</b>	Oui	Oui	<b>Non</b>
26	Oui	Oui	Oui	Oui
27	<b>Non</b>	Oui	Oui	<b>Non</b>

TABLEAU 2.8 – Réponses aux critères pour les échantillons de cordons fabriqués

Tous les cordons qui ne répondent pas au critère de l'angle de contact  $\theta > 90^\circ$  (échantillons 7, 9, 10, 11, 13, 14, 9b, 15) ne répondent pas non plus au critère de taux de dilution puisque les taux de dilution mesurés pour ces échantillons étaient inférieurs à 20%. En revanche, la réciproque n'est pas vraie puisque tous les cordons avec  $\tau < 20\%$  n'ont pas un angle  $\theta < 90^\circ$  (cf. Figure 2.9b). Ces critères ont permis de retenir douze jeux de paramètres pour la fabrication de murs sur les vingt-sept testés pour les cordons.

### 1.3.3 Étude sur murs

Des murs de vingt couches sont fabriqués avec les douze jeux de paramètres précédemment établis. Un paramètre supplémentaire lié à cette nouvelle géométrie doit être défini. Il s'agit de l'incrément du mouvement de la buse suivant l'axe  $\vec{z}$ . Cet incrément  $\Delta z$  correspond à la distance que doit parcourir la buse entre chaque couche verticale. C'est un paramètre important, car il doit être fixé de manière à maintenir la distance entre la buse et la pièce (distance focale du laser, du flux de poudre, et risque de collision en cas de distance mal définie). Dans un premier temps, cette variable sera considérée comme étant égale à la hauteur émergée obtenue sur un cordon.

Afin de définir la stratégie adéquate pour la fabrication de ces pièces, des essais de temporisation et de stratégies de mouvements de buse sont aussi réalisés. Les résultats sont présentés sur la Figure 2.12.



FIGURE 2.12 – Essais de stratégies de fabrication des murs

Ces résultats montrent que la temporisation entre couches verticales permet une amélioration de la qualité des pièces. Lors de ces essais, le mur présentant la meilleure qualité est celui avec une stratégie de dépôt allers-retours et une temporisation de 5 secondes. Cependant, le mur avec la même stratégie et une temporisation de 2 secondes montre une qualité satisfaisante, et permet de diminuer drastiquement les temps de fabrication par rapport à la première temporisation. Cette stratégie est donc choisie pour fabriquer les pièces.

Deux campagnes de fabrication sont réalisées pour cette étape :

- la campagne numéro M1, à partir des paramètres 2, 3, 4 et 6 de la campagne numéro C1 (étude de l'influence du débit de poudre  $D$ ) ;
- la campagne numéro M2, à partir des paramètres 2, 3, 4 et 6 de la campagne M1 (itération à partir des résultats obtenus), et de toutes les paramètres de la campagne C2 (16 à 27).

Quatre jeux de paramètres initialement non sélectionnés ont été ajoutés à cette seconde campagne M2, la configuration du substrat permettant la fabrication de seize murs. Les paramètres 16 ( $\tau < 20\%$ ) 23, 25 et 27 ( $\tau > 40\%$ ) ont donc été ajoutés afin de vérifier la pertinence du critère de taux de dilution défini.

## Résultats de mesures

Les résultats obtenus sont donnés dans le Tableau 2.9.

Campagne	N° éch.	$\Delta z$ (mm)	$H_{tot}$ (mm)	$\sigma(H_{tot})$ (mm)	$H_{app}$ (mm)	$l$ (mm)	$\sigma(l)$ (mm)	RF
M1	2	0,493	4,712	0,016	0,236	2,147	0,082	0,5
M1	3	0,474	5,398	0,013	0,270	2,169	0,098	0,6
M1	4	0,565	6,326	0,081	0,316	2,232	0,096	0,6
M1	6	0,600	7,744	0,044	0,387	2,255	0,088	0,6
M2	2b	0,236	6,647	0,051	0,332	2,642	0,041	1,4
M2	3b	0,270	7,282	0,107	0,364	2,761	0,088	1,3
M2	4b	0,316	8,440	0,076	0,422	2,811	0,066	1,3
M2	6b	0,387	7,750	0,020	0,388	2,134	0,055	1,0
M2	16	0,342	6,728	0,040	0,336	1,564	0,110	1,0
M2	17	0,448	7,299	0,042	0,365	2,051	0,081	0,8
M2	18	0,633	-	-	-	-	-	
M2	19	1,139	-	-	-	-	-	
M2	20	0,565	8,850	0,083	0,443	2,135	0,081	0,8
M2	21	0,464	6,297	0,061	0,315	2,104	0,094	0,7
M2	22	0,450	4,177	0,066	0,209	2,124	0,047	0,5
M2	23	0,399	5,706	0,121	0,285	2,072	0,048	0,7
M2	24	0,625	7,873	0,083	0,394	2,242	0,113	0,6
M2	25	0,530	-	-	-	-	-	
M2	26	0,625	3,981	0,520	0,199	1,511	0,070	0,3
M2	27	0,590	-	-	-	-	-	

TABLEAU 2.9 – Résultats des mesures obtenues sur les murs

Les numéros d'échantillons donnés correspondent à ceux attribués lors des fabrications de cordons pour les mêmes paramètres. Les itérations réalisées sur les échantillons 2, 3, 4 et 6 sont représentées par un « b » après le numéro d'échantillon. Lors de ces itérations, le paramètre  $\Delta z$

a été corrigé à partir des résultats obtenus lors de la première campagne M1. En effet, lors de la première campagne, cet incrément était paramétré comme étant égal à la hauteur émergée obtenue sur les cordons pour les mêmes paramètres. Pour l'itération, ce paramètre a été modifié pour être égal à la hauteur apparente de couche  $H_{app}$  obtenue lors de la campagne M1, calculée de la manière suivante :

$$H_{app} = \frac{H_{tot}}{\text{nombre de couches}} \quad (2.14)$$

Un indicateur est mis en place et calculé pour chaque paramétrie, le Ratio de Fabricabilité RF (sans unité) :

$$RF = \frac{H_{app}}{\Delta z} \quad (2.15)$$

Cet indicateur permet de comparer la hauteur visée et la hauteur fabriquée. En effet, lorsque la valeur est proche de 1, cela signifie que la valeur obtenue correspond à la valeur cible, mais aussi que la distance entre la buse et la pièce n'a pas (ou peu) varié.

Durant la fabrication, les quatre paramètres avec les densités d'énergie les plus élevées (M2 échantillons 18, 19, 25 et 27 avec des densités d'énergie respectives égales à  $26,6 \times 10^6 \text{ J.m}^{-2}$ ,  $53,3 \times 10^6 \text{ J.m}^{-2}$ ,  $29,5 \times 10^6 \text{ J.m}^{-2}$  et  $35,0 \times 10^6 \text{ J.m}^{-2}$ ) ont dû être stoppées pour des raisons de sécurité, car elles produisaient une lumière intense à l'initiation. Cela pourrait indiquer qu'il existe une valeur maximale de densité d'énergie pour la fabrication.

### Sélection de paramètres

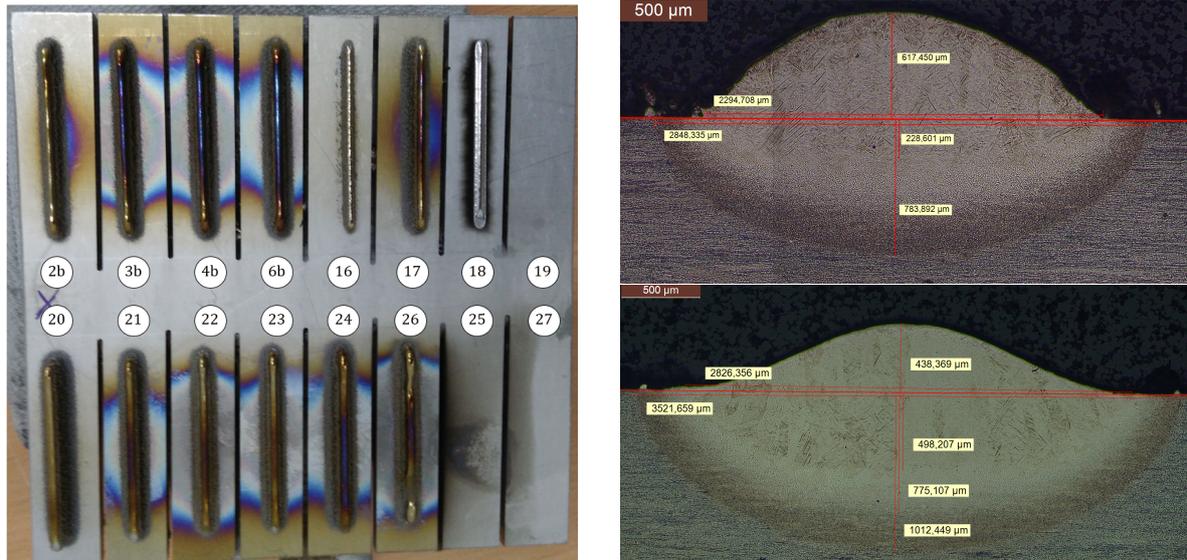
Le calcul des RF permet de constater que les échantillons 2, 3, 4 et 6 de la campagne M1, dont les  $\Delta z$  sont issus de l'étude des cordons ( $\Delta z = H_e$ ), présentent des couches moins hautes que prévues ( $RF < 1$ ). Au contraire, les échantillons 2b, 3b, 4b et 6b de la campagne M2, dont les  $\Delta z$  ont été diminués, présentent des couches plus hautes que prévues ( $RF > 1$ ). Ces résultats sont cohérents puisque lors de la première campagne, une boucle de rétroaction positive s'est mise en place : un incrément vertical trop important a entraîné une augmentation de la distance buse-pièce ( $\Delta z > H_{app}$ ). Ceci a ensuite engendré une défocalisation, donc une diminution de l'énergie apportée par le laser, et donc de la hauteur de couche, ce qui a aggravé le déséquilibre entre le  $\Delta z$  et  $H_{app}$ . En réduisant la valeur du  $\Delta z$ , ce phénomène de défocalisation a été amoindri, augmentant ainsi la hauteur des couches. Cette observation implique que, pour certains jeux de paramètres dont le  $\Delta z$  est difficilement prédictible, il sera nécessaire de réaliser un grand nombre d'itérations de fabrication pour le déterminer. De ce fait, l'utilisation d'indicateurs tels que le RF s'avère utile pour quantifier la stabilité du procédé de fabrication.

À partir des résultats obtenus, les critères suivants ont été mis en place afin de sélectionner des jeux de paramètres pour construire des pièces plus complexes :

- la surface des murs doit être la plus lisse et homogène possible ;
- le RF doit être compris entre 0,8 et 1,2 (proche de 1) ;
- les porosités doivent être évitées.

D'après ces critères, trois échantillons ont pu être sélectionnés pour la fabrication de blocs, à savoir les paramètres 6b, 16 et 17.

Cependant, le ratio de fabricabilité semble diminuer de plus en plus lors de la campagne M2, suggérant une baisse de l'efficacité de fabrication au fur et à mesure de la campagne. La réduction de celui-ci, ainsi que l'oxydation visible sur les échantillons (cf. Figure 2.13a) peuvent être dues au grand nombre de fabrications sur un même substrat, entraînant ainsi une augmentation de la température de celui-ci au cours de la fabrication, malgré les substrats entaillés utilisés pour limiter les échanges thermiques. Ce phénomène montre la limitation de l'utilisation de



(a) Photographie du substrat avec les murs obtenus lors de la Campagne M2

(b) Comparaison entre les coupes de cordon 18 lors des campagnes C2 (en haut) et M2 (en bas)

FIGURE 2.13 – Problèmes de surchauffe du substrat lors de la fabrication des murs

substrat unique pour la fabrication de plusieurs pièces avec un grand nombre de couches. Afin de vérifier cette hypothèse, les mesures de géométries obtenues sur le cordon numéro 18 de la campagne C2 et le premier cordon 18 de la campagne M2 (arrêt après un cordon par sécurité) sont comparées (cf. Figure 2.13b). Cette comparaison permet de constater que le cordon obtenu lors de la campagne M2 a une hauteur de cordon moins élevée, est plus dilué et présente une Zone Affectée Thermiquement (ZAT) plus profonde. Ceci permet de valider l'hypothèse d'une surchauffe du substrat lors de la campagne M2. Afin d'éviter ces phénomènes de surchauffe de substrat, des substrats indépendants (fabrication d'un cordon, d'un mur ou d'un bloc par substrat) seront donc mis en place pour la suite de l'étude.

### Changement de géométrie de substrat

Afin d'éviter au mieux toute interaction thermique entre les différentes pièces fabriquées, un nouveau système de substrats indépendants est mis en place. Ainsi, des substrats de dimensions  $150 \times 47 \times 5 \text{ mm}^3$  seront utilisés pour chaque pièce. De plus, ce changement va permettre la construction de pièces de longueur plus élevée que 50 mm, afin de se rapprocher de la géométrie visée pour les pièces, soit 140 mm.

Il est donc nécessaire de vérifier l'influence de ces changements de dimensions (du substrat et de la longueur des pièces) sur les résultats. Cette présence ou absence d'influence donnera la possibilité ou non de comparer les résultats entre l'ancienne et la nouvelle géométrie. Pour cela, une campagne S1 est réalisée suivant trois étapes :

- Étape 1 : étude de l'impact de la géométrie du substrat : fabrication d'un mur déjà fabriqué (échantillon 16 campagne M2, longueur 50 mm) sur la nouvelle géométrie de substrat ;
- Étape 2 : étude de l'impact de la longueur du mur : même fabrication qu'à l'étape 1, mais avec une longueur de 140 mm (longueur finale des blocs nécessaires à l'étude) ;
- Étape 3 : fabrication de bloc : fabrication d'un bloc d'épaisseur de trois cordons avec les paramètres de l'étape précédente.

Pour la géométrie bloc, l'incrément  $\Delta z$  a été modifié pour être adapté à l'utilisation de recouvrement horizontal des cordons, qui entraîne la production de couches légèrement plus hautes.

D'après l'expérience de la plateforme, une valeur de  $\Delta z_{bloc} = \Delta z_{mur} + 0,3 \times \Delta z_{mur}$  permet une bonne stabilité de fabrication. Ainsi, cette valeur est utilisée dans cette étude et les incréments  $\Delta z$  sont adaptés en conséquence.

Les différentes informations relatives à cette campagne et les résultats obtenus sont données dans le Tableau 2.10.

	Référence	Étape 1	Étape 2	Étape 3
Géométrie du substrat	$150 \times 150 \times 5$	$150 \times 47 \times 5$	$150 \times 47 \times 5$	$150 \times 47 \times 5$
$P$ (W)	1180	1180	1180	1180
$V$ (mm.min <sup>-1</sup> )	2000	2000	2000	2000
$D$ (g.min <sup>-1</sup> )	8	8	8	8
Longueur fabriquée (mm)	50	50	140	140
Hauteur fabriquée	20 cordons	20 cordons	20 cordons	20 cordons
Largeur fabriquée	1 cordon	1 cordon	1 cordon	3 cordons
$\Delta z$ ( $\mu\text{m}$ )	342	342	342	445
$\Delta xy$ ( $\mu\text{m}$ )	-	-	-	1050
Temporisation inter-couches (s)	2	2	2	2
Stratégie	Aller-retour	Aller-retour	Aller-retour	Aller-retour en xy, RAZ après $\Delta z$
$H_{tot}$ ( $\mu\text{m}$ )	6728	6649	6897	10348
$l$ ( $\mu\text{m}$ )	1564	1533	1480	3265

TABLEAU 2.10 – Détails de la campagne S1

Ces résultats montrent peu de différence entre les largeurs ( $-2,0\%$ ) et hauteurs ( $-1,2\%$ ) des murs entre la référence et l'étape 1, ainsi qu'une faible diminution de la largeur de mur ( $-3,5\%$ ) et une légère augmentation de la hauteur fabriquée ( $+3,7\%$ ) entre les étapes 1 et 2. Les influences du changement de géométrie de substrat d'une part, et de la longueur fabriquée d'autre part sont donc très faibles.

### 1.3.4 Étude sur blocs

Les blocs ont finalement été fabriqués selon les paramètres 6b, 16 et 17 (campagne B1). Un paramètre supplémentaire a été ajouté, concernant les mouvements de la buse selon les axes  $\vec{x}$  et  $\vec{y}$  dans le but de générer plusieurs cordons sur un même plan. Afin d'assurer une cohésion entre ces couches horizontales, il est nécessaire de réaliser un chevauchement des cordons voisins. L'incrément qui pilote ce recouvrement latéral, noté  $\Delta xy$  est défini dans un premier temps comme étant égal à  $0,7 \times l$ , avec  $l$  la largeur du mur d'épaisseur un cordon (cf. Figure 2.14a), en se basant sur l'expérience de la plateforme technologique.

La stratégie de fabrication consiste à réaliser trois cordons en allers-retours dans un même plan de dépôt (cf. Figure 2.14b), puis à incrémenter de  $\Delta z$  en vertical suivi d'un retour à l'origine dans le plan ( $xy$ ) aux coordonnées  $(x_D, y_D)$  du point de départ D des couches, suivi d'une temporisation de deux secondes avant l'ajout d'une nouvelle couche verticale.

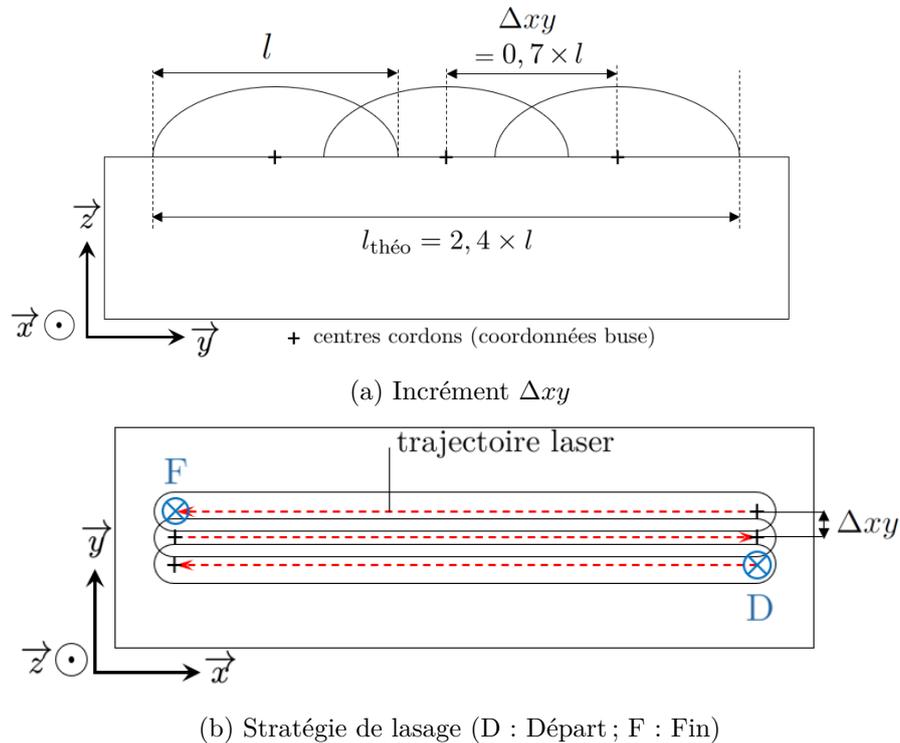


FIGURE 2.14 – Représentations schématiques des paramètres de lasage pour la fabrication de blocs en LMD : a) vue en coupe ; b) vue du dessus

### Résultats de mesures

Les résultats obtenus sont donnés dans le Tableau 2.11.

Échantillon	$\Delta z$ (mm)	$H_{tot}$ (mm)	$\sigma(H_{tot})$ (mm)	$H_{app}$ (mm)	$\Delta xy$ (mm)	$l$ (mm)	$\sigma(l)$ (mm)	RF
6	0,503	11,119	0,551	0,556	1,75	5,433	0,042	1,1
16	0,445	12,351	0,068	0,618	1,05	3,173	0,104	1,4
17	0,582	10,128	0,119	0,503	1,40	4,564	0,026	0,9

TABLEAU 2.11 – Détail de la campagne B1

### Sélection de paramètres

Les critères suivants ont été mis en place afin de sélectionner des jeux de paramètres pour la construction de pièces :

- la surface des blocs doit être la plus lisse et homogène possible ;
- le RF doit être compris entre 0,8 et 1,2 (proche de 1) ;
- les porosités doivent être évitées ;
- l'épaisseur totale moyenne doit être proche de 5 mm.

Le dernier critère, qui concerne l'épaisseur des pièces obtenues, est fixé en fonction de l'épaisseur souhaitée des éprouvettes.

À partir de ces critères, le jeu de paramètres numéro 6 a été retenu, avec  $P = 1400$  W,  $V = 2000$  mm.min<sup>-1</sup> et  $D = 11$  g.min<sup>-1</sup>. En effet, la pièce possède une surface plutôt homogène, un ratio de fabricabilité proche de 1, une épaisseur de 5,433 mm et le moins de porosités.

### 1.3.5 Conclusion

Cette étude paramétrique a permis de quantifier l'impact des paramètres d'ordre 1 (la puissance laser, le débit massique de poudre et la vitesse de balayage de la buse) sur des géométries simples (cordons, murs et blocs).

Ainsi, l'étude sur cordons a permis de tester une large plage de variation de ces paramètres, grâce à l'introduction de combinaisons de facteurs DME, DE et DSP. Ces essais ont permis de tracer une cartographie des taux de dilution obtenus en fonction de la Densité d'Énergie et de ces combinaisons de paramètres. Cette cartographie met en évidence une zone fonctionnelle dans laquelle le taux de dilution du cordon est suffisant mais pas trop élevé pour fabriquer des pièces composées de plusieurs cordons en hauteur et en largeur.

Les études sur murs puis sur blocs ont ensuite permis d'étudier la fabricabilité en hauteur et en épaisseur de plusieurs cordons. Ces phases ont également permis de sélectionner un jeu de paramètres qui sera utilisé pour monter des blocs plus hauts, dans lesquels des éprouvettes d'essais mécaniques pourront être prélevées.

## 1.4 Montage et protocole de fabrication de pièces en série

La production des pièces doit garantir une répétabilité des propriétés obtenues, ainsi qu'une productivité satisfaisante.

Les dimensions cibles à atteindre pour le prélèvement d'éprouvettes (plates) sont  $140 \times 140 \times 5 \text{ mm}^3$  pour les pièces à fabriquer avec le procédé LMD. Pour cela, à partir des données obtenues précédemment sur la paramétrie choisie (donnée dans le Tableau 2.12), les pièces à réaliser seront donc des blocs composés de 3 cordons en épaisseur et 255 couches en hauteur, sur 140 mm de longueur. Le substrat utilisé sera identique à celui de la phase de montage de bloc de l'étude préliminaire, soit des plaques en TA6V de dimensions  $150 \times 47 \times 5 \text{ mm}^3$ .

Puissance laser consigne	70	% $P_{max}$
	1400	W
Vitesse de balayage de la buse	2000	$\text{mm} \cdot \text{min}^{-1}$
Débit de poudre	11 à 11,4	$\text{g} \cdot \text{min}^{-1}$
$\Delta z$ programmé	503	$\mu\text{m}$
$\Delta xy$ programmé	1750	$\mu\text{m}$
Stratégie de déplacement en xy	Allers-retours	
Stratégie de déplacement en z	Retour à (x,y)=(0,0)	
Temporisation entre couches en z	2	s

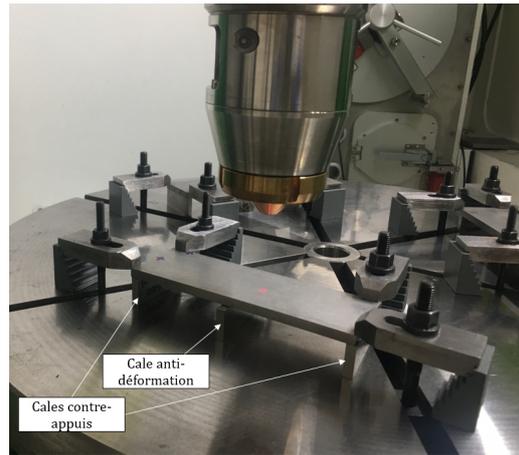
TABLEAU 2.12 – Paramètres utilisés pour la fabrication des pièces LMD

### 1.4.1 Montage mécanique

La chambre de fabrication de la machine utilisée comporte un plateau rainuré permettant l'utilisation de brides mécaniques. Ainsi, avec la configuration actuelle, en prenant en compte les dimensions visées des pièces, il est possible de monter trois substrats sur le plateau (cf. Figure 2.15a). Pour cela, des systèmes de brides sont utilisés, et des supports en TA6V (contre-appuis de brides) sont insérés sous les pièces afin de limiter la conduction de la chaleur à travers le plateau vers les autres substrats. De plus, des cales "anti-déformation", elles aussi en alliage TA6V, sont placées sous le centre des substrats, afin d'éviter le plus possible leur déformation due aux fortes contraintes résiduelles induites au cours de la fabrication (cf. Figure 2.15b).



(a) Montage de trois substrats sur le plateau



(b) Bridage d'un substrat sur le plateau

FIGURE 2.15 – Montage mécanique des substrats pour la fabrication en série de pièces LMD

Ce type de montage permet d'augmenter la productivité des pièces, en diminuant le nombre de cycles d'inertage de la chambre de fabrication avec un cycle pour trois pièces à la place d'un cycle par pièce (2h à 8h pour obtenir la concentration cible de moins de 150 ppm de  $O_2$  dans la chambre de fabrication). Cependant, il est nécessaire de vérifier l'absence d'interactions thermiques entre les différentes pièces. Pour cela, un dispositif de mesure de la température au cours de la fabrication est mis en place.

### 1.4.2 Mesure in-situ de la température

#### Matériels et méthodes

Afin de vérifier l'absence d'interactions thermiques entre les trois pièces lors d'un cycle de production (préchauffe des substrats par exemple), il est nécessaire de réaliser des mesures de température sur toutes les pièces pendant la fabrication de chacune d'elles. Pour cela, des thermocouples de type N, choisis pour leurs caractéristiques techniques adaptées (température maximale de mesure :  $1200^{\circ}C$ ) sont fixés aux substrats grâce à une vis en alliage de titane (cf. Figure 2.16).



(a) Montage des thermocouples sur les substrats



(b) Module d'acquisition de températures

FIGURE 2.16 – Dispositif d'enregistrement de la température au sein de la cellule de fabrication

Ils sont positionnés à mi-longueur du substrat, sur la face supérieure, à environ 16 mm du centre de la pièce. L'extrémité de ces thermocouples est branchée à un module d'acquisition OM-DAQ-USB-2401 (OMEGA) afin d'acquérir les données de température au cours du cycle de fabrication.

Des pièces sont ensuite réalisées sur ces substrats avec la paramétrie et la stratégie de fabrication choisies lors de l'étude précédente (cf. Tableau 2.12). Les pièces sont fabriquées individuellement (d'abord la pièce 1, puis la pièce 2 et enfin la pièce 3) avec un temps de refroidissement d'environ 1h30 entre la fin d'une pièce et le début de la suivante.

## Résultats

Des photographies des pièces obtenues sont données en Figure 2.17. Ces pièces présentent une forte oxydation en surface (couleur bleue) à cause des températures élevées atteintes au cours de la fabrication, et de la succession de cycles de chauffe et refroidissement très rapides. Les graphiques des relevés de température lors de la fabrication de chacune de ces pièces sont donnés en Figure 2.18, et les températures remarquables lors de ces relevés (températures au début du cycle de fabrication d'une pièce, température maximale et température de fin de cycle) sont donnés pour le montage de chacune des pièces dans le Tableau 2.13.

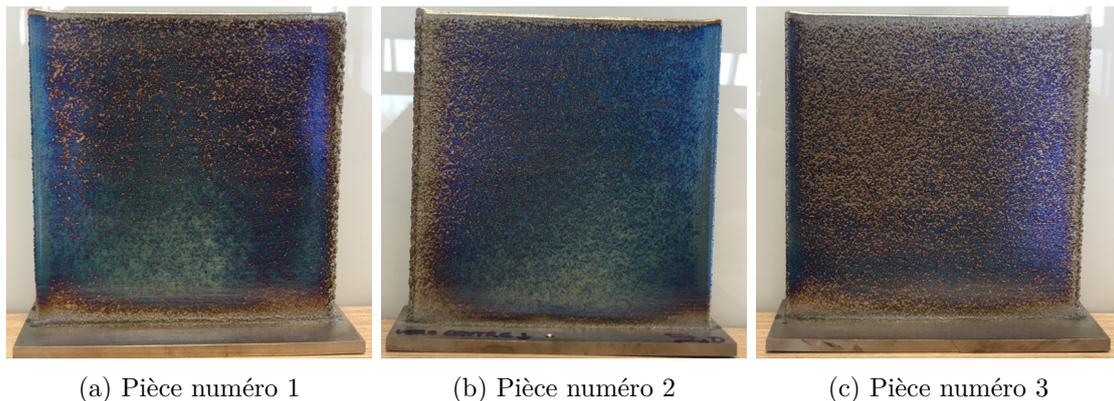


FIGURE 2.17 – Pièces fabriquées lors d'un cycle de production

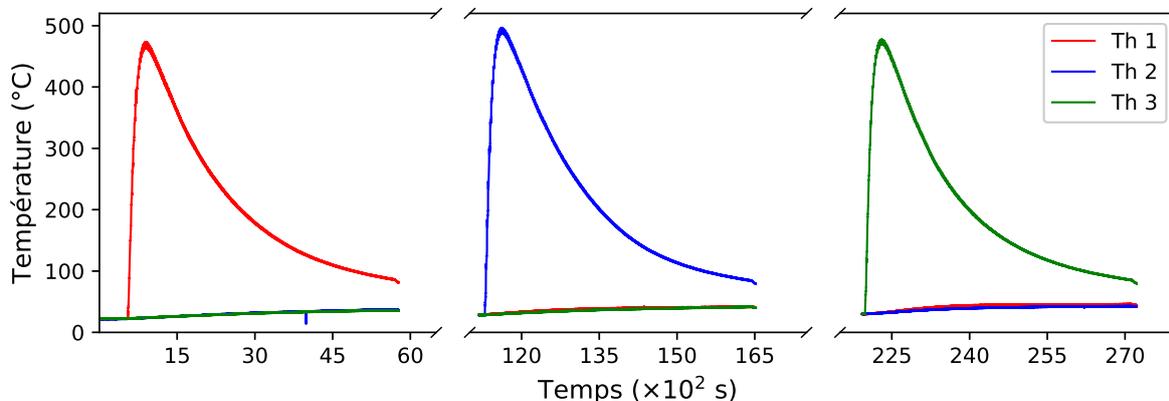


FIGURE 2.18 – Relevés de température au cours de la fabrication de chacune des pièces

		Mesure de la température (°C) du substrat de la pièce			
		1	2	3	
Fab. pièce numéro	1	T <sub>Début</sub>	22,3	21,7	21,8
		T <sub>Max</sub>	473,6	38,1	36,5
		T <sub>Fin</sub>	81,1	36,5	35,1
	2	T <sub>Début</sub>	29,2	27,6	28,1
		T <sub>Max</sub>	43,1	496,8	42,3
		T <sub>Fin</sub>	40,4	79,3	40,2
	3	T <sub>Début</sub>	30,1	30,1	30,3
		T <sub>Max</sub>	46,9	43,4	477,8
		T <sub>Fin</sub>	44,3	41,6	79,5

TABLEAU 2.13 – Températures remarquables lors des fabrication de pièces

Ces résultats montrent que, au cours de la fabrication d'une pièce, la température des substrats des autres pièces augmente légèrement, avec un peu moins de 13°C d'augmentation en moyenne entre le début et la fin du cycle. Le temps de repos d'une heure et demie entre chaque pièce permet de faire redescendre la température de ces substrats jusqu'à une température maximale de 30,3°C, soit moins de 10°C de différence entre les températures des substrats en début de cycle de fabrication d'une pièce.

Les pièces obtenues ont les dimensions suivantes :

- Pièce 1 :  $H_{tot} = 143,1 \pm 0,3$  mm,  $l = 5,8 \pm 0,3$  mm
- Pièce 2 :  $H_{tot} = 143,5 \pm 0,1$  mm,  $l = 6,0 \pm 0,2$  mm
- Pièce 3 :  $H_{tot} = 144,4 \pm 0,1$  mm,  $l = 5,8 \pm 0,1$  mm

Ces résultats montrent qu'il n'y a pas de différence notable entre les températures des substrats et les dimensions des pièces fabriquées. Le montage présenté, qui permet de fabriquer trois pièces par cycle de fabrication, est donc fonctionnel, et sera utilisé pour la fabrication des lots de pièces.

## 1.5 Fabrication de pièces en série

Dans le cadre de ces travaux, trente pièces identiques sont réalisées, soit dix cycles de production de trois pièces, comme décrit dans le paragraphe précédent. Un protocole de fabrication rigoureux a été rédigé à partir des usages constatés sur la plateforme. Il est utilisé dans le cadre de ces travaux pour assurer la répétabilité et la traçabilité des productions. Ce protocole est donné en Annexe A.3. Il permet d'assurer un suivi en contrôlant la réalisation de chaque étape, de la même façon pour toutes les pièces. Ces étapes sont :

- la calibration du système de distribution de poudre et le calcul du débit moyen sur cinq mesures ;
- la préparation des substrats (nettoyage, pesée, identification) ;
- le montage mécanique (bridage des substrats) ;
- la préparation du fichier pilotage de fabrication (correction et calibration) ;
- l'inertage de la chambre de fabrication ;
- le lancement et suivi des productions ;
- le démontage et nettoyage des pièces ;
- les mesures (dimensionnelles et pesées) des pièces obtenues ;
- le référencement de chaque pièce.

Ainsi, une synthèse des mesures obtenues sur les pièces réalisées est donnée en Annexe A.4.

## 2 Fabrication de pièces par le procédé SLM

Le processus de fabrication d'éprouvettes par le procédé *Selective Laser Melting* (SLM) est donné en Figure 2.19.

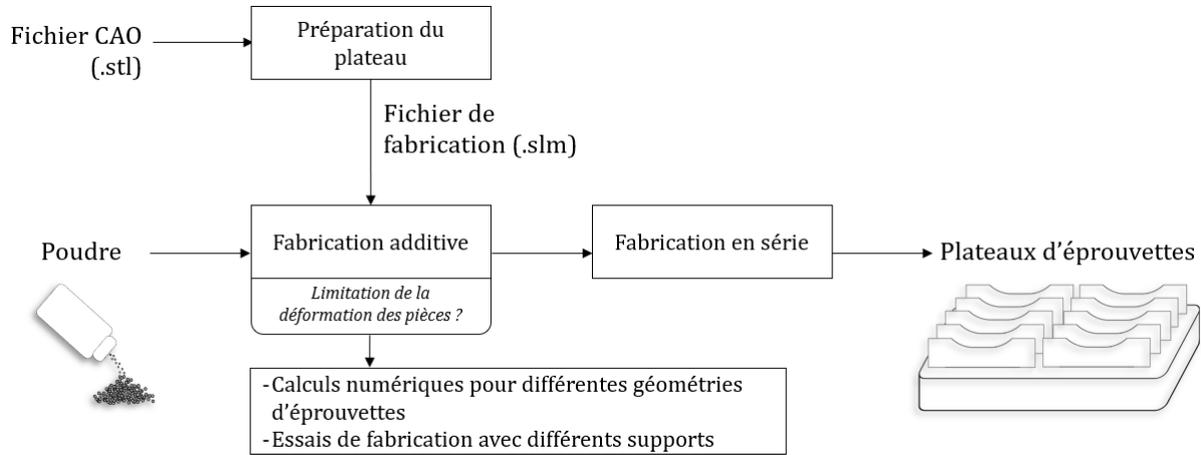


FIGURE 2.19 – Schématisation du processus pour l'obtention de pièces SLM

Contrairement au procédé LMD, l'éprouvette à obtenir est d'abord conçue par Conception Assistée par Ordinateur (CAO), puis importée sur un logiciel afin de préparer la configuration de production. Un fichier est ensuite généré puis transféré dans la machine utilisée. La pièce est alors réalisée par fabrication additive. En sortie de machine, un plateau comportant les pièces brutes est obtenu. De la même manière qu'avec le procédé LMD, les pièces subissent des post-traitements décrits dans la partie 3 de ce chapitre.

La connaissance acquise sur le procédé SLM et la machine utilisée est plus importante que sur le précédent. Ainsi, les paramètres et stratégies à utiliser pour fabriquer les éprouvettes ont été définis comme ceux par défaut proposés par le concepteur de la machine.

Cependant, les premiers essais de production réalisés ont montré que la fabrication de pièces élancées horizontalement soulevait des difficultés, à cause des fortes contraintes résiduelles générées par le refroidissement successif des couches. Les questions suivantes se sont alors posées :

- Quel est l'impact de la modification de la géométrie des pièces cibles sur les contraintes induites pendant la production ?
- Quels types de supports peuvent être utilisés pour fabriquer les éprouvettes élancées horizontalement ?

Pour répondre à la première question, des simulations mécaniques sont effectuées avec différentes géométries d'éprouvettes. Pour apporter des éléments de réponse à la seconde, des essais avec différents types de supports sont faits sur des plateaux avec de multiples éprouvettes.

### 2.1 Matériel et conditions de fabrication

La préparation des plateaux comporte plusieurs étapes :

- la CAO de la géométrie des éprouvettes (logiciel CATIA V6R2013x) ;
- l'import des fichiers (format .stl) dans le logiciel métier Materialise Magics 21.11, dans lequel les étapes suivantes sont réalisées ;
- le placement des éprouvettes sur le plateau ;

- la numérotation des éprouvettes par gravure, dans le but de retrouver leurs positions sur le plateau ;
- la mise en place de supports entre la pièce et le plateau ;
- le choix des paramètres de lasage (paramètres machines et stratégie) ;
- l'exportation du fichier (format .slm) pour la fabrication.

Les pièces sont ensuite produites à l'aide d'une machine SLM 280HL (*SLM Solutions*) disponible sur la plateforme FUTURPROD (I2M, campus Arts et Métiers, Talence, France), munie d'un laser à fibre de diamètre de faisceau  $80 \mu\text{m}$  et de longueur d'onde  $1070 \mu\text{m}$ . La poudre utilisée est une poudre d'alliage TA6V ELI (grade 23) dont 81,8% des particules ont une taille comprise entre 20 et  $63 \mu\text{m}$ . La composition chimique, mesurée par *SLM Solutions*, est donnée dans le Tableau 2.14 et le certificat d'analyse est donné en Annexe A.5.

Élément	Al	V	Fe	C	O	N	H	Ti
Min. (%m)	5,50	3,50	-	-	-	-	-	Base
Mes. (%m)	6,47	3,90	0,22	0,02	0,09	0,01	0,0017	Base
Max. (%m)	6,50	4,50	0,25	0,08	0,13	0,03	0,012	Base

TABLEAU 2.14 – Résultats des analyses chimiques de la poudre de TA6V utilisée pour la fabrication des pièces par SLM

Les pièces sont fabriquées sur des plateaux en TA6V de dimensions  $280 \times 280 \text{ mm}^2$  (épaisseur variable, environ 40 mm). Les paramètres de fabrication principaux sont donnés dans le Tableau 2.15 (les paramètres détaillés sont donnés en Annexe A.6). De façon similaire au procédé précédent, la chambre de fabrication est remplie d'argon afin d'éviter l'oxydation des pièces. Durant toutes les productions réalisées dans le cadre de ces travaux, la concentration maximale en dioxygène était de 100 ppm.

Épaisseur de couche	0,03	mm
Vitesse de lasage	1100	$\text{mm.s}^{-1}$
Puissance LASER	275	W
Motif de remplissage	Stripes	
Angle (départ)	5	degrés
Incrémentation d'angle	15	degrés

TABLEAU 2.15 – Paramètres principaux utilisés pour la fabrication des pièces

## 2.2 Influence de la géométrie sur les contraintes dans les pièces

Il existe peu de travaux dans la littérature sur la fabrication d'éprouvettes avec cette orientation, puisqu'elle induit de fortes contraintes dues à la fabrication de couches très longues. Il est donc préférentiellement choisi de fabriquer les éprouvettes verticalement. Cependant, pour les essais mécaniques futurs, il a été choisi de réaliser des éprouvettes horizontales avec le procédé SLM, tâche qui s'est avérée complexe à réaliser puisque le niveau des contraintes induites est tel que les pièces se fissurent. L'influence de la géométrie des éprouvettes sur le niveau des contraintes induites a donc été étudiée.

Des simulations mécaniques des contraintes résiduelles associées aux déformations plastiques résiduelles générées par le chargement thermique cyclique (déformations inhérentes) ont été réalisées à l'aide du logiciel Simufact Additive sur différentes géométries d'éprouvettes (cf. Figure 2.20) :

- une éprouvette de géométrie "référence" choisie pour les essais mécaniques ;
- une éprouvette "épaisseur réduite", dont l'épaisseur est divisée par 2 ;
- une éprouvette "hauteur réduite", dont la hauteur (verticale) est réduite de moitié ;
- une éprouvette "longueur réduite", de longueur plus faible (d'environ 30 %).

La représentativité des résultats quantitatifs de ce type de simulations est discutée dans la littérature. Pour l'étude comparative présentée ici, cette méthode semble adaptée.

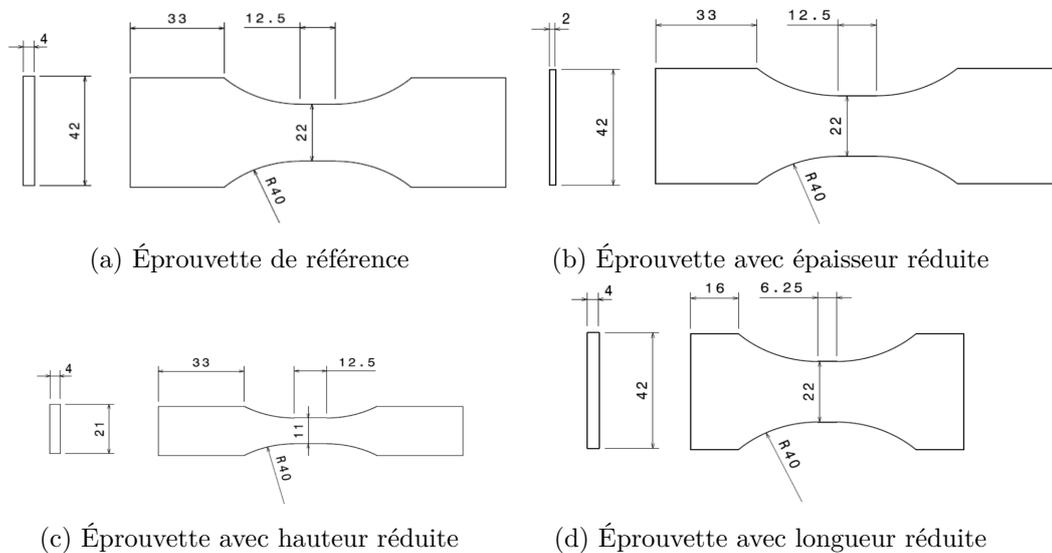


FIGURE 2.20 – Dimensions des éprouvettes pour simulation mécanique des contraintes induites lors de la fabrication additive

Les paramètres utilisés pour les simulations réalisées sont donnés en Annexe A.7. Pour identifier ces paramètres, des mesures ont été réalisées par le laboratoire I2M pour le couple poudre-machine utilisé dans ces travaux, sur des pièces cantilever (mesure du relèvement après découpe par fil des pièces du plateau).

Les champs de déplacement (total ou suivant une direction particulière) et les champs de contrainte équivalente de Von Mises sont obtenus (exemple en Figure 2.21). Pour chaque géométrie testée, les valeurs maximales du déplacement et de la contrainte de Von Mises, ainsi que la valeur de la contrainte en un point représentatif de la liaison entre le support et la pièce pleine (point critique en cas de fissuration) sont données dans le Tableau 2.16.

Ces résultats montrent que le changement de géométrie ne permet pas de modifier de manière conséquente le niveau des contraintes atteint. Il est donc peu probable que la fissuration soit évitée avec ces nouvelles géométries.

Une autre solution consiste donc à rigidifier les supports pour éviter les phénomènes de fissuration en cours de fabrication, puis détendre les pièces après la fabrication pour supprimer les contraintes résiduelles.

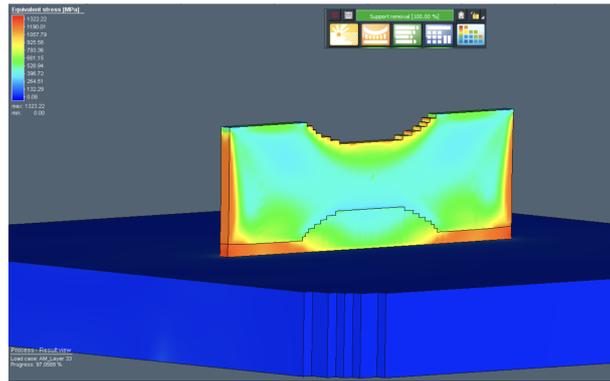


FIGURE 2.21 – Champ des contraintes équivalentes de Von Mises sur l'éprouvette référence

Configuration	Déplacement total max. (mm)	Déplacement en Z max. (mm)	Contrainte éq. max. (MPa)	Contrainte éq. max au point d'interface (MPa)
Référence	0,69	0,56	1323	1228
Épaisseur réduite	3,27	0,55	1338	1226
Hauteur réduite	0,70	0,63	1307	1193
Longueur réduite	0,57	0,53	1332	1230

TABLEAU 2.16 – Résultats des différentes simulations

### 2.3 Essais de supports

Des essais avec différents types de supports ont été réalisés afin de définir le support adéquat pour la fabrication des éprouvettes. Le Tableau 2.17 répertorie les types de supports utilisés lors des tests de fabrication.

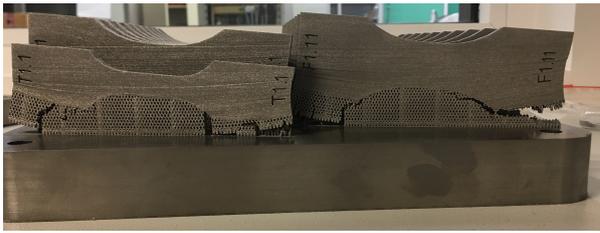
Type de support	Paramètres	Orientation du lot	Fonctionnel ?
"Blocks"	Blocks Ti par défaut	X	NON
"Blocks" + "Cones"	- Blocks Ti par défaut - R=0,6 mm ; D=1,5 mm	Y	NON
"Volume"		X et Y	OUI

Avec R le rayon et D la distance entre les cônes

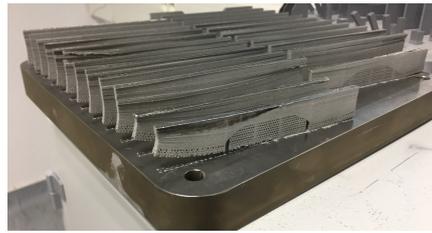
TABLEAU 2.17 – Types de supports testés pour la fabrication des éprouvettes

Les supports de type "blocks" sont couramment utilisés sur des pièces en TA6V, puisqu'ils ont l'avantage de se détacher facilement (au marteau et au burin) du plateau après la fabrication. Cependant, les essais réalisés sur les éprouvettes montrent les limites de l'utilisation de ce type de supports sur des pièces élancées (cf. Figure 2.22a). En effet, les supports se sont fissurés au cours de la fabrication à cause de la déformation des éprouvettes due aux fortes contraintes engendrées par les gradients thermiques.

Afin de densifier les supports tout en conservant la possibilité de décrocher les pièces du plateau, un second essai est réalisé, dans lequel deux types de supports sont couplés. Sur les conseils du fabricant de la machine *SLM Solutions*, des supports de type "cones", paramétrés pour être cylindriques, sont ajoutés aux supports blocks précédents. De plus, l'orientation des éprouvettes est modifiée de 90° (X à Y) afin de prévenir l'usure du racleur de poudre. Cependant, l'ajout de supports supplémentaires n'a pas suffi (cf. Figure 2.22b).



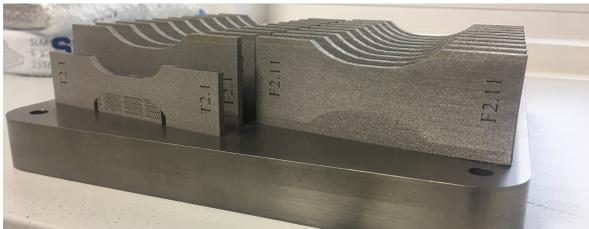
(a) Supports de type "Blocks"



(b) Supports de types "Blocks" et "Cones"

FIGURE 2.22 – Photographies des plateaux obtenus lors des différents essais de supports pour la fabrication des lots

Des supports de type "Volume" sont donc utilisés. Ils présentent l'avantage d'être suffisamment résistants pour ne fissurer que très peu pendant la production (cf. Figure 2.23a), mais l'inconvénient d'être très difficilement détachables (nécessité de passer par l'usinage). De plus, les pièces se déforment tout de même légèrement lors de la fabrication, provoquant un arrachement de matière sur le plateau (cf. Figure 2.23b). Ceci induit donc une forte reprise nécessaire du plateau après détachement des éprouvettes.



(a) Supports de type "Volume"



(b) Arrachement de matière au niveau du plateau

FIGURE 2.23 – Photographies : (a) du plateau obtenu en sortie de machine, (b) du plateau lors de la phase de découpe des éprouvettes

## 2.4 Fabrication d'éprouvettes

Les conditions de fabrication des pièces sont données dans le paragraphe 2.1. Deux plateaux sont fabriqués. Les éprouvettes du premier plateau seront usinées sur toutes les faces, celles du second seront laissées brutes sur les faces avant et arrière de la zone utile, et usinées sur les tranches.

Afin de dimensionner au plus juste les éprouvettes à fabriquer, une sur-épaisseur de 1 mm est ajoutée aux dimensions cibles à obtenir lorsqu'une phase d'usinage est prévue. Sur chaque plateau, deux types d'éprouvettes sont fabriquées : des éprouvettes destinées aux essais de fatigue, et d'autres pour des essais de traction quasi-statique.

Pour le premier lot (plateau 1), les dimensions des éprouvettes importées pour fabrication sont données en Figure 2.24a et b. Cependant, la géométrie d'usinage cible des éprouvettes a été modifiée afin de diminuer la section utile, et donc les efforts à appliquer, pour faciliter l'asservissement de la machine lors des essais de fatigue. Les dimensions des éprouvettes finales (après usinage) seront données dans la section 3.

Toutes les éprouvettes sont placées horizontalement, avec un angle  $\alpha = 10^\circ$  par rapport à l'axe  $\vec{x}$  (cf. Figure 2.25a). Cet angle  $\alpha$  permet de limiter les arrêtes parallèles au racleur de poudre (orienté selon  $\vec{x}$  et se déplace alternativement selon  $\vec{y}$  ou  $-\vec{y}$  entre chaque couche), et donc d'en diminuer l'usure ainsi que les phénomènes de mauvais étalement de la poudre. Cependant, l'orientation quasi-parallèle des éprouvettes par rapport à ce racleur entraîne tout de même une usure prématurée de ce dernier. Il a donc été décidé pour le second plateau de choisir une orientation selon  $\alpha + \vec{y}$  afin de limiter les contacts entre les arrêtes des pièces et le racleur. Des numéros sont ajoutés par gravure sur les têtes des éprouvettes, suivant la Figure 2.25a.

Pour le second plateau, les dimensions des éprouvettes importées sont identiques à celles du premier lot, sauf pour l'épaisseur de la zone utile qui a été diminuée afin de limiter les efforts à appliquer lors des essais (cf. Figure 2.24c et d). Quatre éprouvettes de géométrie identique à celles du premier plateau (Figure 2.24a), dont les étapes d'usinage seront identiques, sont ajoutées dans le but de vérifier l'absence d'influence de changement de direction  $\alpha + \vec{x}$  à  $\alpha + \vec{y}$ . Toutes les éprouvettes sont orientées suivant  $\alpha + \vec{y}$  afin de limiter l'usure du racleur de poudre. Chaque éprouvette est numérotée suivant la Figure 2.25b.

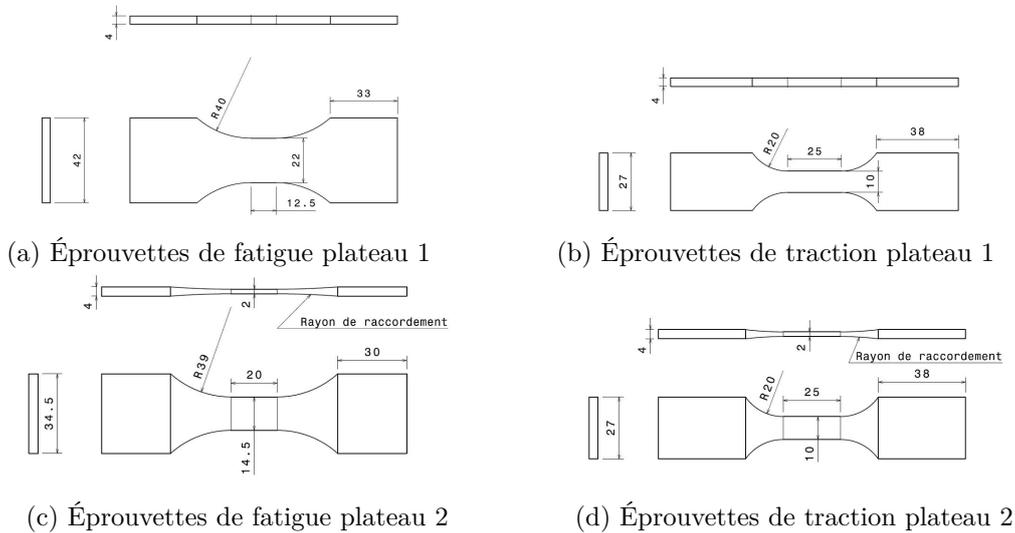


FIGURE 2.24 – Géométries nominales des éprouvettes fabriquées par SLM

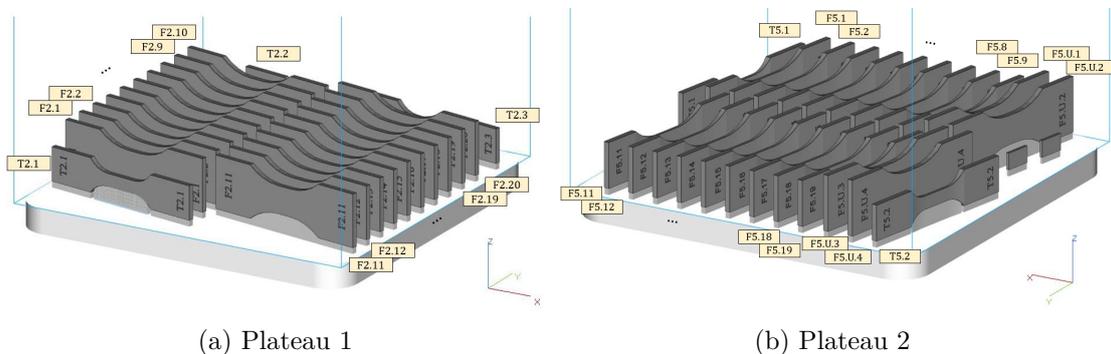


FIGURE 2.25 – Positionnement et orientation des éprouvettes sur les plateaux SLM

Enfin, un traitement de CIC est appliqué sur chaque plateau obtenu avant détachement des éprouvettes du plateau et usinage.

### 3 Post-traitement des pièces

Dans ces travaux, chaque pièce issue de fabrication additive (blocs du procédé LMD et plateaux du procédé SLM) est post-traitée.

Ces posts-traitements sont nécessaires car ils permettent, suivant le lot étudié :

- de relâcher les contraintes présentes dans les pièces ;
- de réduire le plus possible la taille des défauts internes ;
- d’obtenir les dimensions désirées d’éprouvettes ;
- d’améliorer l’état de surface pour certains lots d’éprouvettes.

Onze lots, avec différents types de post-traitements, sont mis en place afin de réaliser différentes observations, notamment pour étudier l’influence de :

- l’état de surface (comparaisons entre pièces Surfaces Usinées (SU) et Surfaces Brutes (SB)) ;
- l’orientation (comparaison entre pièces fabriquées verticalement (Z) et horizontalement (X ou Y)) ;
- la présence de défauts internes (comparaison entre pièces après Compression Isostatique à Chaud (CIC) ou Traitement Thermique (TTh)).

Les lots mis en place sont présentés dans le Tableau 2.18. Les lots SLM CIC SU Y et SLM CIC SB Y sont issus du second plateau.

Lot	Comparaison avec	Nombre d’éprouvettes	Post-traitement	État de surface	Direction
LMD CIC SU Z	Référence LMD	11	CIC	SU	Z
LMD CIC SU X	LMD CIC SU Z	11	CIC	SU	X
LMD CIC SB Z	LMD CIC SU Z	11	CIC	SB	Z
LMD CIC SB X	LMD CIC SB Z	11	CIC	SB	X
LMD TTh SU Z	LMD CIC SU Z	9	TTh	SU	Z
LMD TTh SU X	LMD CIC SU X	9	TTh	SU	X
LMD TTh SB Z	LMD CIC SB Z	6	TTh	SB	Z
LMD TTh SB X	LMD CIC SB X	6	TTh	SB	X
SLM CIC SU X	LMD CIC SU X	11	CIC	SU	X
SLM CIC SU Y	SLM CIC SU X	4	CIC	SU	Y
SLM CIC SB Y	SLM CIC SU X	11	CIC	SB	Y

TABLEAU 2.18 – Présentation des lots d’étude

Les post-traitements appliqués sont présentés dans les sections suivantes.

#### 3.1 Compression Isostatique à Chaud

Tous les plateaux SLM, sur lesquels les éprouvettes sont encore attachées, et vingt pièces LMD (quatre lots), sont traités par CIC, dans le but de supprimer les porosités (non-débouchantes) éventuelles. Le traitement est effectué par Bodycote Bourgogne (Magny-Cours, France), selon un cycle classique de traitement de pièces en alliage TA6V, soit un cycle à une température de 920°C et une pression de 1020 bar (gaz : Argon) pendant deux heures.

Quatre cycles ont été réalisés pour traiter l’ensemble des pièces concernées (certificats et courbes en Annexe A.8) :

- Cycle 1 : LMD CIC SU Z ;
- Cycle 2 : SLM CIC SU X (plateau SLM n°1) ;

- Cycle 3 : LMD CIC SU X, LMD CIC SB Z et LMD CIC SB X ;
- Cycle 4 : SLM CIC SB Y et SLM CIC SU Y (plateau SLM n°2).

### 3.2 Traitement thermique

Un traitement thermique, noté TTh pour la suite, est appliqué sur quatre lots LMD dans le but de supprimer les contraintes résiduelles, sans suppression des éventuels défauts internes (type porosités), afin de comparer leurs propriétés avec les pièces ayant subi un traitement CIC. Le traitement est effectué par Bodycote Serres Castet, selon un cycle classique de traitement de pièces en alliage TA6V, soit un cycle à une température de 730°C sous Argon pendant deux heures.

En plus de l'absence de pression, le traitement thermique se fait à une température plus faible que la CIC. La microstructure des lots TTh est donc potentiellement différente de celle des lots CIC. Ce point sera abordée dans la section 2 du chapitre 3.

Un cycle a été réalisé pour traiter l'ensemble des quatre lots concernés : LMD TTh SU Z, LMD TTh SU X, LMD TTh SB Z et LMD TTh SB X, dont le certificat et la courbe sont donnés en Annexe A.9.

### 3.3 Usinage des éprouvettes

#### 3.3.1 Gamme d'usinage

Après CIC ou Traitement Thermique (TTh), les éprouvettes SLM sont détachées du plateau et les pièces LMD de leur substrat, puis sont usinées par Métallicadour (Assat, France) suivant la gamme décrite dans le Tableau 2.19.

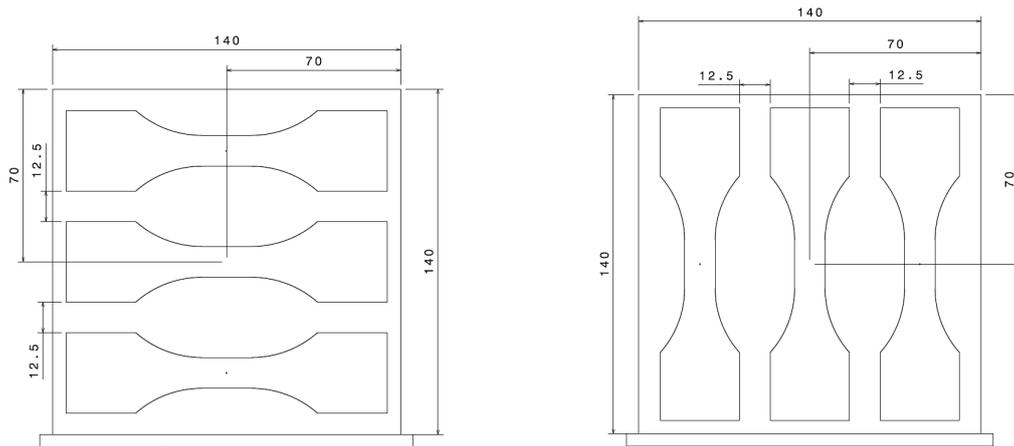
Phase	Opération	Outils	Conditions
10	Sciage	-	-
20	Contournage	Fraise $\phi = 10$ mm (Monobloc carbure)	$Vc = 70$ m/min $Ap = 3$ à 6 mm $Ae = 0.5$ mm $Fz = 0.05$ mm/dent
30	Surfaçage	Fraise $\phi = 63$ mm (Plaquette R12)	$Vc = 70$ m/min $Ap = 0.5/0.15$ mm $Fz = 0.05$ mm/dent
40	Chanfreinage	Fraise à 45°, $\phi = 12$ mm (Monobloc carbure)	$Vc = 70$ m/min $Ap = 0.3$ mm $Ae = 0.3$ mm $Fz = 0.05$ mm/dent

Avec :

$Vc$  la vitesse de coupe                       $Ap$  la profondeur de coupe axiale  
 $Ae$  profondeur de coupe radiale       $Fz$  l'avance par tour

TABLEAU 2.19 – Gamme d'usinage des éprouvettes

Les éprouvettes LMD sont prélevées dans les pièces fabriquées suivant les plans donnés en Figure 2.26 (la position du centre des éprouvettes de traction quasi-statique est identique à celle des éprouvettes de fatigue pour le prélèvement). Ainsi, trois éprouvettes sont prélevées par



(a) Prélèvement horizontal des éprouvettes de fatigue (b) Prélèvement vertical des éprouvettes de fatigue

FIGURE 2.26 – Schémas de prélèvement des éprouvettes suivant les différentes configurations étudiées

pièce. L'influence de la position de prélèvement de l'éprouvette dans la pièce est étudiée dans le chapitre 4.

Les éprouvettes SLM et LMD SU sont usinées suivant toutes ces étapes. Pour les éprouvettes LMD SB, l'étape de surfacage ne concerne que les têtes des éprouvettes, les faces avant et arrière de la zone utile étant laissées brutes. Celles du lot SLM CIC SB Y ne sont pas surfacées (étape 30) afin de garder une surface brute sur les faces avant et arrières.

Les étapes de surfacage ont été difficiles, à cause des difficultés de bridage et de déformation des pièces FA, malgré les traitements thermiques. Un montage spécifique, développé par l'utilisateur, a donc été mis en place, pour lequel le bridage se fait par dépression (cf. Figure 2.27), permettant le maintien de la pièce et limitant la déformation.

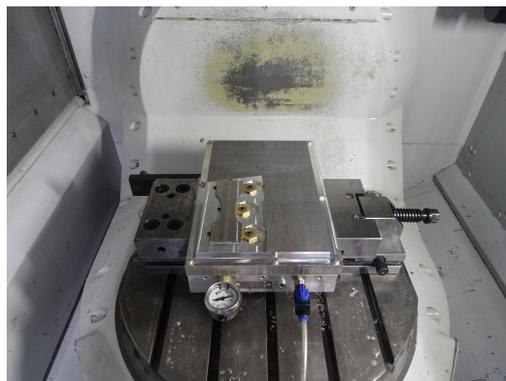


FIGURE 2.27 – Photographie du montage utilisé pour le bridage des éprouvettes lors de l'étape de surfacage

## 4 Conclusion

Ce deuxième chapitre s'est concentré sur la méthodologie mise en place pour obtenir les éprouvettes nécessaires aux essais mécaniques. Pour la fabrication de pièces avec les deux procédés, plusieurs difficultés ont été rencontrées.

Tout d'abord, en ce qui concerne le procédé LMD, il n'existait pas de jeu de paramètres défini pour fabriquer les pièces désirées avec le matériau et la machine disponible. Une étude paramétrique a donc été réalisée.

Cette étude a permis dans un premier temps d'analyser l'influence des paramètres de premier ordre du procédé sur une géométrie élémentaire. Ces résultats sont nécessaires, notamment pour fixer certaines variables utilisées pour la fabrication de pièces, telles que les incréments  $\Delta z$  et  $\Delta xy$ . À partir des résultats obtenus, des régressions linéaires multiples ont été réalisées pour faire le lien entre les données géométriques des cordons élémentaires et les paramètres, ou encore avec des combinaisons de paramètres, permettant d'augmenter la fiabilité des modèles pour certaines sorties étudiées. Ces modèles pourront être alimentés avec l'expérience, afin d'en améliorer la robustesse. Une fois qu'ils seront assez fiables, ils pourront être utilisés directement pour prédire ces données géométriques, limitant ainsi les travaux expérimentaux de l'utilisateur dès lors qu'il souhaite modifier ces paramètres.

Dans un second temps, des critères de sélection ont été mis en place à partir des cordons obtenus lors de cette étude préliminaire, dans le but d'écartier les jeux de paramètres évalués comme potentiellement non-fonctionnels pour fabriquer des pièces à plusieurs dimensions. Cette étape a permis de limiter le nombre de jeux de paramètres utilisables de vingt-sept à seize et d'identifier une zone fonctionnelle de la dilution sur un graphique de DSP en fonction de DE. Pour chaque nouvelle géométrie fabriquée (cordon, mur et bloc), de nouveaux critères ont été introduits, pour ne retenir qu'un seul jeu de paramètres  $P, V, D$ .

Enfin, un montage et un protocole de fabrication en série ont été mis en place, testés et validés grâce à des mesures de température. Ainsi, il est possible de fabriquer trois pièces par cycle sans qu'elles n'aient d'interactions thermiques entre elles. Ce protocole a permis par la suite de fabriquer de manière répétable trente pièces LMD identiques.

Pour ce qui est du procédé SLM, le choix a été fait d'utiliser les paramètres et stratégies proposés par le constructeur de la machine utilisée. En effet, ce procédé a déjà été étudié de nombreuses fois dans la littérature, par le fabricant et par la plateforme, validant ces paramètres. Cependant, la géométrie particulière des éprouvettes plates à fabriquer a conduit à d'autres problématiques. Il a été notamment difficile de produire ces pièces sans entraîner de fissures à cause des contraintes résiduelles élevées induites par la thermique de cette technologie. Pour optimiser la géométrie des pièces, des simulations mécaniques ont été réalisées en diminuant successivement (et de manière indépendante) l'épaisseur, la hauteur et la longueur des éprouvettes. Les résultats de ces simulations n'ont pas montré d'influence notable sur le niveau des contraintes induites.

Pour palier à ce problème, l'influence des supports utilisés a alors été évaluée expérimentalement. L'objectif de cette analyse était de diminuer les phénomènes de déformation et éviter la fissuration. Pour des pièces élançées telles que les éprouvettes fabriquées, les supports ayant des parties évidées ne se sont pas avérés suffisants. Nonobstant, les supports pleins ("Volume") s'avèrent assez robustes pour maintenir les éprouvettes tout au long de leur fabrication.

Des traitements thermiques ont été réalisés sur certaines pièces, pour supprimer les contraintes résiduelles, et une CIC sur d'autres, pour diminuer la taille, voire supprimer les défauts internes. Ensuite, toutes les éprouvettes ont été usinées pour obtenir les dimensions souhaitées. Lors de cette phase d'usinage, certaines éprouvettes ont été surfacées, d'autres non afin de laisser des surfaces brutes de fabrication et ainsi permettre la comparaison des propriétés mécaniques selon

l'état de surface. Cette phase d'usinage, et notamment le surfaçage, a été complexifiée par des phénomènes de déformation des pièces. Le sous-traitant pour l'usinage a donc dû développer un montage de bridage spécifique pour pouvoir réaliser ces opérations.

Ces procédés de fabrication ou de traitement des pièces impactent directement le matériau obtenu. Les phénomènes thermiques induits lors de la fabrication mènent à une microstructure spécifique, ainsi qu'à un état de contrainte particulier. De même, la fabrication additive peut amener de nombreux types de défauts, notamment internes. De plus, les post-traitements thermiques et thermo-mécaniques jouent eux aussi un rôle important sur la microstructure et la santé matière des pièces finales. Pour cela, le prochain chapitre sera dédié à la caractérisation du matériau obtenu, afin d'identifier ces liens.

# Chapitre 3

## Matériau obtenu

### Sommaire

---

1	Terminologie . . . . .	<b>91</b>
2	Analyse de la microstructure . . . . .	<b>92</b>
2.1	Matériels et méthodes . . . . .	92
2.2	Observations optiques . . . . .	93
2.3	Analyses EBSD . . . . .	95
3	Observation des défauts . . . . .	<b>97</b>
3.1	Matériels et méthodes . . . . .	97
3.2	Défauts internes . . . . .	98
3.3	État de surface . . . . .	101
4	Analyse des contraintes résiduelles . . . . .	<b>103</b>
4.1	Matériels et méthodes . . . . .	103
4.2	Résultats . . . . .	104
5	Conclusion . . . . .	<b>106</b>

---

Les procédés de fabrication additive induisent des phénomènes physiques caractéristiques, qui mènent à des propriétés du matériau obtenu spécifiques. Par exemple, les phénomènes thermiques ont un impact sur la microstructure particulière retrouvée dans les pièces issues de FA. De même, les procédés couche par couche peuvent entraîner des défauts, internes ou surfaciques. Enfin, de fortes contraintes résiduelles peuvent apparaître dans les pièces finales, qu'elles soient dues au procédé de fabrication en lui-même ou au post-traitement de ces pièces.

Ce chapitre sera donc consacré à la caractérisation du matériau obtenu par les procédés LMD et SLM. La microstructure des pièces réalisées sera observée, afin de caractériser l'orientation et la taille des grains présents dans la matière pour différents types de post-traitements appliqués. Une deuxième section sera dédiée à la caractérisation des défauts observés, en se concentrant sur les pièces du procédé LMD. Enfin, les contraintes résiduelles en surface d'éprouvettes de différentes configurations seront mesurées.

## 1 Terminologie

La terminologie suivante est employée (cf. Figure 3.1) :

- Les pièces ayant subi un traitement thermique de relaxation des contraintes résiduelles (730°C 2h) sont notées TTh ;
- Les pièces ayant subi une compression isostatique à chaud (920°C 1020 bars 2h) sont notés CIC ;
- Les éprouvettes LMD ou SLM dont toutes les surfaces sont usinées sont notées SU ;
- Les éprouvettes LMD ou SLM dont les surfaces des faces de la zone utile sont laissées brutes de fabrication sont notées SB ;
- La direction de fabrication, sens d'empilement des couches, est notée  $\overrightarrow{BD}$  ("Building Direction" en anglais) ;
- Un repère orthonormé avec trois directions  $\vec{x}$ ,  $\vec{y}$  et  $\vec{z}$  est utilisé pour identifier le sens des éprouvettes. L'axe  $\vec{z}$  est orienté selon  $\overrightarrow{BD}$  ;
- Pour les éprouvettes LMD prélevées horizontalement ou pour les éprouvettes SLM, les têtes qui se trouvent côté  $+\vec{x}$  (initiation des couches) sont nommées "têtes droites" et celles en  $-\vec{x}$  (fin des couches) "têtes gauches" ;
- Pour les éprouvettes LMD prélevées verticalement, les têtes qui se trouvent vers le substrat sont nommées "têtes basses" et celles en haut de pièce "têtes hautes".

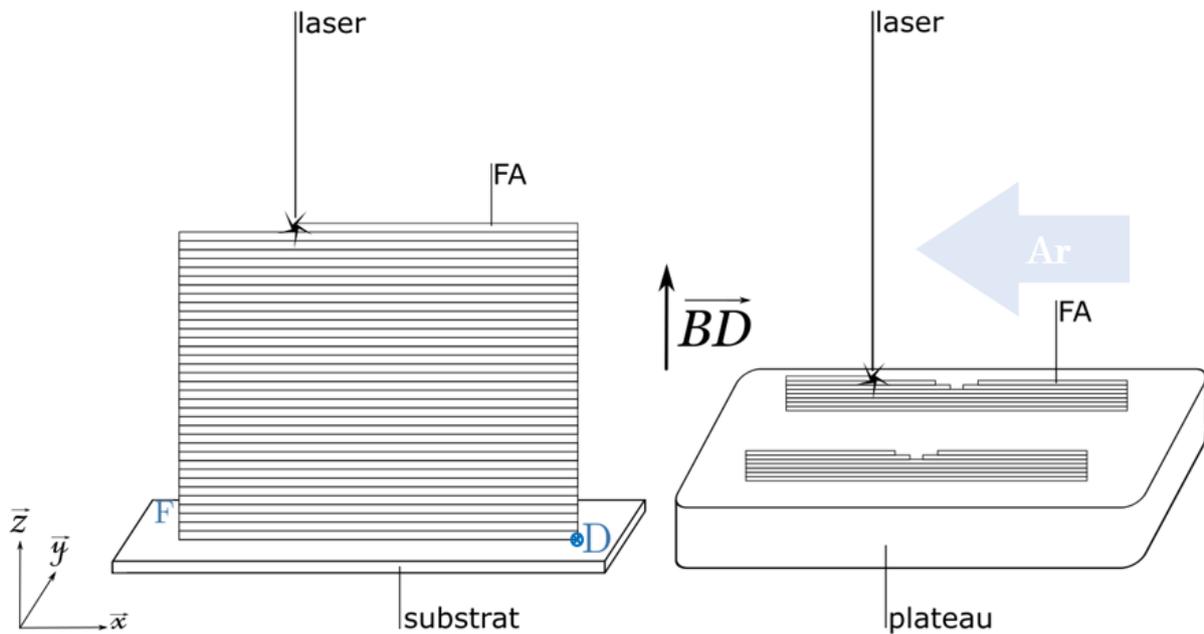


FIGURE 3.1 – Repères utilisés pour l'orientation des pièces produites par les deux procédés étudiés : LMD à gauche (repérage des positions de début et fin de couches par les lettres D et F), SLM à droite (Flux d'Argon représenté en bleu). La poudre n'est pas représentée sur ces schémas

## 2 Analyse de la microstructure

### 2.1 Matériels et méthodes

Deux types d'analyses sont réalisées afin de caractériser la microstructure obtenue sur les éprouvettes : l'observation optique et l'analyse par diffraction d'électrons rétrodiffusés (ou *Electron BackScatter Diffraction* en anglais) (EBSD).

La première caractérisation de la microstructure est réalisée à l'aide de microscopes optiques. Six types d'échantillons sont analysés, afin de représenter le matériau obtenu par les procédés d'une part, et les configurations d'éprouvettes qui seront testées par la suite d'autre part :

- LMD sans aucun post-traitement : prélèvement sur une éprouvette de test d'usinage ;
- SLM sans aucun post-traitement : prélèvement sur une éprouvette issue d'un plateau rebut (échec de fabrication dû aux supports fissurés) ;
- LMD après TTh : prélèvement dans une tête d'éprouvette du lot LMD TTh SU X ;
- LMD après CIC : prélèvement dans une tête d'éprouvette du lot LMD CIC SU X ;
- SLM après CIC : prélèvement dans une tête d'éprouvette du lot SLM CIC SU X ;
- Homogénéité de la microstructure LMD : prélèvement dans les têtes haute et basse d'une éprouvette du lot LMD CIC SU Z.

Pour chaque type d'échantillon, trois coupes sont réalisées suivant les trois plans du repère orthogonal XY, XZ et YZ (suivant le plan orthonormé de la Figure 3.1) à l'aide d'une tronçonneuse métallographique munie d'un disque de découpe pour alliage de titane. Pour cela, des échantillons sont prélevés dans les pièces susnommées selon le schéma donné en Figure 3.2. Ainsi, chaque échantillon permet d'observer un des plans.

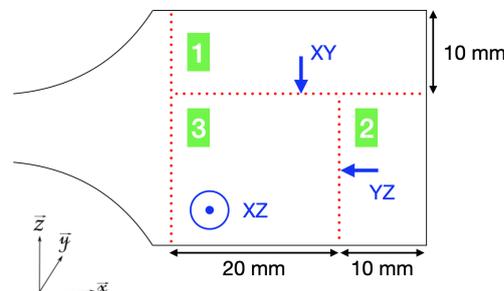


FIGURE 3.2 – Schéma de prélèvement d'échantillons dans les têtes d'éprouvettes pour analyse de la microstructure (traits de coupe en pointillés rouge)

Chaque échantillon est enrobé dans une résine acrylique (Presi résine KM-U), durcie vingt minutes sous une pression de deux bars. Ils sont ensuite polis manuellement (grain 120 à 4000 puis sur un drap de finition agrémenté de solution de silice colloïdale OP-S) puis attaqués chimiquement avec un réactif de Kroll. Les observations sont faites à l'aide d'un microscope OLYMPUS PMG3 pour les échantillons ayant subi un TTh ou une CIC, et avec un microscope KEYENCE VHX-1000 pour ceux sans post-traitement (permettant d'avoir de meilleurs contrastes).

Deux types d'échantillons issus de pièces LMD sont analysés par EBSD :

- LMD sans aucun post-traitement : prélèvement sur une éprouvette de test d'usinage ;
- LMD après CIC : prélèvement dans une tête d'éprouvette du lot LMD CIC SU X.

Pour chacune de ces configurations, les trois plans XY, XZ et YZ sont observés. Pour cela, les échantillons sont aussi découpés suivant le schéma en Figure 3.2. Les six échantillons obtenus sont

enrobés dans la même résine que précédemment, durcie de la même manière. Ils sont ensuite polis de manière semi-automatique (grain 120 à 4000 puis sur un drap de finition agrémenté de solution de silice colloïdale). Ils sont observés à l'aide d'un MEB FEG (de l'anglais "*Field Emission Gun*") JEOL JSM 7100F TTLS LV, au Centre de Microcaractérisation R. Castaing (Toulouse, France). Les résultats obtenus sont traités avec le logiciel ATEX<sup>©</sup> [118].

## 2.2 Observations optiques

Les observations optiques ont permis de constater l'évolution de la microstructure en fonction du post-traitement réalisé d'une part, et de comparer la microstructure obtenue par les deux procédés d'autre part.

Les images observées pour les deux procédés sans post-traitement ou après CIC suivant le plan YZ sont données en Figure 3.3.

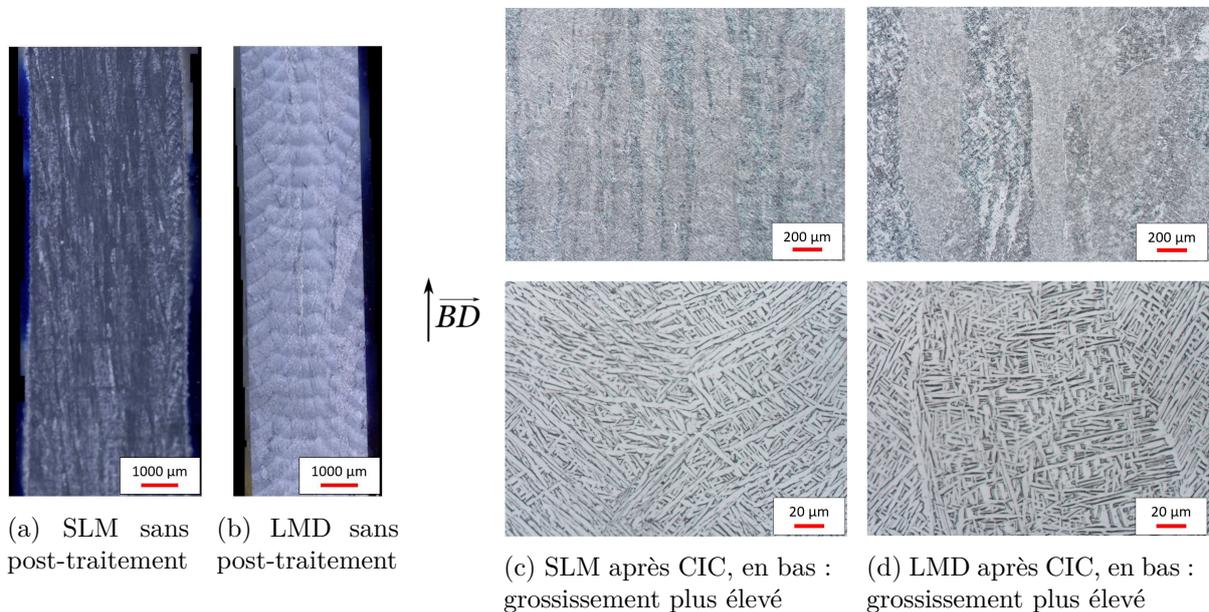


FIGURE 3.3 – Observations au microscope optique de la microstructure dans le plan YZ de pièces SLM et LMD avant et après CIC

Les échantillons sans post-traitement présentent des grains  $\beta$ -primaires très allongés, qui ont crû suivant la direction de fabrication  $\overline{BD}$  au centre, et avec un angle d'environ  $45^\circ$  sur les bords. Ces observations sont en accord avec la littérature (cf. chapitre 1 section 2). La largeur de ces grains primaires est beaucoup plus importante pour le procédé LMD (de 280 à 1230  $\mu\text{m}$ ) comparé au procédé SLM (de 80 à 650  $\mu\text{m}$ ). Cette disparité est due aux épaisseurs de couches et aux énergies surfaciques délivrées lors de la fabrication très différentes pour les deux procédés (respectivement, pour le LMD : environ 500  $\mu\text{m}$  et 18  $\text{J}\cdot\text{mm}^{-2}$  ; pour le SLM : 30  $\mu\text{m}$  et 3  $\text{J}\cdot\text{mm}^{-2}$ ). Les zones affectées thermiquement sont très visibles sur l'image de reconstitution de l'échantillon LMD sans post-traitement (Figure 3.3b), mais difficilement observables (avec la préparation des échantillons actuelle) pour le procédé SLM. Les échantillons sans post-traitement montrent que la microstructure finale, appelée martensite, est composée d'aiguilles dans ces grains primaires. Après CIC, la taille de ces grains primaires est similaire et les aiguilles ont grossi pour devenir des lamelles (de largeur 1 à 5  $\mu\text{m}$  environ).

Les micrographies obtenues après traitement thermique et CIC sont données en Figure 3.4. Elles permettent de constater que le post-traitement n'a pas d'influence sur la morphologie des

grains  $\beta$ -primaires, puisque la température ne dépasse pas le transus  $\beta$ . Cependant, la largeur des lamelles est beaucoup plus élevée après CIC (1,3 à 5,9  $\mu\text{m}$  relevés) que suite au traitement thermique (0,6 à 2,1  $\mu\text{m}$  relevés). Ce phénomène est dû à la température plus élevée pour le traitement CIC : l'augmentation de la température permet une mobilité plus forte des atomes, entraînant un développement plus rapide des lamelles.

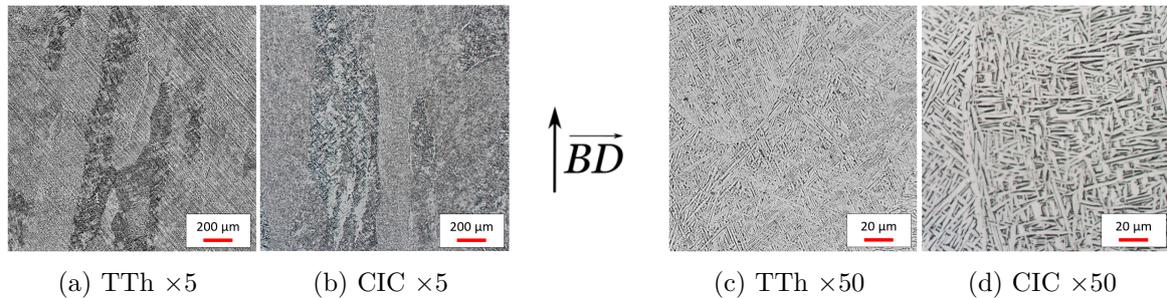


FIGURE 3.4 – Micrographies d'échantillons LMD dans le plan YZ après TTh ou CIC

L'histoire thermique évolue au cours de la fabrication d'une pièce : une couche est chauffée plusieurs fois, en conséquence du passage laser sur les couches supérieures. La géométrie et la température du substrat ont aussi un rôle important sur la conduction thermique. Il a été observé dans la littérature que la microstructure peut être différente suivant la position dans la pièce (cf. paragraphe 2.2.2 du chapitre 1). Des échantillons sont donc prélevés en haut et en bas d'une pièce LMD afin d'être comparés. Les images obtenues sont données en Figure 3.5. Ces micrographies montrent que, après CIC, la microstructure obtenue est identique en haut et en bas de la pièce. Elle peut donc être considérée comme homogène.

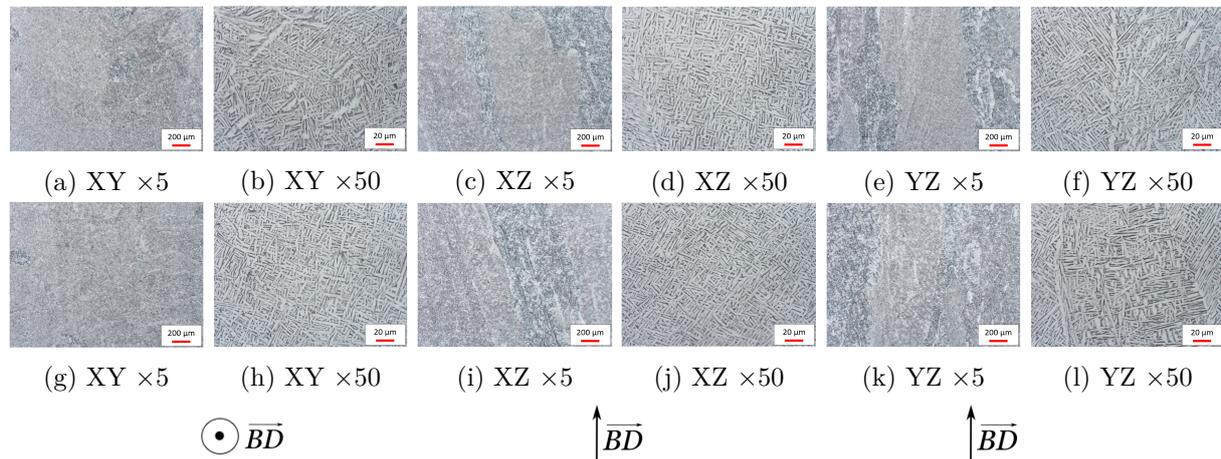


FIGURE 3.5 – Comparaison de la microstructure dans les têtes : (a) à (f) haute et (g) à (l) basse d'une éprouvette LMD CIC prélevée verticalement

Les observations optiques permettent d'obtenir des informations morphologiques sur la microstructure, et permettent de réaliser quelques mesures telles que la largeur des grains par exemple. Cependant, pour avoir des informations plus précises, et notamment concernant la texture cristallographique, il est nécessaire de réaliser des analyses plus poussées.

### 2.3 Analyses EBSD

L'analyse EBSD permet l'observation de la microstructure de manière plus détaillée, puisqu'elle livre des informations sur la morphologie des grains d'une part, mais aussi sur leur orientation cristalline. Cette analyse a été menée sur des échantillons LMD avant ou après CIC.

Les résultats montrent que la matière produite est quasiment entièrement composée de phase  $\alpha$  (hexagonale compacte). Pour chacun des échantillons, plusieurs types d'analyses sont réalisées : la cartographie d'orientation cristallographique de la phase  $\alpha$ , la cartographie de la taille des grains et la reconstitution des grains  $\beta$ . L'analyse des figures de pôles de ces échantillons était non concluante, la zone analysée étant trop étendue (trop de grains).

La Figure 3.6 montre ces trois premières images pour la coupe suivant le plan YZ, sans post-traitement et après CIC.

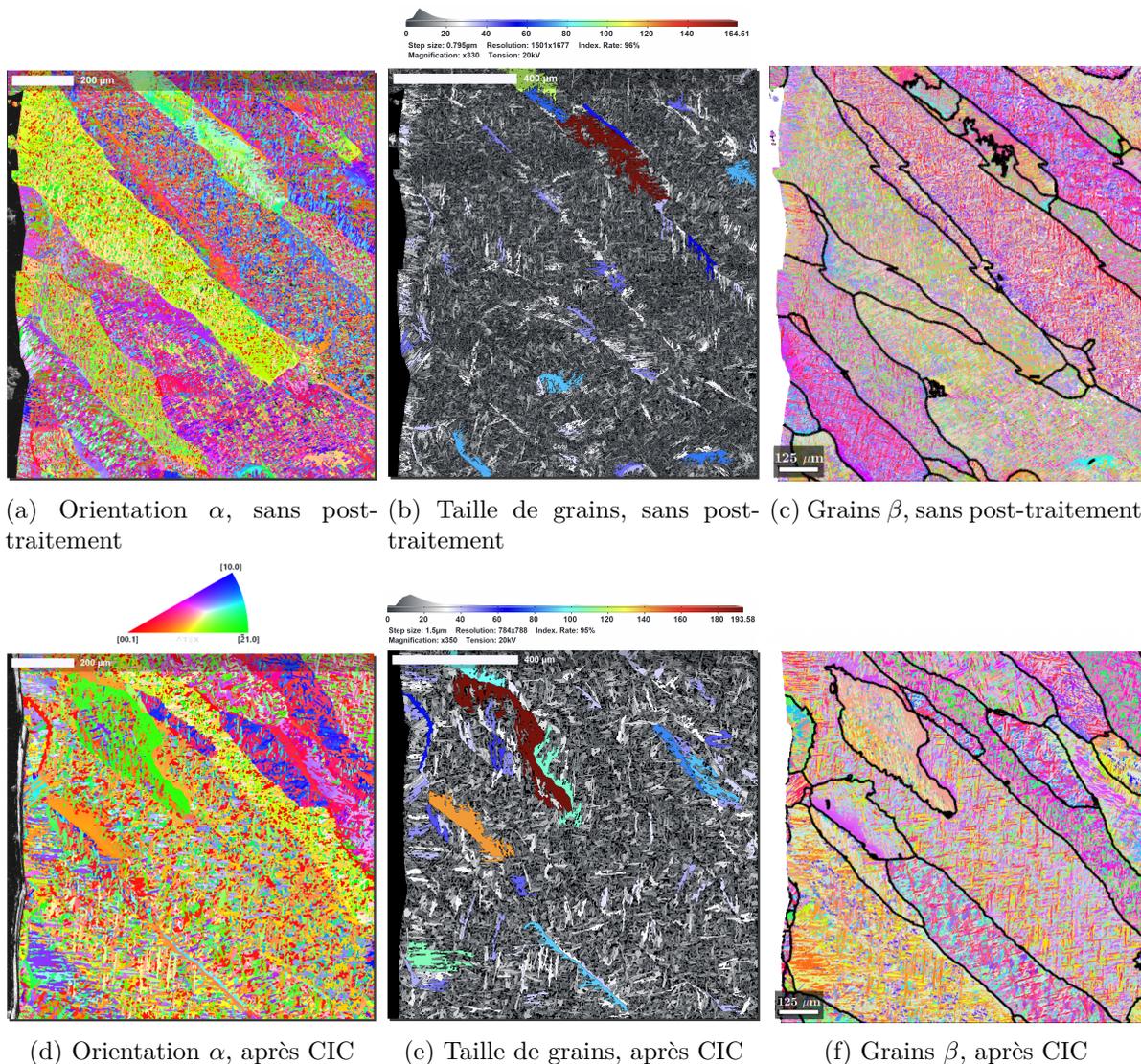


FIGURE 3.6 – Échantillons LMD avant ou après CIC observés dans le plan YZ : (a) et (d) : Cartographie d'orientations de la phase alpha (IPF-Y) ; (b) et (e) : Cartographie de la taille des grains ; (c) et (f) : reconstitution des grains  $\beta$

Ces images confirment que les grains primaires sont orientés suivant un angle d'environ  $45^\circ$

lorsqu'ils sont proches des bords, à cause des phénomènes thermiques de convection du métal en fusion lors de la fabrication. La taille de ces grains primaires est hétérogène (25 à 425  $\mu\text{m}$  de largeur) : certains grains  $\beta$  se sont développés de manière conséquente, alors que d'autres ont été freinés par ces premiers, et sont donc de taille plus petite.

De plus, il est clairement visible que la taille des lamelles  $\alpha$  augmente après traitement CIC, en accord avec les observations optiques. Les cartographies de tailles de grains obtenues par le logiciel (Figures 3.6b et e) représentent la taille de la zone continue formée par des points de même orientation cristalline, et peuvent donc comprendre plusieurs lamelles  $\alpha$ . Ce type de représentation permet d'observer que les colonies (continues) les plus étendues semblent être situées aux joints de grains  $\beta$ .

Les cartographies d'orientation de la phase  $\alpha$  montrent quant à elles que les colonies sont très enchevêtrées à l'intérieur des grains primaires. Ceci est visible grâce aux codes couleurs représentées sur les Figures 3.6a et d. Au sein d'un même grain  $\beta$ , les lamelles présentent des couleurs, et donc des orientations, différentes. Il est donc difficile de mesurer la taille des colonies de même orientation cristalline avec précision.

Ces différentes observations seront nécessaires pour expliquer les mécanismes observés lors des essais mécaniques à venir.

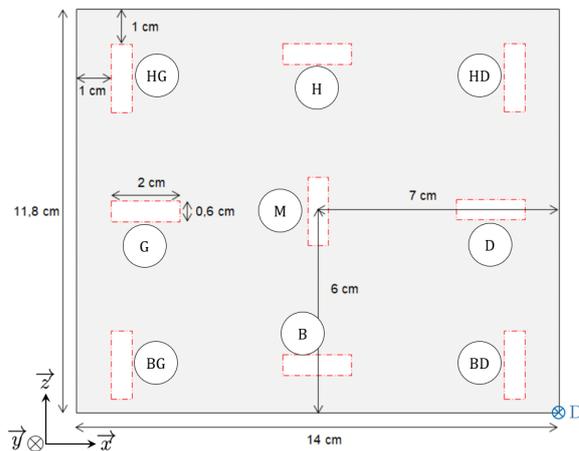
### 3 Observation des défauts

Les procédés de fabrication additive sont connus pour générer des défauts dans les pièces obtenues, que ce soit des défauts internes, tels que des pores gazeux ou des manques de fusion, ou des défauts de surface. Afin de caractériser les défauts obtenus dans les pièces LMD, la tomographie à rayons X est utilisée sur une pièce n'ayant subi aucun post-traitement. L'analyse de ces défauts a plusieurs objectifs :

- caractériser les défauts présents dans la matière (taille, forme) ;
- vérifier si la répartition des défauts est homogène dans la pièce (position des défauts) ;
- observer les défauts en surface (état de surface).

#### 3.1 Matériels et méthodes

Un lot d'échantillons a été défini pour répondre aux objectifs précédemment cités. Neuf échantillons sont prélevés dans une pièce rebutée (arrêt de production à 118 mm sur 140 mm) fabriquée par LMD (sans aucun post-traitement), à l'aide d'une tronçonneuse métallographique munie d'un disque pour découpe d'alliages de titane, suivant le schéma donné en Figure 3.7. Ces échantillons sont prélevés de manière à représenter l'ensemble de la pièce, dans le but d'observer l'homogénéité, ou l'hétérogénéité, de la répartition des défauts. Ils sont labellisés selon leur position dans la pièce (H : Haut, B : Bas, G : Gauche, D : Droite et M : Milieu). L'épaisseur d'une pièce est d'environ 6 mm. Afin d'obtenir une section relativement homogène (carrée) pour la rotation de l'échantillon lors de l'acquisition, la largeur des échantillons est elle aussi fixée à environ 6 mm. La hauteur a été fixée à 20 mm afin d'obtenir une hauteur d'acquisition d'environ 15 mm (fixée par les moyens d'acquisition). Ces dimensions permettent d'obtenir une taille de voxels d'environ 6  $\mu\text{m}$ .



(a) Plan de prélèvement des échantillons



(b) Photographie des échantillons obtenus

FIGURE 3.7 – Échantillons de pièce LMD pour tomographie RX

Les tomographies RX ont été réalisées à l'IRT<sup>1</sup> (Saint Exupéry, France) avec un microtomographe RX Solutions EasyTom 230. Les données sont ensuite traitées avec le logiciel Avizo 9.0.1, avec lequel la matière et l'environnement sont identifiés à l'aide d'un filtre de niveaux de gris (paramétré visuellement).

1. Institut de Recherche Technologique

### 3.2 Défauts internes

Pour chacun des neuf échantillons étudiés, les données sur les porosités sont extraites (pour les porosités dont le volume est supérieur à 1 voxel), et synthétisées dans le Tableau 3.1, avec :

- $V_{tot\ acq}$  le volume total d'acquisition ;
- $V_{tot\ poro}$  le volume total de porosités ;
- $V_{max\ poro}$  le volume de la porosité la plus grande ;
- $D_{eq\ max\ poro}$  le diamètre équivalent pour une sphère de volume  $V_{max\ poro}$  ;
- La densité égale à  $1 - \frac{V_{tot\ poro}}{V_{tot\ acq}}$

Réf. éch.	$V_{tot\ acq}$ $\mu m^3$	$V_{tot\ poro}$ $\mu m^3$	Densité %	$V_{max\ poro}$ $\mu m^3$	$D_{eq\ max\ poro}$ $\mu m$	Nombre défauts $D_{eq} > 50\ \mu m$
HG	$1,34 \times 10^{11}$	$4,07 \times 10^6$	99,997	$4,86 \times 10^5$	98	14
H	$1,19 \times 10^{11}$	$7,05 \times 10^6$	99,994	$6,66 \times 10^5$	108	22
HD	$1,30 \times 10^{11}$	$8,71 \times 10^6$	99,993	$2,39 \times 10^5$	77	22
G	$1,00 \times 10^{11}$	$2,07 \times 10^6$	99,998	$4,44 \times 10^5$	95	6
M	$1,49 \times 10^{11}$	$6,80 \times 10^6$	99,995	$1,16 \times 10^6$	130	18
D	$1,36 \times 10^{11}$	$1,03 \times 10^7$	99,992	$1,68 \times 10^6$	147	35
BG	$1,59 \times 10^{11}$	$1,65 \times 10^7$	99,990	$1,41 \times 10^6$	139	56
B	$1,32 \times 10^{11}$	$1,74 \times 10^7$	99,987	$6,29 \times 10^5$	106	65
BD	$1,54 \times 10^{11}$	$2,78 \times 10^7$	99,982	$1,50 \times 10^6$	142	68

TABLEAU 3.1 – Analyse des porosités obtenues dans les échantillons

Ces résultats montrent que le matériau obtenu reste dense (densité proche de 1, bien que la valeur exacte dépend du seuillage du filtre), mais comporte de nombreux défauts. Afin d'observer la répartition des défauts dans la pièce, le nombre de défauts ayant un diamètre équivalent supérieur à  $50\ \mu m$  et la taille maximale de défaut sont représentées en fonction de la position de l'échantillon sur la Figure 3.8.

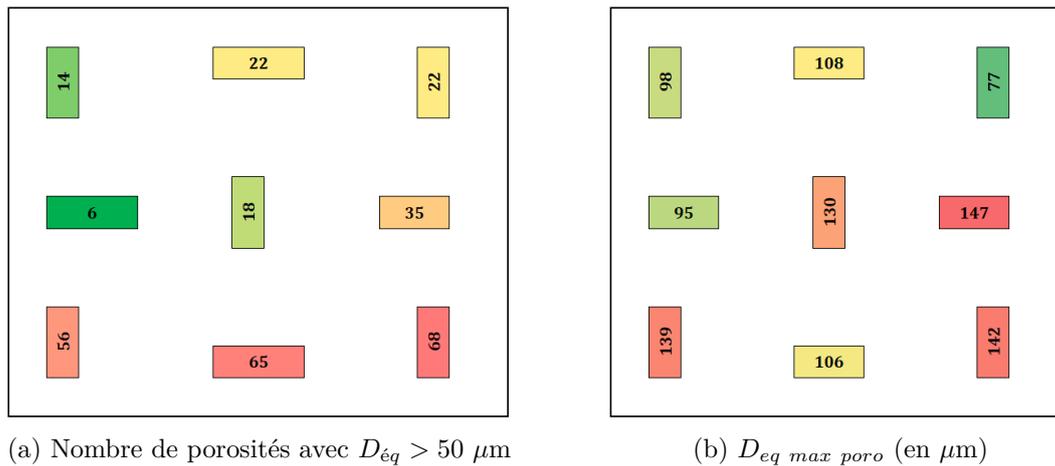


FIGURE 3.8 – Représentation de la répartition en fonction de la position de l'échantillon dans la pièce : a) du nombre de défauts avec un diamètre équivalent supérieur à  $50\ \mu m$  ; b) du diamètre équivalent maximal des porosités

Ce visuel permet de constater que la partie proche du substrat possède le plus de défauts (de diamètre équivalent supérieur à  $50\ \mu m$ ) et que les défauts les plus gros semblent se concentrer vers le substrat et la partie droite de la pièce, là où est initiée chaque couche.

Afin d'observer ces phénomènes, des projections de porosités sont réalisées sur chacun des plans des échantillons. La Figure 3.9 permet d'observer ces projections pour les échantillons HG (le plus dense), M (au centre de la pièce) et BD (le moins dense).

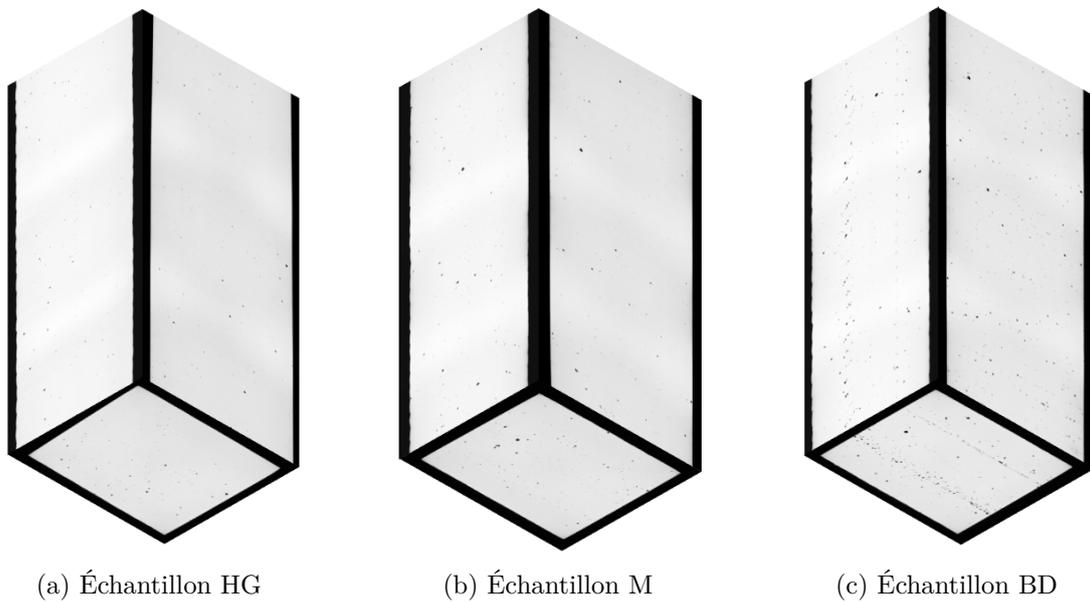
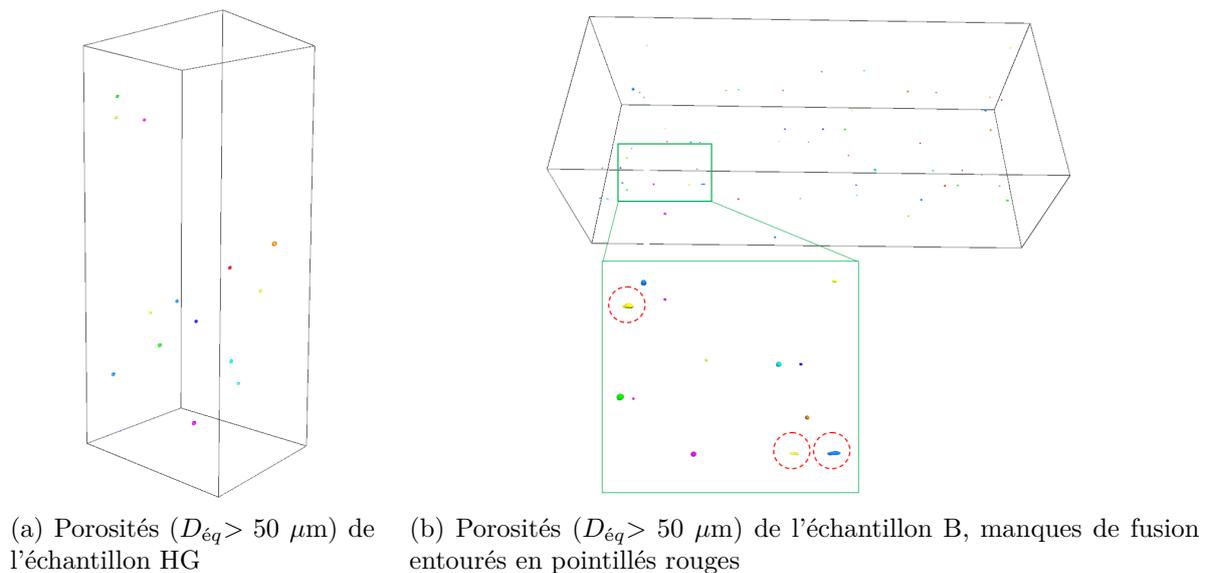


FIGURE 3.9 – Projection des porosités sur chacun des plans de trois échantillons étudiés

Ces projections mettent en évidence que les défauts présents dans la matière de l'échantillon HG sont de taille relativement moyenne (comparé aux deux autres échantillons) et répartis de manière aléatoire. Pour l'échantillon BD, de nombreuses porosités de tailles très différentes sont présentes, dont les plus petites semblent se concentrer principalement entre les trois cordons qui composent la pièce en épaisseur, et les plus grosses réparties aléatoirement. La santé matière de l'échantillon M semble se situer entre ces deux tendances.

Les défauts dont  $D_{\text{éq}}$  est supérieur à  $50 \mu\text{m}$  sont observés visuellement, afin de les identifier en tant que pore gazeux ou manque de fusion (cf. Figure 3.10).



(a) Porosités ( $D_{\text{éq}} > 50 \mu\text{m}$ ) de l'échantillon HG (b) Porosités ( $D_{\text{éq}} > 50 \mu\text{m}$ ) de l'échantillon B, manques de fusion entourés en pointillés rouges

FIGURE 3.10 – Analyse des porosités sur deux échantillons

La majorité d'entre eux sont sphériques, et correspondent donc à des porosités gazeuses (cf. Figure 3.10a). Quelques défauts, de forme beaucoup plus allongée, sont identifiés comme étant des manques de fusion. Ils ne sont observés que sur les trois échantillons prélevés vers le substrat : un sur l'échantillon BG, trois sur l'échantillon B (cf. Figure 3.10b) et deux sur l'échantillon BD.

Les volumes de défauts analysés sont discrétisés puisqu'ils sont exprimés en nombre de voxels. Ainsi, il est possible de tracer la distribution de la taille de ces défauts. La Figure 3.11 représente les pourcentages cumulés du nombre de porosités en fonction du diamètre équivalent de ces défauts pour chaque échantillon.

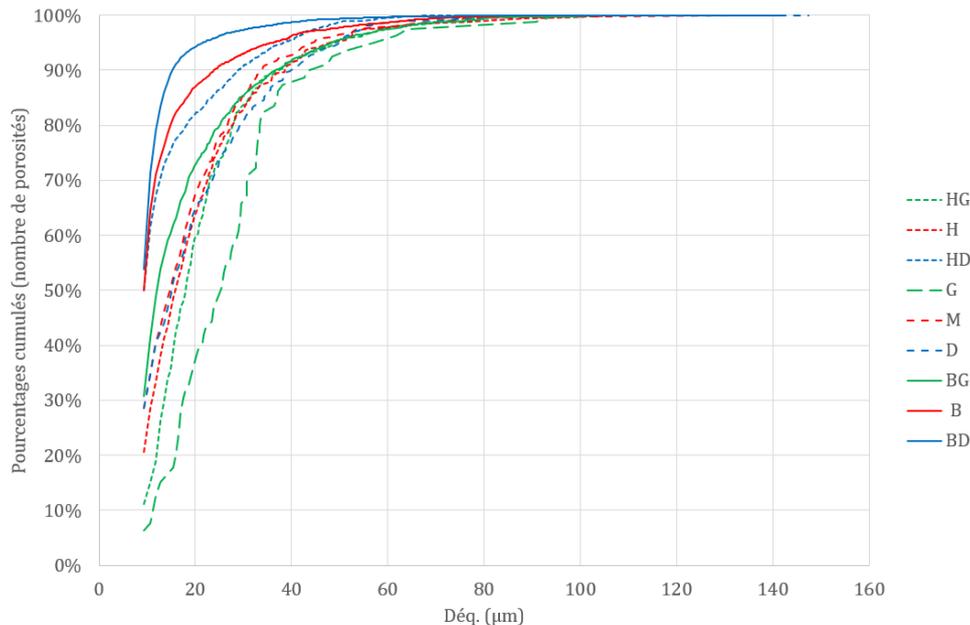


FIGURE 3.11 – Taille des porosités dans chacun des échantillons

Ces courbes montrent que les échantillons prélevés les plus proches du substrat (BG, B et BD) sont composés de nombreux petits défauts. En effet, 70% à 95% des défauts relevés ont une taille comprise entre 9 et 20  $\mu\text{m}$ . Ce sont les défauts observables par exemple sur la Figure 3.9c, sur laquelle une multitude de petits défauts se concentrent entre les cordons. D'un autre côté, des gros défauts apparaissent ponctuellement dans les cordons. Ce phénomène est aussi présent sur les échantillons BG et B.

L'échantillon HD fait lui aussi partie de ceux avec le plus de petites porosités, puisque plus de 80% des défauts présents ont un diamètre équivalent de moins de 20  $\mu\text{m}$ . Il possède de nombreux petits défauts, qui sont eux aussi localisés principalement aux alentours de la limite entre deux cordons. L'échantillon D, quant à lui, est composé de clusters de porosités localisées elles aussi dans ces zones, mais de tailles beaucoup plus grosses.

Les échantillons M et H possèdent quant à eux une répartition homogène des défauts, qu'il s'agisse de leur taille ou de leur localisation. En effet, la courbe des pourcentages cumulés est relativement droite, et la répartition des défauts dans la matière est beaucoup plus aléatoire que pour les échantillons précédents.

Enfin, les échantillons HG et G possèdent peu de petits défauts, mais principalement des défauts de gros volumes (comparés aux échantillons précédents) répartis de manière aléatoire.

Ces différentes observations semblent indiquer que de nombreuses porosités de petite taille peuvent apparaître entre les cordons, notamment pour les couches proches du substrat ou sur le côté droit des pièces fabriquées. En effet, lors de la production des premières couches, la thermique induite est différente de celle rencontrée pour les couches plus élevées, comme cela a été observé dans la littérature. Les phénomènes de conduction (évacuation de la chaleur par le substrat) et convection (mouvement du bain de fusion) peuvent alors potentiellement expliquer l'apparition de ces bulles dans le métal.

Pour ce qui est des échantillons prélevés sur la partie droite de la pièce, ce serait alors la stratégie de production des cordons choisie (début D et fin F des couches aux mêmes coordonnées  $(x, y)$  - Figure 2.14b page 74) qui induirait l'apparition des défauts. Dans ces conditions, les défauts sont alors empilés, alors qu'une stratégie d'alternance des points de départ et d'arrivée (une fois sur deux à gauche) permettrait peut-être d'éviter la concentration locale de ces défauts.

### 3.3 État de surface

La reconstitution des images permet aussi de visualiser l'état de surface des échantillons obtenus. Ainsi, il est observé que chaque échantillon possède une face brute très accidentée et une autre plus homogène. La Figure 3.12 montre la vue en coupe de deux échantillons, ainsi que la reconstruction en trois dimensions de deux portions des faces avant et arrière d'un échantillon.

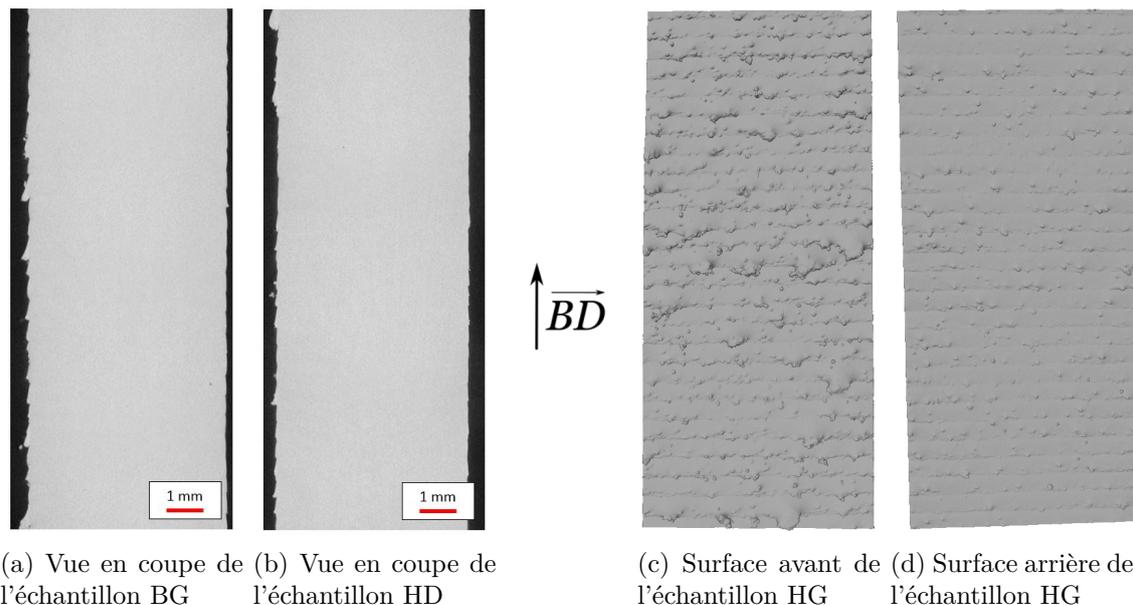
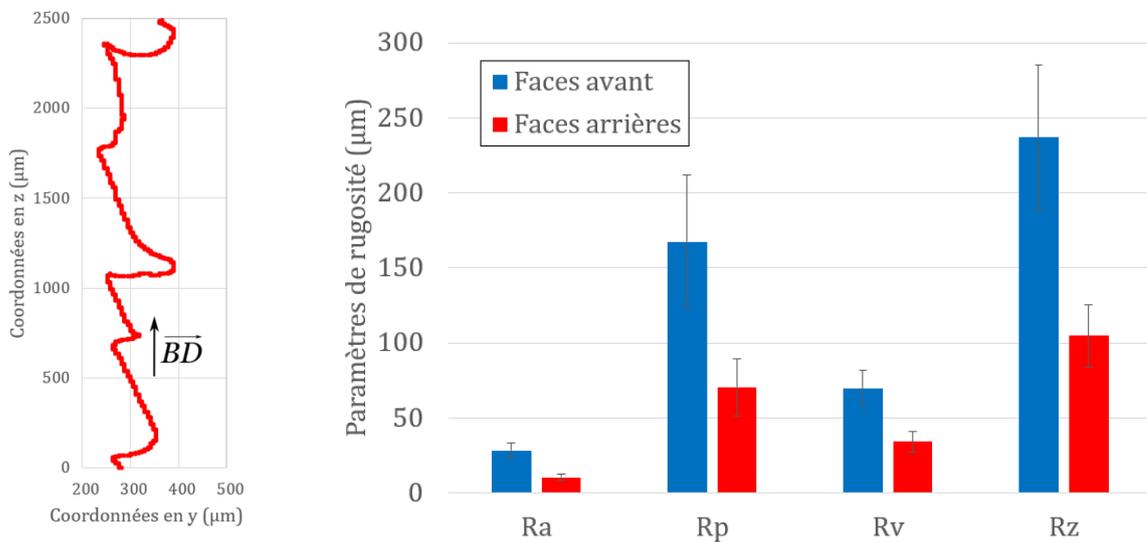


FIGURE 3.12 – État de surface de quelques échantillons

La pièce possède donc deux états de surface distincts. La face la plus chahutée correspond à la face avant de l'échantillon, soit le premier cordon en épaisseur de chaque couche. Elle se compose de la succession de cordons qui montrent un retour marqué vers le bas, avec des agglomérations ponctuelles de particules de poudre sur sa surface. La face la moins rugueuse correspond quant à elle à la dernière passe de cordon pour chacune des couches. Une explication possible à ce phénomène trouve son origine dans l'histoire thermique différente entre ces deux faces : lors du passage du bain de fusion pour créer le premier cordon (face avant), la pièce est relativement froide comparée au passage du dernier cordon (face arrière), qui a emmagasiné la chaleur durant la production de la couche. La fusion est alors moins efficace sur la face avant, dont les cordons sont moins dilués et la poudre moins bien fondue.

Les entailles retrouvées sur la face avant paraissent plus critiques que sur l'autre face, en terme de profondeur et de rayon de courbure. Afin de vérifier cette observation et quantifier l'influence de ces défauts sur les propriétés mécaniques, des calculs numériques seront réalisés sur des échantillons 3D issus de ces analyses par tomographie X.

Pour quantifier ces différences d'état de surface, les paramètres de rugosité  $R_a$ ,  $R_p$ ,  $R_v$  et  $R_z$  sont calculés à partir des données issues de la tomographie RX. Pour cela, des sous-volumes sont extraits avec le logiciel Avizo 9.0.1, pour obtenir une portion de surface rugueuse de taille  $2,5 \times 2,5 \text{ mm}^2$  pour chaque face de chacun des neuf échantillons, soit 18 sous-volumes. Ensuite, les coordonnées en  $x$  et  $z$  des points en surface sont extraits à l'aide du logiciel ImageJ (cf. Figure 3.13a). Le plan moyen pour chaque face d'échantillon est calculé en faisant la moyenne des coordonnées en  $x$  obtenues. Chaque paramètre est ensuite calculé à partir des équations (1.4), (1.5), (1.6) et (1.7) (paragraphe 2.3.2 page 32). Cette méthode ne prend pas en compte un potentiel défaut de planéité de l'échantillon, mais permet de comparer les valeurs de rugosité des faces avant et arrière.



(a) Exemple des coordonnées de face avant (coupe de l'échantillon B)

(b) Paramètres de rugosité obtenus (moyenne des neuf échantillons), et écarts-types associés

FIGURE 3.13 – Rugosité des échantillons de tomographie RX

Le graphique en Figure 3.13b donne les valeurs moyennes sur les neuf échantillons de ces paramètres pour chaque type de face (avant ou arrière). Les paramètres de rugosité des faces avant sont plus importants que ceux des faces arrières.

La rugosité arithmétique  $R_a$  passe de  $10,3 \pm 2,1 \mu\text{m}$  pour la moyenne des faces arrières à  $28,3 \pm 4,9 \mu\text{m}$  pour les faces avant. Les paramètres  $R_a$  les plus faibles sont obtenus pour l'échantillon M ( $8,6 \mu\text{m}$ ) pour la face arrière, et pour l'échantillon H ( $18,4 \mu\text{m}$ ) pour la face avant. Les plus élevées sont obtenues pour l'échantillon D ( $14,8 \mu\text{m}$ ) en ce qui concerne la face arrière, et pour l'échantillon G ( $34,5 \mu\text{m}$ ) pour la face avant. Ces paramètres sont relativement homogènes entre les différents échantillons.

La hauteur maximale du profil  $R_z$  est quant à elle beaucoup plus variable entre les échantillons. La valeur obtenue pour ce paramètre est donnée pour chaque échantillon en fonction de sa position, pour les deux faces, sur la Figure 3.14.

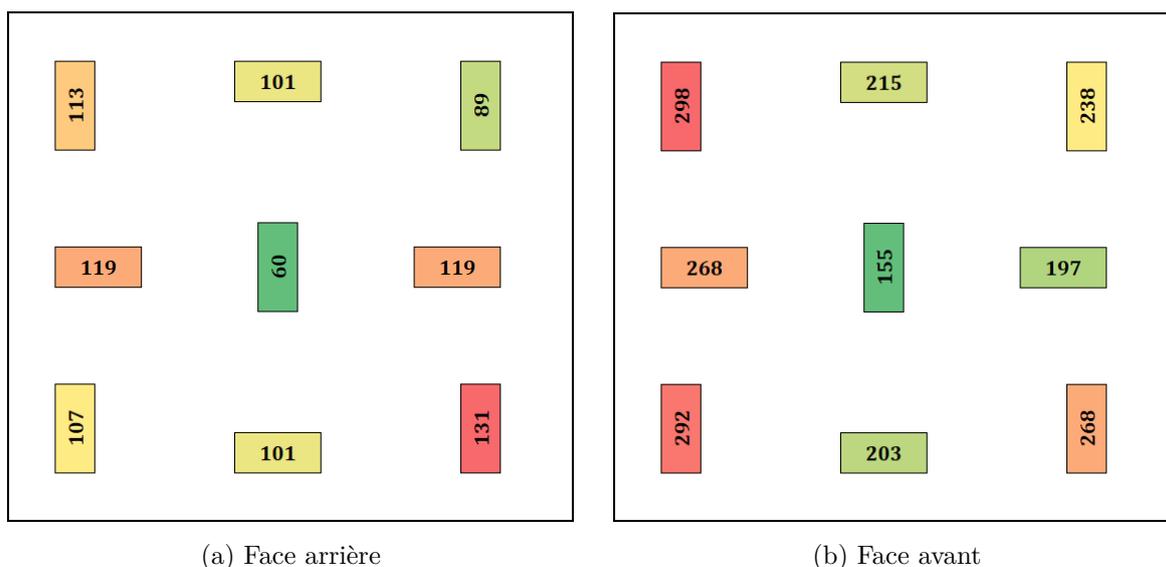


FIGURE 3.14 – Paramètre  $R_z$  (en  $\mu\text{m}$ ) obtenu pour chaque échantillon en fonction de sa position de prélèvement

Quelle que soit la face observée, l'amplitude de rugosité est la plus faible au centre de la pièce. Les valeurs de ces paramètres peuvent passer du simple au double pour une même face suivant l'échantillon analysé. Ce paramètre  $R_z$ , qui correspond à la somme de la hauteur de pic et la profondeur de vallée maximales, est donc très dépendant de la présence de particule de poudre en surface notamment. Pour la face avant, le côté gauche présente les paramètres  $R_z$  les plus élevés. Il s'agit du côté où se termine le cordon de la première couche.

## 4 Analyse des contraintes résiduelles

Les procédés de fabrication additive sont connus pour induire de fortes contraintes résiduelles dans les pièces obtenues à cause des gradients thermiques qu'ils génèrent lors de la production. Il est alors courant de réaliser des traitements thermiques pour détendre les pièces obtenues. Mais ensuite, certaines opérations de post-traitement, telles que l'usinage, peuvent aussi entraîner l'apparition de contraintes résiduelles surfaciques. Il est alors pertinent de mesurer l'état des contraintes en surface des éprouvettes réalisées, pour les quantifier.

### 4.1 Matériels et méthodes

Afin de représenter les différentes configurations étudiées, plusieurs types d'éprouvettes sont choisies pour la mesure de contraintes résiduelles en surface :

- procédé SLM issues du lot 1 (premier plateau, orientation  $\vec{x}$ ) traité par CIC avec surfaces usinées ;
- procédé SLM issues du lot 2 (second plateau, orientation  $\vec{y}$ ) traité par CIC avec surfaces usinées ;
- procédé LMD traité CIC avec surfaces usinées ;
- procédé LMD traité TTh avec surfaces usinées.

Pour chacune de ces éprouvettes, deux zones sont analysées : la première au centre de la zone utile sur la face avant, la seconde au centre de la zone utile sur la tranche. En effet, les

conditions de coupe n'étaient pas les mêmes lors du surfacage et lors du contournage de la zone utile.

Les mesures sont réalisées à l'ISAE-SUPAERO<sup>2</sup> (Toulouse, France) à l'aide d'un générateur à rayons X, avec un cône de cuivre et un diamètre du spot de mesure de 2 mm. Une photographie du montage est donnée en Figure 3.15.

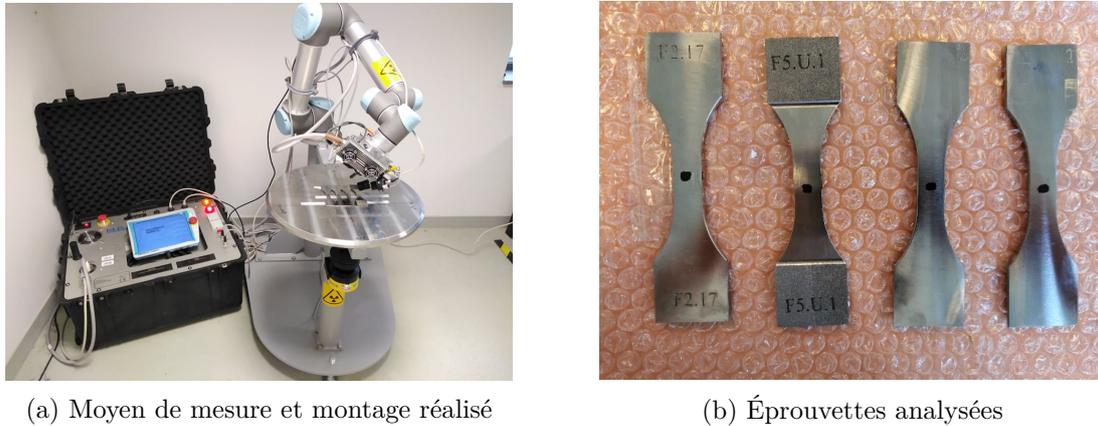


FIGURE 3.15 – Photographies : a) du montage pour mesures de contraintes résiduelles ; b) des quatre éprouvettes analysées

Ce dispositif permet d'obtenir des pics de diffraction des rayons X sur les différentes zones analysées. Connaissant la cristallographie du métal, il est alors possible d'en déduire les contraintes normales et de cisaillement associées grâce à la méthode  $\sin^2 \psi$  [119]. Il existe une incertitude liée à cette méthode, due à l'écart entre les points de mesure et la courbe de lissage.

## 4.2 Résultats

La synthèse des résultats obtenus est donnée dans le Tableau 3.2.

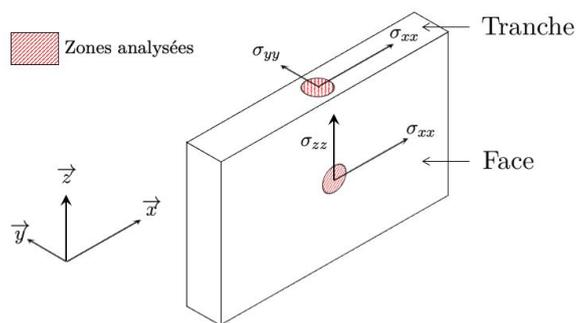


FIGURE 3.16 – Directions utilisées pour l'analyse des contraintes (en MPa) en surface par diffraction des rayons X sur la zone utile des éprouvettes

La direction longitudinale correspond à la direction de la longueur de l'éprouvette, suivant  $\vec{x}$ , et la transversale à sa direction perpendiculaire  $\vec{z}$  pour la zone sur la face et  $\vec{y}$  pour la zone sur la tranche (cf. Figure 3.16).

2. Institut Supérieur de l'Aéronautique et de l'Espace

Les mesures réalisées sur la tranche des éprouvettes sont moins précises (incertitude plus élevée que sur les faces), du fait que le diamètre du spot du moyen de mesure, de 2 mm, est proche de l'épaisseur des éprouvettes, de 3 mm, entraînant beaucoup de bruit et de perte de rayons X, c'est à dire peu de retour sur le détecteur. Pour l'éprouvette SLM du second lot, les pics de diffraction sont trop bruités pour en déduire les valeurs de contraintes pour ce point de mesure.

		SLM SU CIC 1	SLM SU CIC 2	LMD SU CIC	LMD SU TTh
Face	$\sigma_{xx}$	$-534 \pm 38$	$-195 \pm 37$	$-514 \pm 54$	$-534 \pm 46$
	$\tau_{zx}$	$16 \pm 6$	$24 \pm 6$	$13 \pm 9$	$9 \pm 7$
	$\sigma_{zz}$	$-394 \pm 30$	$-252 \pm 29$	$-438 \pm 39$	$-432 \pm 55$
	$\tau_{xz}$	$-8 \pm 5$	$28 \pm 5$	$59 \pm 6$	$57 \pm 9$
Tranche	$\sigma_{xx}$	$-254 \pm 74$	Échec détection	$-388 \pm 78$	$-314 \pm 42$
	$\tau_{yx}$	$-16 \pm 12$		$25 \pm 12$	$-11 \pm 12$
	$\sigma_{yy}$	$-133 \pm 37$		$-218 \pm 80$	$-161 \pm 83$
	$\tau_{xy}$	$-11 \pm 6$		$-13 \pm 13$	$-27 \pm 13$

TABLEAU 3.2 – Synthèse des résultats obtenus lors des mesures de contraintes résiduelles (en MPa) sur quatre configurations d'éprouvettes

Ces résultats montrent que, sur les faces et les tranches des éprouvettes, des contraintes de compression sont présentes et importantes malgré les traitements thermiques. Ces contraintes ont certainement été générées par les étapes d'usinage, puisque les outils de coupe appliquent une force non-négligeable sur la surface pour arracher la matière, en particulier pour les alliages de titane.

Les contraintes obtenues pour les deux éprouvettes réalisées par LMD et l'éprouvette SLM du premier lot sont de même ordre de grandeur, indiquant ainsi que les procédés de fabrication et post-traitement ne sont pas à l'origine de ces contraintes résiduelles, mais qu'elles seraient bien induites par les étapes d'usinage, identiques pour ces trois éprouvettes. L'éprouvette SLM du lot 2 montre un niveau de contraintes beaucoup plus faible que les autres. L'usinage de cette éprouvette a été réalisé différemment (cf. Figure 3.15b), puisque seule la zone utile a été surfacée. Cette décision a été prise afin d'augmenter l'adhérence par ancrage mécanique des mors dans les têtes d'éprouvettes, suite à des difficultés rencontrées sur les éprouvettes SLM du premier lot.

Ces contraintes résiduelles de compression pourront influencer les propriétés mécaniques des pièces, puisqu'elles peuvent avoir pour effet de refermer des défauts en surface par exemple. Même en tenant compte des incertitudes de mesures importantes, le niveau de contraintes résiduelles de compression est plus important sur les faces que sur les tranches des éprouvettes. Il serait intéressant de mesurer les contraintes résiduelles sur une éprouvette SU non rompue pour observer si le chargement cyclique a un effet de relaxation sur ces contraintes résiduelles.

## 5 Conclusion

Les observations optiques et par diffraction des électrons rétro-diffusés mettent en évidence que la microstructure obtenue par ces procédés de FA est très complexe. En effet, le matériau qui en résulte est constitué de grains primaires  $\beta$  fortement orientés, dans lesquels la phase  $\alpha$  s'est créée sous forme de martensite. Les post-traitements appliqués par la suite, *i.e.* traitement thermique de détente ou compression isostatique à chaud, n'ont pas modifié la forme des grains  $\beta$ , puisque la température atteinte se situe en dessous du domaine de cette phase. En revanche, ils ont eu pour effet la croissance des aiguilles en lamelles, comme cela a déjà été observé dans la littérature. La phase  $\alpha$  se crée suivant des directions favorisées, puisqu'elle est issue de la phase  $\beta$  suivant les relations de Burger. Cependant, les nombreux variants possibles d'orientations conduisent à l'apparition de nombreuses colonies enchevêtrées au coeur des grains  $\beta$ . Néanmoins, entre ces grains primaires, une orientation semble prendre ponctuellement l'avantage pour se développer et former une colonie de grande taille comparée à ses voisines.

L'analyse des défauts grâce à la tomographie à rayons X a permis d'observer qu'il existe de nombreuses porosités dans les pièces produites par LMD. Ces défauts, de diamètre équivalent pouvant aller jusqu'à environ  $150 \mu\text{m}$ , sont présents en quantité avant les post-traitements. De plus, les résultats obtenus mettent en évidence la disparité de ces défauts dans la pièce, puisqu'ils sont présents en quantité plus importante dans les échantillons prélevés aux abords du substrat ou du côté d'initiation des couches.

De même, l'état de surface obtenu est différent sur les faces avant et arrière du substrat. Ces phénomènes sont probablement dûs aux stratégies choisies. Il serait alors peut-être pertinent de modifier les paramètres sur les couches initiales (proche du substrat) puisque les phénomènes thermiques sont différents. De plus, la stratégie de mouvement de la buse identifiée pour la production de ces pièces pourrait être modifiée pour éviter l'accumulation de défauts sur un côté. Par ailleurs, il serait pertinent de réaliser ce type de mesure sur ces mêmes échantillons, après un traitement par CIC, pour vérifier si ces défauts sont supprimés, comme observé dans la littérature pour ces alliages.

Enfin, l'analyse des contraintes résiduelles réalisées sur des éprouvettes produites par les deux procédés étudiés, avec deux orientations de fabrication pour le SLM et deux types de post-traitement pour le LMD ont montré de fortes contraintes de compression en surface, plus importantes sur les faces que sur les tranches des éprouvettes. Ces contraintes seraient créées par les étapes d'usinage (surfaçage sur la face et contournage sur la tranche) réalisées sur les éprouvettes.

Ces différentes expérimentations avaient pour objectif de caractériser le matériau obtenu. En effet, il est nécessaire de comprendre la matière (microstructure, santé matière, état de contraintes) pour pouvoir comprendre le comportement mécanique des pièces. Par exemple, les différentes caractéristiques de la microstructure produite pourront avoir des effets marqués sur les propriétés mécaniques. En effet, l'anisotropie observée de la microstructure pourrait entraîner une dépendance de la réponse mécanique à la direction de sollicitation. De même, la présence de défauts induit l'existence de sites d'initiation de fissures. Enfin, des contraintes de compression favorisent la tenue en traction, puisqu'elles diminuent localement le niveau de contrainte.

Les résultats de ces diverses caractérisations seront nécessaires à la compréhension des mécanismes, de rupture en fatigue notamment, mis en œuvre lors des essais mécaniques présentés dans le chapitre suivant.

# Chapitre 4

## Propriétés mécaniques

### Sommaire

---

1	Traction quasi-statique . . . . .	<b>108</b>
1.1	Matériels et méthodes . . . . .	108
1.2	Résultats . . . . .	110
2	Résistance en fatigue . . . . .	<b>113</b>
2.1	Matériels et méthodes . . . . .	113
2.2	Résultats . . . . .	115
2.3	Conclusion intermédiaire . . . . .	123
3	Calculs numériques . . . . .	<b>124</b>
3.1	Matériels et méthodes . . . . .	124
3.2	Paramétrage des calculs . . . . .	127
3.3	Résultats . . . . .	135
4	Conclusion . . . . .	<b>141</b>

---

Les éprouvettes fabriquées présentent des caractéristiques (microstructure, défauts, contraintes résiduelles) propres aux procédés utilisés et aux post-traitements appliqués. Il devient alors nécessaire d'évaluer les propriétés mécaniques obtenues. Ainsi, des essais de traction quasi-statique, qui permettent d'obtenir les propriétés fondamentales telles que la résistance mécanique ou l'allongement à rupture, et des essais de fatigue en traction pure ( $R = 0, 1$ ) sont réalisés. Plusieurs phénomènes peuvent influencer, de manière plus ou moins importante, ces propriétés mécaniques. Différentes configurations d'éprouvettes sont donc testées pour évaluer l'influence de l'état de surface (en LMD et en SLM), de la direction de sollicitation (en LMD), de la microstructure et de la présence de défauts (en comparant différents post-traitements en LMD).

L'état de surface ayant un impact critique sur les propriétés en fatigue, une méthode numérique qui permet d'évaluer la criticité des défauts et de prédire la résistance en fatigue de pièces rugueuses est ensuite mise en œuvre sur des états de surface réels obtenus par LMD.

## 1 Traction quasi-statique

L'essai de traction quasi-statique est l'un des essais de caractérisation mécanique les plus répandus. Il est relativement simple à réaliser et permet d'obtenir des propriétés importantes du matériau, telles que son Module de Young ou sa résistance mécanique par exemple. Dans ces travaux, des essais de traction quasi-statique sont réalisés sur toutes les configurations d'éprouvettes qui seront testées en fatigue, afin de comparer la tenue mécanique selon ces deux types de sollicitations.

### 1.1 Matériels et méthodes

Dix configurations d'éprouvettes sont investiguées, avec deux éprouvettes testées pour chacune d'elles, soient vingt éprouvettes référencées :

- LMD CIC SU Z L1B1D et L1B1G ;
- LMD CIC SU X L4B1B et L4B1M ;
- LMD CIC SB Z L2B1D et L1B1M ;
- LMD CIC SB X L3B2B et L3B2H ;
- LMD TTh SU Z L3B8G et L3B8M ;
- LMD TTh SU X L3B11H et L3B11M ;
- LMD TTh SB Z L3B7G et L3B10M ;
- LMD TTh SB X L3B13B et L3B15H ;
- SLM CIC SU X T21 et T22 ;
- SLM CIC SB Y T51 et T52.

Les modalités de prélèvement (directions) et préparation (post-traitements et usinage) des éprouvettes sont présentés dans le chapitre 2.

Avant les essais, les dimensions caractéristiques (cf. Figure 4.1) des éprouvettes sont mesurées à l'aide d'un pied à coulisse de précision de 0,02 mm. Les valeurs mesurées ainsi que les sections initiales  $S_0$  calculées sont données dans le Tableau 4.1.

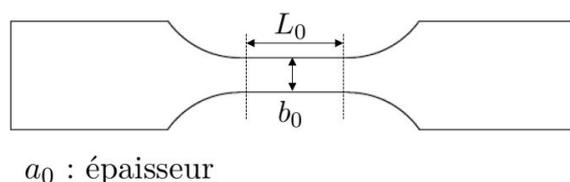


FIGURE 4.1 – Schéma des grandeurs mesurées sur les éprouvettes pour les essais de traction

Les essais sont réalisés sur une machine de traction Zwick-Roell BZ1-MM11860.IN01, qui permet l'application de forces jusqu'à 200 kN, associé au logiciel d'acquisition TestXpert 3.6. Afin de mesurer l'allongement de l'éprouvette au cours de l'essai, un extensomètre de longueur  $25 \pm 2,5$  mm est positionné sur la zone utile. Avant chaque essai, le capteur de force est taré à 0 kN à vide (sans éprouvette montée). L'éprouvette est positionnée dans les mors de la machine de tests. L'extensomètre est positionné sur la zone utile puis taré à 25,0 mm, à l'aide d'une cale étalon, retirée avant le démarrage de l'essai.

Les essais sont réalisés suivant les indications fournies par la norme européenne NF EN ISO 6892-1 [120]. La vitesse d'essai est basée sur un contrôle de la vitesse de déformation  $\dot{\epsilon}_{Lc}$ . La vitesse recommandée par la norme est  $\dot{\epsilon}_{Lc} = 0,00025s^{-1} \pm 20\%$  du début de l'essai jusqu'à la

Configuration	Réf. éprouvette	Largeur $b_0$ (mm)	Épaisseur $a_0$ (mm)	Section $S_0$ (mm <sup>2</sup> )
LMD CIC SU Z	L1B1D	7,98	2,82	22,50
	L1B1G	8,00	2,88	23,04
LMD CIC SU X	L4B1B	8,30	3,00	24,90
	L4B1M	8,22	2,98	24,50
LMD CIC SB Z	L2B1D	8,14	5,60	45,58
	L1B1M	8,12	5,60	45,47
LMD CIC SB X	L3B2B	8,20	5,62	46,08
	L3B2H	8,16	5,68	46,35
LMD TTh SU Z	L3B8G	7,92	2,92	23,13
	L3B8M	7,94	2,92	23,18
LMD TTh SU X	L3B11H	7,98	2,96	23,62
	L3B11M	7,96	2,90	23,08
LMD TTh SB Z	L3B7G	7,92	5,78	45,78
	L3B10M	7,90	5,68	44,87
LMD TTh SB X	L3B13B	7,90	5,50	43,45
	L3B15H	7,94	5,82	46,21
SLM CIC SU X	T21	8,28	2,86	23,68
	T22	8,28	2,90	24,01
SLM CIC SB Y	T51	8,20	2,18	17,88
	T52	8,16	2,20	17,95

TABLEAU 4.1 – Dimensions des éprouvettes employées pour les essais de traction

limite d'écoulement, puis  $\dot{\epsilon}_{Lc} = 0,0067\text{s}^{-1} \pm 20\%$  jusqu'à la rupture de l'éprouvette. La vitesse de déformation est déterminée par l'équation :

$$\dot{\epsilon}_{Lc} = \frac{v_c}{L_c} \quad (4.1)$$

Avec  $v_c$  la vitesse d'essai en  $\text{mm.s}^{-1}$  et  $L_c$  la longueur calibrée de l'extensomètre en mm.

Dans le cadre de ces essais, les vitesses sont donc égales à  $0,375 \text{ mm.min}^{-1}$  au moins jusqu'à la limite d'écoulement, puis  $10,05 \text{ mm.min}^{-1}$  jusqu'à la rupture de l'éprouvette. Durant cette deuxième phase, l'extensomètre est retiré afin d'éviter de le dégrader : la déformation est alors calculée à partir de l'éloignement des traverses mesuré grâce au capteur de position de la traverse mobile (longueur initiale entre les mors : environ 58 mm). Ceci évite aussi la non prise en compte des phénomènes de striction hors de la zone de l'extensomètre.

Le logiciel permet l'acquisition du déplacement  $\Delta L$  (mesuré par l'extensomètre ou la distance entre les traverses pour la seconde phase d'essai) en mm, de la force  $F$  en kN, et du temps en s. Les courbes de traction conventionnelles  $\sigma_{nom} = f(\epsilon_{nom})$  sont ensuite tracées, avec  $\epsilon_{nom}$  la déformation nominale en  $\text{mm.mm}^{-1}$  calculée avec l'équation (4.2) et  $\sigma_{nom}$  la contrainte nominale calculée à partir de l'équation (4.3).

$$\epsilon_{nom} = \frac{\Delta L}{L_0} \quad (4.2)$$

$$\sigma_{nom} = \frac{F}{S_0} \quad (4.3)$$

Pour chaque éprouvette testée, les différentes propriétés remarquables sont mesurées ou calculées (cf. Figure 4.2) :

- Le Module de Young  $E$ , approximé par la pente  $m_E$  de la partie élastique (droite) de la courbe ;

- La limite conventionnelle d'élasticité  $Re_{0,2}$ , relevée à l'intersection entre la courbe conventionnelle et la droite parallèle à la partie élastique de la courbe et qui coupe l'axe des abscisses à 0,2% de déformation ;
- La résistance mécanique  $R_m$  est relevée comme étant la contrainte maximale de la partie élastoplastique de la courbe ;
- L'allongement à la rupture  $A_r$ , qui correspond au pourcentage de déformation plastique atteint au moment de la rupture de l'éprouvette.

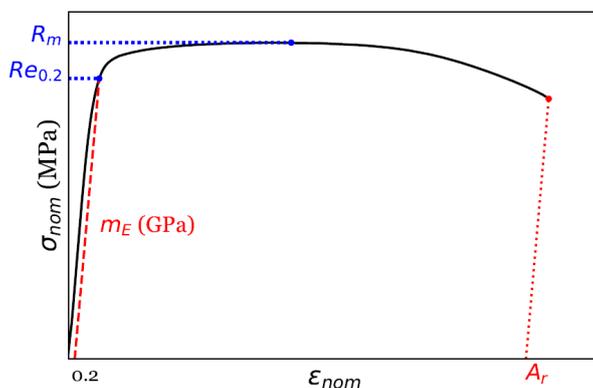


FIGURE 4.2 – Représentation des valeurs obtenues par lecture de la courbe de traction conventionnelle

Les courbes rationnelles  $\sigma_{vraie} = f(\varepsilon_{vraie})$  sont ensuite tracées, avec  $\varepsilon_{vraie}$  la déformation vraie et  $\sigma_{vraie}$  la contrainte vraie, calculés avec les équations :

$$\varepsilon_{vraie} = \ln(1 + \varepsilon_{nom}) \quad \text{et} \quad \sigma_{vraie} = \sigma_{nom}(1 + \varepsilon_{nom}) \quad (4.4)$$

## 1.2 Résultats

Le Tableau 4.2 synthétise les propriétés mécaniques obtenues lors des essais de traction pour chacune des configurations étudiées. Pour chaque grandeur, le résultat est une moyenne des deux valeurs obtenues (deux éprouvettes par configuration) et l'écart-type associé, sauf pour la configuration LMD TTh SB Z pour laquelle les résultats de l'essai sur l'éprouvette L3B10M étaient non concluants (problème de mesure lors de l'essai).

Configuration	$m_E$ (GPa)	$Re_{0,2}$ (MPa)	$R_m$ (MPa)	$A_r$ (%)
LMD CIC SU Z	$100 \pm 18$	$782 \pm 53$	$904 \pm 3$	$17,0 \pm 2,2$
LMD CIC SU X	$110 \pm 11$	$806 \pm 4$	$910 \pm 5$	$13,7 \pm 1,2$
LMD TTh SU Z	$98 \pm 11$	$815 \pm 10$	$970 \pm 14$	$14,7 \pm 0,2$
LMD TTh SU X	$108 \pm 8$	$866 \pm 37$	$983 \pm 9$	$11,9 \pm 0,9$
LMD CIC SB Z	$116 \pm 6$	$832 \pm 2$	$915 \pm 2$	$13,7 \pm 1,2$
LMD CIC SB X	$106 \pm 1$	$802 \pm 13$	$897 \pm 6$	$16,7 \pm 2,0$
LMD TTh SB Z	110	885	967	15,1
LMD TTh SB X	$110 \pm 4$	$894 \pm 15$	$971 \pm 19$	$12,7 \pm 0,9$
SLM CIC SU X	$110 \pm 1$	$850 \pm 4$	$953 \pm 6$	$15,8 \pm 0,1$
SLM CIC SB Y	$108 \pm 1$	$890 \pm 6$	$956 \pm 6$	$12,3 \pm 2,6$

TABLEAU 4.2 – Résultats des essais de traction obtenus sur les différentes configurations d'éprouvette étudiées (moyenne sur deux mesures)

La Figure 4.3 synthétise toutes les courbes obtenues. De manière générale, les éprouvettes montrent un comportement relativement ductile par rapport aux données rencontrées dans la

bibliographie, dont les résultats rapportent un allongement à rupture de 1% à 22%, mais inférieurs à 10% dans la majorité des cas en LMD (entre 11 et 19% d’allongement à rupture obtenu ici). Les éprouvettes présentent un léger écrouissage ( $R_m \approx 1,1 Re_{0,2}$ ). De plus, les valeurs de  $m_E$  permettent d’estimer les modules de Young entre 98 et 116 GPa, en accord avec les résultats rencontrés généralement pour cet alliage de titane ( $E=110$  GPa) bien que les résultats varient un peu.

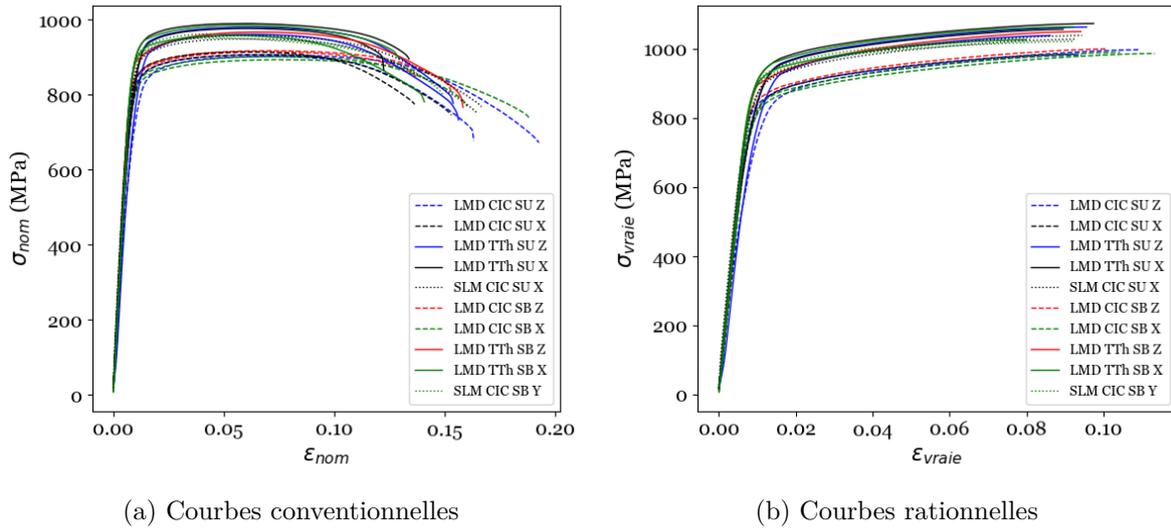


FIGURE 4.3 – Synthèse des courbes de traction obtenues

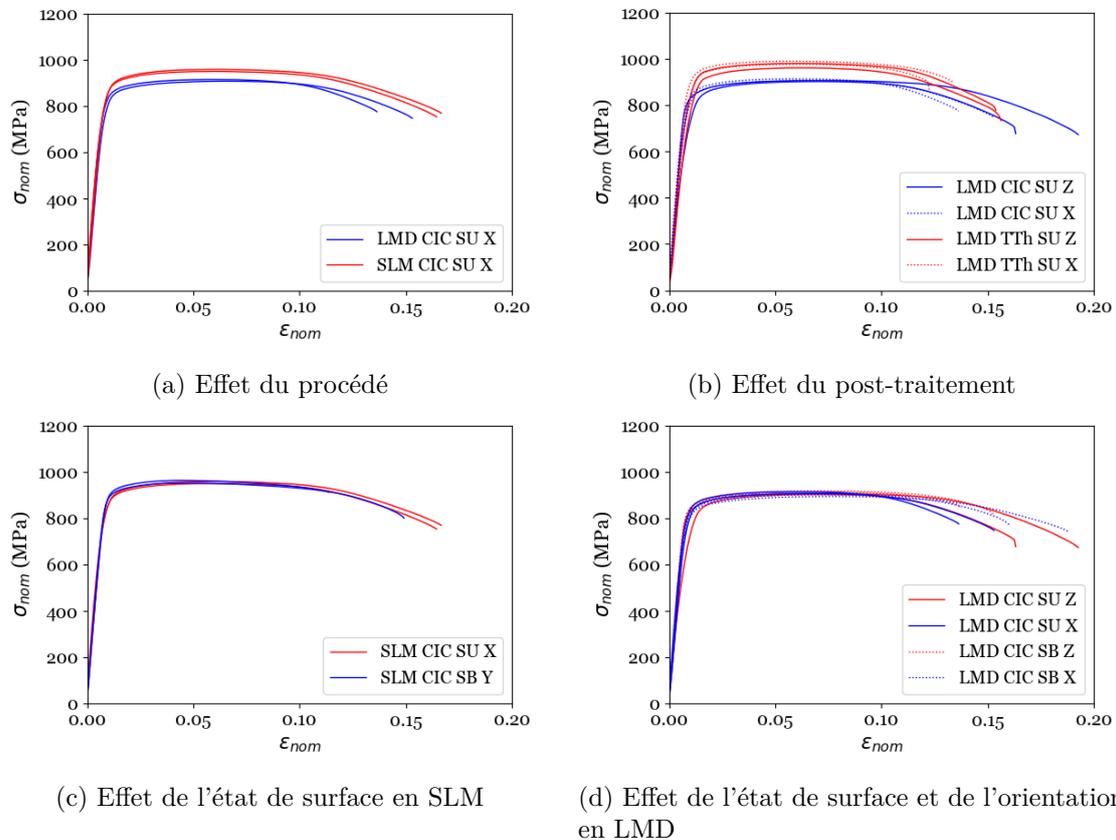


FIGURE 4.4 – Courbes de traction conventionnelles obtenues : comparaison des configurations

La Figure 4.4 permet la comparaison de certaines configurations entre elles. Les courbes d'éprouvettes réalisées par les deux types de procédés (Figure 4.4a) permettent d'observer que la résistance mécanique est plus élevée (de plus de 40 MPa sur les moyennes obtenues) pour les éprouvettes SLM que les LMD, et que la ductilité est légèrement plus élevée également. De même, les courbes obtenues sur des éprouvettes avec différents post-traitements (Figure 4.4b) mettent en évidence que la résistance mécanique des pièces après TTh est meilleure qu'après CIC (de 60 à 70 MPa sur les moyennes). Au niveau du matériau, la taille des lamelles diffère entre ces deux configurations. Comme il a été montré dans le chapitre précédent (section 2), la largeur des lamelles est plus fine après TTh que CIC. Ce paramètre microstructural joue un rôle sur la résistance de ces pièces, puisque la finesse de la microstructure provoque un durcissement, en freinant les bandes de glissement aux zones de changement d'orientation cristalline.

L'état de surface n'a quant à lui pas d'effet sur les propriétés en traction quasi-statique, pour aucun des deux procédés, hormis une légère baisse de la ductilité (Figures 4.4c et d). De même, l'orientation n'a pas d'effet sur la résistance des pièces en LMD. Ceci implique que l'orientation des grains  $\beta$  n'a pas d'effet sur les propriétés en traction quasi-statique.

## 2 Résistance en fatigue

### 2.1 Matériels et méthodes

Les mêmes configurations d'éprouvettes sont testées en fatigue. Les plans des éprouvettes sont données en Annexe A.10.

Les essais de FGNC sont réalisés sur une machine hydraulique MTS Landmark 100 kN. Les pièces sont serrées dans des mâchoires plates MTS surfalloy, utilisées pour les matériaux durs, montées dans des mors hydrauliques.

Les essais sont réalisés en traction pure, selon les besoins applicatifs du projet, avec une force variable sinusoïdale selon un ratio de contraintes  $R$  défini comme suit :

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} = 0,1 \quad (4.5)$$

Avec  $\sigma_{min}$  la contrainte minimale appliquée en MPa et  $\sigma_{max}$  la contrainte maximale appliquée en MPa.

La section  $S_0$  des éprouvettes est calculée à partir des mesures d'épaisseur et de largeur au pied à coulisse (précision 0,02 mm) avant chaque essai. Cette section est utilisée afin de calculer les forces maximales et minimales à appliquer à partir des contraintes désirées, selon la formule 4.3. Les essais sont réalisés à une fréquence  $f = 10$  Hz.

Afin de calculer la résistance en fatigue à  $10^6$  cycles, la méthode de l'escalier (*staircase method* en anglais), décrite dans la norme BS ISO 12107 :2012 [121] est utilisée. Cette méthode consiste à démarrer par un premier essai à une amplitude de contrainte  $\sigma_a$ , définie par l'équation (4.6), proche de la résistance en fatigue (ici, à  $10^6$  cycles) théorique. Dans le cadre de cette étude, la contrainte théorique n'étant pas exactement connue, la première éprouvette de chaque configuration est testée avec la méthode Locati, afin de considérer l'amplitude de contrainte du dernier palier sans rupture ( $n = 10^6$  avec  $n$  le nombre de cycles réalisés) comme le premier point "non-rompu" de l'escalier. La méthode de l'escalier consiste à utiliser un pas, noté  $d$ , et à réaliser les essais aux paliers de contraintes :

- $\sigma_{a,i} + d$  si l'éprouvette de l'essai précédent est non-rompue ;
- $\sigma_{a,i} - d$  si l'éprouvette de l'essai précédent est rompue.

Avec  $\sigma_{a,i}$  l'amplitude de contrainte du palier  $i$  (MPa) ;  $d$  le pas d'amplitude de contrainte (MPa), fixé dans cette étude à 10 ou 20 MPa selon les lots.

L'amplitude de contrainte  $\sigma_a$  est égale à :

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{min}}{2} \quad (4.6)$$

Une fois ces essais réalisés, pour chaque palier est compté le nombre d'occurrences de rupture et non-rupture des éprouvettes. L'évènement (rupture ou non-rupture) dont le nombre d'occurrences est le plus faible est considéré. Les niveaux de contraintes sont ensuite classés par ordre croissant, soit  $\sigma_{a,0} \leq \sigma_{a,1} \leq \dots \leq \sigma_{a,l}$  où  $\sigma_{a,0}$  est l'amplitude de contrainte la plus faible en MPa et  $l$  le nombre de paliers.

La moyenne de l'amplitude de contrainte, qui correspond à la limite en fatigue à  $10^6$  cycles  $\overline{\sigma_{a,10^6}}$ , et son écart-type associé  $s_{\sigma_{a,10^6}}$  sont respectivement calculés avec les équations 4.7 et 4.8.

$$\overline{\sigma_{a,10^6}} = \begin{cases} \sigma_0 + d \times \left( \frac{A}{C} - \frac{1}{2} \right) & \text{si l'évènement considéré est la rupture} \\ \sigma_0 + d \times \left( \frac{A}{C} + \frac{1}{2} \right) & \text{si l'évènement considéré est la non-rupture} \end{cases} \quad (4.7)$$

$$s_{\sigma_{a,10^6}} = \begin{cases} 1,62 \times d(D + 0,029) & \text{quand } D > 0,3 \\ d & \text{quand } D \leq 0,3 \end{cases} \quad (4.8)$$

Où :

$$\begin{aligned} A &= \sum_{i=1}^l i \times f_i \\ B &= \sum_{i=1}^l i^2 \times f_i \\ C &= \sum_{i=1}^l f_i \\ D &= \frac{BC - A^2}{C^2} \end{aligned}$$

Avec  $i$  le numéro du palier et  $f_i$  le nombre d'occurrence.

Pour ce faire, il a fallu déterminer un nombre d'éprouvettes à tester pour le calcul des résistances en fatigue pour chaque configuration. Ces valeurs ont été fixées afin de faire un compromis entre la production des éprouvettes (temps, coûts) et la fiabilité statistique (taille de la population). Ainsi, pour les configurations LMD CIC (SU et SB, X et Z) et SLM CIC SU X et SB Y, la taille de la population minimale a été fixée à 9 éprouvettes pour réaliser l'escalier. Des éprouvettes supplémentaires ont été utilisées pour réaliser des paliers supérieurs, pour compléter la courbe  $S-N$ , pour ces lots.

Les éprouvettes traitées par TTh ont été ajoutées plus tard, et leur nombre était donc encore plus limité. Pour les configurations LMD TTh SU (X et Z), 7 éprouvettes sont testées. Seules 4 éprouvettes par lot pour les éprouvettes LMD TTh SB (X et Z) ont été testées, puisque les résultats attendus pourraient être similaires à ceux des éprouvettes CIC SB. De la même façon, seulement 4 éprouvettes SLM CIC SU Y ont été testées pour comparaison avec les éprouvettes similaires, mais d'orientation X. Le Tableau 4.3 synthétise les éprouvettes testées et les objectifs de chaque lot.

Lot	Nb ép. escalier	Nb ép. testées	Comparaison des résultats avec
LMD CIC SU Z	9	9	référence
LMD CIC SU X	9	13	LMD CIC SU Z (direction)
LMD CIC SB Z	9	13	LMD CIC SU Z (état de surface)
LMD CIC SB X	9	12	LMD CIC SU X et LMD CIC SB Z (direction et état de surface)
LMD TTh SU Z	7	7	LMD CIC SU Z (post-traitement)
LMD TTh SU X	7	7	LMD CIC SU X et LMD CIC SB X (post-traitement et état de surface)
LMD TTh SB Z	4	4	LMD CIC SB Z (compétition état de surface et post-traitement)
LMD TTh SB X	4	4	LMD CIC SB Z (compétition état de surface et post-traitement)
SLM CIC SU X	9	10	LMD CIC SU Z (procédé)
SLM CIC SB Y	9	9	SLM CIC SU X (état de surface)
SLM CIC SU Y	4	4	SLM CIC SU X (direction)

TABLEAU 4.3 – Configurations et nombre d'éprouvettes étudiées pour les essais de fatigue

Les courbes  $S-N$  sont tracées pour chacun des lots afin de permettre la comparaison de leurs comportements en fatigue. Sur ces courbes sont placés les nuages de points obtenus à chaque essai, avec le nombre de cycles à rupture atteint  $N$  en abscisse et l'amplitude de contrainte appliquée  $\sigma_a$  en ordonnée. Les points fléchés à  $10^6$  cycles sur ces courbes représentent les éprouvettes non-rompues. Pour plus de lisibilité, le comportement en fatigue est modélisé à l'aide du logiciel ESOPE, suivant un modèle de Wöhler, décrit par l'équation (4.9), et ajouté sur ces courbes pour les configurations avec 7 éprouvettes testées ou plus.

$$\ln(N) = A \times \sigma_a + B \quad (4.9)$$

Ici, ces modèles servent uniquement de supports visuels pour la comparaison des différentes configurations, le nombre d'éprouvettes pour chacune d'entre elle étant trop faible pour obtenir des modèles fiables.

Les faciès des éprouvettes rompues sont ensuite observés au microscope optique ou au MEB Zeiss EVO HD 15, après un nettoyage de cinq minutes dans une cuve à ultrasons, afin d'identifier la zone d'initiation de la fissure. Pour obtenir plus d'informations sur les mécanismes de rupture, certaines éprouvettes non-rompues sont montées de nouveau et testées à un niveau supérieur jusqu'à rupture.

## 2.2 Résultats

Les résistances en fatigue à  $10^6$  cycles, avec la contrainte en amplitude ou la contrainte maximale, obtenues par la méthode de l'escalier sont données dans le Tableau 4.4 (résultats en Annexe A.11).

Lot	$\sigma_{a,10^6}$ (MPa)	$\sigma_{max,10^6}$ (MPa)	$Re_{0,2}$
LMD CIC SU Z	$310 \pm 17$	$689 \pm 38$	$782 \pm 53$
LMD CIC SU X	$310 \pm 20$	$689 \pm 44$	$806 \pm 4$
LMD TTh SU Z	$277 \pm 20$	$615 \pm 44$	$815 \pm 10$
LMD TTh SU X	$250 \pm 33$	$556 \pm 73$	$866 \pm 37$
SLM CIC SU X	$310 \pm 23$	$689 \pm 51$	$850 \pm 4$
LMD CIC SB Z	$115 \pm 9$	$256 \pm 20$	$832 \pm 2$
LMD CIC SB X	$160 \pm 17$	$356 \pm 38$	$802 \pm 13$
LMD TTh SB Z	$105 \pm 10$	$233 \pm 22$	885
LMD TTh SB X	$145 \pm 10$	$322 \pm 22$	$894 \pm 15$
SLM CIC SB Y	$115 \pm 9$	$256 \pm 20$	$890 \pm 6$

TABLEAU 4.4 – Résistances en fatigue à  $10^6$  cycles ( $R = 0,1$ ) obtenues expérimentalement :  $\sigma_{a,10^6}$  en amplitude de contrainte ;  $\sigma_{max,10^6}$  en contrainte maximale

La comparaison entre les différents lots permet d'étudier l'influence de plusieurs facteurs sur les propriétés en fatigue. Dans les paragraphes suivants, l'influence des paramètres suivants sera discutée :

- le procédé de fabrication (LMD ou SLM) ;
- l'état de surface (brut ou usiné, pour les deux procédés étudiés) ;
- la direction de sollicitation (parallèle (Z) ou perpendiculaire (X) à la direction de fabrication  $\overrightarrow{BD}$ ) ;
- la position de l'éprouvette dans la pièce en LMD ;
- le post-traitement en LMD (CIC ou TTh).

2.2.1 Effet du procédé de fabrication additive

Afin de comparer les propriétés en fatigue des pièces réalisées par les deux procédés, les courbes  $S-N$  de configurations similaires (solicitation en X) sont tracées en Figure 4.5.

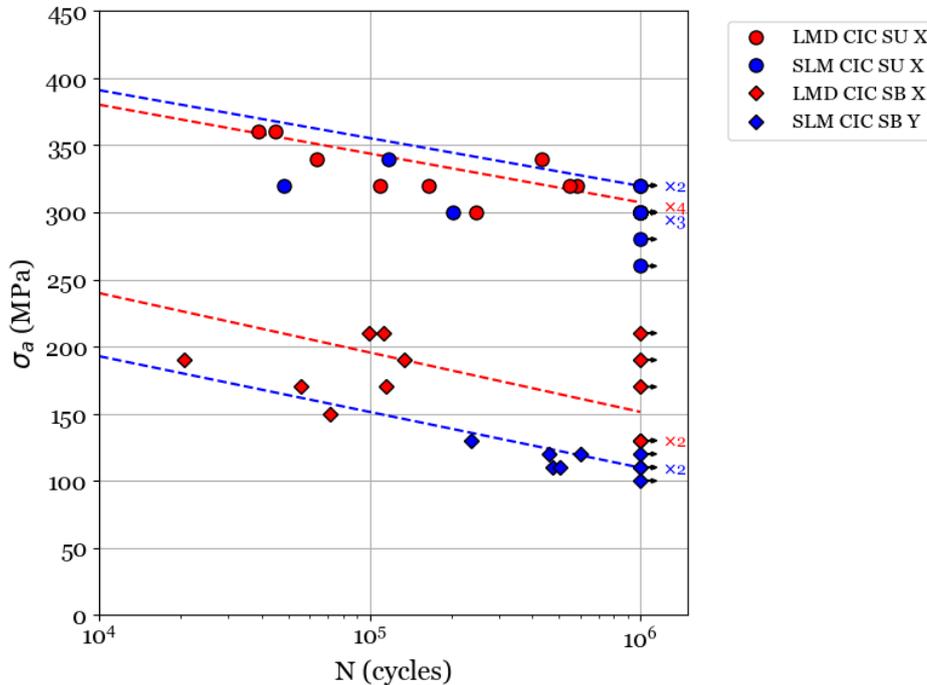


FIGURE 4.5 – Courbes  $S-N$  pour les deux procédés de fabrication

Pour les éprouvettes surfaces usinées, le comportement en fatigue est similaire pour les deux procédés. Les calculs donnent les mêmes résultats de résistance en fatigue, égale à 310 MPa ( $\pm 20$  MPa pour les éprouvettes LMD et  $\pm 23$  MPa pour les éprouvettes SLM), à  $10^6$  cycles. L’observation des faciès de rupture met en évidence que, pour les deux procédés, l’initiation de la fissure s’effectue majoritairement en sous-surface (20 à 150  $\mu\text{m}$  de la surface), et ponctuellement (2 éprouvettes LMD SU et 1 éprouvette SLM SU) en interne (720 à 1200  $\mu\text{m}$  de la surface). Les deux types de faciès sont illustrés sur la Figure 4.6.

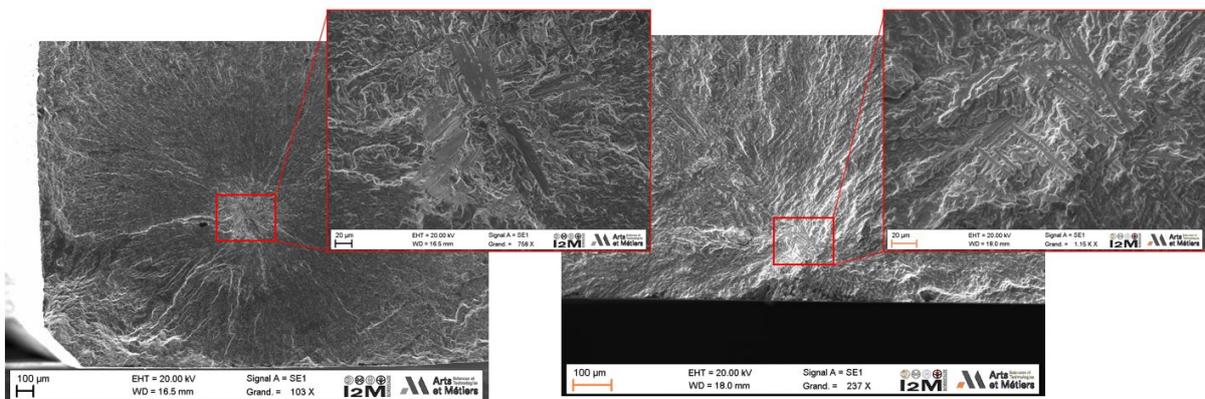


FIGURE 4.6 – Faciès d’éprouvettes LMD CIC SU X : à gauche : initiation interne ; à droite : initiation en sous-surface

Aucune des éprouvettes ne présente de défaut visible sur la zone d’initiation, qu’elle soit

interne ou en sous-surface. Les éprouvettes étant traitées par CIC, il est possible que des défauts se soient trouvés à ces endroits, puis aient été rebouchés. En outre, si les fissures n'ont pas initié sur des défauts rebouchés, il est fort probable qu'elles se soient développées à partir de points critiques de la microstructure. En effet, les zones d'initiation ont l'aspect de bandes de glissement, et qui rappellent aussi les larges colonies  $\alpha$  présentes aux joints de grains  $\beta$  sur les images issues des analyses EBSD (cf. section 2.3 Figure 3.6). Ainsi, ces larges colonies facilitent la mobilité des bandes de glissement, qui s'accumulent à leurs frontières, créant des zones critiques.

La Figure 4.5 montre aussi les résultats obtenus sur les éprouvettes horizontales présentant des surfaces brutes. La résistance en fatigue des éprouvettes LMD SB X est supérieure à celle des éprouvettes SLM SB Y. Cependant la comparaison directe de leurs propriétés n'est pas pertinente car les résultats du lot SLM CIC SB Y sont impactés par des défauts de fabrication inattendus induits par la déformation des pièces en cours de fabrication (cf. paragraphe suivant). Les résultats ne sont donc pas représentatifs de l'influence respective des états de surface des deux procédés, visibles sur la Figure 4.7. L'influence des états de surface respectifs des éprouvettes issues des deux procédés sera discutée dans le paragraphe suivant.



(a) Éprouvette LMD CIC SB Z (b) Éprouvette LMD CIC SB X (c) Éprouvette SLM CIC SB Y

FIGURE 4.7 – Photographies des états de surface des éprouvettes brutes

### 2.2.2 Effet de l'état de surface

La Figure 4.8 représente les courbes  $S-N$  obtenues pour différents états de surface pour des éprouvettes fabriquées par LMD et des sollicitations suivant deux directions (X et Z). Les résultats montrent une forte diminution de la résistance en fatigue des pièces lorsque des surfaces brutes de fabrication sont présentes. Pour une sollicitation perpendiculaire à  $\overrightarrow{BD}$  (X), et donc parallèle aux cordons, cette valeur passe de  $310 \pm 20$  MPa à  $160 \pm 17$  MPa, soit une diminution de 48% par rapport à une éprouvette usinée, et pour une sollicitation parallèle à  $\overrightarrow{BD}$  (Z), et donc perpendiculaire aux cordons, de  $310 \pm 17$  MPa à  $115 \pm 9$  MPa, soit 63% de moins. Pour toutes les éprouvettes testées, l'initiation de fissure a lieu en surface. La rugosité engendrée par le procédé induit des entailles en surface, plus ou moins critiques suivant leur géométrie. Ce sont alors ces défauts surfaciques, et les concentrations de contraintes qu'ils entraînent en fond d'entailles, qui prennent le pas sur les défauts de microstructure. Cet état de surface a une géométrie particulière, puisqu'il est composé de cordons, et conduit donc à des résultats qui diffèrent suivant la direction de sollicitation. Ce phénomène sera discuté dans le paragraphe suivant.

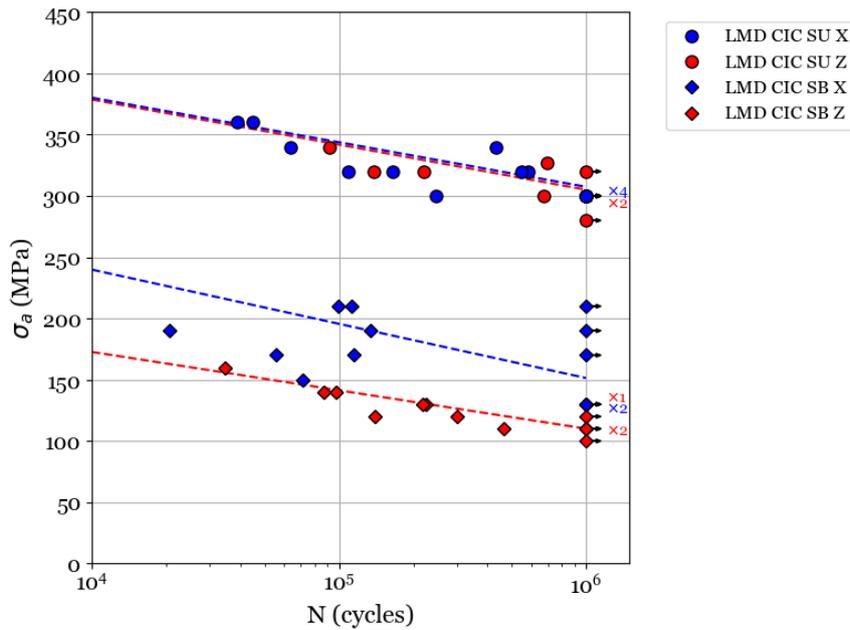


FIGURE 4.8 – Courbes  $S-N$  : effets de l'état de surface et de la direction de sollicitation en LMD

Concernant le procédé SLM, l'état de surface brut des éprouvettes, pour une sollicitation perpendiculaire à  $\overline{BD}$  (X), et donc parallèle aux cordons, entraîne un abattement de 63%, comme le montre la Figure 4.9 (avec une résistance en fatigue à  $10^6$  cycles de  $310 \pm 23$  MPa pour les éprouvettes SU et  $115 \pm 9$  MPa pour les éprouvettes SB).

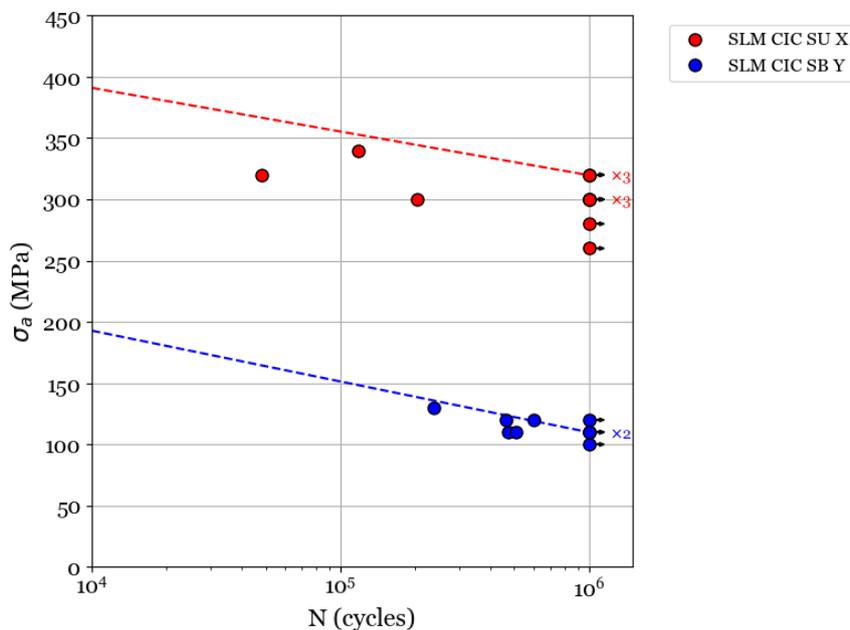


FIGURE 4.9 – Courbe  $S-N$  : effet de l'état de surface en SLM

L'observation des faciès de rupture met en évidence la présence de profondes entailles en surface comme le montre la Figure 4.10. Ces entailles, de profondeur entre 100 et 400  $\mu\text{m}$ , entraînent de fortes concentrations de contrainte localisées et provoquent la rupture prématurée des pièces en fatigue.

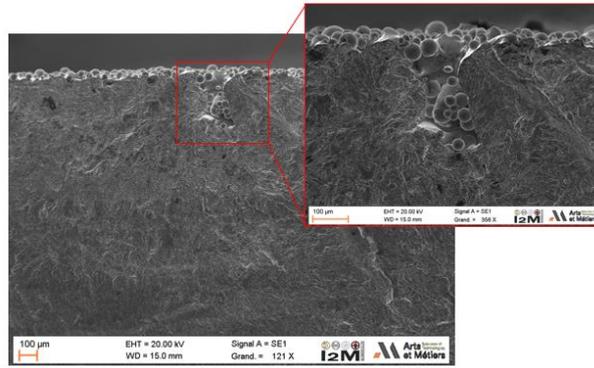


FIGURE 4.10 – Faciès d’une éprouvette SLM CIC SB Y : entaille en surface

Elles sont certainement dues à la configuration horizontale de fabrication des éprouvettes. En effet, comme discuté dans la section 2 du chapitre 2, il a été très difficile de produire des éprouvettes plates horizontalement, à cause des fortes contraintes engendrées lors de la production, provoquant des fissurations des supports. Malgré les efforts mis en œuvre, et la mise en place de supports volumiques pour éviter ces fissurations, il semble que les contraintes résiduelles aient tout de même entraîné des fissures, non détectées à l’œil nu à cause de l’état de surface rugueux, en surface des pièces. Il serait donc nécessaire de mettre en place une autre configuration ou méthode de fabrication (meilleurs contrôles des phénomènes thermiques, changement de la géométrie des éprouvettes) afin de produire des pièces horizontales avec des surfaces brutes de meilleure qualité.

### 2.2.3 Effet de la direction de sollicitation en LMD

L’anisotropie de la microstructure des pièces et de l’état de surface en LMD peut entraîner des réponses en fatigue différentes suivant la direction de sollicitation. La Figure 4.8 montre les courbes  $S-N$  obtenues pour les éprouvettes prélevées horizontalement et verticalement en LMD. Ce graphique met en évidence que les résultats obtenus sur les éprouvettes SU sont très similaires pour les deux directions, et les résistances en fatigue calculées sont égales à  $310 \pm 17$  MPa pour la direction Z et  $310 \pm 20$  MPa pour la direction X. Cette tendance est en accord avec la littérature, comme l’ont montré les résultats de Kobryn et al. [78] sur la Figure 1.35 page 39, bien que les niveaux de contraintes soient légèrement inférieurs ici. L’observation des faciès de rupture permet d’observer les mêmes mécanismes pour les deux directions d’éprouvettes. La Figure 4.6 montre un exemple pour le lot X et la Figure 4.11 pour le lot Z.

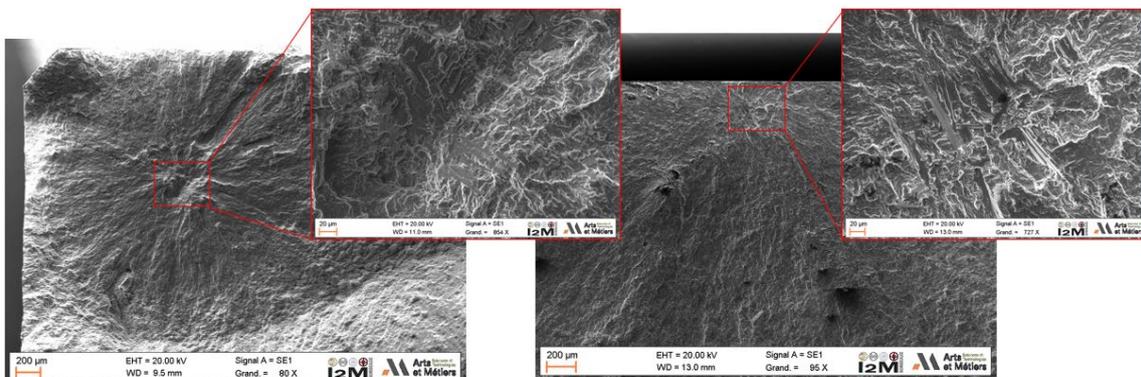


FIGURE 4.11 – Faciès d’éprouvettes LMD CIC SU Z : à gauche : initiation interne ; à droite : initiation en sous-surface

La plupart des amorces a lieu en sous-surface, et occasionnellement en interne (1 éprouvette pour le lot suivant Z et 2 éprouvettes pour celui en X). L'anisotropie de la microstructure ne semble donc pas avoir d'effet sur les propriétés en fatigue pour les éprouvettes SU ayant subi un traitement CIC.

La Figure 4.8 montre aussi les résultats obtenus selon la direction de la sollicitation pour les éprouvettes avec surfaces brutes. Les résistances en fatigue obtenues pour les éprouvettes verticales (Z) et horizontales (X) sont respectivement  $115 \pm 9$  MPa et  $160 \pm 17$  MPa. Les éprouvettes horizontales présentent donc une résistance en fatigue légèrement supérieure aux éprouvettes verticales. Ce résultat s'explique par l'état de surface qui diffère suivant la direction. En effet, les cordons donnent lieu aux surfaces représentées sur la Figure 4.7.

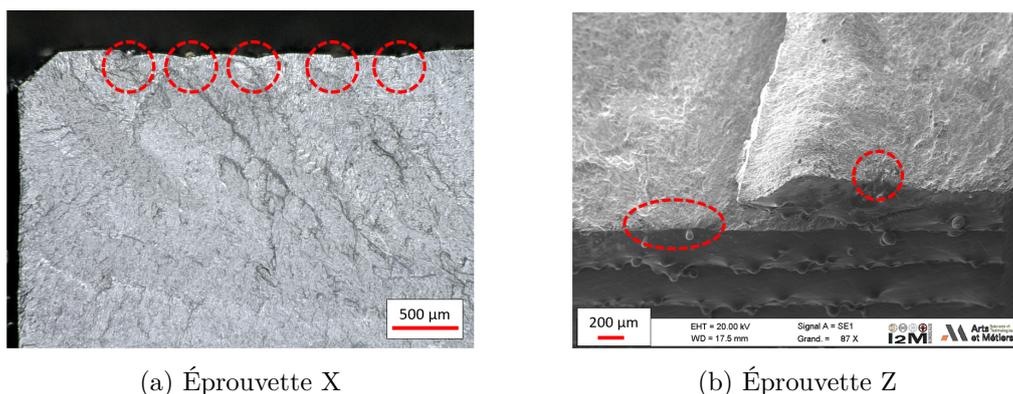


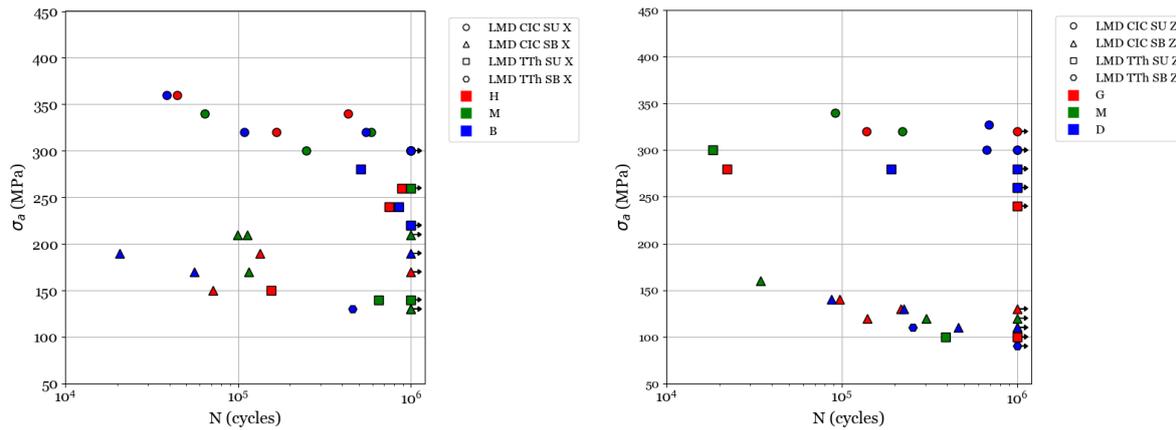
FIGURE 4.12 – Faciès d'éprouvettes LMD CIC SB : initiation en surface

Cette succession de cordons induit la présence d'anfractuosités entre chacun d'entre eux qui entraînent des concentrations de contraintes. Une sollicitation perpendiculaire aux cordons sera plus critique, puisqu'elle aura pour effet d'ouvrir ces entailles. La Figure 4.12 montre les faciès de rupture d'une éprouvette SB de chaque direction. Il est visible que, pour les deux directions, l'initiation de fissure a lieu en surface, au creux de cordons. Pour la direction X, de multiples fissures partent de plusieurs zones inter-cordons. Pour la direction Z, deux amorces ont aussi eu lieu sur l'image présentée, de part et d'autre d'un cordon, créant ainsi une "marche" lorsque ces deux fissures se sont rejointes. Pour les autres éprouvettes Z, une seule amorce a été observée sur les faciès d'éprouvettes, à chaque fois en fond de la zone inter-cordons. Cet effet sera étudié plus en détails dans la section 3, traitant des calculs numériques sur l'état de surface de pièces LMD.

#### 2.2.4 Effet de la position en LMD

Comme décrit dans la section 3, trois éprouvettes sont prélevées horizontalement ou verticalement par pièce LMD. Il est donc nécessaire de vérifier l'absence d'influence de la position de prélèvement sur la résistance en fatigue des éprouvettes. Pour cela, les courbes  $S-N$  sont tracées, en mettant en évidence la position de prélèvement des éprouvettes, sur la Figure 4.13.

Pour les éprouvettes horizontales, les éprouvettes prélevées en bas (B), au milieu (M) ou en haut (H) des pièces sont différenciées, de même pour les éprouvettes verticales prélevées à gauche (G), au milieu (M) ou à droite (D). Pour les deux directions, il ne semble pas y avoir de population distincte (ségrégation) après traitement CIC puisque les couleurs sont relativement bien réparties. Cependant, plus de points seraient nécessaires pour valider cette première observation avec une taille de population plus pertinente.



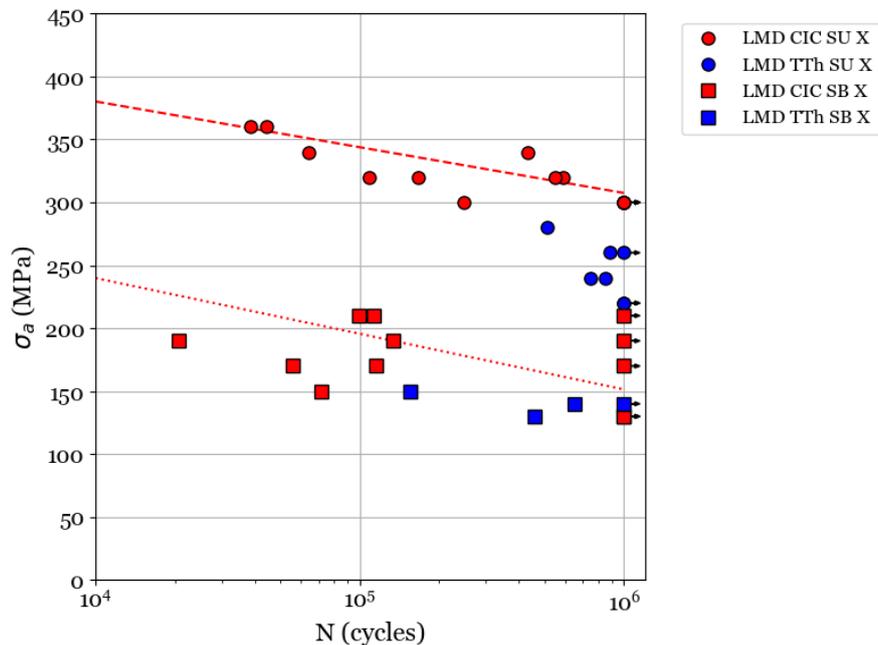
(a) Effet de la position, éprouvettes X

(b) Effet de la position, éprouvettes Z

FIGURE 4.13 – Courbes  $S-N$  de comparaison de la position de prélèvement des éprouvettes

### 2.2.5 Effet du post-traitement en LMD

Pour les pièces LMD, deux types de post-traitements sont réalisés sur les éprouvettes : une CIC ou un TTh. Les Figures 4.14 et 4.15 permettent d'observer les effets des post-traitements réalisés sur les propriétés en fatigue obtenues.

FIGURE 4.14 – Courbes  $S-N$  : effet du post-traitement réalisé pour les éprouvettes X

Pour les éprouvettes SU, les résistances en fatigue à  $10^6$  cycles sont légèrement plus faibles après TTh qu'après CIC : d'environ 20% (de  $310 \pm 20$  à  $250 \pm 33$  MPa) pour les éprouvettes en X et de 11% (de  $310 \pm 17$  à  $277 \pm 20$  MPa) pour les éprouvettes en Z. La même tendance avait été observée dans la littérature (cf. Figure 1.35 page 39), bien que les abattements rapportés entre les éprouvettes CIC et TTh étaient plus importants. Cependant les post-traitements appliqués avaient des paramètres différents de ceux utilisés ici.

L'observation des faciès de rupture a permis de constater que toutes les éprouvettes LMD traitées

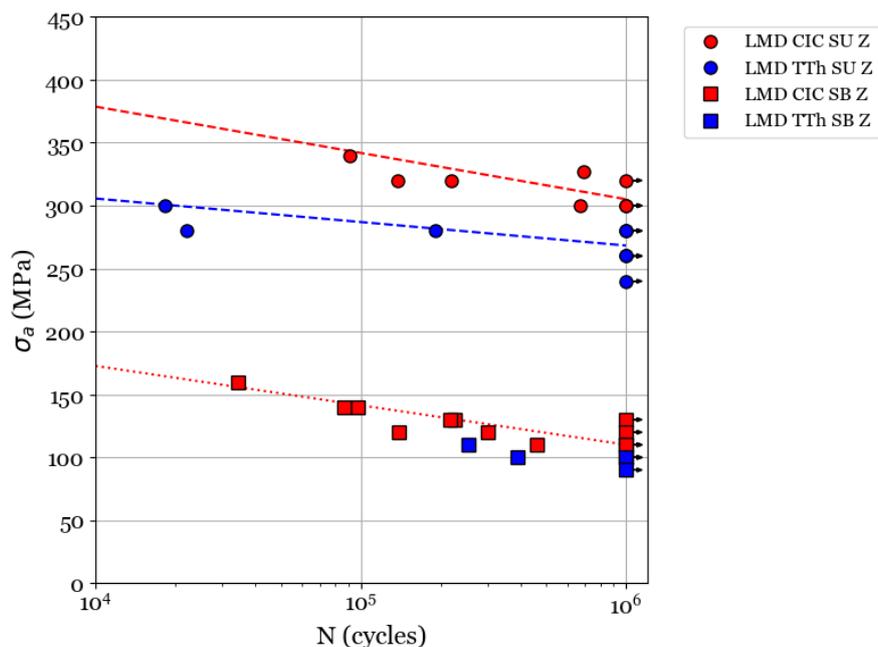


FIGURE 4.15 – Courbes  $S-N$  : effet du post-traitement réalisé pour les éprouvettes Z

par TTh amorçaient sur un défaut présent dans la pièce. Pour les deux directions d'éprouvettes, deux types de défauts sont observés : des pores gazeux (sphériques) et des manques de fusion (angulaires) (cf. Figure 4.16).

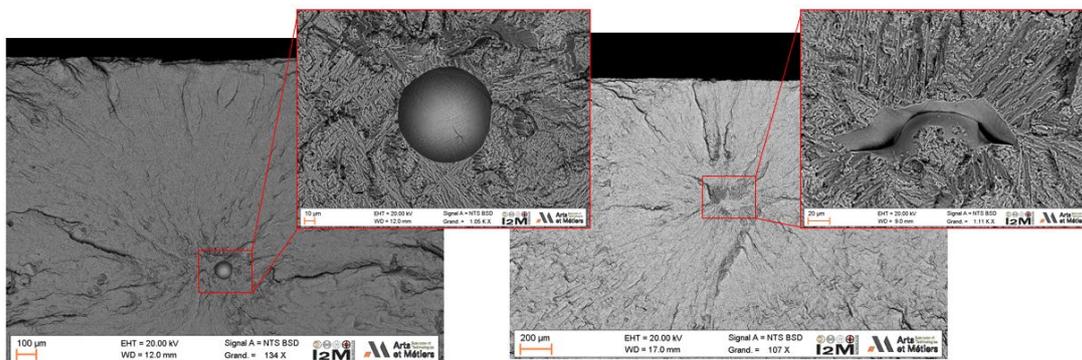


FIGURE 4.16 – Faciès d'éprouvettes LMD TTh SU : à gauche : initiation sur une pore gazeux (épreuve X) ; à droite : initiation sur un défaut de manque de fusion (épreuve Z)

Ces défauts peuvent se trouver en sous-surface ou en interne, avec des tailles (diamètres pour les pores, longueur pour les manques de fusion) variant de 20 à 70  $\mu\text{m}$  pour les premiers, et 80 à 200  $\mu\text{m}$  pour les seconds. Les incertitudes obtenues sur les différentes configurations ne permettent pas d'affirmer que la différence entre la résistance en fatigue des éprouvettes LMD TTh SU X et Z est significative, mais une tendance se dégage. Il faudrait tester des éprouvettes supplémentaires pour vérifier si l'anisotropie de la microstructure et de la géométrie des manques de fusion joue un rôle significatif et se traduit bien par une résistance en fatigue légèrement inférieure pour les éprouvettes TTh SU X.

Concernant les éprouvettes SB, seuls quelques points ont été testés après TTh, afin de vérifier l'hypothèse selon laquelle l'état de surface a un impact prépondérant devant celui des défauts internes. Ainsi, sur les courbes  $S-N$  en Figures 4.14 et 4.15, les points obtenus sur les éprouvettes

TTh sont très proches des points des éprouvettes CIC, bien que très légèrement en dessous. Les résistances en fatigue à  $10^6$  cycles montrent la même tendance, puisqu'elles diminuent d'environ 9% pour les éprouvettes X ( $160 \pm 17$  à  $145 \pm 10$  MPa) et pour les éprouvettes Z ( $115 \pm 9$  MPa à  $105 \pm 10$  MPa). Ces différences peuvent s'expliquer par les incertitudes relativement élevées obtenues, liées au faible nombre d'éprouvettes testées, mais il faut noter que les 8 éprouvettes SB testées suivent toutes la même tendance. Il semblerait donc que l'hypothèse que le traitement CIC n'apporte pas de gain en présence d'une surface brute soit mise en défaut. Ce gain peut s'expliquer par la modification de la microstructure, voire par une légère modification de l'état de surface, diminuant ainsi la criticité des rainures qui se trouvent entre les cordons. Il faudrait donc mener une campagne plus complète sur ces configurations pour vérifier ces suppositions.

### 2.3 Conclusion intermédiaire

Différentes configurations de fabrication et post-traitements ont été testés en traction quasi-statique et en fatigue ( $R = 0, 1$ ). Les résultats obtenus ont permis de mettre en évidence plusieurs points.

Tout d'abord, après traitement CIC, le procédé de fabrication additive a une influence sur les propriétés en traction quasi-statique ( $Re_{0,2}(\text{SLM}) > Re_{0,2}(\text{LMD})$ ), mais les résistances en fatigue des éprouvettes issues de ces deux procédés sont identiques en l'absence de surfaces brutes ( $\sigma_{a,10^6}(\text{LMD CIC SU X}) = \sigma_{a,10^6}(\text{SLM CIC SU X}) = 310$  MPa).

Ensuite, la direction de fabrication n'a pas d'influence sur les propriétés en traction quasi-statique (après CIC ou TTh, sauf une très légère augmentation de la ductilité pour les éprouvettes SU Z) ni sur la résistance en fatigue après CIC.

Le traitement de CIC a permis de supprimer les défauts gazeux et de manques de fusion présents dans les éprouvettes TTh et observés sur les faciès de rupture après essais de fatigue. Ces défauts induisent une diminution de la résistance en fatigue de 11 à 20% selon la direction de sollicitation sur les éprouvettes SU. Le traitement CIC semble également modifier légèrement l'effet de l'état de surface sur la résistance en fatigue.

Enfin, l'état de surface n'a pas d'effet sur la résistance mécanique en traction quasi-statique, quel que soit le procédé, mais diminue drastiquement la résistance en fatigue. Pour les pièces SLM, un abattement de 63% est observé, mais il est causé par la présence de défauts inattendus en surface (apparus lors de la déformation des pièces au cours de la fabrication). Pour les pièces LMD, l'effet de l'état de surface diffère suivant la direction de sollicitation par rapport aux cordons. Ainsi, la résistance en fatigue à  $10^6$  cycles diminue de 48% pour une sollicitation parallèle aux cordons, et de 63% pour une sollicitation perpendiculaire. Des calculs numériques sont réalisés dans la section suivante sur des états de surface réels obtenus par LMD, pour comprendre leurs effets.

### 3 Calculs numériques

Dans la section précédente, il a été observé que le facteur le plus influent sur la tenue en fatigue des pièces réalisées par FA est l'état de surface obtenu. En LMD, les pièces dont l'état de surface est laissé brut connaissent une forte diminution de leur résistance en fatigue. En outre, la direction de sollicitation par rapport à cet état de surface a aussi un effet sur leur tenue. La rugosité obtenue est très complexe, puisqu'elle comporte une partie relativement périodique, que constituent les cordons, et une partie plus aléatoire et chahutée, amenée par les particules ou agrégats de poudre en surface.

Il est alors nécessaire de comprendre comment cet état de surface spécifique influence la tenue en fatigue des pièces, puisque celles-ci ne pourront pas toujours être reprises dans un contexte d'application (difficulté d'atteindre certaines surfaces). Pour cela, il devient fondamental de réaliser des calculs numériques sur des états de surface réels. Ce type de modélisation permettra alors d'évaluer l'impact des défauts de surface sur les propriétés mécaniques, et d'évaluer leur homogénéité et leur criticité.

Dans cette section, une méthode est mise en place pour la réalisation d'un modèle numérique, en se basant sur la littérature. Les résultats numériques seront comparés aux résultats expérimentaux pour évaluer la pertinence de la méthode.

#### 3.1 Matériels et méthodes

Le schéma présenté en Figure 4.17 décrit la méthodologie employée pour la réalisation des calculs numériques sur des surfaces réelles obtenues par LMD. L'approche générale, déjà mise en œuvre à l'I2M avec des modalités différentes, consiste à calculer numériquement : (i) les champs de contraintes générés lors de la sollicitation d'une surface brute réelle, puis (ii) un paramètre indicateur de fatigue (FIP) basé sur un critère de fatigue non local en contraintes.

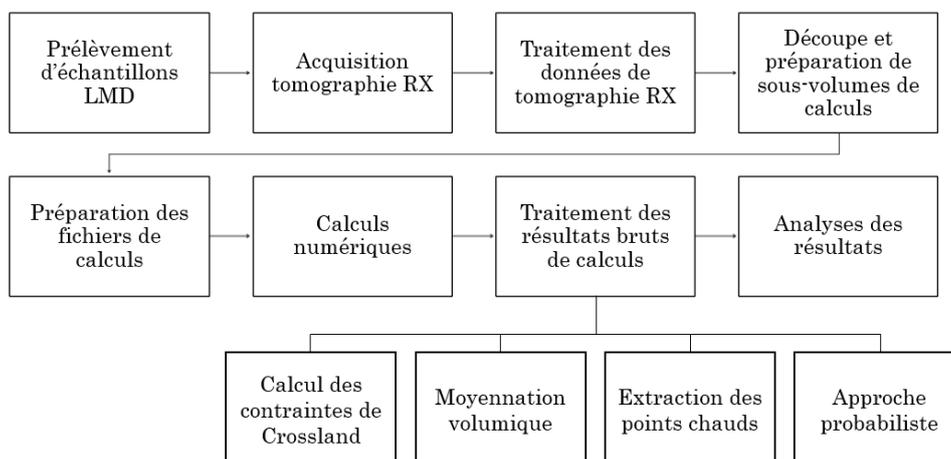


FIGURE 4.17 – Processus de réalisation des calculs numériques sur des surfaces brutes LMD

Pour obtenir ces surfaces réelles en trois dimensions, des tomographies à rayons X sont réalisées sur des échantillons prélevés dans une pièce fabriquée, puis traitées, comme détaillé dans le paragraphe 3.1 du chapitre 3 (page 97). Par rapport à des mesures de profilométrie optique, cette méthode présente l'avantage de capturer la présence d'anfractuosités, au prix d'une résolution spatiale généralement plus grossière. Dans cette étude, la taille de voxel est d'environ  $6 \mu\text{m}$ , ce qui permet de décrire l'état de surface des pièces LMD, mais n'est pas suffisant pour des pièces SLM.

Ensuite, un choix a dû être fait concernant la méthode de calcul numérique à employer. La méthode de calcul la plus répandue est la méthode des éléments finis (ou *Finite Element Method* en anglais) (FEM), qui nécessite la discrétisation du volume de calcul en éléments grâce à un maillage. Cette méthode se prête assez mal au traitement de données issues de tomographie, en raison de la difficulté à générer le maillage. En effet, le volume doit comprendre une surface brute suffisante pour être représentative de l'ensemble de la population de défauts, et le maillage assez fin pour ne pas perdre trop d'informations. Ainsi, les essais de maillage réalisés ont conduit à des volumes contenant plusieurs dizaines de millions d'éléments, avec de nombreux défauts de maillage, nécessitant un traitement manuel fastidieux et au résultat aléatoire. Il est alors très complexe de travailler avec cette méthode de calcul, très chronophage en termes de préparation des volumes et donc incompatible avec les objectifs de prédiction de résistance en fatigue sur des surfaces réelles. En effet, ces procédures demandent une automatisation des pré-traitements pour pouvoir obtenir une quantité de résultats suffisante pour être statistiquement représentative.

Pour palier à ce problème, l'utilisation de calculs par transformation de Fourier rapide (ou *Fast Fourier Transform* en anglais) (FFT) est alors exploitée. Elle permet d'utiliser directement le volume extrait de tomographie à rayons X, composé de voxels. De plus, la littérature a montré l'efficacité de cette méthode [122-124].

Pour la réalisation de ces calculs, chaque échantillon est découpé en sous-volumes via le logiciel Avizo 9.0.1 afin de réduire les temps de calcul et la taille des fichiers résultats pour la visualisation sur ParaView 5.10.0. Les échantillons sont donc découpés en 24 sous-volumes, dont 12 par face, suivant le schéma en Figure 4.18, avec recouvrements à certains endroits. Les volumes ainsi créés sont des parallélépipèdes rectangles, dont la face carrée (visible sur la Figure 4.18) est de dimensions 418 par 418 voxels (soit environ  $2,5 \times 2,5 \text{ mm}^2$ ), et la profondeur arbitraire dans un premier temps. Cette profondeur sera ensuite homogénéisée pour tous les échantillons.

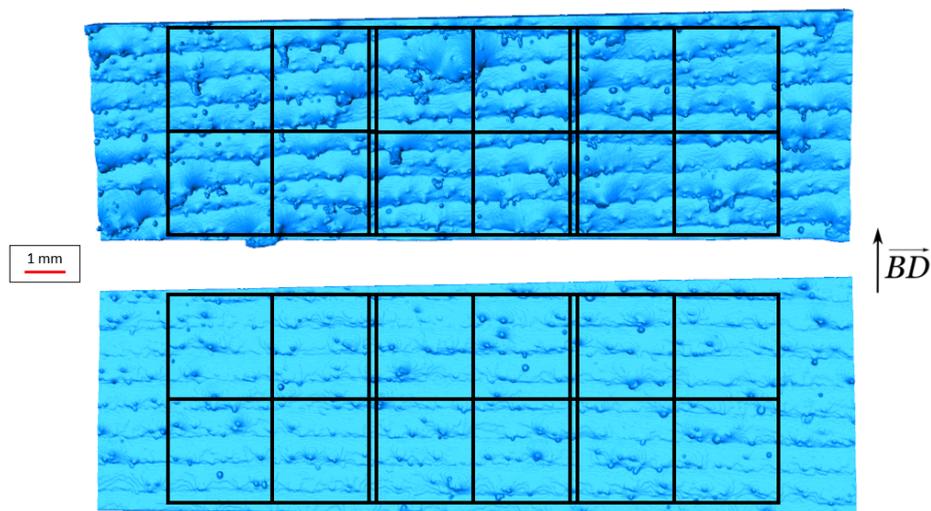


FIGURE 4.18 – Découpe en sous-volumes des surfaces d'un échantillon, avec en haut une Face Avant (FAv) et en bas une Face Arrière (FAr)

Chaque sous-volume est ensuite préparé pour la phase de calculs. Pour cela, ces sous-volumes sont binarisés, c'est-à-dire qu'une valeur est affectée aux voxels de matière, et une autre aux voxels "vides". Un script, réalisé sur Octave 4.4.1, permet ensuite la génération des sous-volumes en fichiers VTK labellisés avec la valeur (matière ou vide) pour chaque voxel. Ce script permet aussi de rendre les faces opposées symétriques (selon la direction de chargement), afin de pouvoir appliquer des conditions aux limites périodiques, nécessaires aux calculs par FFT. Pour cela,

chaque échantillon est "extrapolé" en ajoutant des voxels à la périphérie, pour tendre graduellement vers une géométrie moyenne et symétrique, comme le montre l'exemple illustré sur la Figure 4.19. Ainsi, la rugosité présente sur les faces rejoint graduellement une ligne droite sur chaque face nouvellement créée des sous-volumes extrapolés. Cette extrapolation des sous-volumes bruts peut entraîner des artefacts dans les résultats, puisqu'elle peut générer des concentrations de contraintes, en particulier si le nombre de voxels utilisés pour lisser la géométrie est trop faible par rapport aux variations de hauteur sur les faces du sous-volume brut. Cette extrapolation peut donc être plus ou moins douce, en ajustant le paramètre de sa taille, exprimé en pourcentage de la longueur. Il est donc nécessaire de paramétrer correctement cet élément.

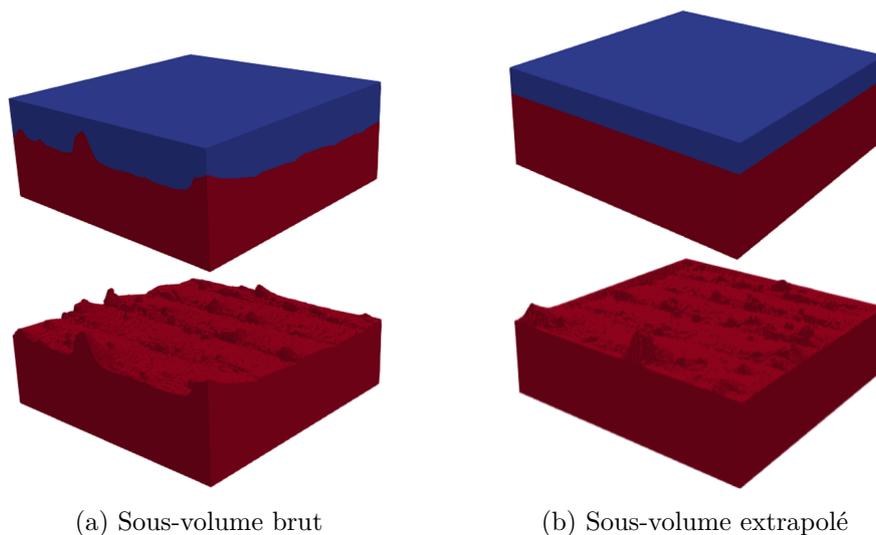


FIGURE 4.19 – Fichiers VTK de sous-volume, avec en rouge la matière, en bleu le vide

Les calculs par FFT sont ensuite réalisés à l'aide du code de calcul AMITEX\_FFTP [122], avec un comportement élastique isotrope, pour des raisons de facilité de calculs. Un comportement élasto-plastique serait probablement plus pertinent pour prendre en compte les effets de plasticité locale, au vu des niveaux élevés de contrainte susceptibles d'apparaître. Cependant, simuler un tel comportement implique la nécessité de déterminer la loi de comportement cyclique représentative du matériau et complexifie de manière notable les calculs numériques. D'autre part, un critère de fatigue non local sera calculé en moyennant les valeurs sur un certain volume, ce qui réduit fortement la différence entre les champs de contraintes saturées par une loi élasto-plastique et les champs de contraintes élastiques dont les valeurs localement irréalistes sont pondérées par les valeurs voisines [125].

Les données matériau sont représentées par les coefficients de Lamé  $\lambda_{Lamé}$  et  $\mu_{Lamé}$ , calculés à partir des équations (4.10) et (4.11). Pour les calculs, les valeurs suivantes sont utilisées pour l'alliage TA6V :  $E = 110$  GPa et  $\nu = 0,34$ , soient les coefficients de Lamé  $\lambda_{Lamé} = 87220$  MPa et  $\mu_{Lamé} = 41045$  MPa pour la matière (TA6V), et  $\lambda_{Lamé} = 0$  et  $\mu_{Lamé} = 0$  pour le vide.

$$\lambda_{Lamé} = \frac{E \times \nu}{(1 + \nu)(1 - 2\nu)} \quad (4.10)$$

$$\mu_{Lamé} = \frac{E}{2(1 + \nu)} \quad (4.11)$$

Une déformation périodique est ensuite appliquée à l'échantillon, calculée à partir de la loi de Hooke pour simuler l'application d'une contrainte macroscopique uniaxiale.

Les résultats obtenus sont les tenseurs de contraintes pour chaque voxel de chaque échantillon. Les contraintes équivalentes de Crossland  $\sigma_{Cr}^*$  sont ensuite calculées pour chaque voxel à partir de l'équation :

$$\sigma_{Cr}^* = \sqrt{J_{2,a} + \alpha \times J_1} \quad (4.12)$$

Avec  $J_{2,a}$  l'amplitude du second invariant du tenseur déviateur des contraintes,  $J_1$  la valeur maximale de la pression hydrostatique, et un paramètre  $\alpha = 0,707$ .

L'hypothèse est alors faite que, après CIC, le comportement en fatigue de l'alliage obtenu par LMD est identique à celui obtenu par SLM dans [75]. Cette hypothèse se base sur les résultats expérimentaux observés dans la section 2, qui montrent que les résistances en fatigue en traction à  $R = 0,1$  des pièces (surfaces usinées après CIC) issues des deux procédés sont fortement similaires. En toute rigueur, il aurait fallu caractériser la résistance en fatigue de l'alliage LMD sous un autre chargement, idéalement en torsion, pour déterminer le paramètre  $\alpha$ .

Ensuite, comme décrit dans la section 3.2.4 du chapitre 1, il est nécessaire de prendre en compte les gradients de contraintes, et donc le volume de matière dans lequel les contraintes sont suffisamment élevées pour que la plasticité cyclique puisse se développer. En effet, prendre en compte la seule contrainte locale calculée en fond d'entaille amène à surévaluer la probabilité d'apparition d'une fissure de fatigue. Ce phénomène est pris en compte en réalisant une moyennation volumique des contraintes obtenues. Plus précisément, dans le cadre de ces travaux, un filtre de Gauss est appliqué à l'aide d'un script Python. Les paramètres de ce filtre de Gauss sont alors à déterminer.

À partir des valeurs moyennées ainsi obtenues, les points les plus chauds (points dont les contraintes équivalentes de Crossland moyennées sont les plus élevées) sont ensuite extraits. Afin de ne pas extraire plusieurs fois un point chaud étendu, qui correspondrait alors à un seul défaut, il sera nécessaire de paramétrer un rayon d'exclusion, à prendre en compte autour de chaque point chaud déjà extrait.

Les points chauds extraits pour chaque sous-volume seront ensuite utilisés pour identifier une distribution généralisée des valeurs extrêmes (ou *Generalized Extreme Values* en anglais) (GEV). Cette méthode, décrite et réalisée sur des éprouvettes SLM et EBM (*Electron Beam Melting*) dans la thèse de B. Vayssette [75], permet de prendre en compte le fait que l'initiation d'une fissure ne dépend pas uniquement du gradient de contraintes généré par un défaut géométrique, mais aussi d'autres paramètres variables, comme la microstructure locale. Cette représentation permet alors de lier la criticité de ces défauts à une probabilité de rupture. En effet, dans [75] un paramètre indicateur de fatigue (ou *Fatigue Indicator Parameter* en anglais) (FIP), qui correspond à une probabilité de rupture de 50%, est défini par la valeur de la GEV à une probabilité cumulée de 50%. Cette méthode permet par exemple de calculer un coefficient d'abattement entre la résistance en fatigue d'un matériau sain et celle du même matériau mais avec une surface rugueuse.

Les résultats obtenus seront alors comparés entre eux, ainsi qu'aux résultats expérimentaux.

### 3.2 Paramétrage des calculs

Comme exposé précédemment, plusieurs paramètres doivent être configurés pour la réalisation et l'homogénéisation des calculs sur les différents sous-volumes. Ces paramètres sont :

- la profondeur des échantillons ;
- la taille de la zone d'extrapolation de la rugosité ;
- la taille de moyennation ;

— le rayon d'exclusion autour de chaque point chaud.

### 3.2.1 Profondeur des échantillons

La profondeur des échantillons est à définir, pour qu'elle soit homogène pour tous les échantillons d'une part, et pour que le sous-volume soit assez profond pour compenser une potentielle non-horizontalité de la surface brute (Figure 4.20), tout en gardant un volume pas trop grand pour éviter des temps de calculs et des tailles de fichiers trop élevés. Pour permettre un traitement automatisé des sous-volumes, la profondeur est définie comme le nombre moyen de voxels de matière en hauteur suivant  $\vec{y}$   $N_{voxmat(y)}$ . Ce nombre est calculé avec l'équation suivante :

$$N_{voxmat(y)} = \frac{N_{voxmat(tot)}}{418} \quad (4.13)$$

Avec  $N_{voxmat(tot)}$  le nombre total de voxels de matière dans le volume et 418 le nombre de voxels suivant  $\vec{x}$  ou  $\vec{z}$  (la face étant carrée).

Quelques sous-volumes sont observés afin d'évaluer l'écart au plan moyen ("hauteur de raccordement")  $h_{raccor}$  représentée sur la Figure 4.20. Elle correspond au nombre de pixel à ajouter sur une face pour qu'elle soit symétrique à l'autre (en l'absence de défaut remarquable sur ces faces). Sur les échantillons observés, cette hauteur varie entre 2 et 15 voxels. La profondeur moyenne  $N_{voxmat(y)}$  a donc été fixée arbitrairement à 200 voxels (Figure 4.19b), pour laquelle 5% correspond à 10 voxels, ce qui permet d'atténuer le potentiel défaut d'horizontalité tout en évitant d'obtenir un volume trop élevé. Des voxels de matière sont donc ajoutés en dessous de chaque échantillon pour atteindre cette valeur moyenne.



FIGURE 4.20 – Mesure de la hauteur de raccordement

### 3.2.2 Taille d'extrapolation

Comme expliqué précédemment (Figure 4.19), la surface des échantillons est extrapolée sur les quatre faces qui l'entourent afin d'obtenir des faces symétriques pour atteindre les conditions de périodicité nécessaires à la réalisation des calculs. Cette étape ajoute donc des voxels en "escalier" depuis le profil de la face de l'échantillon brut jusqu'à la ligne moyenne de l'échantillon pour le calcul. La taille de l'extrapolation va donc contrôler la pente de ces escaliers : une faible taille d'extrapolation engendre un escalier raide, alors qu'une taille élevée crée une progression de l'extrapolation plus douce (cf. Figure 4.21). Si un défaut profond est présent sur le bord d'une face d'un volume brut, une extrapolation courte pourra créer une entaille vive qui conduira à une concentration de contraintes sur cette zone lors du chargement numérique, qui ne sera pas représentatif de la rugosité réelle. Ce phénomène est visible par exemple sur le sous-volume présenté en Figure 4.22, sur lequel, après un chargement numérique de 115 MPa suivant la direction  $\vec{x}$  (parallèlement aux cordons), les contraintes de Crossland les plus élevées se trouvent au niveau du raccordement, et le gradient de contraintes créé impacte le volume de l'échantillon (ici : extrapolation de 20 voxels par côté - 5% de la longueur - qui impacte jusqu'à 40 voxels dans l'échantillon).

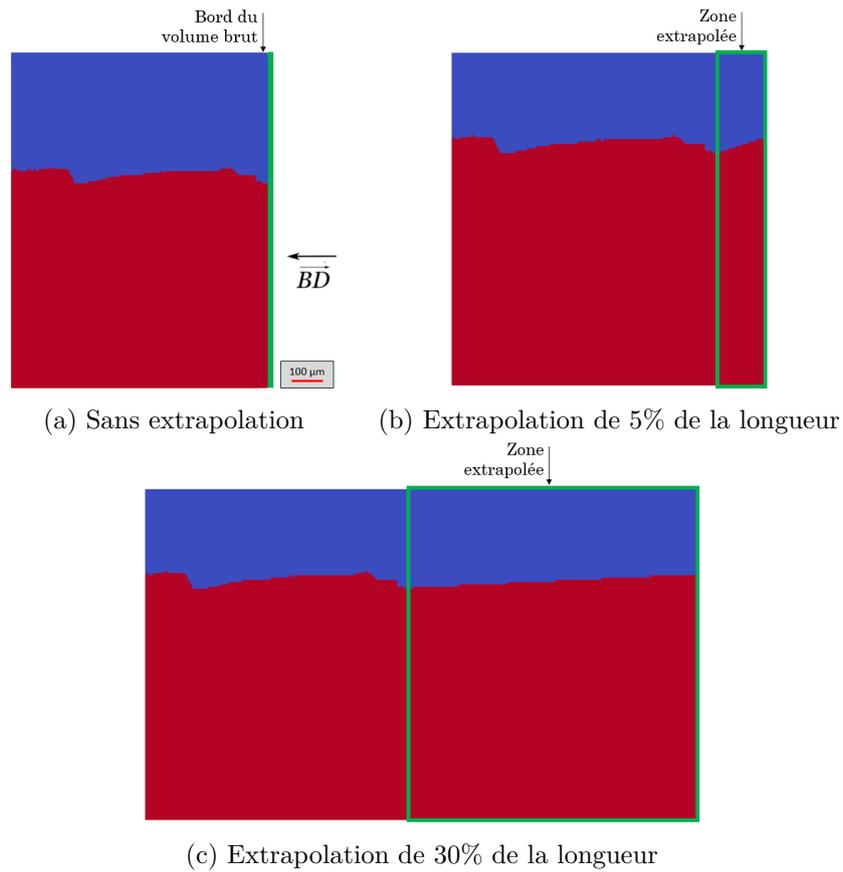


FIGURE 4.21 – Effet de la taille d’extrapolation sur le profil de rugosité d’un échantillon (vue partielle d’une coupe d’échantillon, avec en rouge : matière, en bleu : vide)

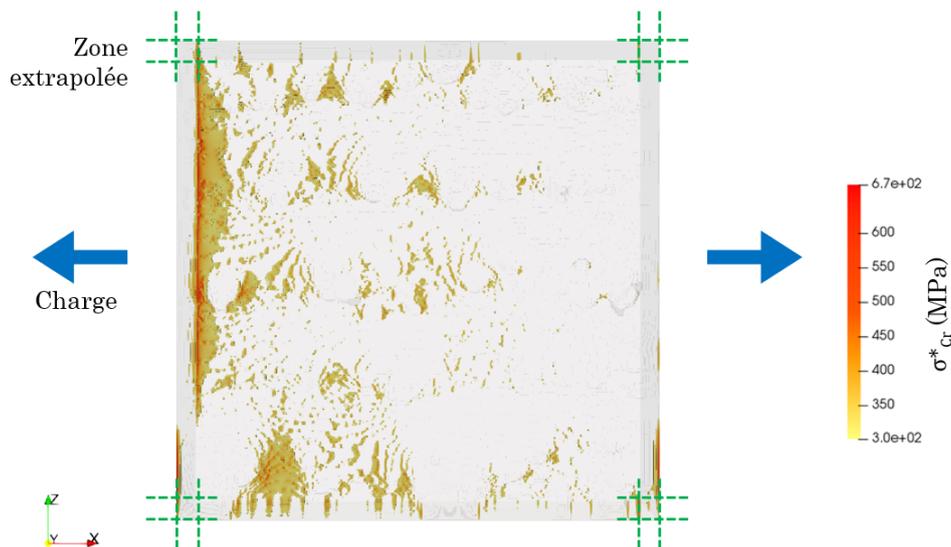


FIGURE 4.22 – Artefact créé par l’extrapolation

Une étude de l’influence de la taille de l’extrapolation sur les contraintes est donc réalisée. L’objectif est d’observer si ces artefacts peuvent être atténués en augmentant la taille de l’extrapolation. Pour cela, cinq extrapolations sont réalisées sur un échantillon pour lequel ce phénomène d’artefact est marqué, d’une taille de 5%, 10%, 15%, 30% et 50% de la longueur de l’échantillon de la Figure 4.22. L’augmentation de ce pourcentage permet bien de diminuer la

contrainte équivalente de Crossland maximale, qui se trouve au niveau du raccordement entre le volume rugueux et l'extrapolation, comme le montre le graphique en Figure 4.23. Ainsi, cette valeur diminue de presque 6,6% entre 5% et 10% d'extrapolation, puis de 2,4% entre 10% et 15% avant de se stabiliser.

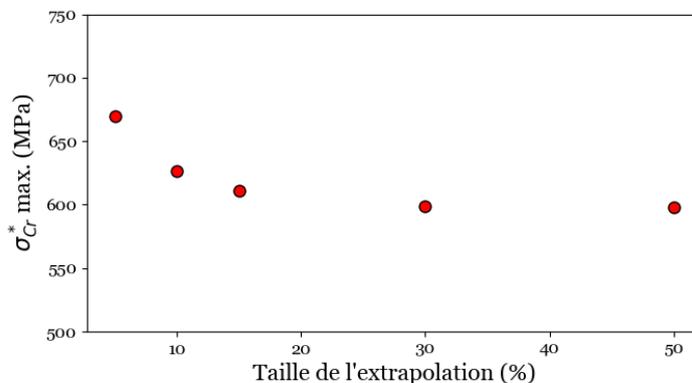


FIGURE 4.23 – Effet de la taille d'extrapolation sur la contrainte équivalente de Crossland maximale

Cependant, l'accroissement de la taille d'extrapolation agrandit le volume de calcul, ce qui a pour effets d'augmenter les temps de calcul et la taille des fichiers à traiter. Un compromis doit donc être fait entre une extrapolation suffisante pour atténuer ces artéfacts, mais pas trop élevée pour éviter d'obtenir un volume trop grand. Le choix s'est alors porté sur la valeur d'extrapolation de 10%, permettant ainsi de travailler avec des volumes de calculs n'étant pas trop lourds (comparés à ceux obtenus avec une extrapolation de 15% ou plus). La zone extrapolée sera supprimée après les calculs pour ne pas la considérer dans les résultats. De plus, afin d'éviter de considérer les artéfacts créés au niveau de ces zones, une marge supplémentaire de 20 voxels, potentiellement impactée par le gradient de contrainte engendré par le raccordement, est aussi tronquée du volume analysé. La Figure 4.24 permet la représentation des volumes (vue du dessus) utilisés pour les différentes étapes.

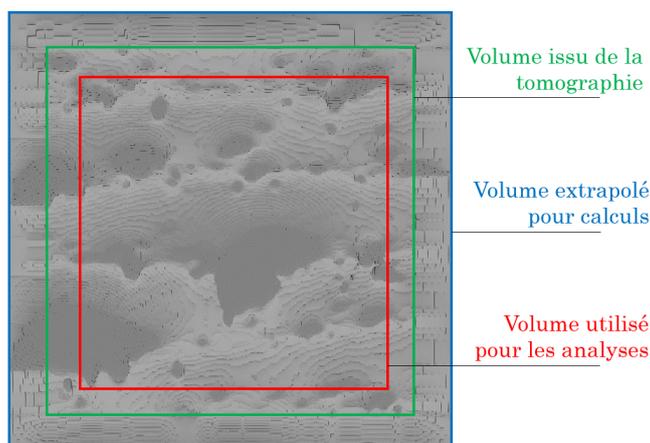


FIGURE 4.24 – Volumes aux différentes étapes (vue du dessus)

Ces valeurs seront donc utilisées pour la suite des travaux numériques sur tous les volumes de calcul.

### 3.2.3 Taille de moyennation

La surface des pièces réalisées par le procédé LMD possède de nombreux défauts de forme très variés, ainsi qu'une microstructure complexe. Il convient alors d'utiliser une méthode non-locale pour être représentatif de cette complexité. Pour cela, une moyennation volumique reposant sur une distribution normale (filtre de Gauss) est réalisée sur les valeurs de contraintes équivalentes de Crossland calculées. L'effet de ce filtre est illustré sur la Figure 4.25. Un coefficient de pondération est appliqué sur les valeurs des contraintes locales de Crossland des voxels inclus dans la gaussienne pour calculer la valeur de la contrainte de Crossland moyennée du voxel sur la position considérée. Ce filtre, multidimensionnel, est appliqué selon les trois dimensions. Sur cette figure, il est visible que le paramètre *Sigma* (qui ne sera pas noté ici  $\sigma$  pour éviter toute confusion avec les contraintes) influence fortement les résultats moyennés qui seront obtenus. Le choix de ce paramètre est donc important.

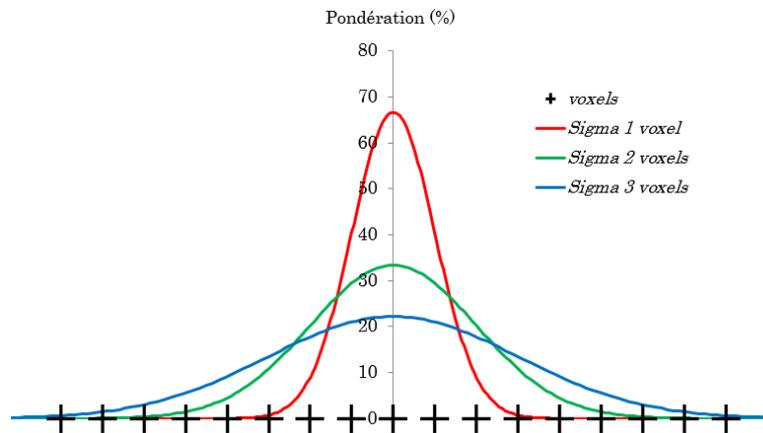


FIGURE 4.25 – Illustration du fonctionnement du filtre de Gauss (vue 2D) en fonction de la position du voxel traité

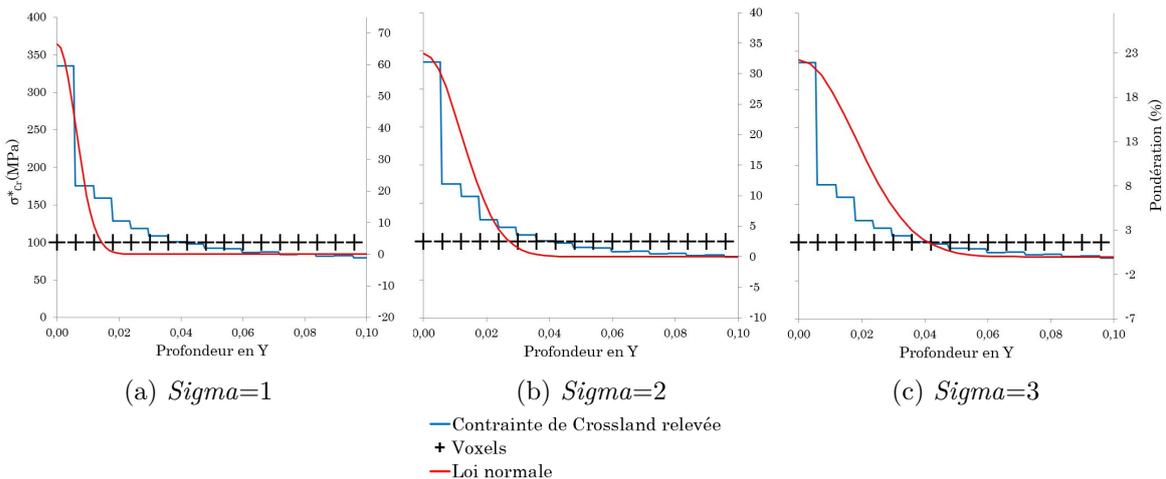


FIGURE 4.26 – Représentation du filtre de Gauss sur des valeurs extraites autour d'un point chaud en fonction du paramètre *Sigma* appliqué

Des valeurs de contrainte équivalente de Crossland sont relevées sur un point chaud en surface et sur ses voxels voisins en profondeur, afin d'observer l'évolution du gradient. Pour pouvoir évaluer la prise en compte des valeurs avec le filtre de Gauss utilisé, la loi normale associée

pour plusieurs valeurs de  $\sigma$  est superposée aux relevés sur la Figure 4.26. Ces représentations permettent de constater que, pour une valeur de  $\sigma$  de 1, la valeur obtenue sur le voxel chaud sera composée en majeure partie de la valeur initiale du point chaud, en prenant en compte jusqu'à 3 voxels voisins par direction. Pour une valeur de 2, ce sont jusqu'à 6 voxels voisins par direction qui sont pris en compte, avec une pondération sur la valeur initiale du voxel considéré beaucoup plus faible. Pour une valeur de 3, le filtre comprend jusqu'à 9 voxels voisins par direction, et la valeur initiale du point chaud est encore moins pondérée. La courbe avec  $\sigma=2$  semble le plus se rapprocher du gradient de contrainte obtenu, cette valeur sera donc utilisée pour la suite des travaux.

### 3.2.4 Extraction des valeurs maximales

Pour permettre l'analyse statistique sur les défauts critiques présents en surface des pièces, les points avec les valeurs les plus élevées de contrainte équivalente de Crossland après la prise de moyenne volumique sont extraits. La taille des volumes (plan XZ d'environ  $2,3 \times 2,3 \text{ mm}^2$ ) permet d'extraire les valeurs de plusieurs points chauds, et ainsi considérer différents défauts en surface. Plusieurs paramètres doivent être définis en ce qui concerne cette extraction des valeurs maximales, à savoir le rayon d'exclusion autour des points chauds extraits, le nombre de points à extraire par volume et le nombre de volumes à considérer pour le calcul du  $\langle \text{FIP}_{Cr} \rangle_{0,5}$ .

Le rayon d'exclusion autour d'un point chaud doit être défini pour avoir la certitude que les points maximaux extraits ne sont pas issus du gradient de contrainte provoqué par un défaut déjà relevé. Une analyse de la sensibilité à la taille de ce rayon est donc réalisée. Pour cela, les points les plus chauds sont extraits de quatre volumes voisins sur la face la plus critique (face avant) d'un échantillon (les quatre volumes de gauche représentés sur la Figure 4.18a). Pour chacun de ces volumes, les cinq valeurs les plus élevées de contraintes de Crossland sont relevées, en faisant varier la valeur du rayon d'exclusion utilisé dans la procédure d'environ 50 à 500  $\mu\text{m}$  (8 à 83 voxels). Pour chacune de ces valeurs de rayon, les paramètres de la fonction GEV associée à ces vingt points et la médiane  $\langle \text{FIP}_{Cr} \rangle_{0,5}$  sont calculés (section 3.2.4 chapitre 1).

La Figure 4.27 permet de visualiser l'effet de ce rayon d'exclusion sur ces différentes valeurs, pour les deux directions de chargement étudiées. De manière générale, tous les paramètres de la fonction sont relativement stables pour une charge suivant  $\vec{x}$  ou suivant  $\vec{z}$ , bien que le paramètre de position et la médiane à 50% ( $\langle \text{FIP}_{Cr} \rangle_{0,5}$ ) diminuent légèrement avec l'augmentation du rayon d'exclusion. Cette analyse de sensibilité montre que les points relevés sont bien éloignés les uns des autres, et les points chauds sont indépendants.

D'autre part, afin de simuler la prise en compte de l'influence de la microstructure, qui peut conduire à la non-propagation d'une fissure de géométrie pourtant critique, le rayon d'exclusion permet aussi de s'assurer que les points chauds relevés se trouvent au niveau de colonies d'orientations différentes. Ceci permet de relever les défauts de géométrie critique (contrainte équivalente de Crossland élevée) dans des conditions différentes (orientation cristalline environnante) pour une approche probabiliste de la rupture. Les analyses de la microstructure, présentées dans la section 2, montrent que les ex-grains  $\beta$  ont une épaisseur proche de la surface d'environ 200  $\mu\text{m}$ , dans lesquels se trouvent les colonies  $\alpha$  enchevêtrées (cf. Figure 3.3 page 93). Le choix du rayon d'exclusion est donc porté sur la valeur de 200  $\mu\text{m}$  (33 voxels) pour représenter cette variable microstructurale.

Le nombre de points à extraire par volume doit aussi être défini. Pour cela, un échantillon est choisi, sur lequel est réalisée une analyse de la sensibilité du modèle GEV au nombre de

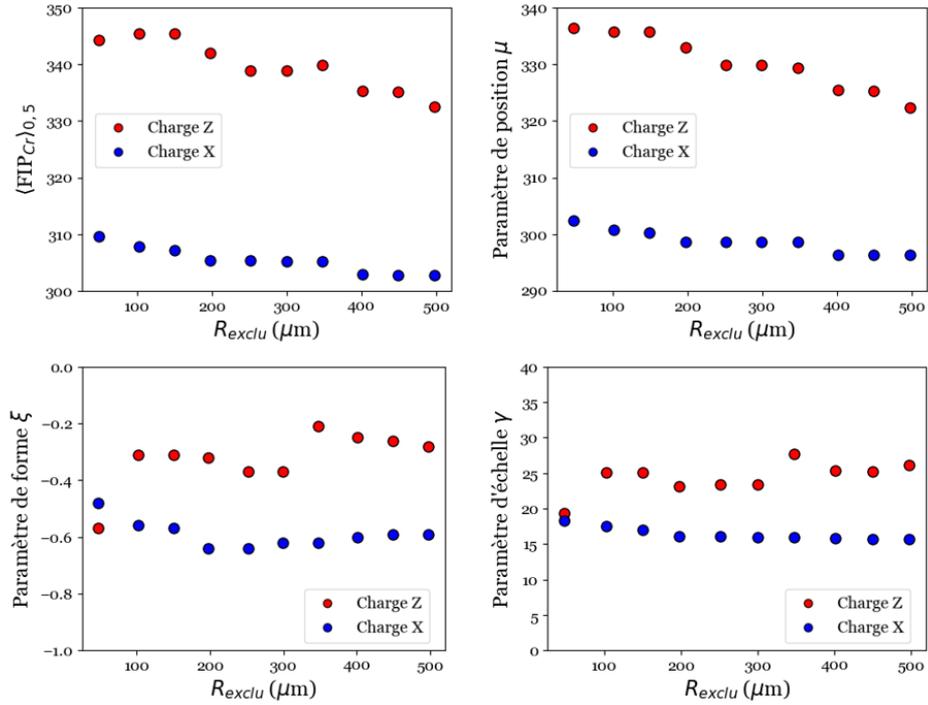


FIGURE 4.27 – Analyse de la sensibilité de la GEV au rayon d'exclusion

points extraits. La face et la direction la plus critique sont choisies : la face avant, puisqu'elle comporte les défauts les plus hétérogènes, et la direction  $\vec{z}$ , perpendiculaire aux cordons. Les paramètres des modélisations suivant une GEV et leurs valeurs médianes ( $\langle FIP_{Cr} \rangle_{0,5}$ ) obtenus pour des nombres de points extraits variants de 1 à 10 pour les douze volumes sont tracés sur les graphiques en Figure 4.28. Les fonctions GEV sont donc réalisées sur 12 à 120 points au total.

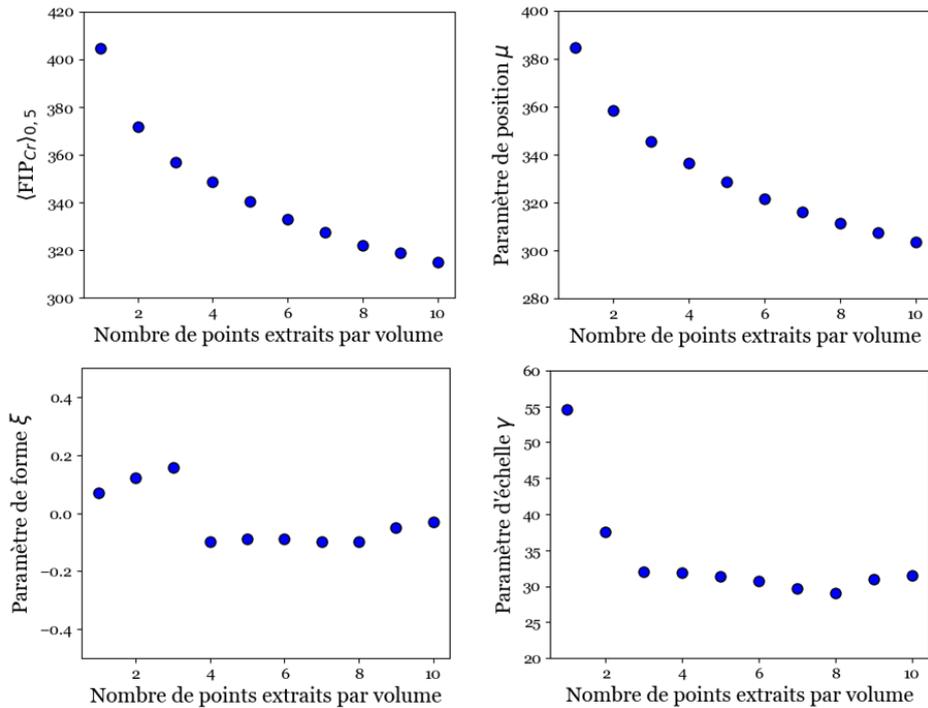
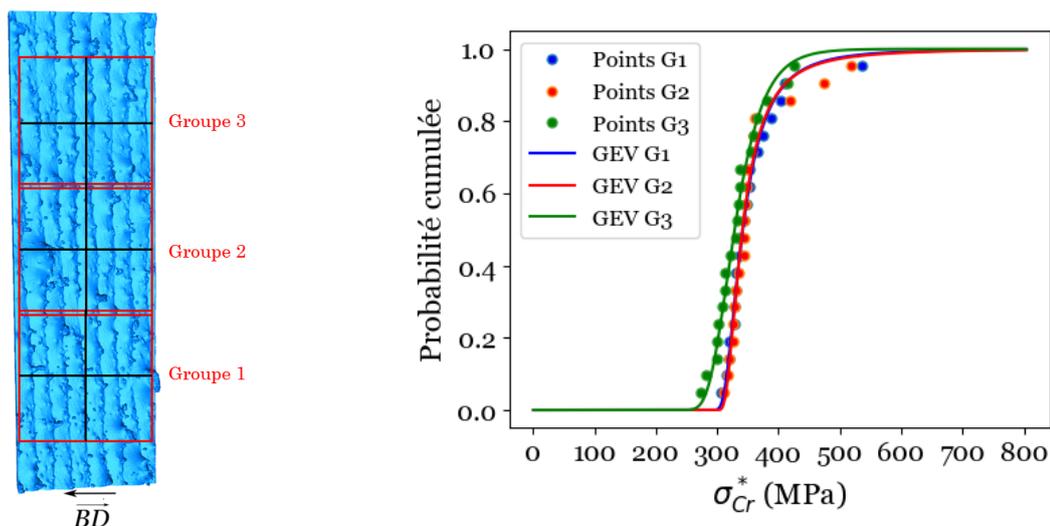


FIGURE 4.28 – Analyse de la sensibilité de la GEV au nombre de points maximaux extraits par sous-volume

Pour les variables  $\langle \text{FIP}_{Cr} \rangle_{0,5}$  et le paramètre de position, les valeurs diminuent avec l'augmentation du nombre de points considérés. Cette tendance est due au fait que plus le nombre de points est élevé, plus les valeurs ajoutées sont faibles, puisque sont considérées les  $n^{\text{ièmes}}$  valeurs maximales (avec  $n$  le nombre de points extraits par volume). En ce qui concerne les paramètres de forme et d'échelle de la fonction GEV, elles se stabilisent à 5 points maximaux extraits. Cette valeur de 5 points chauds par volume de surface  $2,3 \times 2,3 \text{ mm}^2$ , soit un point par  $\text{mm}^2$ , sera donc conservée pour les analyses.

Enfin, il est nécessaire de déterminer le nombre de volumes minimal nécessaire pour évaluer le comportement de la surface brute pour chaque échantillon. En effet, un grand nombre de volumes permet de s'assurer que tous les types de défauts de surface sont représentés pour l'analyse. Cependant, plus ce nombre est grand et plus le temps de préparation, de calcul et de post-traitement est élevé. Pour chaque échantillon, 12 volumes sont extraits par face (cf. Figure 4.18), soit un total de  $12 \text{ sous-volumes} \times 2 \text{ faces} \times 9 \text{ échantillons} = 216 \text{ volumes}$  disponibles. Afin d'observer s'il est pertinent de réaliser les analyses sur ce nombre conséquent de volumes, des modélisations GEV sont réalisées sur les sous-volumes extraits de l'échantillon G (cf. Figure 4.30). Les sous-volumes sont analysés par groupes de 4 voisins (suivant la Figure 4.29a), afin d'obtenir un nombre de points suffisant (20 points) pour réaliser la modélisation. Les résultats obtenus sont présentés sur la Figure 4.29b.



(a) Groupement de sous-volumes

(b) GEV sur 20 points associée à chaque groupe

FIGURE 4.29 – Analyse par groupe de sous-volumes

Les  $\langle \text{FIP}_{Cr} \rangle_{0,5}$  obtenus pour chaque groupement sont égaux à :

- $\langle \text{FIP}_{Cr} \rangle_{0,5}(\text{G1}) = 342 \text{ MPa}$  ;
- $\langle \text{FIP}_{Cr} \rangle_{0,5}(\text{G2}) = 341 \text{ MPa}$  ;
- $\langle \text{FIP}_{Cr} \rangle_{0,5}(\text{G3}) = 328 \text{ MPa}$ .

Les résultats obtenus pour les trois groupes d'une même surface d'échantillon sont comparables, puisque les modèles GEV sont similaires et les résultats de  $\langle \text{FIP}_{Cr} \rangle_{0,5}$  sont proches. L'extraction de cinq points maximaux sur quatre sous-volumes par échantillon est donc suffisante pour représenter son comportement.

### 3.3 Résultats

Les analyses qui suivent sont donc réalisées sur :

- Neuf échantillons prélevés dans des zones différentes d'une pièce LMD (échantillons de tomographie RX en Figure 4.30) ;
- Deux faces par échantillon (Face Avant (FAv) et Face Arrière (FAr)), qui possèdent des états de surface distincts l'une de l'autre ;
- Quatre sous-volumes prélevés par face : le groupe vers le haut de la pièce pour les échantillons verticaux, celui vers la droite pour les échantillons horizontaux ;
- Deux directions de sollicitation (parallèle ou perpendiculaire aux cordons, respectivement suivant  $\vec{x}$  ou  $\vec{z}$ ).

Au total, cette analyse se base donc sur les résultats de 144 calculs numériques.

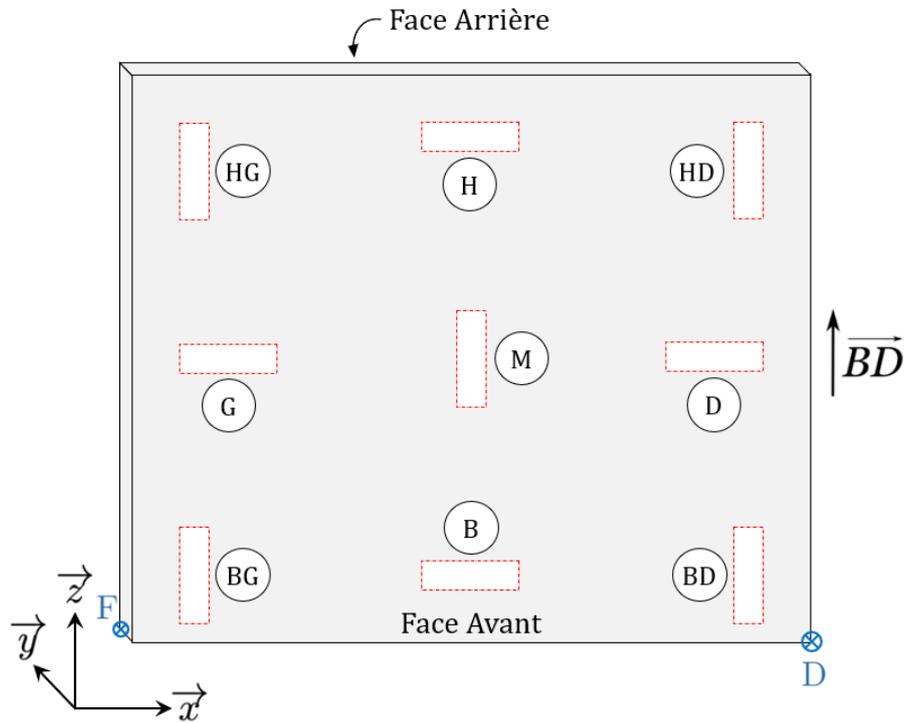


FIGURE 4.30 – Identification des échantillons de tomographie RX, avec D et F les points de début et fin de couches utilisés pour la stratégie de lasage (selon la Figure 2.14b page 74)

Pour chaque sous-volume de calcul, la contrainte équivalente de Crossland  $\sigma_{Cr}^*$  est calculée (Éq. (4.12)) pour chaque voxel, à partir du tenseur des contraintes obtenus par les calculs FFT. Une prise de moyenne volumique est ensuite effectuée selon la méthode décrite précédemment (filtre de Gauss,  $\text{Sigma}=2$ ). Les cinq points de chacun de ces sous-volumes dont  $\sigma_{Cr}^*$  sont les plus élevés sont extraits, selon les paramètres définis dans la section précédente ( $R_{exclu} = 200 \mu\text{m}$ ). Puis une distribution GEV est identifiée à partir des vingt points obtenus (cinq points par sous-volume, quatre sous-volumes par échantillon). La médiane de cette fonction GEV, soit la valeur de la fonction pour une probabilité cumulée de 0,5, est alors identifiée comme étant le  $\langle \text{FIP}_{Cr} \rangle_{0,5}$ .

#### 3.3.1 Criticité des défauts de surface

Les  $\langle \text{FIP}_{Cr} \rangle_{0,5}$  sont calculés pour chaque échantillon, selon la face considérée (FAv ou FAr) et la direction de la charge ( $F(xx)$  pour une charge suivant  $\vec{x}$  et  $F(zz)$  pour une charge suivant

$\vec{z}$ ). Les charges appliquées sont égales aux résistances en fatigue à  $10^6$  cycles obtenues sur éprouvettes LMD CIC SB selon la direction considérée, pour des essais à  $R = 0,1$ , soit :

- pour une charge perpendiculaire aux cordons :  $\sigma_{max,zz} = 255,6$  MPa ( $\sigma_{a,zz} = 115$  MPa) ;
- pour une charge parallèle aux cordons :  $\sigma_{max,xx} = 355,6$  MPa ( $\sigma_{a,xx} = 160$  MPa).

Un coefficient  $C_{SB}$  associé à l'effet de la rugosité est calculé pour chaque échantillon avec la formule :

$$C_{SB} = \frac{\langle \text{FIP}_{Cr} \rangle_{0,5}}{\sigma_{Cr}^*(F)} \quad (4.14)$$

Avec  $\sigma_{Cr}^*(F)$  la contrainte équivalente de Crossland à la charge appliquée ( $\sigma_{zz}$  ou  $\sigma_{xx}$ ). Comme le coefficient de concentration des contraintes en traction uniaxiale quasi-statique, ce coefficient traduit l'effet d'amplification, causé par la géométrie de la surface brute, entre la contrainte appliquée au volume et les contraintes qui peuvent être atteintes au niveau des défauts critiques. Il permet aussi de comparer la criticité des défauts selon la direction de sollicitation. Les valeurs moyennes obtenues sont :

- $C_{SB,FAv,zz} = 2,47$  pour les faces avant avec une charge suivant  $\vec{z}$  ;
- $C_{SB,FAr,zz} = 1,78$  pour les faces arrières avec une charge suivant  $\vec{z}$  ;
- $C_{SB,FAv,xx} = 1,69$  pour les faces avant avec une charge suivant  $\vec{x}$  ;
- $C_{SB,FAr,xx} = 1,41$  pour les arrières avec une charge suivant  $\vec{x}$ .

Les valeurs obtenues par échantillon sont représentées sur la Figure 4.31.

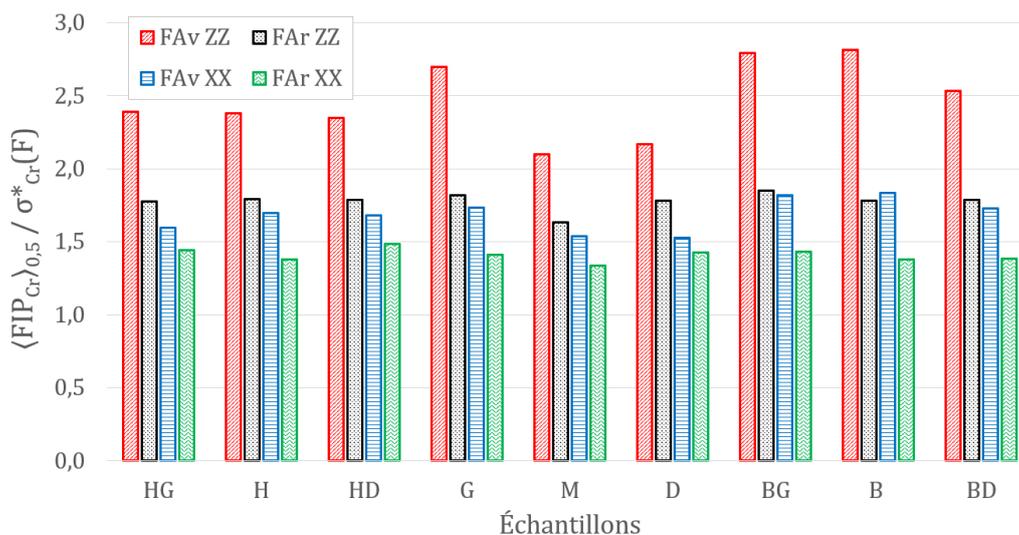


FIGURE 4.31 – Histogramme des coefficients  $\langle \text{FIP}_{Cr} \rangle_{0,5} / \sigma_{Cr}^*(F)$  obtenus pour les différents échantillons et directions de charge

Quels que soient l'échantillon considéré et la direction de chargement, l'abatement le plus critique est observé sur la face avant. Cependant, la valeur du coefficient  $C_{SB,FAv,zz}$ , donc du  $\langle \text{FIP}_{Cr} \rangle_{0,5}$  pour cette configuration, varie fortement d'un échantillon à un autre : de 2,1 pour l'échantillon M à 2,8 pour l'échantillon B. L'analyse des paramètres de rugosité (section 3.3 du chapitre 3) indiquait par ailleurs que l'amplitude de la hauteur des défauts rencontrés sur la face avant était bien plus élevée que ceux présents sur la face arrière. De plus, l'échantillon M possédait l'état de surface dont le paramètre  $R_z$  était le plus faible (FAv et FAr), le  $R_z$  de l'échantillon B n'était quant à lui pas le plus critique. Pour ces deux échantillons, le paramètre  $R_a$  était proche de la moyenne ou du minimum. Ainsi, les échantillons dont les états de surface paraissent les plus critiques lors de l'analyse des paramètres de rugosité ne sont pas ceux qui présentent les abattements les plus sévères. Ces seuls paramètres de rugosité ne permettent donc

pas de rendre compte de la criticité des défauts en surface, puisque ce ne sont pas les paramètres de hauteur de l'état de la surface qui vont induire des concentrations de contraintes en fond d'entailles, mais bien la géométrie de ces entailles.

Ces valeurs mettent aussi en évidence que la géométrie des défauts est en général plus critique avec une sollicitation perpendiculaire aux cordons. Cette observation est notamment soulignée par le fait que la valeur moyenne obtenue sur les faces arrières avec une charge perpendiculaire aux cordons  $C_{SB,FAr,zz}$  est plus élevée que la valeur moyenne obtenue sur les faces avant avec une charge parallèle  $C_{SB,FAv,xx}$ . Ce n'est cependant pas le cas de l'échantillon B, bien que les valeurs soient très proches. Cette tendance est logique, puisque la charge perpendiculaire aux cordons entraîne l'ouverture des longues cavités qui se situent entre les cordons (cf. Figure 4.32).

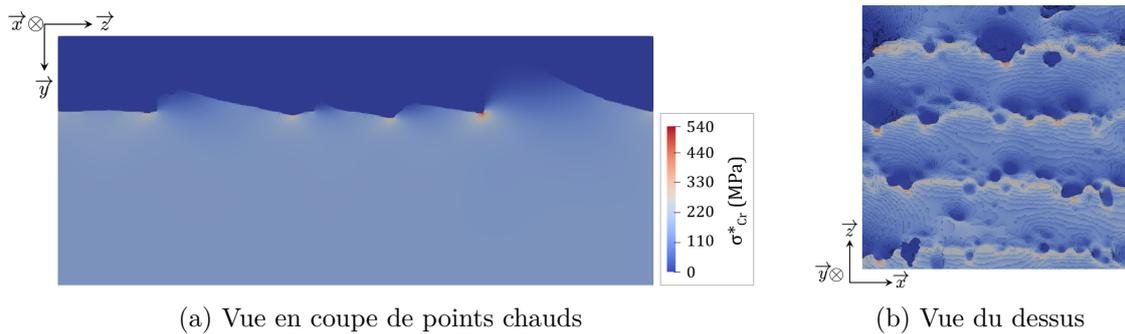


FIGURE 4.32 – Résultats obtenus sur l'échantillon BG (sollicitation perpendiculaire aux cordons)

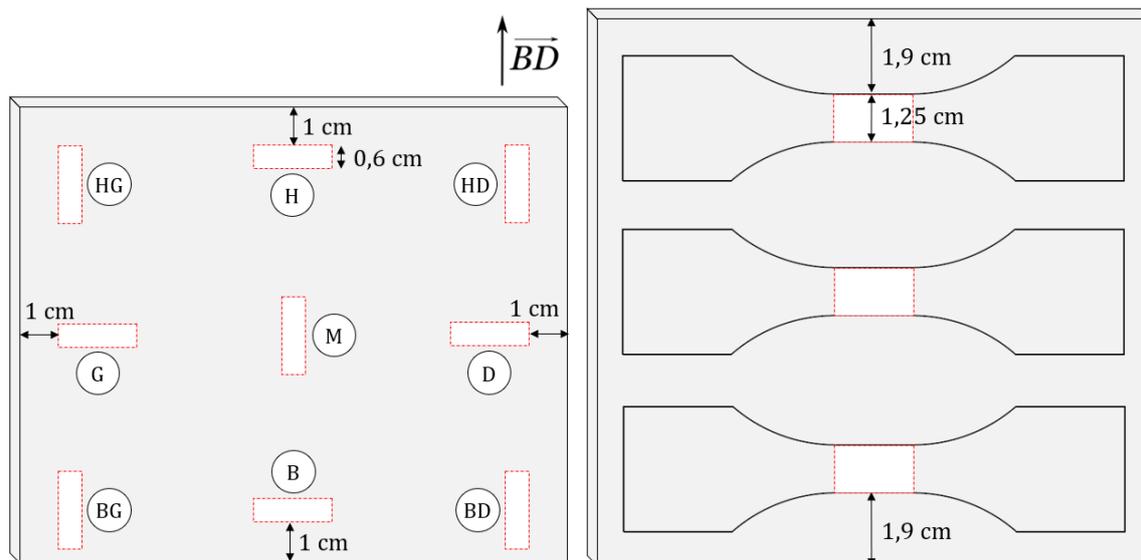
Pour une sollicitation perpendiculaire aux cordons ( $F(zz)$ ), les zones les plus critiques, sans post-traitement et avec la stratégie de fabrication utilisée dans ces travaux, sont donc, par ordre d'importance :

- les zones proches du substrat côté gauche (B, BG, G) ;
- la zone proche du substrat côté droit (BD) ;
- les zones en haut de la pièce (HG, H, HD) ;
- le centre de la pièce (M).

Les défauts dans les zones proches du substrat sont probablement dus aux régimes thermiques : ces zones correspondent aux localisations des premières couches, initiées sur un substrat froid. La fusion de toutes les particules de poudre est alors moins efficace.

Pour la partie gauche, les essais de stratégies sur des murs présentés sur la Figure 2.12 de la section 1.3.3 (page 69) ont montré que la superposition de cordons fabriqués dans le même sens produisait une accumulation de défauts en début et fin de cordon. La stratégie utilisée pour la production des pièces (Figure 2.14 page 74), bien qu'elle soit composée d'allers-retours dans le plan  $(x, y)$ , entraîne la fabrication successive des couches dans le même sens de lasage. Ce choix a donc entraîné des défauts à gauche et à droite de la pièce. Les résultats obtenus sont donc différents pour ces deux zones. Pour la partie gauche, l'effet semble s'atténuer en haut de la pièce.

Lors des essais de fatigue présentés dans la partie précédente de ce chapitre, l'effet de la position de prélèvement des éprouvettes sur la résistance en fatigue a été étudié (section 2.2.4). Les résultats obtenus (Figure 4.13 page 121) ne semblent pas indiquer d'effet de la position sur les éprouvettes SB. Cependant, la zone utile de ces éprouvettes se situait plus loin des bords de la pièce que ces échantillons (cf. Figure 4.33), ce qui a pu diminuer ces effets. De plus, le traitement par CIC a aussi pu homogénéiser les propriétés des pièces en modifiant légèrement l'état de surface obtenu.



(a) Prélèvement des échantillons de tomographie RX  
 (b) Prélèvement des éprouvettes d'essais de fatigue : les pièces LMD ayant une face carrée, les distances aux bords droit et gauche sont les mêmes pour les éprouvettes prélevées verticalement

FIGURE 4.33 – Distance par rapport aux bords de la pièce pour le prélèvement des échantillons de tomographie RX (a) ou des éprouvettes d'essais de fatigue (b)

Afin de représenter l'ensemble des défauts potentiellement présents dans les zones utiles des éprouvettes dans ce cas d'étude, il semble convenable de considérer la valeur moyenne des coefficients  $C_{SB}$  pour représenter toutes les zones utiles des éprouvettes. Une identification de la GEV est aussi réalisée sur l'ensemble des points pour les faces avant par direction de chargement (180 points par configuration) pour comparaison. Les coefficients obtenus sont identiques. Ces coefficients moyens des faces les plus critiques peuvent ensuite être utilisés pour prédire les résistances en fatigue des pièces.

### 3.3.2 Prédiction de la résistance en fatigue

Afin d'observer si cette méthode permet de prédire de manière fiable la résistance en fatigue des pièces, les points expérimentaux des essais de fatigue obtenus sur les éprouvettes LMD CIC SU et SB, X et Z sont tracés sur un graphique  $\langle \text{FIP}_{Cr} \rangle_{0,5} = f(N)$ , selon la méthode présentée par Vayssette [75].

Pour chaque point expérimental, la contrainte équivalente de Crossland  $\sigma_{Cr}^*$  à la contrainte appliquée est calculée à partir de l'équation 4.12. Puis, le  $\langle \text{FIP}_{Cr} \rangle_{0,5}$  est égal à :

- la valeur de  $\sigma_{Cr}^*$  calculée pour les éprouvettes SU ;
- la valeur de  $\sigma_{Cr}^*$  multipliée par le coefficient  $C_{SB,FAv}$  calculé précédemment, soit 2,47 pour les éprouvettes LMD CIC SB Z et 1,69 pour les éprouvettes LMD CIC SB X.

Les courbes obtenues pour les deux directions de sollicitation sont données en Figure 4.34.

Les courbes  $S-N$  obtenues expérimentalement illustrent le nombre de cycles à rupture en fonction de l'amplitude de contrainte de traction uniaxiale appliquée sur l'ensemble de l'éprouvette. Pour les éprouvettes SU, c'est à dire théoriquement sans défaut, l'état des contraintes dans la matière est directement proportionnel à la contrainte appliquée lors de l'essai. Pour

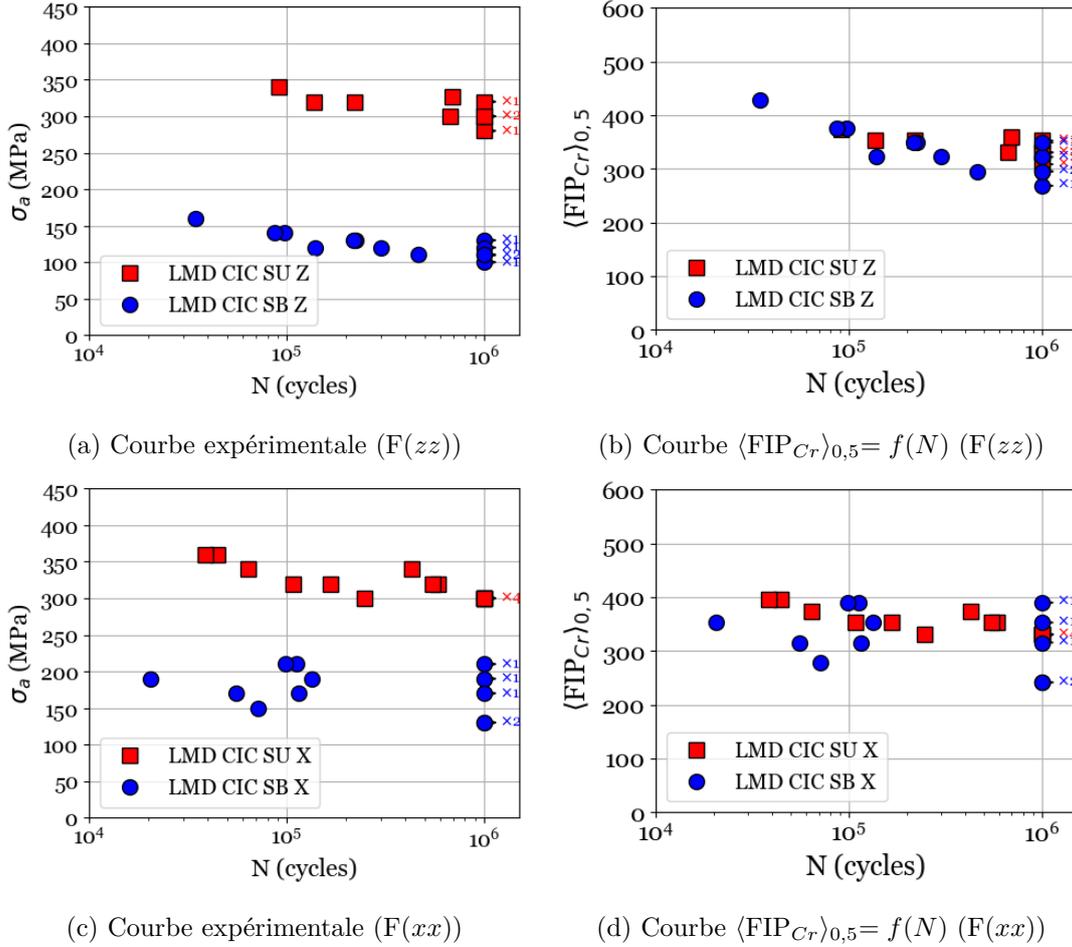


FIGURE 4.34 – Comparaison des données expérimentales avec les données corrigées grâce à la prédiction numérique

les éprouvettes SB, les défauts de surface induisent des états de contraintes dans ces zones qui évoluent en fonction de la géométrie de ces défauts. Cet effet est pris en compte dans cette représentation, et permet donc de comparer directement les résultats des éprouvettes SU et SB grâce aux FIP.

Les résultats obtenus sur les éprouvettes SB semblent légèrement inférieurs aux résultats SU. Expérimentalement, les coefficients d'abattement sur la résistance en fatigue entre les éprouvettes SU et SB étaient :

— pour une sollicitation suivant  $\vec{z}$  :

$$\frac{\sigma_{a,10^6}(\text{LMD CIC SU Z})}{\sigma_{a,10^6}(\text{LMD CIC SB Z})} = \frac{310}{115} = 2,69$$

— pour une sollicitation suivant  $\vec{x}$  :

$$\frac{\sigma_{a,10^6}(\text{LMD CIC SU X})}{\sigma_{a,10^6}(\text{LMD CIC SB X})} = \frac{310}{160} = 1,94$$

Les coefficients numériques ( $C_{SB,FAv,zz} = 2,47$  et  $C_{SB,FAv,xx} = 1,69$ ) sont donc légèrement inférieurs aux résultats expérimentaux.

La différence entre les résultats expérimentaux et la prédiction peut être liée au paramétrage de la procédure, puisque toutes les étapes influent sur le résultat des  $\langle \text{FIP}_{Cr} \rangle_{0,5}$  obtenus. La moyennation et l'extraction des valeurs extrêmes ont notamment un effet très marqué sur les valeurs qui vont être utilisées pour identifier la distribution des valeurs extrêmes généralisées. Il serait donc possible, connaissant les résultats expérimentaux, d'ajuster le paramétrage pour améliorer la précision des coefficients numériques, ce qui n'a pas été fait dans cette étude.

Cette différence peut aussi être liée à la disparité des résultats obtenus. En effet, pour les faces avant, les défauts rencontrés sont de géométries assez hétérogènes, comme l'ont montré les calculs des paramètres de rugosité (Figure 3.14). Ces différences de géométries induisent des effets de concentration de contraintes plus ou moins marqués. Certains points chauds relevés ont alors des valeurs élevées, tandis que d'autres ont des valeurs plus faibles. Ici, les valeurs des points chauds extraits des FAv, utilisées pour la définition des GEV s'étendaient (tous échantillons confondus) de 241 à 536 MPa pour une sollicitation suivant  $\vec{z}$ , et de 251 à 485 MPa pour une sollicitation suivant  $\vec{x}$ . L'extraction a été définie pour 5 valeurs maximales par volume avec une surface brute d'environ  $2,3 \times 2,3 \text{ mm}^2$  de côté, sur quatre volumes par face et par échantillon pour obtenir vingt points pour la GEV. Cette définition ne paraissait pas aberrante, si au moins cinq défauts critiques par volume sont relativement équivalents. Cette dernière affirmation serait donc apparemment fautive, puisque les valeurs des points chauds extraits sont très disparates. Ainsi, des géométries de défauts beaucoup moins critiques, dont la probabilité d'être à l'origine de l'initiation et la propagation de fissure est plus faible que d'autres défauts retrouvés sur l'échantillon, sont considérées pour le calcul du  $\langle \text{FIP}_{Cr} \rangle_{0,5}$ , diminuant ainsi sa valeur. Il serait alors peut être plus pertinent de réduire le nombre de points chauds extraits par volume de cette taille, et augmenter le nombre de volumes étudiés, afin d'obtenir un nombre de points suffisant pour la GEV.

Les résultats expérimentaux sur les éprouvettes SB sont eux aussi très hétérogènes, avec des incertitudes sur les résistances en fatigue à  $10^6$  cycles de 9,4% pour les éprouvettes LMD CIC SB X et de 12,8% pour les éprouvettes LMD CIC SB Z. Cette disparité est observable sur les courbes  $S-N$  (Figures 4.34a et c), sur lesquels les points sont assez dispersés, notamment pour la direction de sollicitation  $\vec{x}$ . Ceci suggère donc que les défauts présents en surface sont assez hétérogènes, et donc leur criticité est très variable. Cependant cette variabilité est moins importante que celle des points chauds relevés pour le calcul des  $\langle \text{FIP}_{Cr} \rangle_{0,5}$  dans la procédure numérique.

## 4 Conclusion

Les éprouvettes fabriquées et caractérisées dans les chapitres précédents ont été testées en traction quasi-statique et en fatigue afin d'évaluer leurs propriétés mécaniques selon différentes configurations. Les résultats expérimentaux ont permis de montrer que :

- le procédé de FA a une influence sur la résistance mécanique en traction quasi-statique, mais pas en fatigue pour les éprouvettes CIC SU ;
- la direction de sollicitation n'a pas d'influence sur les propriétés en traction quasi-statique et en fatigue ;
- le traitement de CIC permet de supprimer les défauts internes en LMD, augmentant ainsi la résistance en fatigue des pièces ;
- l'état de surface obtenu par les procédés de FA induit une forte diminution de la résistance en fatigue des pièces, mais n'a pas d'effet sur les propriétés en traction quasi-statique.

Le facteur le plus critique sur la tenue en fatigue des pièces est donc identifié comme étant l'état de surface, avec un abattement de 48% à 63% sur la résistance en fatigue, suivant la direction de sollicitation. Dans de nombreux cas d'application, il suffira de reprendre la surface pour en supprimer les défauts, ou limiter leurs effets. Cependant, dans certains cas, la reprise des surfaces sera difficile, voire impossible si elles ne sont pas atteignables. Il devient alors nécessaire de qualifier la criticité des défauts obtenus.

Pour cela, des méthodes numériques peuvent être utilisées. Dans ces travaux, une méthode numérique ayant montré de bons résultats sur des états de surface obtenus par SLM et EBM est adaptée pour être utilisée sur des surfaces réelles LMD issues de tomographie X.

Cette méthode nécessite la configuration de nombreux paramètres, qui vont fortement influencer sur les résultats finaux. Les résultats présentés ici montrent des tendances légèrement plus faibles que les résultats expérimentaux en ce qui concerne la prédiction de la résistance en fatigue des éprouvettes SB. Cette différence peut être due au paramétrage de la procédure (taille de moyennation, rayon d'exclusion), mais semble plutôt liée aux fortes disparités de la géométrie, et donc de la criticité, des défauts qui se trouvent en surface des pièces. En effet, dans les valeurs utilisées pour calculer le FIP, les valeurs des points chauds extraits variaient fortement, au sein d'un même volume ainsi qu'entre les différents volumes issus d'un même échantillon. Il serait pertinent de réaliser une étude plus poussée en considérant des volumes plus grands (ou un plus grand nombre de volumes) et de vérifier l'évolution du  $\langle \text{FIP}_{Cr} \rangle_{0,5}$  avec le nombre de points considérés.

# Conclusion générale

## Synthèse

Après un premier chapitre consacré à une revue de la littérature sur les propriétés des pièces produites par LMD et SLM, le second est dédié à la fabrication de pièces par ces deux procédés.

Pour le premier procédé, une étude paramétrique a été réalisée sur vingt-sept jeux de paramètres  $P$ ,  $V$  et  $D$ . Des nouvelles variables, fonctions de ces paramètres, ont été définies : la DME, la DE et la DSP. Ces combinaisons de facteurs ont permis d'augmenter le degré de liberté de variation des paramètres lors des expériences. De plus, ils permettent de prendre en compte les interactions entre paramètres.

À partir des résultats obtenus, des modèles de prédiction ont été mis en place. Ces modèles relativement simples se basent sur la méthode de la régression linéaire multiple. Les résultats obtenus sont relativement en accord avec certaines tendances observées à travers la littérature. Ils permettent de prédire la géométrie de cordons obtenus en fonction des paramètres d'entrée, ou de choisir les paramètres à utiliser pour obtenir une géométrie cible. Ce type de modèles s'avère très utile pour l'utilisateur machine, puisque la géométrie des cordons est à connaître pour pouvoir construire des pièces en deux ou trois dimensions. En effet, elle est corrélée aux mouvements de la buse.

Les modèles proposés conduisent à des erreurs de prédiction trop élevées pour certains jeux de paramètres pour être considérés comme fiables. Les géométries liées à la dilution ( $H_d$  et  $\tau$ ) sont notamment difficiles à prédire.

Cette étude paramétrique a aussi permis d'identifier une zone fonctionnelle satisfaisant un taux de dilution compris entre 20 et 40% pour une DME comprise entre 7 et 12  $\text{kJ.g}^{-1}$ . De plus, des critères de sélection ont été mis en place afin de sélectionner des jeux de paramètres pour produire des pièces de dimensions supérieures. Un ratio de fabricabilité RF, égal à la hauteur apparente de couche sur l'incrément  $\Delta z$ , a été introduit.

En ce qui concerne le procédé SLM, la production d'éprouvettes horizontales s'est avérée très complexe. En effet, cette géométrie composée de couches très fines et élancées entraîne de fortes contraintes résiduelles, fissurant les pièces au cours de la fabrication. Une étude numérique qualitative a donc été réalisée pour quantifier l'influence de la géométrie des éprouvettes sur le niveau de contraintes résiduelles. Les résultats ne montrent pas de diminution significative de l'ordre de grandeur des contraintes résiduelles induites. Des essais avec différents supports ont donc été réalisés, dont l'objectif était de maintenir suffisamment la pièce pour éviter la fissuration pendant la fabrication. Seuls les supports à volume plein ont permis de réaliser les plateaux d'éprouvettes.

Des post-traitements ont ensuite été appliqués pour détendre les contraintes résiduelles, supprimer les potentiels défauts internes et reprendre les surfaces de certaines éprouvettes. La reprise des surfaces, réalisée par usinage, a été difficile à cause des contraintes résiduelles présentes dans les pièces, même après post-traitement (TTh ou CIC).

Le troisième chapitre traite de la caractérisation des éprouvettes réalisées.

La microstructure obtenue par les deux procédés et pour différents post-traitements a été observée. Les observations optiques montrent des microstructures très similaires pour les deux procédés. Sans aucun post-traitement, la microstructure des éprouvettes produites par les deux procédés est composée de grains  $\beta$ -primaires dans lesquels la phase martensitique  $\alpha'$  est présente. Ces grains  $\beta_p$  croissent dans le sens de la fabrication au centre, et avec un angle de  $45^\circ$  vers les bords. La taille de ces grains est en revanche bien plus élevée pour les éprouvettes LMD (280 à 1230  $\mu\text{m}$ ) par rapport à celles produites par SLM (80 à 650  $\mu\text{m}$ ). Après post-traitement, la martensite se transforme en lamelles  $\alpha$ , de largeur plus élevée après CIC (environ 1 à 6  $\mu\text{m}$ ) qu'après TTh (environ 0,6 à 2  $\mu\text{m}$ ) pour les deux procédés. L'observation de la microstructure en haut et en bas de pièces LMD montre qu'elle est homogène.

Les défauts (internes et surfaciques) que présentent les pièces fabriquées avec le procédé LMD ont été analysés. Plusieurs échantillons ont été prélevés dans différentes zones d'une pièce non post-traitée. Tous les échantillons présentent des défauts internes. Les échantillons prélevés vers le substrat possèdent le plus grand nombre de gros défauts ( $D_{eq} > 50 \mu\text{m}$ ), mais aussi de nombreux petits défauts qui se situent entre les cordons. Ils contiennent aussi des manques de fusion, type de défaut qui n'a pas été retrouvé sur les autres échantillons.

De plus, ce sont ces zones qui présentent les paramètres de rugosité les plus élevés. Pour toutes les zones analysées, les paramètres de rugosité varient fortement entre la face qui se trouve du côté du premier cordon de la couche et celle qui se trouve du côté du dernier. De même, les résultats sont différents entre la partie droite (initiation des couches) et gauche (fin des couches) de la pièce.

Avec la stratégie de fabrication utilisée pour ces pièces, et sans post-traitement, la santé matière est donc très hétérogène. La partie qui présente le plus de défauts est la zone proche du substrat.

Dans le quatrième chapitre, des essais mécaniques de traction quasi-statique et de fatigue en traction pure ( $R = 0, 1$ ) sont réalisés sur différentes configurations d'éprouvettes.

Les résultats montrent que les propriétés en traction quasi-statique diffèrent pour les éprouvettes des deux procédés après CIC, mais que leur résistance en fatigue est identique (pour les éprouvettes SU). Au niveau de la microstructure, la différence entre les procédés se situe dans la largeur des grains  $\beta_p$ . Les résultats identiques obtenus sur des éprouvettes LMD sollicités parallèlement ou perpendiculairement à ces grains indiquent qu'ils n'ont probablement pas d'effet sur les propriétés en traction quasi-statique.

Les éprouvettes LMD TTh ont de meilleures résistances mécaniques que les éprouvettes CIC, grâce à la finesse de leur microstructure. Cependant, leur résistance en fatigue est plus faible, sans doute à cause de la présence de défauts internes, supprimés par CIC.

L'état de surface n'a pas d'effet remarquable sur les propriétés en traction quasi-statique. En revanche, il diminue drastiquement la résistance en fatigue des pièces. L'abattement est alors différent selon la direction de sollicitation. Ainsi, la résistance en fatigue à  $10^6$  cycles diminue de 48% avec une sollicitation parallèle aux cordons et de 63% pour une sollicitation perpendiculaire. La valeur de cet abattement dépend de la géométrie des défauts qui se trouvent sur la surface des pièces. Cet état de surface dépend quant à lui de la stratégie et des paramètres de fabrication. Ainsi, cet abattement peut fortement varier d'une pièce à une autre si les stratégies et paramètres ont évolué, même avec un procédé de fabrication identique. Il faudrait idéalement caractériser la résistance en fatigue des pièces à chacun de ces changements. Cependant, les campagnes d'essais pour déterminer ces propriétés sont très onéreuses, puisqu'elles nécessitent un grand nombre d'éprouvettes. Les coûts de production, post-traitements et essais mécaniques sont alors rapidement très élevés. C'est dans ce contexte que le développement de moyens numériques de prédiction de la résistance en fatigue est nécessaire.

Afin de comprendre l'effet de l'état de surface sur les propriétés en fatigue, une méthode numérique précédemment développée sur des pièces SLM et EBM est adaptée et mise en œuvre sur des surfaces réelles LMD. Les résultats numériques obtenus sur des échantillons de tomographie RX montrent, là encore, une hétérogénéité de la criticité des défauts dans la pièce. Les zones qui se situent vers le substrat sont de nouveau identifiées comme étant les plus critiques. Les résultats numériques obtenus permettent de déduire un abattement entre la résistance en fatigue de pièces sans défauts de surface et celle de pièces rugueuses. L'abattement obtenu numériquement dans cette première étude est légèrement plus faible que celui obtenu expérimentalement. La prédiction est donc ici non-conservative. La méthode utilisée est cependant valable si les défauts considérés dans l'approche statistique des valeurs extrêmes sont équivalents. Dans ces travaux, il semble que les défauts extraits aient des niveaux de criticité trop éloignés pour être considérés comme équivalents. Des défauts beaucoup moins critiques sont pris en compte dans la procédure, et diminuent la valeur du paramètre indicateur de fatigue.

Il est alors nécessaire de poursuivre les investigations pour ajuster le paramétrage de la procédure. En effet, une fois cette procédure correctement configurée, elle permettra de prédire la résistance en fatigue des pièces avec surface brute. Cela permettra de limiter les campagnes d'essais de fatigue pour des configurations. Il suffira alors de fabriquer une pièce, prélever un échantillon de la surface, le cartographier par tomographie RX, appliquer la procédure numérique et ainsi déduire l'abattement pour le dimensionnement.

## Perspectives

Pour faire suite aux investigations menées sur le procédé LMD, il serait intéressant de poursuivre l'étude paramétrique engagée. En effet, il serait pertinent de développer les modèles de prédictions proposés dans le second chapitre. Pour cela, il serait nécessaire de réaliser d'autres points d'étude (cordons avec des paramétries non testées). La méthode employée pour développer ces modèles de prédiction étant relativement simple (régressions linéaires multiples), ils peuvent évoluer facilement avec l'ajout de nouvelles données. Il serait aussi nécessaire de réaliser ce type d'analyse avec des configurations différentes. En effet, la réponse des cordons peut évoluer selon la trajectoire (linéaire, courbe) et la dimension de la pièce (murs, blocs). Afin d'obtenir une cartographie complète du procédé, il faudrait donc réaliser ces analyses.

En ce qui concerne la production de pièces par SLM, une difficulté s'est imposée lors de la fabrication d'éprouvettes plates horizontalement. L'utilisation de supports pleins a permis d'achever la fabrication des plateaux, mais des défauts ont tout de même été retrouvés sur les éprouvettes produites. Il serait intéressant d'étudier d'autres solutions, comme par exemple d'autres stratégies de lasage ou de configurations du plateau (nombre et placement des éprouvettes).

Pour les pièces LMD, la zone proche du substrat est de moins bonne qualité que le reste de la pièce. En effet, c'est cette zone qui possède le plus de défauts internes et l'état de surface le plus critique. Il serait judicieux de rechercher comment améliorer la santé matière de cette zone. Utiliser des paramètres différents pour les premières couches et pour les suivantes est une possibilité.

De même, la stratégie employée entraîne des défauts, internes et surfaciques, différents. Une étude comportant différentes stratégies de production de la même pièce serait nécessaire. L'évolution des défauts internes et de l'état de surface pourrait ensuite être observée.

Certains résultats expérimentaux de fatigue semblent indiquer un effet du traitement de CIC sur l'état de surface en LMD. Il serait intéressant de réaliser une analyse plus poussée pour vé-

rifier cette hypothèse : (i) en multipliant le nombre d'éprouvettes SB TTh pour en déduire une résistance en fatigue à comparer avec celle des éprouvettes SB CIC et (ii) en analysant l'état de surface des éprouvettes avant et après ce traitement.

Pour ce qui concerne la procédure numérique, il faudrait poursuivre les investigations initiées dans ces travaux. En effet, la procédure actuelle mise en œuvre sur les surfaces telles qu'elles sont définies dans la section 3 du chapitre 4 semble prendre en compte à la fois des défauts critiques et des défauts moins enclins à initier et propager une fissure. Il serait certainement plus pertinent de travailler avec des volumes plus grands pour considérer des défauts équivalents.

# Glossaire

- $\langle \mathbf{FIP}_{Cr} \rangle_{0,5}$  Médiane de la distribution GEV des  $\langle \mathbf{FIP}_{Cr} \rangle$  extraits (MPa).
- $\langle \mathbf{FIP}_{Cr}(M) \rangle$  FIP non local formulé à partir de la contrainte équivalente de Crossland (MPa).
- $\tau$  Taux de dilution (sans unité).
- $\nu$  Coefficient de Poisson (sans unité).
- $\sigma_{Cr}^*$  Contrainte équivalente de Crossland (MPa).
- $\lambda_{Lamé}$  Premier coefficient de Lamé (GPa).
- $\mu_{Lamé}$  Second coefficient de Lamé, ou module de cisaillement (GPa).
- $\sigma_a$  Amplitude de contrainte pour les essais de fatigue (MPa).
- $\sigma_{max}$  Contrainte maximale (MPa).
- $A_r$  Allongement à la rupture d'une éprouvette lors d'un essai de traction quasi-statique (sans unité ou %).
- $D$  Débit massique de poudre ( $\text{g}\cdot\text{min}^{-1}$ ).
- $D_{éq}$  Diamètre équivalent ( $\mu\text{m}$ ).
- $E$  Module de Young (GPa).
- $H_{app}$  Hauteur apparente de couche d'une pièce, égale à la hauteur totale divisé par le nombre de couches ( $\mu\text{m}$ ).
- $H_d$  Hauteur diluée ( $\mu\text{m}$ ).
- $H_e$  Hauteur émergée ( $\mu\text{m}$ ).
- $N$  Nombre de cycles à rupture.
- $P$  Puissance laser (W).
- $R_a$  Rugosité arithmétique, égale à la moyenne des écarts absolus à la ligne moyenne (paramètre de rugosité, en  $\mu\text{m}$ ).
- $R_m$  Résistance mécanique (MPa).
- $R_p$  Hauteur maximale des pics par rapport à la ligne moyenne (paramètre de rugosité, en  $\mu\text{m}$ ).
- $R_v$  Profondeur maximale des vallées par rapport à la ligne moyenne (paramètre de rugosité, en  $\mu\text{m}$ ).
- $R_z$  Hauteur maximale du profil (paramètre de rugosité, en  $\mu\text{m}$ ).
- $Re_{0,2}$  Limite élastique conventionnelle, égale à l'intersection entre la courbe conventionnelle et la droite parallèle à la partie élastique de la courbe et qui coupe l'axe des abscisses à 0,2% de déformation sur une courbe de traction (MPa).
- $V$  Vitesse de déplacement de la buse ou du faisceau laser ( $\text{mm}\cdot\text{min}^{-1}$ ).
- $d$  Pas d'amplitude de contrainte utilisé pour la méthode des essais types escaliers (MPa).
- $e$  Épaisseur de poudre à fondre ( $\mu\text{m}$ ).
- $l$  Largeur mesurée de cordon (mm).
- $m_E$  Pente de la partie élastique (droite) de la courbe obtenue lors d'un essai de traction quasi-statique (GPa).
- F** Force appliquée (N).

# Acronymes

**ALM** *Additive Layer Manufacturing.*

**ASTM** *American Society for Testing and Materials.*

**CAO** Conception Assistée par Ordinateur.

**CIC** Compression Isostatique à Chaud.

**DE** Densité d'Énergie.

**DED** *Directed Energy Deposition.*

**DME** Densité Massique d'Énergie.

**DSP** Densité Surfaique de Poudre.

**EBSD** diffraction d'électrons rétrodiffusés (ou *Electron BackScatter Diffraction* en anglais).

**FA** Fabrication Additive.

**FAr** Face Arrière.

**FAv** Face Avant.

**FEM** méthode des éléments finis (ou *Finite Element Method* en anglais).

**FFT** transformation de Fourier rapide (ou *Fast Fourier Transform* en anglais).

**FGNC** Fatigue à Grand Nombre de Cycles.

**FIP** paramètre indicateur de fatigue (ou *Fatigue Indicator Parameter* en anglais).

**GEV** distribution généralisée des valeurs extrêmes (ou *Generalized Extreme Values* en anglais).

**LMD** *Laser Metal Deposition.*

**MEB** Microscope Électronique à Balayage.

**PBF** *Powder Bed Fusion.*

**PMV** Prise de Moyenne Volumique.

**RF** Ratio de Fabricabilité.

**SB** Surfaces Brutes.

**SLM** *Selective Laser Melting.*

**SU** Surfaces Usinées.

**TA6V** Ti-6Al-4V.

**TTh** Traitement Thermique.

**ZAT** Zone Affectée Thermiquement.

# Bibliographie

- [1] Rasheedat Modupe MAHAMOOD. *Laser Metal Deposition Process of Metals, Alloys, and Composite Materials*. Engineering Materials and Processes. Cham : Springer International Publishing, 2018. ISBN : 978-3-319-64984-9 978-3-319-64985-6. DOI : 10.1007/978-3-319-64985-6.
- [2] Dongdong GU. *Laser Additive Manufacturing of High-Performance Materials*. en. Berlin, Heidelberg : Springer Berlin Heidelberg, 2015. ISBN : 978-3-662-46088-7 978-3-662-46089-4. DOI : 10.1007/978-3-662-46089-4.
- [3] Michael GOUGE et Pan MICHALERIS, éd. *Thermo-mechanical modeling of additive manufacturing*. OCLC : ocn974021547. Oxford, United Kingdom : Butterworth-Heinemann, an imprint of Elsevier, 2018. ISBN : 978-0-12-811820-7.
- [4] Milan BRANDT, éd. *Laser additive manufacturing : materials, design, technologies, and applications*. Woodhead Publishing series in electronic and optical materials number 88. OCLC : ocn950449859. Amsterdam ; Boston : Elsevier/Woodhead Publishing, Woodhead Publishing is an imprint of Elsevier, 2017. ISBN : 978-0-08-100433-3.
- [5] Benjamin GRAF et al. “Design of Experiments for Laser Metal Deposition in Maintenance, Repair and Overhaul Applications”. en. In : *Procedia CIRP* 11 (2013), p. 245-248. ISSN : 22128271. DOI : 10.1016/j.procir.2013.07.031.
- [6] Benjamin GRAF et al. “Design of Experiments for Laser Metal Deposition in Maintenance, Repair and Overhaul Applications”. en. In : *Procedia CIRP* 11 (2013), p. 245-248. ISSN : 22128271. DOI : 10.1016/j.procir.2013.07.031.
- [7] Felix SPRANGER et al. “Build-up strategies for additive manufacturing of three dimensional Ti-6Al-4V-parts produced by laser metal deposition”. en. In : *Journal of Laser Applications* 30.2 (mai 2018), p. 022001. ISSN : 1042-346X, 1938-1387. DOI : 10.2351/1.4997852.
- [8] P.A. KOBRYN, E.H. MOORE et S.L. SEMIATIN. “The effect of Laser Power and Traverse Speed on microstructure, porosity, and build height in Laser-deposited Ti-6Al-4V”. English. In : *Cripta Materialia* 43.4 (2000), p. 299-305.
- [9] A.N. JINOOP, C.P. PAUL et K.S. BINDRA. “Laser assisted direct energy deposition of Hastelloy-X”. en. In : *Optics & Laser Technology* 109 (jan. 2019), p. 14-19. ISSN : 00303992. DOI : 10.1016/j.optlastec.2018.07.037.
- [10] Abolfazl AZARNIYA et al. “Additive manufacturing of Ti-6Al-4V parts through laser metal deposition (LMD) : Process, microstructure, and mechanical properties”. en. In : *Journal of Alloys and Compounds* 804 (oct. 2019), p. 163-191. ISSN : 09258388. DOI : 10.1016/j.jallcom.2019.04.255.
- [11] Yanmin Li et al. “Laser net shape manufacturing of Ti6Al4V”. In : *Pacific International Conference on Applications of Lasers and Optics*. Wuhan, People’s Republic of China : Laser Institute of America, 2010, p. 1201. ISBN : 978-0-912035-56-7. DOI : 10.2351/1.5057181.
- [12] Julie MAISONNEUVE et al. “Direct manufacturing of aeronautical components by laser metal deposition of Ti-6Al-4V”. In : *International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics*. Scottsdale, Arizona, USA : Laser Institute of America, 2006, p. 1203. ISBN : 978-0-912035-85-7. DOI : 10.2351/1.5060758.
- [13] Hussam EL CHEIKH et al. “Analysis and prediction of single laser tracks geometrical characteristics in coaxial laser cladding process”. en. In : *Optics and Lasers in Engineering* 50.3 (mars 2012), p. 413-422. ISSN : 01438166. DOI : 10.1016/j.optlaseng.2011.10.014.

- [14] Benjamin BAX et al. "Systematic evaluation of process parameter maps for laser cladding and directed energy deposition". en. In : *Additive Manufacturing* 21 (mai 2018), p. 487-494. ISSN : 22148604. DOI : 10.1016/j.addma.2018.04.002.
- [15] Xinwei WU et al. "Critical state of laser cladding with powder auto-feeding". en. In : *Surface and Coatings Technology* 79.1-3 (fév. 1996), p. 200-204. ISSN : 02578972. DOI : 10.1016/0257-8972(95)02452-2.
- [16] V. OCELÍK et al. "Thick Co-based coating on cast iron by side laser cladding : Analysis of processing conditions and coating properties". en. In : *Surface and Coatings Technology* 201.12 (mars 2007), p. 5875-5883. ISSN : 02578972. DOI : 10.1016/j.surfcoat.2006.10.044.
- [17] U. de OLIVEIRA, V. OCELÍK et J.Th.M. DE HOSSON. "Analysis of coaxial laser cladding processing conditions". en. In : *Surface and Coatings Technology* 197.2-3 (juill. 2005), p. 127-136. ISSN : 02578972. DOI : 10.1016/j.surfcoat.2004.06.029.
- [18] Valentine CAZAUBON. "Procédé de fabrication additive par dépôt de fil fondu : modèle, méthodes et stratégies pour la correction de défaut de pièce mécanique". Français. Thèse de doct. Bordeaux : Université de Bordeaux, nov. 2021.
- [19] M. LEARY. "Surface roughness optimisation for selective laser melting (SLM)". en. In : *Laser Additive Manufacturing*. Elsevier, 2017, p. 99-118. ISBN : 978-0-08-100433-3. DOI : 10.1016/B978-0-08-100433-3.00004-X.
- [20] Cassiopée GALY. "Etude des interactions matériau/procédé en vue d'une optimisation des conditions opératoires du procédé de fabrication additive SLM sur des alliages d'aluminium pour des applications aéronautiques." Français. Thèse de doct. Bordeaux : Université de Bordeaux, juin 2019.
- [21] Lore THIJIS et al. "A study of the microstructural evolution during selective laser melting of Ti-6Al-4V". en. In : *Acta Materialia* 58.9 (mai 2010), p. 3303-3312. ISSN : 13596454. DOI : 10.1016/j.actamat.2010.02.004.
- [22] Imade KOUTIRI et al. "Influence of SLM process parameters on the surface finish, porosity rate and fatigue behavior of as-built Inconel 625 parts". en. In : *Journal of Materials Processing Technology* 255 (mai 2018), p. 536-546. ISSN : 09240136. DOI : 10.1016/j.jmatprotec.2017.12.043.
- [23] Bo SONG et al. "Effects of processing parameters on microstructure and mechanical property of selective laser melted Ti6Al4V". en. In : *Materials & Design* 35 (mars 2012), p. 120-125. ISSN : 02613069. DOI : 10.1016/j.matdes.2011.09.051.
- [24] Igor YADROITSEV et al. "Factor analysis of selective laser melting process parameters and geometrical characteristics of synthesized single tracks". en. In : *Rapid Prototyping Journal* 18.3 (avr. 2012), p. 201-208. ISSN : 1355-2546. DOI : 10.1108/13552541211218117.
- [25] Xuezhi SHI et al. "Parameter optimization for Ti-47Al-2Cr-2Nb in selective laser melting based on geometric characteristics of single scan tracks". en. In : *Optics & Laser Technology* 90 (mai 2017), p. 71-79. ISSN : 00303992. DOI : 10.1016/j.optlastec.2016.11.002.
- [26] C. LI et al. "Residual Stress in Metal Additive Manufacturing". en. In : *Procedia CIRP* 71 (2018), p. 348-353. ISSN : 22128271. DOI : 10.1016/j.procir.2018.05.039.
- [27] Bih Lii CHUA et al. "Influence of process parameters on temperature and residual stress distributions of the deposited part by a Ti-6Al-4V wire feeding type direct energy deposition process". en. In : *Journal of Mechanical Science and Technology* 32.11 (nov. 2018), p. 5363-5372. ISSN : 1738-494X, 1976-3824. DOI : 10.1007/s12206-018-1035-6.
- [28] P. RANGASWAMY et al. "Residual stresses in LENS® components using neutron diffraction and contour method". en. In : *Materials Science and Engineering : A* 399.1-2 (juin 2005), p. 72-83. ISSN : 09215093. DOI : 10.1016/j.msea.2005.02.019.
- [29] Fabian SOFFEL, Daniel EISENBARTH et Konrad WEGENER. "Effect of clad height, substrate thickness and scanning pattern on cantilever distortion in direct metal deposition". en. In : *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 117.7-8 (déc. 2021), p. 2083-2091. ISSN : 0268-3768, 1433-3015. DOI : 10.1007/s00170-021-06925-7.
- [30] Zhongxu XIAO et al. "Study of residual stress in selective laser melting of Ti6Al4V". en. In : *Materials & Design* 193 (août 2020), p. 108846. ISSN : 02641275. DOI : 10.1016/j.matdes.2020.108846.

- [31] M. STRANTZA et al. “Effect of the scanning strategy on the formation of residual stresses in additively manufactured Ti-6Al-4V”. en. In : *Additive Manufacturing* 45 (sept. 2021), p. 102003. ISSN : 22148604. DOI : 10.1016/j.addma.2021.102003.
- [32] Mostafa YAKOUT, M.A. ELBESTAWI et Stephen C. VELDHIJS. “A study of the relationship between thermal expansion and residual stresses in selective laser melting of Ti-6Al-4V”. en. In : *Journal of Manufacturing Processes* 52 (avr. 2020), p. 181-192. ISSN : 15266125. DOI : 10.1016/j.jmapro.2020.01.039.
- [33] David J. CORBIN et al. “Effect of Substrate Thickness and Preheating on the Distortion of Laser Deposited Ti-6Al-4V”. en. In : *Journal of Manufacturing Science and Engineering* 140.6 (juin 2018), p. 061009. ISSN : 1087-1357, 1528-8935. DOI : 10.1115/1.4038890.
- [34] M.X. GAN et C.H. WONG. “Practical support structures for selective laser melting”. en. In : *Journal of Materials Processing Technology* 238 (déc. 2016), p. 474-484. ISSN : 09240136. DOI : 10.1016/j.jmatprotec.2016.08.006.
- [35] R. MERTENS et al. “Application of base plate preheating during selective laser melting”. en. In : *Procedia CIRP* 74 (2018), p. 5-11. ISSN : 22128271. DOI : 10.1016/j.procir.2018.08.002.
- [36] Yves COMBRES. “Traitements thermiques des alliages de titane”. Français. In : *Techniques de l'Ingénieur*. Techniques de l'Ingénieur M1335 V3 (2013).
- [37] Emmanuel RIGAL. “Compression isostatique à chaud”. Français. In : *Techniques de l'Ingénieur*. Techniques de l'Ingénieur M3310 V1 (2017).
- [38] Francesco CARERI et al. “Finite Element Modeling of Machining Nickel Superalloy Produced By Direct Energy Deposition Process”. en. In : *Procedia Manufacturing* 47 (2020), p. 525-529. ISSN : 23519789. DOI : 10.1016/j.promfg.2020.04.120.
- [39] Yuchao BAI, Akshay CHAUDHARI et Hao WANG. “Investigation on the microstructure and machinability of ASTM A131 steel manufactured by directed energy deposition”. en. In : *Journal of Materials Processing Technology* 276 (fév. 2020), p. 116410. ISSN : 09240136. DOI : 10.1016/j.jmatprotec.2019.116410.
- [40] Henri PELLEREAU, Jean-Michel CUNTZ et Franck CORDIER. “Usinage chimique”. Français. In : *Techniques de l'Ingénieur*. Techniques de l'Ingénieur B7260 V1 (1994).
- [41] Jiang GUO et al. “On the machining of selective laser melting CoCrFeMnNi high-entropy alloy”. en. In : *Materials & Design* 153 (sept. 2018), p. 211-220. ISSN : 02641275. DOI : 10.1016/j.matdes.2018.05.012.
- [42] Francesco CARERI et al. “A Residual Stress Prediction of Machining IN718 Produced by Direct Energy Deposition”. en. In : *Procedia CIRP* 102 (2021), p. 13-18. ISSN : 22128271. DOI : 10.1016/j.procir.2021.09.003.
- [43] W.G. BURGERS. “On the process of transition of the cubic-body-centered modification into the hexagonal-close-packed modification of zirconium”. English. In : *Physica* 1 (1934), p. 561-586.
- [44] M. MOTYKA et al. “Phase Transformations and Characterization of alpha + beta Titanium Alloys”. en. In : *Comprehensive Materials Processing*. Elsevier, 2014, p. 7-36. ISBN : 978-0-08-096533-8. DOI : 10.1016/B978-0-08-096532-1.00202-8.
- [45] Bernard De GÉLAS et al. “Titane et alliages de titane”. Français. In : *Techniques de l'Ingénieur*. Techniques de l'Ingénieur M557 V1 (juill. 1976).
- [46] Yves COMBRES. “Propriétés du titane et ses alliages”. Français. In : *Techniques de l'Ingénieur*. Techniques de l'Ingénieur M4780 V1 (2010).
- [47] Christoph LEYENS et Manfred PETERS, éd. *Titanium and titanium alloys : fundamentals and applications*. eng. 1. ed., 2. reprint. OCLC : 254286460. Weinheim : Wiley-VCH, 2005. ISBN : 978-3-527-30534-6.
- [48] ROBERT PEDERSON. “Microstructure and Phase Transformation of Ti-6Al-4V”. Thèse de doct. Lulea University of Technology, 2002.
- [49] Mathieu SUARD. “Caractérisation et optimisation de structures treillis fabriquées par EBM”. Français. Matériaux. Université Grenoble Alpes, 2015.

- [50] N. KAZANTSEVA et al. “Martensitic transformations in Ti-6Al-4V (ELI) alloy manufactured by 3D Printing”. en. In : *Materials Characterization* 146 (déc. 2018), p. 101-112. ISSN : 10445803. DOI : 10.1016/j.matchar.2018.09.042.
- [51] C. SELCUK. “Laser metal deposition for powder metallurgy parts”. In : *Powder Metallurgy* 54.2 (2011), p. 94-99.
- [52] Julie MAISONNEUVE et al. “Étude des phénomènes thermiques associés à la fabrication directe de pièces en TA6V par projection laser”. Français. In : Dijon, FRANCE, 2006, p. 12.
- [53] Jun YU et al. “Material properties of Ti6Al4V parts produced by laser metal deposition”. In : *Physics Procedia* 39 (2012), p. 416-424.
- [54] Qi LIU et al. “Microstructure and mechanical properties of LMD–SLM hybrid forming Ti6Al4V alloy”. en. In : *Materials Science and Engineering : A* 660 (avr. 2016), p. 24-33. ISSN : 09215093. DOI : 10.1016/j.msea.2016.02.069.
- [55] W. XU et al. “Additive manufacturing of strong and ductile Ti–6Al–4V by selective laser melting via in situ martensite decomposition”. en. In : *Acta Materialia* 85 (fév. 2015), p. 74-84. ISSN : 13596454. DOI : 10.1016/j.actamat.2014.11.028.
- [56] Beibei HE et al. “Microstructural characteristic and mechanical property of Ti6Al4V alloy fabricated by selective laser melting”. en. In : *Vacuum* 150 (avr. 2018), p. 79-83. ISSN : 0042207X. DOI : 10.1016/j.vacuum.2018.01.026.
- [57] Yanyan ZHU et al. “Characterization of microstructure and mechanical properties of laser melting deposited Ti–6.5Al–3.5Mo–1.5Zr–0.3Si titanium alloy”. en. In : *Materials & Design (1980-2015)* 56 (avr. 2014), p. 445-453. ISSN : 02613069. DOI : 10.1016/j.matdes.2013.11.044.
- [58] Y. LU et al. “The influence of heat treatment on the microstructure and properties of HIPped Ti-6Al-4V”. en. In : *Acta Materialia* 165 (fév. 2019), p. 520-527. ISSN : 13596454. DOI : 10.1016/j.actamat.2018.12.025.
- [59] Marina O. GUSHCHINA et al. “Effect of Scanning Strategy on Mechanical Properties of Ti-6Al-4V Alloy Manufactured by Laser Direct Energy Deposition”. en. In : *Journal of Materials Engineering and Performance* (nov. 2021). ISSN : 1059-9495, 1544-1024. DOI : 10.1007/s11665-021-06407-7.
- [60] Behzad FOTOVATI, Navid NAMDARI et Amir DEGHANGHADIKOLAEI. “Fatigue performance of selective laser melted Ti6Al4V components : state of the art”. In : *Materials Research Express* 6.1 (oct. 2018), p. 012002. ISSN : 2053-1591. DOI : 10.1088/2053-1591/aae10e.
- [61] Yiğit M. ARISOY et al. “Influence of scan strategy and process parameters on microstructure and its optimization in additively manufactured nickel alloy 625 via laser powder bed fusion”. en. In : *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 90.5-8 (mai 2017), p. 1393-1417. ISSN : 0268-3768, 1433-3015. DOI : 10.1007/s00170-016-9429-z.
- [62] GARY K.L. NG et al. “An Investigation on Porosity in Laser Metal Deposition”. Anglais. In : *Laser Institute of America* 105 (2008), p. 23-30.
- [63] Victor CHASTAND et al. “Fatigue characterization of Titanium Ti-6Al-4V samples produced by Additive Manufacturing”. en. In : *Procedia Structural Integrity* 2 (2016), p. 3168-3176. ISSN : 24523216. DOI : 10.1016/j.prostr.2016.06.395.
- [64] J. GÜNTHER et al. “Fatigue life of additively manufactured Ti–6Al–4V in the very high cycle fatigue regime”. en. In : *International Journal of Fatigue* 94 (jan. 2017), p. 236-245. ISSN : 01421123. DOI : 10.1016/j.ijfatigue.2016.05.018.
- [65] Peng-Hui LI et al. “Thermomechanical response of 3D laser-deposited Ti–6Al–4V alloy over a wide range of strain rates and temperatures”. en. In : *Materials Science and Engineering : A* 647 (oct. 2015), p. 34-42. ISSN : 09215093. DOI : 10.1016/j.msea.2015.08.043.
- [66] H. PAYDAS et al. “Laser cladding as repair technology for Ti–6Al–4V alloy : Influence of building strategy on microstructure and hardness”. en. In : *Materials & Design* 85 (nov. 2015), p. 497-510. ISSN : 02641275. DOI : 10.1016/j.matdes.2015.07.035.
- [67] Giulio MARCHESE et al. “Characterization and Comparison of Inconel 625 Processed by Selective Laser Melting and Laser Metal Deposition : Comparison of Inconel 625 processed by SLM and LMD”. en. In : *Advanced Engineering Materials* 19.3 (mars 2017), p. 1600635. ISSN : 14381656. DOI : 10.1002/adem.201600635.

- [68] Ali FATEMI et al. “Multiaxial fatigue behavior of wrought and additive manufactured Ti-6Al-4V including surface finish effect”. en. In : *International Journal of Fatigue* 100 (juill. 2017), p. 347-366. ISSN : 01421123. DOI : 10.1016/j.ijfatigue.2017.03.044.
- [69] Galina KASPEROVICH et al. “Correlation between porosity and processing parameters in TiAl6V4 produced by selective laser melting”. en. In : *Materials & Design* 105 (sept. 2016), p. 160-170. ISSN : 02641275. DOI : 10.1016/j.matdes.2016.05.070.
- [70] Haijun GONG et al. “Analysis of defect generation in Ti-6Al-4V parts made using powder bed fusion additive manufacturing processes”. en. In : *Additive Manufacturing* 1-4 (oct. 2014), p. 87-98. ISSN : 22148604. DOI : 10.1016/j.addma.2014.08.002.
- [71] NF EN ISO 4287. *Spécification géométrique des produits (GPS) - État de surface : méthode du profil - Termes, définitions et paramètres d'état de surface*. 2009.
- [72] ISO 25178-1. *Spécification géométrique des produits (GPS) — État de surface : Surfaccique — Partie 1 : Indication des états de surface*. 2016.
- [73] Mauritz MÖLLER et al. “Characterization of the anisotropic properties for laser metal deposited Ti-6Al-4 V”. en. In : *Journal of Laser Applications* 29.2 (mai 2017), p. 022308. ISSN : 1042-346X, 1938-1387. DOI : 10.2351/1.4983239.
- [74] Andrew TRIANTAPHYLLOU et al. “Surface texture measurement for additive manufacturing”. In : *Surface Topography : Metrology and Properties* 3.2 (mai 2015), p. 024002. ISSN : 2051-672X. DOI : 10.1088/2051-672X/3/2/024002.
- [75] Bastien VAYSSETTE. “Comportement en fatigue de pièces de Ti-6Al-4V obtenues par SLM et EBM : effet de la rugosité”. Français. Thèse de doct. Ecole Nationale Supérieure d'arts et métiers - ENSAM, 2019.
- [76] M. L. GRIFFITH et al. “Understanding the Microstructure and Properties of Components Fabricated by Laser Engineered Net Shaping (LENS)”. en. In : *MRS Proceedings* 625 (2000), p. 9. ISSN : 0272-9172, 1946-4274. DOI : 10.1557/PROC-625-9.
- [77] Amanda J. STERLING et al. “Fatigue behavior and failure mechanisms of direct laser deposited Ti-6Al-4V”. en. In : *Materials Science and Engineering : A* 655 (fév. 2016), p. 100-112. ISSN : 09215093. DOI : 10.1016/j.msea.2015.12.026.
- [78] P.A. KOBRYN et S.L. SEMIATIN. “Mechanical Properties of Laser-Deposited Ti-6Al-4V”. en. In : (2001). Publisher : The University of Texas at Austin. DOI : 10.26153/TSW/3261.
- [79] Atieh MORIDI et al. “Deformation and failure mechanisms of Ti-6Al-4V as built by selective laser melting”. en. In : *Materials Science and Engineering : A* 768 (déc. 2019), p. 138456. ISSN : 09215093. DOI : 10.1016/j.msea.2019.138456.
- [80] Bey VRANCKEN et al. “Heat treatment of Ti6Al4V produced by Selective Laser Melting : Microstructure and mechanical properties”. en. In : *Journal of Alloys and Compounds* 541 (nov. 2012), p. 177-185. ISSN : 09258388. DOI : 10.1016/j.jallcom.2012.07.022.
- [81] Masanori NAKATANI et al. “Effect of Surface Roughness on Fatigue Strength of Ti-6Al-4V Alloy Manufactured by Additive Manufacturing”. en. In : *Procedia Structural Integrity* 19 (2019), p. 294-301. ISSN : 24523216. DOI : 10.1016/j.prostr.2019.12.032.
- [82] Xuan YANG et al. “An investigation of ductile fracture behavior of Ti6Al4V alloy fabricated by selective laser melting”. en. In : *Journal of Alloys and Compounds* 890 (jan. 2022), p. 161926. ISSN : 09258388. DOI : 10.1016/j.jallcom.2021.161926.
- [83] Shubin REN et al. “Effect of Build Orientation on Mechanical Properties and Microstructure of Ti-6Al-4V Manufactured by Selective Laser Melting”. en. In : *Metallurgical and Materials Transactions A* 50.9 (sept. 2019), p. 4388-4409. ISSN : 1073-5623, 1543-1940. DOI : 10.1007/s11661-019-05322-w.
- [84] Nima SHAMSAEI et al. “An overview of Direct Laser Deposition for additive manufacturing ; Part II : Mechanical behavior, process parameter optimization and control”. en. In : *Additive Manufacturing* 8 (oct. 2015), p. 12-35. ISSN : 22148604. DOI : 10.1016/j.addma.2015.07.002.
- [85] Sarah WOLFF et al. “Anisotropic properties of directed energy deposition (DED)-processed Ti-6Al-4V”. en. In : *Journal of Manufacturing Processes* 24 (oct. 2016), p. 397-405. ISSN : 15266125. DOI : 10.1016/j.jmapro.2016.06.020.

- [86] Gerrit M. Ter HAAR et Thorsten H. BECKER. "Selective Laser Melting Produced Ti-6Al-4V : Post-Process Heat Treatments to Achieve Superior Tensile Properties". In : *Materials* 146 (2018).
- [87] Gilles POMEY et Henri-Paul LIEURADE. "Essais de fatigue". Français. In : *Techniques de l'Ingénieur*. Techniques de l'Ingénieur M130 V1 (1982).
- [88] Fei CAO et al. "A Review of the Fatigue Properties of Additively Manufactured Ti-6Al-4V". en. In : *JOM* 70.3 (mars 2018), p. 349-357. ISSN : 1047-4838, 1543-1851. DOI : 10.1007/s11837-017-2728-5.
- [89] Linkan BIAN, Scott M. THOMPSON et Nima SHAMSAEI. "Mechanical Properties and Microstructural Features of Direct Laser-Deposited Ti-6Al-4V". en. In : *JOM* 67.3 (mars 2015), p. 629-638. ISSN : 1047-4838, 1543-1851. DOI : 10.1007/s11837-015-1308-9.
- [90] Didier DUPRAT. "Fatigue et mécanique de la rupture des pièces en alliage léger". Français. In : *Techniques de l'Ingénieur*. Techniques de l'Ingénieur BM5052 V1 (1997).
- [91] Benjamin ELLYSON. "Étude du comportement en fatigue vibratoire de l'alliage de Titane Ti-6Al-4V produit par fabrication additive". Français. Thèse. École Polytechnique de Montréal, nov. 2016.
- [92] S. BERETTA et S. ROMANO. "A comparison of fatigue strength sensitivity to defects for materials manufactured by AM or traditional processes". en. In : *International Journal of Fatigue* 94 (jan. 2017), p. 178-191. ISSN : 01421123. DOI : 10.1016/j.ijfatigue.2016.06.020.
- [93] Amit BANDYOPADHYAY et al. "Influence of deposition orientation on fatigue response of LENS<sup>TM</sup> processed Ti6Al4V". en. In : *Materials Letters* 255 (nov. 2019), p. 126541. ISSN : 0167577X. DOI : 10.1016/j.matlet.2019.126541.
- [94] A. W. PRABHU et al. "Effect of microstructure and defects on fatigue behaviour of directed energy deposited Ti-6Al-4V". en. In : *Science and Technology of Welding and Joining* 20.8 (nov. 2015), p. 659-669. ISSN : 1362-1718, 1743-2936. DOI : 10.1179/1362171815Y.0000000050.
- [95] E. AMSTERDAM et G. A. KOOL. "High Cycle Fatigue of Laser Beam Deposited Ti-6Al-4V and Inconel 718". en. In : *ICAF 2009, Bridging the Gap between Theory and Operational Practice*. Sous la dir. de M. J. BOS. Dordrecht : Springer Netherlands, 2009, p. 1261-1274. ISBN : 978-90-481-2745-0 978-90-481-2746-7. DOI : 10.1007/978-90-481-2746-7\_71.
- [96] K MERTOVA, J DZUGAN et M ROUDNICKA. "Fatigue properties of SLM-produced Ti6Al4V with various post-processing processes". In : *IOP Conference Series : Materials Science and Engineering* 461 (déc. 2018), p. 012052. ISSN : 1757-899X. DOI : 10.1088/1757-899X/461/1/012052.
- [97] P. EDWARDS et M. RAMULU. "Fatigue performance evaluation of selective laser melted Ti-6Al-4V". en. In : *Materials Science and Engineering : A* 598 (mars 2014), p. 327-337. ISSN : 09215093. DOI : 10.1016/j.msea.2014.01.041.
- [98] Eric WYCISK et al. "Effects of Defects in Laser Additive Manufactured Ti-6Al-4V on Fatigue Properties". en. In : *Physics Procedia* 56 (2014), p. 371-378. ISSN : 18753892. DOI : 10.1016/j.phpro.2014.08.120.
- [99] Eric WYCISK et al. "High Cycle Fatigue (HCF) Performance of Ti-6Al-4V Alloy Processed by Selective Laser Melting". In : *Advanced Materials Research* 816-817 (sept. 2013), p. 134-139. ISSN : 1662-8985. DOI : 10.4028/www.scientific.net/AMR.816-817.134.
- [100] Sarah BAGEHORN et al. "Surface finishing of additive manufactured Ti-6Al-4V - a comparison of electrochemical and mechanical treatments". In : *Structure and Materials*. Krakau, Poland, juin 2015.
- [101] K MERTOVA, J DZUGAN et M ROUDNICKA. "Fatigue properties of SLM-produced Ti6Al4V with various post-processing processes". In : *IOP Conference Series : Materials Science and Engineering* 461 (déc. 2018), p. 012052. ISSN : 1757-899X. DOI : 10.1088/1757-899X/461/1/012052.
- [102] N. E. FROST. "A Relation between the Critical Alternating Propagation Stress and Crack Length for Mild Steel". en. In : *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers* 173.1 (juin 1959), p. 811-836. ISSN : 0020-3483, 2058-1203. DOI : 10.1243/PIME\_PROC\_1959\_173\_065\_02.
- [103] H. KITAGAWA et S. TAKAHASHI. "Applicability of fracture mechanics to very small cracks or the cracks in the early stages". In : *Proceedings of 2nd international conference on mechanical behavior of materials*. Boston, 1976, p. 627-631.

- [104] R.A. SMITH et K.J. MILLER. “Prediction of fatigue regimes in notched components”. en. In : *International Journal of Mechanical Sciences* 20.4 (jan. 1978), p. 201-206. ISSN : 00207403. DOI : 10.1016/0020-7403(78)90082-6.
- [105] M.H. EL HADDAD, T.H. TOPPER et K.N. SMITH. “Prediction of non propagating cracks”. en. In : *Engineering Fracture Mechanics* 11.3 (jan. 1979), p. 573-584. ISSN : 00137944. DOI : 10.1016/0013-7944(79)90081-X.
- [106] D TAYLOR. “Prediction of fatigue failure location on a component using a critical distance method”. In : *International Journal of Fatigue* 22.9 (oct. 2000), p. 735-742. ISSN : 01421123. DOI : 10.1016/S0142-1123(00)00062-1.
- [107] Tomokazu MATAKE. “An Explanation on Fatigue Limit under Combined Stress”. en. In : *Bulletin of JSME* 20.141 (1977), p. 257-263. ISSN : 0021-3764, 1881-1426. DOI : 10.1299/jsme1958.20.257.
- [108] MACHA et SONSINO. “Energy criteria of multiaxial fatigue failure”. en. In : *Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures* 22.12 (déc. 1999), p. 1053-1070. ISSN : 8756-758X, 1460-2695. DOI : 10.1046/j.1460-2695.1999.00220.x.
- [109] G. SINES. “Behavior of metals under complex static and alternating stresses”. In : *Metal Fatigue* (1959).
- [110] B. CROSSLAND. “Effect of large hydrostatic pressures on the torsional fatigue strength of an alloy steel”. In : *Proceedings of the International Conference on Fatigue of Metals*. Institution of Mechanical Engineers. London, 1956, p. 138-149.
- [111] Bastien VAYSSETTE et al. “Numerical modelling of surface roughness effect on the fatigue behavior of Ti-6Al-4V obtained by additive manufacturing”. en. In : *International Journal of Fatigue* 123 (juin 2019), p. 180-195. ISSN : 01421123. DOI : 10.1016/j.ijfatigue.2019.02.014.
- [112] Sarah MILHOMME et al. “Influence of Machine Parameters on Ti-6Al-4V Small Sized Specimens Made by Laser Metal Powder Deposition”. In : *Advanced Materials Research* 1161 (mars 2021), p. 113-119. ISSN : 1662-8985. DOI : 10.4028/www.scientific.net/AMR.1161.113.
- [113] Andrea SALTELLI, Paola ANNONI et Beatrice D’HOMBRES. “How to avoid a perfunctory sensitivity analysis”. en. In : *Procedia - Social and Behavioral Sciences* 2.6 (2010), p. 7592-7594. ISSN : 18770428. DOI : 10.1016/j.sbspro.2010.05.133.
- [114] Bertrand IOOSS et Paul LEMAÎTRE. “A Review on Global Sensitivity Analysis Methods”. In : *Uncertainty Management in Simulation-Optimization of Complex Systems*. Sous la dir. de Gabriella DELLINO et Carlo MELONI. T. 59. Series Title : Operations Research/Computer Science Interfaces Series. Boston, MA : Springer US, 2015, p. 101-122. ISBN : 978-1-4899-7546-1 978-1-4899-7547-8. DOI : 10.1007/978-1-4899-7547-8\_5.
- [115] Stella Holzbach OLIVARI, Ana Sofia Clímaco Monteiro D’OLIVEIRA et Martin SCHULZ. “Additive Manufacturing of H11 with Wire-Based Laser Metal Deposition”. In : *Soldagem & Inspeção* 22.4 (déc. 2017), p. 466-479. ISSN : 1980-6973, 0104-9224. DOI : 10.1590/0104-9224/si2204.06.
- [116] Valentine CAZAUBON, Audrey ABI AKLE et Xavier FISCHER. “Method to define measurement uncertainty for design space exploration in additive manufacturing”. en. In : *Proceedings of the Design Society* 1 (août 2021), p. 2067-2076. ISSN : 2732-527X. DOI : 10.1017/pds.2021.468.
- [117] Ronald L. MOY, Li-Shya CHEN et Lie Jane KAO. “Multiple Linear Regression”. en. In : *Study Guide for Statistics for Business and Financial Economics*. Cham : Springer International Publishing, 2015, p. 223-240. ISBN : 978-3-319-11996-0 978-3-319-11997-7. DOI : 10.1007/978-3-319-11997-7\_15.
- [118] B. BEAUSIR et J.-J. FUNDENBERGER. *Analysis Tools for Electron and X-ray diffraction, ATEX - software*. www.atex-software.eu, 2017.
- [119] Alain LODINI et Thierry BAUDIN. *Rayonnement synchrotron, rayons X et neutrons au service des matériaux : analyse des contraintes et des textures*. French. OCLC : 847038507. Les Ulis : EDP Sciences, 2013. ISBN : 978-2-7598-0863-2 978-2-7598-0020-9.
- [120] NF EN ISO 6892-1. *Matériaux métalliques — Essai de traction — Partie 1 : Méthode d’essai à température ambiante*. Juill. 2016.
- [121] ISO 12107 :2012. *Metallic materials - Fatigue testing - Statistical planning and analysis of data*. Août 2012.

- [122] Lionel GÉLÉBART et Julien DEROUILLAT. “AMITEX\_FFTP - Simulations FFT massivement parallèles en mécanique des matériaux hétérogènes”. In : *CSMA 2017*. Giens, Var, France, mai 2017.
- [123] Ricardo A. LEBENSOHN, Anand K. KANJARLA et Philip EISENLOHR. “An elasto-viscoplastic formulation based on fast Fourier transforms for the prediction of micromechanical fields in polycrystalline materials”. en. In : *International Journal of Plasticity* 32-33 (mai 2012), p. 59-69. ISSN : 07496419. DOI : 10.1016/j.ijplas.2011.12.005.
- [124] Noël LAHELLEC et al. “Analysis of inhomogeneous materials at large strains using fast Fourier transform”. In : Stuttgart, Germany, 2003.
- [125] Helmi DEHMANI. “Étude de l’influence du procédé de poinçonnage sur la tenue en fatigue à grand nombre de cycles de tôles minces ferromagnétiques”. Français. Thèse de doct. Bordeaux : École Nationale Supérieure d’Arts et Métiers, juin 2016.

# Annexes

A.1 Certificat matière de la poudre utilisée pour les fabrications  
de pièces par LMD



**TEKNA ADVANCED MATERIALS INC.**  
2895 Industrial Blvd, Sherbrooke  
Québec, Canada, J1L 2T9  
Tel : (819) 820-7771, Fax: (819) 820-7779

**MATERIAL TEST CERTIFICATE**

**Product Name / Product no.:** TEKMAT™ Ti64-105/45 / Product no. 37891  
**Product Description:** Spherical Ti64 Powder  
**Particle Size Fraction:** -105 + 45 µm  
**Chemical Composition:** Ti-6%Al-4%V, meets ASTM-B348-13 Grade 23 & F3001-14  
**Lot no. / Lab no.:** 37891-MG18118 / 184227  
**Customer Name:** ESTIA  
**Customer Address:** Technopole Izarbel, 92 Allée Théodore Monod, 64210 Bidart, France  
**Customer PO no./QTY:** 80-2020-7241 / 65 kg

**Declaration of Conformity:** This lot is in conformance with the customer purchase order of item 37891 according to TEKNA specifications v37891-18-1.

**Physical Properties**

Analysis	Specification			Results	Meets Spec
Flow Test Insp. ASTM-B213	sec/50g (Hall)	≤30		24	Yes
Tap Density Insp. ASTM-B527	g/cm <sup>3</sup>	≥2.8		2.9	Yes
App. Density Insp. ASTM-B212	g/cm <sup>3</sup>	≥2.45		2.49	Yes
Particle Size Distribution by Laser Light Diffraction (Microtrac) Insp. ASTM-B522 / B821	Vol%	Min µm	Max µm	Results µm	Meets Spec
	D10	---	---	47.9	N/A
	D50	---	---	65.8	N/A
	D90	---	---	100.1	N/A
Particle Size Distribution by Sieve Analysis Insp. ASTM B214	Size µm	Min wt%	Max wt%	Results wt%	Meets Spec
	+105	---	5	3.3	Yes
	-105+45	90	---	94.0	Yes
	-45	---	5	2.7	Yes

**Chemical Composition**

Element	Method	Min	Max	Results	Meets Spec
Al	ICP-OES ASTM E2371	6.00	6.50	6.33	Yes
V	ICP-OES ASTM E2371	3.50	4.50	4.01	Yes
Fe	ICP-OES ASTM E2371	---	0.25	0.16	Yes
Y	ICP-OES ASTM E2371	---	0.005	<0.001	Yes
C	LECO ASTM E1941	---	0.08	<0.01	Yes
O	LECO ASTM E1409	---	0.10	0.07	Yes
N	LECO ASTM E1409	---	0.03	<0.01	Yes
H	LECO ASTM E1447	---	0.012	0.004	Yes
Others, each	ICP-MS Internal method	---	0.10	<0.02	Yes
Others, Total	ICP-MS Internal method	--	0.40	<0.10	Yes

Balance Titanium; All results in weight %

Completed by: \_\_\_\_\_  
 Validated by: \_\_\_\_\_  
 Analytical Services Director

Date: 2020-01-10  
 Date: 2020-01-10

This report is confidential and proprietary, and intended for the recipient of the product. If you receive in error you are prohibited from disclosing, copying, distributing, or using any of the information. The test report shall not be reproduced except in full, without the written approval of the laboratory. Please contact our office for instructions. This Material Certificate meets EN 10204 type 3.1 requirements.

## A.2 Analyse statistique de la corrélation entre la géométrie des cordons et les paramètres de premier ordre $P$ , $V$ et $D$ en LMD

La méthode de la régression linéaire multiple a été utilisée afin de corréler les résultats géométriques obtenus ( $H_d$ ,  $H_e$ ,  $l$  et  $\tau$ ) et les paramètres d'entrée ( $P$ ,  $V$  et  $D$ ) utilisés lors des campagnes d'essais réalisées sur les cordons unitaires. Pour chacune des grandeurs géométriques, les régressions ont été réalisées en fonction des paramètres  $P$ ,  $V$  et  $D$  dans un premier temps, puis en fonction de DME, DE et DSP afin de prendre en compte les interactions entre ces paramètres.

Cette méthode, basée sur les statistiques, est composée de plusieurs étapes. La première consiste à vérifier l'absence de corrélation entre les variables explicatives ( $P$ ,  $V$ ,  $D$  ou DME, DE, DSP) en utilisant le test de corrélation de Pearson. Ce coefficient permet de mesurer la dépendance linéaire entre deux variables, et se calcule avec la formule suivante :

$$r = \frac{Cov(X, Y)}{\sigma_X \times \sigma_Y} \quad (\text{A.2.1})$$

Avec  $X$  et  $Y$  les deux variables étudiées,  $\sigma_X$  et  $\sigma_Y$  les écarts-types de  $X$  et  $Y$ , et  $Cov(X, Y)$  la covariance de ces deux variables, définie par la formule suivante :

$$Cov(X, Y) = \left( \frac{1}{N} \times \sum_{i=1}^N X_i \times Y_i \right) - (\bar{X} \times \bar{Y}) \quad (\text{A.2.2})$$

Ce coefficient  $r$  varie entre -1 et 1, et est interprété de la façon suivante :

- lorsque  $r$  est proche ou égal à 0, il n'y a pas de relation linéaire entre les deux variables  $X$  et  $Y$  ;
- lorsque  $r$  est proche de -1, il existe une forte relation linéaire négative entre les variables  $X$  et  $Y$  ;
- lorsque  $r$  est proche de 1, il existe une forte relation linéaire positive entre les variables  $X$  et  $Y$ .

Ce même test est ensuite utilisé entre chaque variable explicative ( $P$ ,  $V$ ,  $D$ , DME, DE ou DSP) et chaque variable expliquée ( $H_d$ ,  $H_e$ ,  $l$  et  $\tau$ ). Les variables insuffisamment corrélées entre elles sont ensuite exclues de la régression. Les résultats utilisés pour l'analyse statistique sont donnés dans le Tableau 2.4 du chapitre 2 (page 60).

Deux cordons sont retirés de la régression linéaire multiple afin d'être utilisés comme points de vérification. Ces points permettront de vérifier la qualité des modèles en termes de prédiction de la géométrie de cordon. Les points ne doivent pas être choisis aux bornes des domaines de paramètres d'entrée (i.e. valeurs minimales et maximales de  $P$ ,  $V$ ,  $D$ , DME, DE ou DSP). Pour ces raisons, les cordons numéros 7 et 17 sont choisis comme points de vérification. Les régressions linéaires multiples seront donc réalisées avec les résultats de géométrie obtenus pour les points 1 à 6, 8 à 16 (sauf 9b) et 18 à 27, soit vingt-cinq mesures pour réaliser un premier modèle de prédiction des propriétés géométriques de cordons.

Les résultats des tests de corrélation de Pearson entre  $P$ ,  $V$  et  $D$  ou entre DME, DE et DSP montrent que ces variables explicatives n'ont pas de corrélations linéaires entre elles. Les résultats de ce même test statistique entre les variables cibles et les paramètres d'entrée sont donnés dans le Tableau A.2.1.

Les valeurs mises en évidence montrent des corrélations linéaires entre les valeurs concernées ( $|r| > 0,7$ ) avec des significativités statistiques satisfaisantes ( $p - \text{value} < 0,05$ ). Ces résultats montrent que, d'après les statistiques :

## A.2. ANALYSE STATISTIQUE DE LA CORRÉLATION ENTRE LA GÉOMÉTRIE DES CORDONS ET LES PARAMÈTRES DE PREMIER ORDRE $P$ , $V$ ET $D$ EN LMD

- la hauteur émergée  $H_e$  est corrélée avec la DSP ;
- la hauteur diluée  $H_d$  est corrélée avec la DME et la DE ;
- le taux de dilution  $\tau$  est corrélé avec le débit massique de poudre  $D$  d’une part, et avec la DME d’autre part ;
- la largeur  $l$  ne semble pas linéairement corrélée avec les entrées ( $P$ ,  $V$ ,  $D$  ou DME, DE, DSP).

	P	V	D	DME	DE	DSP
He	0,02 ( $9,2 \times 10^{-1}$ )	-0,53 ( $4,4 \times 10^{-3}$ )	0,60 ( $9,2 \times 10^{-4}$ )	-0,59 ( $1,3 \times 10^{-3}$ )	0,62 ( $5,0 \times 10^{-4}$ )	0,97 ( $9,1 \times 10^{-18}$ )
Hd	-0,20 ( $3,1 \times 10^{-1}$ )	-0,61 ( $7,0 \times 10^{-4}$ )	-0,68 ( $8,5 \times 10^{-5}$ )	0,73 ( $1,6 \times 10^{-5}$ )	0,71 ( $3,7 \times 10^{-5}$ )	0,06 ( $7,6 \times 10^{-1}$ )
$\tau$	-0,10 ( $6,2 \times 10^{-1}$ )	-0,23 ( $2,5 \times 10^{-1}$ )	-0,87 ( $5,7 \times 10^{-9}$ )	0,94 ( $8,2 \times 10^{-13}$ )	0,22 ( $2,6 \times 10^{-1}$ )	-0,45 ( $1,9 \times 10^{-2}$ )
l	0,00 ( $9,8 \times 10^{-1}$ )	-0,57 ( $1,9 \times 10^{-3}$ )	-0,44 ( $2,3 \times 10^{-2}$ )	0,63 ( $4,4 \times 10^{-4}$ )	0,62 ( $6,4 \times 10^{-4}$ )	0,14 ( $4,8 \times 10^{-1}$ )

TABLEAU A.2.1 – Coefficients de corrélation entre variables cibles et explicatives (Test de corrélation de Pearson,  $p$ -values entre parenthèses)

Des régressions suivant les corrélations précédemment identifiées ont été réalisées. Puis, des régressions multiples ont ensuite été effectuées avec tous les paramètres d’entrée afin d’observer si la qualité des modèles de prédiction est améliorée grâce à la prise en compte de tous les phénomènes physiques.

La méthode d’évaluation de la qualité du modèle est développée dans la section 1.2.4 du chapitre 2 (page 58).

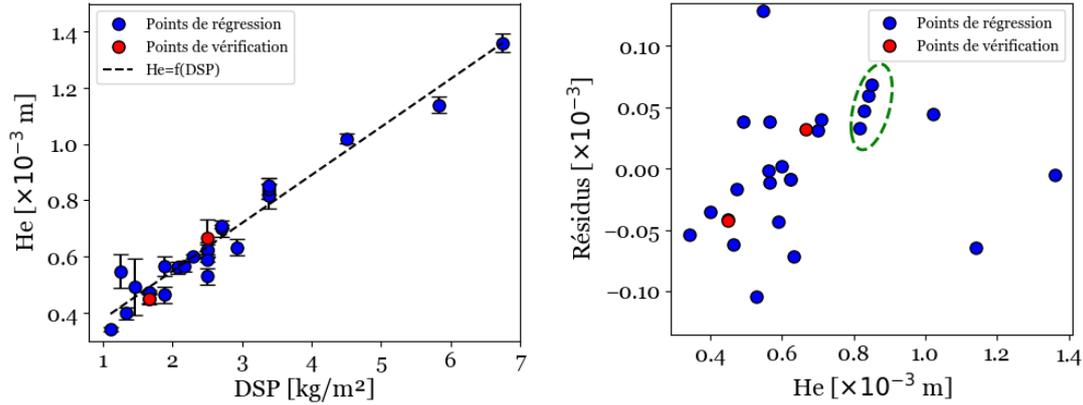
### A.2.1 Modèles de prédiction de la hauteur émergée

Les résultats des tests de corrélation de Pearson (Tableau A.2.1) montrent une forte corrélation linéaire entre  $H_e$  et DSP. Cette dépendance s’explique par le fait que l’ajout de poudre permet d’augmenter la hauteur de cordon réalisée. La régression linéaire de cette fonction donne l’équation suivante :

$$H_e = 2,06 \times 10^{-4} + 1,71 \times 10^{-4} \times \text{DSP} \quad (R^2 = 0,95) \quad (\text{A.2.3})$$

La représentation graphique de cette régression linéaire et le graphique des résidus associé sont donnés en Figure A.2.1.

La qualité de la régression semble satisfaisante au vue de la valeur du coefficient de détermination  $R^2$  obtenu proche de 1. Le graphique des résidus montre des valeurs résiduelles distribuées de manière aléatoire, exceptée une zone entourée en pointillés dans laquelle un motif linéaire semble apparaître (pour les hauteurs émergées comprises en 0,8 et 0,9 mm). Le calcul des hauteurs émergées des points de vérification choisis donne des résultats prometteurs (cf. Tableau A.2.2), avec des erreurs inférieures à 10%. De manière générale, la valeur moyenne des erreurs de prédiction (des points utilisés pour la régression et des points de vérification) est inférieure à 10%, et seulement cinq prédictions sur vingt-sept ont obtenu une erreur supérieure à 10% par rapport à la valeur expérimentale (cf. Tableau A.2.3). Ces résultats peuvent être considérés comme satisfaisants pour une première proposition de modèle de prédiction. En revanche, certaines prédictions ont une erreur de plus de 23% comparée à la valeur expérimentale obtenue, ce qui pourrait être amélioré. En termes de phénomènes physiques, même si la hauteur de cordons



(a) Points expérimentaux et régression linéaire (b) Graphique des résidus associé au modèle

FIGURE A.2.1 – Graphiques relatifs au modèle  $H_e = f(\text{DSP})$  (Éq. A.2.3)

obtenue et la densité surfacique de poudre semblent fortement liées, il est difficile d'exclure que les autres paramètres influent aussi sur cette propriété géométrique.

Expérience n°	7	17
$H_e$ expérimental (mm)	0,665	0,448
$H_e$ calculé d'après l'équation (A.2.3) (mm)	0,633	0,491
Erreur de prédiction $\delta$	4,8%	9,6%

TABLEAU A.2.2 – Prédictions des hauteurs émergées des points de vérification

Des régressions linéaires multiples sont donc effectuées afin de prendre en compte tous les facteurs d'influence, puis d'observer si la qualité des modèles en est améliorée. Ces régressions de  $H_e$  en fonction de  $P$ ,  $V$  et  $D$  puis en fonction de DME, DE et DSP donnent les relations suivantes :

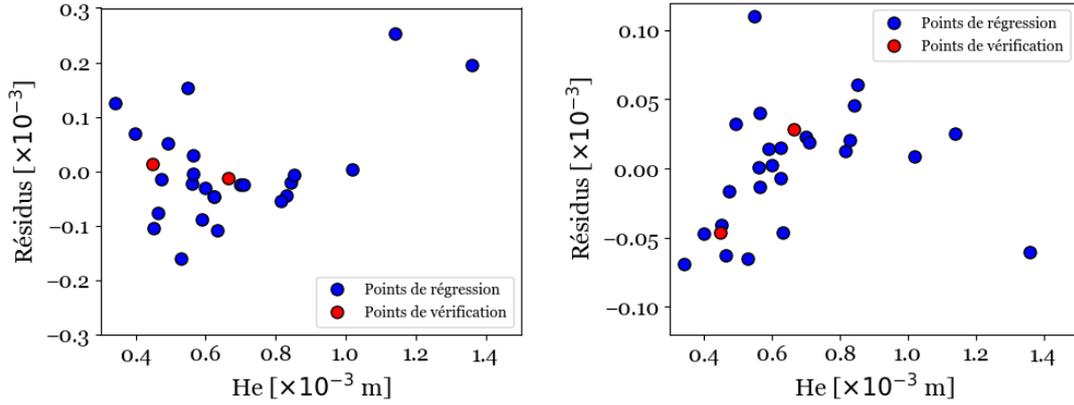
$$H_e = 7,51 \times 10^{-4} - 5,09 \times 10^{-8} \times P - 1,71 \times 10^{-2} \times V + 2,83 \times D \quad (R^2 = 0,83) \quad (\text{A.2.4})$$

$$H_e = 1,48 \times 10^{-4} + 1,08 \times 10^{-11} \times \text{DME} - 7,83 \times 10^{-12} \times \text{DE} + 2,20 \times 10^{-4} \times \text{DSP} \quad (R^2 = 0,97) \quad (\text{A.2.5})$$

Les graphiques des résidus de ces régressions sont donnés en Figure A.2.2.

Les coefficients de détermination  $R^2$  de ces modèles sont satisfaisants (proches de 1). La prise en compte de tous les facteurs pour la régression dans le domaine DME, DE et DSP a permis d'augmenter la valeur du coefficient de détermination par rapport au premier modèle (de 0,95 à 0,97). Les hauteurs émergées des points de vérification sont calculées à partir de chacun des modèles. Les valeurs obtenues sont, pour les points 7 et 27, respectivement : 0,667 mm et 0,435 mm avec le modèle de prédiction fonction de  $P$ ,  $V$  et  $D$  (soit 1,8% et 2,9% d'erreur), et 0,637 mm et 0,494 mm pour le modèle de prédiction en fonction de DME, DE et DSP (soit 4,3% et 10,3% d'erreur). La prédiction des points n'ayant pas été pris en compte pour créer la régression est donc meilleure pour le modèle en fonction des paramètres machines.

L'analyse des erreurs globales (cf. Tableau A.2.3) montre que c'est le modèle de prédiction de la hauteur émergée en fonction de la DME, la DE et la DSP qui donne l'erreur moyenne de prédiction la plus faible, l'erreur maximale (tous points confondus) est aussi la moins élevée.



(a) Modèle  $H_e = f(P, V, D)$  (Éq. A.2.4)      (b) Modèle  $H_e = f(DME, DE, DSP)$  (Éq. A.2.5)

FIGURE A.2.2 – Graphiques des résidus relatifs aux régressions multiples de  $H_e$

Régression	$H_e = f(DSP)$ (Éq. A.2.3)	$H_e = f(P, V, D)$ (Éq. A.2.4)	$H_e = f(DME, DE, DSP)$ (Éq. A.2.5)
$\delta$ moyen	7,1%	10,8%	6,1%
$\delta$ max.	23,4%	36,9%	20,3%
$\delta$ min.	0,3%	0,3%	0,1%
Nombre de prédictions avec $\delta > 10\%$	5/27	11/27	6/27

TABLEAU A.2.3 – Erreurs de prédiction  $\delta$  des modèles pour la hauteur émergée

L'équation (A.2.5) exprimant la hauteur émergée de cordons en fonction de la densité masique d'énergie, de la densité d'énergie et de la densité surfacique de poudre donne des résultats satisfaisants pour un premier modèle de prédiction. Cependant, plus de points de mesure seraient nécessaires pour améliorer la pertinence du modèle.

## A.2.2 Modèles de prédiction de la hauteur diluée

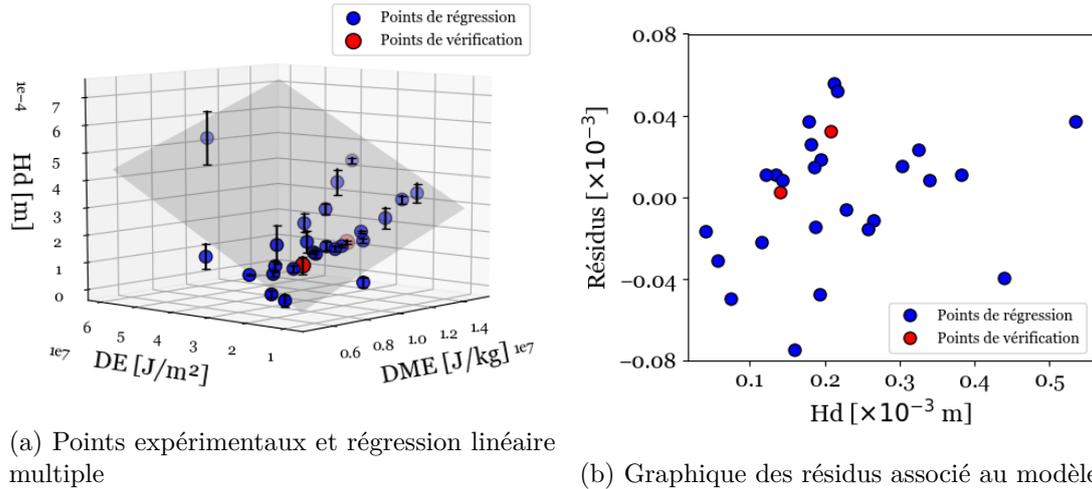
Le test de corrélation de Pearson (Tableau A.2.1) montre que la hauteur diluée est linéairement corrélée avec la DME et DE. Des régressions linéaires multiples ont été réalisées pour corréler  $H_d$  avec la DME et DE dans un premier temps, puis avec la DME, la DE et la DSP et avec  $P$ ,  $V$  et  $D$  dans un second temps. Les équations obtenues sont, respectivement :

$$H_d = -2,02 \times 10^{-4} + 2,76 \times 10^{-11} \times DME + 8,39 \times 10^{-12} \times DE \quad (R^2 = 0,92) \quad (\text{A.2.6})$$

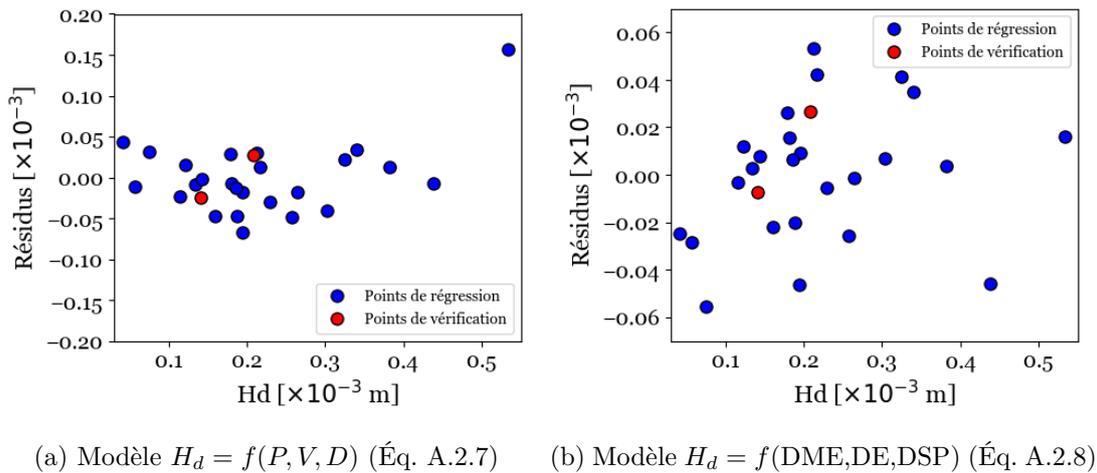
$$H_d = 2,44 \times 10^{-4} + 3,43 \times 10^{-7} \times P - 8,39 \times 10^{-3} \times V - 1,40 \times D \quad (R^2 = 0,86) \quad (\text{A.2.7})$$

$$H_d = -9,10 \times 10^{-5} + 1,54 \times 10^{-11} \times DME + 1,31 \times 10^{-11} \times DE - 3,92 \times 10^{-5} \times DSP \quad (R^2 = 0,94) \quad (\text{A.2.8})$$

La représentation graphique de la première régression (équation (A.2.6)) et le graphique des résidus associés à ce modèle sont donnés en Figure A.2.3. Ce graphique montre que l'équation de plan A.2.6 correspond à la tendance des points expérimentaux. Le graphique des résidus de la régression montre une distribution aléatoire et assez symétrique des résidus, signe de bonne qualité de régression. Cependant, les calculs des hauteurs diluées pour les points de vérification donnent respectivement 1,9% et 15,6% d'erreur par rapport à la valeur obtenue expérimentalement.

FIGURE A.2.3 – Graphiques relatifs au modèle  $H_d = f(\text{DME}, \text{DE})$  (Éq. A.2.6)

Les graphiques des résidus associés aux régressions (A.2.7) et (A.2.8) sont donnés en Figure A.2.4. Ces graphiques montrent une bonne distribution des résidus, excepté un point aberrant pour la régression de  $H_d$  en fonction de  $P$ ,  $V$  et  $D$ .

FIGURE A.2.4 – Graphiques des résidus relatifs aux régressions multiples de  $H_d$ 

Le Tableau A.2.4 synthétise les erreurs de prédiction moyennes, maximales, minimales et le nombre de prédictions obtenues avec une erreur supérieure à 10% pour chacun des modèles de calcul de la hauteur diluée.

Régression	$H_d = f(\text{DME}, \text{DE})$ (Éq. A.2.6)	$H_d = f(P, V, D)$ (Éq. A.2.7)	$H_d = f(\text{DME}, \text{DE}, \text{DSP})$ (Éq. A.2.8)
$\delta$ moyen	16,6%	18,0%	14,8%
$\delta$ max.	66,5%	104,5%	74,2%
$\delta$ min.	1,9%	1,5%	0,5%
Nombre de prédictions avec $\delta > 10\%$	11/27	17/27	13/27

TABLEAU A.2.4 – Erreurs de prédiction  $\delta$  des modèles pour la hauteur diluée

## A.2. ANALYSE STATISTIQUE DE LA CORRÉLATION ENTRE LA GÉOMÉTRIE DES CORDONS ET LES PARAMÈTRES DE PREMIER ORDRE $P$ , $V$ ET $D$ EN LMD

L'analyse des erreurs montre que la régression de  $H_d$  en fonction de  $P$ ,  $V$  et  $D$  donne des erreurs élevées. En effet, l'erreur de prédiction moyenne et l'erreur maximale sont trop élevées pour que la régression soit considérée comme représentative. La troisième régression, exprimant  $H_d$  en fonction de la DME, la DE et la DSP, permet de diminuer l'erreur moyenne de prédiction comparé à la régression exprimée en fonction de DME et DE. Cependant, l'erreur maximale et le nombre de prédictions avec une erreur supérieure à 10% comparée aux résultats expérimentaux sont plus élevés.

Les relations pour le calcul de la hauteur diluée donnent des prédictions avec des erreurs assez élevées. Ceci peut être dû au faible nombre de points pris en compte, à la méthode de mesure de la hauteur diluée pouvant entraîner une erreur de mesure conséquente, ou encore à l'augmentation de la température du substrat malgré les découpes entre les emplacements de cordons.

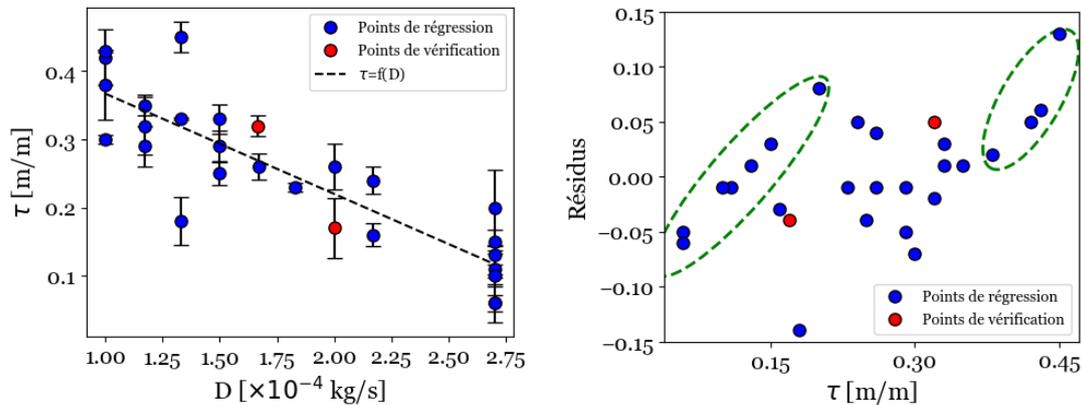
### A.2.3 Modèles de prédiction du taux de dilution

Le Tableau A.2.1 montre que le taux de dilution  $\tau$  semble être fortement linéairement corrélé avec le débit de poudre  $D$  ou avec la DME. Les régressions linéaires en fonction de ces paramètres sont données ci-dessous :

$$\tau = 5,14 \times 10^{-1} - 1,47 \times 10^3 \times D \quad (R^2 = 0,76) \quad (\text{A.2.9})$$

$$\tau = -8,18 \times 10^{-2} + 3,82 \times 10^{-8} \times \text{DME} \quad (R^2 = 0,88) \quad (\text{A.2.10})$$

Les représentations graphiques de ces régressions ainsi que leur graphique des résidus sont données en Figure A.2.5 et Figure A.2.6 respectivement.



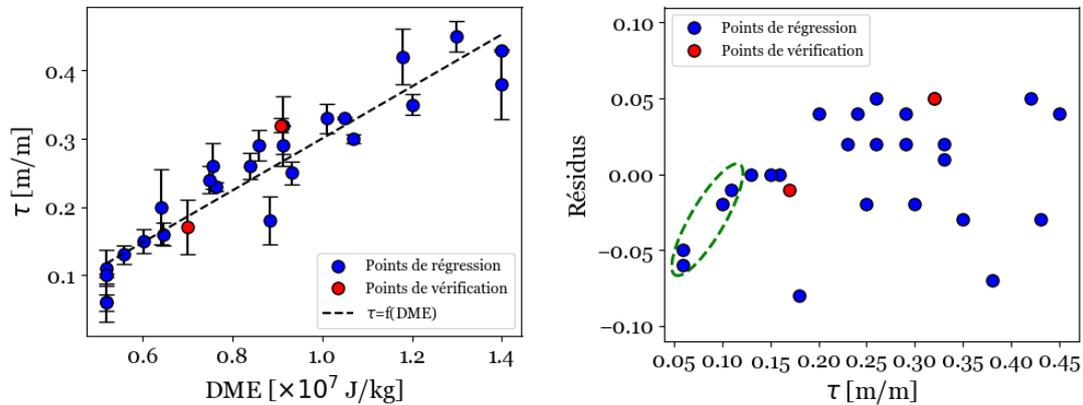
(a) Points expérimentaux et régression linéaire (b) Graphique des résidus associé au modèle

FIGURE A.2.5 – Graphiques relatifs au modèle  $\tau = f(D)$  (Éq. A.2.9)

La Figure A.2.5a montre que le taux de dilution décroît quand la densité de poudre augmente. En termes physiques, ceci s'explique par le fait qu'augmenter la quantité de poudre à fondre diminue la quantité d'énergie disponible pour diluer le cordon dans le substrat. Cependant, même si la tendance générale des points est respectée avec cette régression, il est visible graphiquement que le débit de poudre n'est pas le seul facteur influent sur le taux de dilution. Par exemple, pour les échantillons fabriqués avec un débit de  $D=1,33 \times 10^{-4}$  kg.s<sup>-1</sup> (expériences numéros 3; 16 et 23), les taux de dilution obtenus sont très différents (respectivement 0,33; 0,18 et 0,45). Ceci est dû aux variations de la puissance et de la vitesse de balayage. De plus, le

graphique des résidus de cette régression fait apparaître des tendances dans les points pour les taux de dilution les plus faibles et les plus élevés (zones en pointillés). Ceci montre que la qualité de la régression n'est pas suffisante.

L'équation (A.2.9) de la régression a ensuite été utilisée pour calculer les taux de dilution des échantillons de vérification. Les valeurs obtenues sont respectivement 0,22 et 0,27 pour les expérimentations 7 et 27. Les erreurs obtenues, respectivement 25,6% et 15,4%, sont trop élevées pour que les prédictions soient considérées comme pertinentes. Le Tableau A.2.5 synthétise les erreurs de prédiction des différents modèles (points des régressions et de vérification). Les erreurs de prédiction issues de ce modèle varient entre 2,1% et 108,6%, avec une valeur moyenne égale à 22,6%. Ces valeurs sont trop élevées pour qualifier le modèle de convenable. De plus, dix-neuf des vingt-sept prédictions ont une erreur supérieure à 10%.



(a) Points expérimentaux et régression linéaire (b) Graphique des résidus associé au modèle

FIGURE A.2.6 – Graphiques relatifs au modèle  $\tau = f(\text{DME})$  (Éq. A.2.10)

Le graphique du taux de dilution en fonction de la densité massique d'énergie (Figure A.2.6a) montre que  $\tau$  augmente avec la DME. Le graphique des résidus (Figure A.2.6b) présente des points répartis aléatoirement, excepté pour les faibles valeurs de taux de dilution où un motif semble apparaître (zone en pointillés). Cela indique que le modèle peut être amélioré. Le taux de dilution des échantillons de vérification a été calculé à partir de l'équation (A.2.10). Les taux de dilution prédits sont égaux à 0,19 et 0,26, alors que les valeurs expérimentales obtenues sont de 0,17 et 0,32 pour les expérimentations 7 et 17, respectivement. Les erreurs de prédiction pour ces deux points sont donc de 6,3% et 16,5%. De plus, l'erreur moyenne de prédiction des points à partir de ce modèle (cf. Tableau A.2.5), égale à 17,5%, est trop élevée pour être considérée comme acceptable.

La méthode de la régression linéaire multiple est ensuite appliquée en considérant tous les paramètres d'entrée. Les équations sont données ci-dessous :

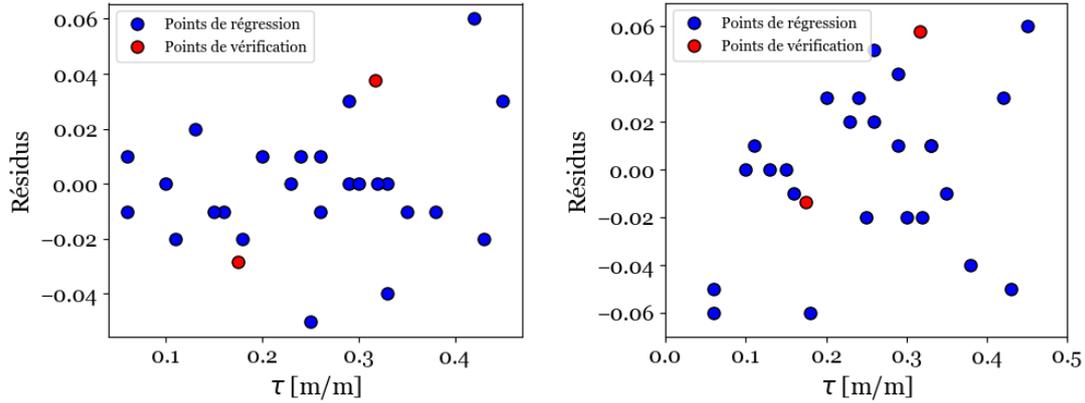
$$\tau = 1,80 \times 10^{-1} + 3,59 \times 10^{-4} \times P - 3,13 \times V - 1,87 \times 10^3 \times D \quad (R^2 = 0,97) \quad (\text{A.2.11})$$

$$\tau = -1,70 \times 10^{-2} + 2,72 \times 10^{-8} \times \text{DME} + 5,60 \times 10^{-9} \times \text{DE} - 3,33 \times 10^{-2} \times \text{DSP} \quad (R^2 = 0,91) \quad (\text{A.2.12})$$

Les graphiques des résidus pour ces régressions sont donnés en Figure A.2.7.

La prise en compte de tous les paramètres a permis d'augmenter les coefficients de détermination des régressions par rapport aux modèles ne considérant que les valeurs suffisamment corrélées d'après le test de corrélation de Pearson. Les graphiques des résidus de ces deux nouvelles régressions montrent des points répartis de manière aléatoire et plutôt symétrique, en

## A.2. ANALYSE STATISTIQUE DE LA CORRÉLATION ENTRE LA GÉOMÉTRIE DES CORDONS ET LES PARAMÈTRES DE PREMIER ORDRE $P$ , $V$ ET $D$ EN LMD



(a) Modèle  $\tau = f(P, V, D)$  (Éq. A.2.11)      (b) Modèle  $\tau = f(DME, DE, DSP)$  (Éq. A.2.12)

FIGURE A.2.7 – Graphiques des résidus relatifs aux régressions multiples de  $\tau$

particulier pour l'expression de  $\tau$  en fonction de  $P$ ,  $V$  et  $D$ , signe de bonne qualité de régression.

Les valeurs de prédiction des points de vérification 7 et 17 à partir de ces modèles sont, respectivement : 16,2% et 11,8% d'erreur selon l'expression en fonction de  $P$ ,  $V$  et  $D$ , et 7,9% et 18,3% d'erreur selon le modèle fonction de DME, DE et DSP. Ces valeurs sont moins élevées que celles calculées à partir des équations précédentes (A.2.9) et (A.2.10), mais sont toujours relativement hautes.

Le Tableau A.2.5 permet de comparer les erreurs des prédictions  $\tau$  calculées à partir de ces quatre régressions.

Régression	$\tau = f(D)$ (Éq. A.2.9)	$\tau = f(DME)$ (Éq. A.2.10)	$\tau = f(P, V, D)$ (Éq. A.2.11)	$\tau = f(DME, DE, DSP)$ (Éq. A.2.12)
$\delta$ moyen	22,6%	17,5%	7,6%	15,1%
$\delta$ max.	108,6%	108,9%	18,1%	102,5%
$\delta$ min.	2,1%	1,3%	0,5%	1,1%
Nombre de prédictions avec $\delta > 10\%$	19/27	13/27	9/27	10/27

TABLEAU A.2.5 – Erreurs de prédiction  $\delta$  des modèles pour le taux de dilution

La régression linéaire multiple permet de réduire le pourcentage d'erreur de prédiction dans les deux cas (dans le domaine de  $P$ ,  $V$  et  $D$  ou dans celui de DME, DE et DSP). Cependant, exprimer le taux de dilution en fonction des paramètres machines ( $P$ ,  $V$  et  $D$ ) donne une meilleure précision de la prédiction. En effet, c'est ce modèle qui donne les valeurs d'erreurs les plus basses en termes de moyenne, erreurs maximale, minimale et nombre de prédictions dont l'erreur est supérieure à 10%.

### A.2.4 Modèles de prédiction de la largeur de cordon

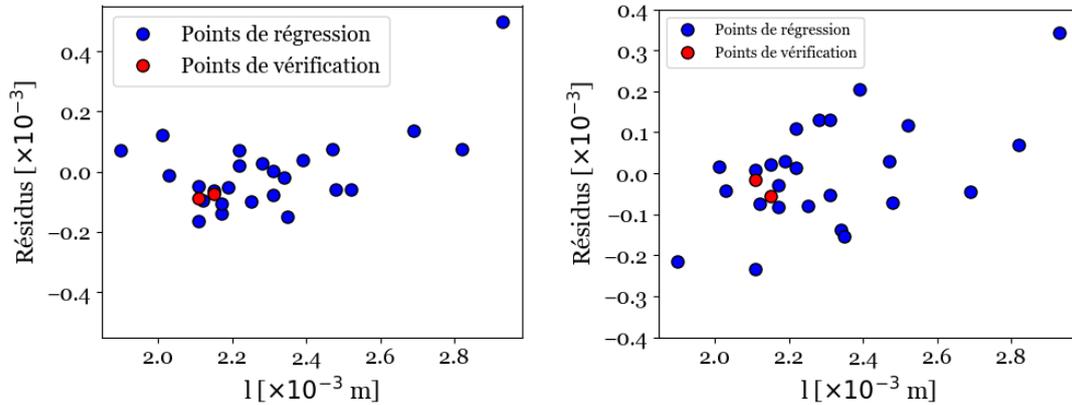
Les résultats des tests de corrélation de Pearson (Tableau A.2.1) indiquent que les largeurs des cordons ne semblent être corrélés avec aucun des paramètres étudiés. Les corrélations linéaires

multiples sont réalisées en fonction des paramètres machine puis des combinaisons de facteurs. Les relations obtenues sont les suivantes :

$$l = 1,99 \times 10^{-3} + 9,27 \times 10^{-7} \times P - 1,89 \times 10^{-2} \times V - 2,27 \times D \quad (R^2 = 0,70) \quad (\text{A.2.13})$$

$$l = 1,22 \times 10^{-3} + 8,57 \times 10^{-11} \times \text{DME} + 1,15 \times 10^{-12} \times \text{DE} + 1,14 \times 10^{-4} \times \text{DSP} \quad (R^2 = 0,72) \quad (\text{A.2.14})$$

Les graphiques des résidus pour chacune de ces corrélations sont donnés en Figure A.2.8.



(a) Modèle  $l = f(P, V, D)$  (Éq. A.2.13)      (b) Modèle  $l = f(\text{DME}, \text{DE}, \text{DSP})$  (Éq. A.2.14)

FIGURE A.2.8 – Graphiques des résidus relatifs aux régressions multiples de  $\tau$

Ces graphiques montrent une distribution acceptable des points, excepté un point aberrant pour chaque modèle (pour  $l = 2,93 \times 10^{-3}$  m). Les prédictions des largeurs des points 7 et 17 donnent des erreurs respectives de 4,2% et 3,4% pour la régression en fonction de  $P$ ,  $V$  et  $D$ , et 0,7% et 2,6% pour celle fonction de DME, DE et DSP. Le Tableau A.2.6 récapitule les informations sur les erreurs de prédiction obtenues avec ces deux modèles. Les résultats sont prometteurs, puisque les valeurs moyennes des erreurs sont inférieures à 5%, et seulement une ou trois prédictions sur les vingt-sept expérimentations ont une erreur supérieure à 10%.

Régression	$l = f(P, V, D)$ (Éq. A.2.13)	$l = f(\text{DME}, \text{DE}, \text{DSP})$ (Éq. A.2.14)
$\delta$ moyen	3,8%	4,0%
$\delta$ max.	17,1%	11,7%
$\delta$ min.	0,1%	0,4%
Nombre de prédictions avec $\delta > 10\%$	1/27	3/27

TABEAU A.2.6 – Erreurs de prédiction  $\delta$  des modèles pour la largeur de cordons

## A.2.5 Conclusion

La méthode de la régression linéaire multiple a été utilisée afin de proposer des premiers modèles de prédiction de géométrie des cordons obtenus avec le procédé LMD. Cette méthode présente l'avantage de réaliser des corrélations simples (linéaires), afin de vérifier si ces modèles permettent d'expliquer l'évolution de la géométrie des cordons obtenus en fonction des paramètres d'entrée. Des régressions ont été réalisées en ne considérant que les variables explicatives

## A.2. ANALYSE STATISTIQUE DE LA CORRÉLATION ENTRE LA GÉOMÉTRIE DES CORDONS ET LES PARAMÈTRES DE PREMIER ORDRE $P$ , $V$ ET $D$ EN LMD

---

fortement linéairement corrélées (d'après les résultats des tests de corrélation de Pearson), puis en prenant tous les facteurs d'entrée en compte. La considération de toutes les variables explicatives a permis d'obtenir des modèles de prédiction de meilleure qualité de manière générale. Les régressions en fonction de  $P$ ,  $V$  et  $D$  ont permis d'obtenir des relations entre les géométries obtenues et les paramètres de premier ordre du procédé, tandis que les régressions en fonction des combinaisons de facteurs ont conduit à l'obtention de relations entre ces mêmes géométries et  $PD^{-1}$  pour DME,  $PV^{-1}$  pour DE et  $DV^{-1}$  pour DSP.

Les modèles les plus pertinents donnent les relations (A.2.5), (A.2.8), (A.2.11) et (A.2.13), utilisés dans la section 1.2.6 du chapitre 2.

### **A.3 Protocole de fabrication des pièces LMD**

Document en page suivante.

**Protocole de Fabrication - Blocs X à X du Lot X**

Dates : **XX/XX/XXXX au XX/XX/XXXX**  
 Nom et prénom de l'utilisateur Machine : **XXXXXXXXX**  
 Protocole rédigé par : Sarah Milhomme

Le protocole ci-dessous a été écrit afin de d'homogénéiser et d'assurer un suivi du processus de fabrication des blocs pour le prélèvement d'éprouvettes d'essais mécaniques pour la Thèse 3 du projet OCEAN. Chaque étape doit être respectée. Toutes les cases intitulées « **relevés** » doivent être remplie au cours du cycle de fabrication. **TOUTE ETAPE AJOUTÉE OU CHANGEMENT JUGÉ NÉCESSAIRE ET URGENT DOIT ÊTRE RENSEIGNÉ DANS LA RUBRIQUE COMMENTAIRES A LA FIN DU DOCUMENT. CES COMMENTAIRES DEVRONT ÊTRE COPIÉS SUR LE DOCUMENT « RAPPORT DE FABRICATION ».**

Informations	
Poudre utilisée (Nuance, référence, n° lot) :	Ti-6Al-4V, TEKMAT™ Ti64-105/45, 37891-MG18118 / 184227
Machine utilisée :	BeAM Magic 800 (Addimadour)

**Jour 1 : Préparation**

1. Enregistrez-sous le document remplaçant les « X » par les données correspondantes (date sous le format AAAAMMJJ, n° de lot, n° de blocs)
2. Remplacer les « X » dans le titre et le premier encadré du document par les données correspondantes (n° blocs, n° lot, dates, nom et prénom utilisateur)

**A. Grammage**

**A1.** Vérifier que la chambre de fabrication ainsi que le bol et le système de distribution de poudre ont été correctement nettoyés (si utilisés avec une autre poudre précédemment). Si besoin, effectuer le nettoyage en suivant le protocole dédié.



**A2.** Remplir le bol de distribution de poudre. Prendre une photographie du niveau de poudre et l'insérer ci-contre.



**A3.** Noter le numéro de pot de poudre utilisé, et le niveau restant sur le pot en question.

Pot n°.....

**A4.** Vérifier que le circuit de distribution de la buse 24Vx est branchée au système de distribution (tuyau repéré vert et jaune).

**A5.** Allumer la balance et noter la masse du réceptacle utilisé pour la phase de grammage ci-contre. Tarer la balance.

**Relevé (utilisation pot VIDE)**  
 $m_{VIDE} = \dots\dots\dots$  g

**A6.** Positionner le réceptacle sur le plateau, dans la chambre de fabrication de la machine. Positionner la buse (24Vx) au-dessus du réceptacle (Mode JOG, puis déplacements manuels en X, Y et Z).



**A7.** Sur l'écran de contrôle, charger le programme grammage24Vx. Corrigez ce programme avec le pourcentage de rotation de plateau désiré (« corr. Prog. » puis changer valeur H51) et vérifier les commandes de temps (F...) : la poudre doit être déversée à côté du réceptacle pendant 20 sec (F20), puis dans le réceptacle pendant 60 sec (F60). Charger le programme.

<p><b>A8.</b> Fermer toutes les portes, puis verrouiller la machine (clé ouverture porte sur <b>Non</b>). Lancer un programme de grammage. Vérifier au niveau du système de distribution que la poudre s'écoule bien et de manière homogène. Une fois le programme terminé, autoriser l'ouverture des portes et récupérer le réceptacle.</p>	
<p><b>A9.</b> Peser le réceptacle, et <b>relever</b> la valeur obtenue. Cette valeur doit être comprise entre 11,0 et 11,4 g. Si cette valeur est comprise dans cet intervalle, relever la première valeur (la masse obtenue en 1 minute correspond directement au débit en g/min). Si elle ne l'est pas, noter la masse obtenue et la consigne de rotation du plateau ci-contre, puis corriger la consigne rotation du plateau dans le programme pour un nouvel essai.</p>	<p><b>Relevés</b> Pesée n°1 : <math>m_1 = \dots\dots\dots</math> g ; <math>rot_1 = \dots\dots</math> %rot Pesée n°2 : <math>m_2 = \dots\dots\dots</math> g ; <math>rot_2 = \dots\dots</math> %rot Pesée n°3 : <math>m_3 = \dots\dots\dots</math> g ; <math>rot_3 = \dots\dots</math> %rot Pesée n°4 : <math>m_4 = \dots\dots\dots</math> g ; <math>rot_4 = \dots\dots</math> %rot Pesée n°5 : <math>m_5 = \dots\dots\dots</math> g ; <math>rot_5 = \dots\dots</math> %rot ...</p>
<p><b>A10.</b> Une fois la rotation consigne trouvée pour obtenir le débit visé (entre 11,0 et 11,4 g/min), noter cette valeur de consigne et le débit relevé associé, puis vérifier la répétabilité du débit en effectuant 4 grammages supplémentaires pour la même consigne. À chaque grammage, noter le débit obtenu. Une fois les 5 mesures réalisées, calculer le débit moyen.</p>	<p><b>Relevés</b> Pesée n°1 : <math>m_1 = \dots\dots\dots</math> g ; <math>rot_1 = \dots\dots</math> %rot Pesée n°2 : <math>m_2 = \dots\dots\dots</math> g ; <math>rot_2 = \dots\dots</math> %rot Pesée n°3 : <math>m_3 = \dots\dots\dots</math> g ; <math>rot_3 = \dots\dots</math> %rot Pesée n°4 : <math>m_4 = \dots\dots\dots</math> g ; <math>rot_4 = \dots\dots</math> %rot Pesée n°5 : <math>m_5 = \dots\dots\dots</math> g ; <math>rot_5 = \dots\dots</math> %rot</p> <p>Moyenne : <math>D_{MOY} = \dots\dots\dots</math> g/min</p>
<p><b>A11.</b> Vider le réceptacle utilisé pour le grammage dans le pot de stockage n°2 (« grammages ») puis ajouter la date sur le pot. Fermer le réceptacle utilisé (désormais vide) pour le grammage, et nettoyer la chambre de fabrication avec l'aspirateur de la machine.</p>	
<p><b>B. Montage</b> Pour le montage et le démontage des pièces, se munir de <b>gants anti-coupures</b>.</p>	
<p><b>B1.</b> Vérifier que tous les éléments de montage et outils nécessaires sont disponibles. La liste est donnée ci-contre. Cocher le matériel pendant la vérification. <b>AVANT LE MONTAGE, VERIFIER QUE LE PLATEAU EST EN POSITION B=0 ET C=0.</b> Le mettre en position si besoin.  (Protocole mise en position B=0, C=0 : - Se mettre en mode MDA - Entrer la ligne de code : « G01 B0 C0 F100 »</p>	<p><b>Pièces :</b> <input type="checkbox"/> 3 substrats TA6V 150x47x5 mm</p> <p><b>Matériel de bridage :</b> <input type="checkbox"/> 12 brides crénelées en acier (décapées) <input type="checkbox"/> 6 écrous en T M8 <input type="checkbox"/> 6 écrous en T M6 <input type="checkbox"/> 6 goujons M8 <input type="checkbox"/> 6 goujons M6 <input type="checkbox"/> 6 écrous à embase M8</p>

<ul style="list-style-type: none"> <li>- Vérifier qu'aucune autre ligne de code n'est active dans MDA</li> <li>- Lancer le programme)</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li><input type="checkbox"/> 6 écrous à embase M6</li> <li><input type="checkbox"/> 12 cales crénelées</li> <li><input type="checkbox"/> 6 contre-appuis numérotés</li> <li><input type="checkbox"/> 3 cales anti-déformation numérotées (dimensions différentes des contre-appuis)</li> </ul> <p><b>Outils :</b></p> <ul style="list-style-type: none"> <li><input type="checkbox"/> Niveau à bulle</li> <li><input type="checkbox"/> Règle graduée</li> <li><input type="checkbox"/> Marqueur</li> <li><input type="checkbox"/> Clé plate de 10</li> <li><input type="checkbox"/> Clé plate de 13</li> </ul> <p><b>Si relevés thermiques :</b></p> <ul style="list-style-type: none"> <li><input type="checkbox"/> 3 thermocouples type N</li> <li><input type="checkbox"/> 1 module d'acquisition thermique</li> <li><input type="checkbox"/> 1 boîte de protection pour le module</li> <li><input type="checkbox"/> De la pâte pour étanchéité</li> <li><input type="checkbox"/> 3 vis en titane M4</li> <li><input type="checkbox"/> Clé Allen de 3</li> <li><input type="checkbox"/> Tournevis plat d'électricien</li> <li><input type="checkbox"/> Du scotch thermique</li> </ul>
<p><b>Photographies de montage</b> Le montage à réaliser doit correspondre aux photographies ci-dessous (sauf thermocouples si montage sans relevés thermiques).</p>	



COTÉ BOITE A GANTS

<p><b>B2.</b> Nettoyer puis peser les substrats en notant leur numéro en dessous (bloc n°1, 2 ou 3)</p>	<p><b>Relevés</b>                  Masses :                  Substrat Bloc 1 : .....g                  Substrat Bloc 2 : .....g                  Substrat Bloc 3 : .....g</p>
---	---

**B2.** Utiliser le marqueur et la règle graduée pour tracer des repères à **13 cm** depuis le cercle au centre du plateau.



**B3.** Visser les écrous en T sur les goujons correspondants (sur la partie vis la plus courte). Insérer 2 montages écrous-goujons par rainure du plateau (un positionné vers le centre et l'autre vers l'extérieur).

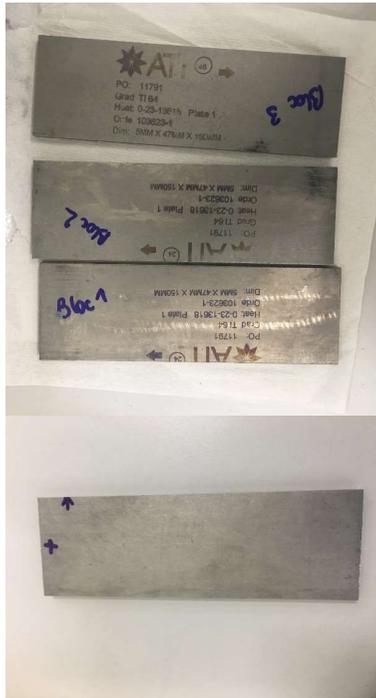


Page 6 sur 13

**B4.** Placer les contre-appuis au niveau des repères tracés en respectant la numérotation. Placer les cales anti-déformation entre les contre-appuis.



**B5.** Tracer sur le dessus des substrats les repères suivants : un marquage à 5mm du bord, au centre sur la largeur, pour indiquer le point de départ de la fabrication, une flèche pour indiquer le sens vers le centre du plateau (cf. photographie ci-contre) puis les placer sur les contre-appuis positionnés. Le bord (côté centre plateau) du substrat doit se trouver au niveau du repère 13cm.



**B6.** Ajouter les cales crénelées, les brides et commencer à visser les écrous à embase sur le haut des goujons.

**B7.** Positionner précisément les brides sur le substrat.

**Points d'attention :** Les brides côté centre du plateau doivent être perpendiculaires aux substrats, celles côté extérieur du plateau doivent être parallèles. Les goujons doivent être le plus éloigné possible des substrats pour éviter de gêner la buse lors des fabrications.

**B8.** Une fois toutes les pièces correctement positionnées, serrer les écrous. Vérifier le niveau avec un niveau à bulle.



**B9.** Prendre une photographie du montage.



### C. Prise des origines

**C1.** Passer en mode JOG. Vérifier que la position du plateau est bien en B=0 et C=0 (cf. étape B1). Corriger si nécessaire. Vérifier que la buse 24Vx est en position basse. Cliquer sur « origine pièce ». Cliquer sur le carré avec une flèche bleue. Sélectionner « décalage origine »

**C2.** Origine Bloc n°1 :

- Placer la buse en x et y seulement au-dessus de l'origine repéré sur le bloc n°1 (hauteur en z bien au-dessus du montage pour éviter la collision de la buse avec les pièces).

<ul style="list-style-type: none"> <li>- Sélectionner sur le HMI le repère G54, puis définir D0 en x et y.</li> <li>- Placer la buse vers le centre du substrat, bien éloignée des goujons pour éviter les collisions.</li> <li>- Se munir de la cale étalonnée de 3mm.</li> <li>- Descendre la buse jusqu'à une hauteur de 3 mm du substrat (vérifier avec la cale : attention, ne pas positionner la cale et descendre la buse jusqu'à la toucher pour éviter d'abîmer la cale et la buse).</li> <li>- Définir D0 de G54 en z. Dans l'onglet « sélection D0 », ajouter 10,5 mm à l'origine en z pour obtenir une distance substrat-buse de 13,5 mm.</li> <li>- Remonter la buse.</li> </ul>	
<p><b>C3. Origine Bloc n°2 :</b></p> <ul style="list-style-type: none"> <li>- Placer la buse en x et y seulement au-dessus de l'origine repéré sur le bloc n°2 (hauteur en z bien au-dessus du montage pour éviter la collision de la buse avec les pièces).</li> <li>- Sélectionner sur le HMI le repère G55, puis définir D0 en x et y.</li> <li>- Placer la buse vers le centre du substrat, bien éloignée des goujons pour éviter les collisions.</li> <li>- Se munir de la cale étalonnée de 3mm.</li> <li>- Descendre la buse jusqu'à une hauteur de 3 mm du substrat (vérifier avec la cale : attention, ne pas positionner la cale et descendre la buse jusqu'à la toucher pour éviter d'abîmer la cale et la buse).</li> <li>- Définir D0 de G55 en z. Dans l'onglet « sélection D0 », ajouter 10,5 mm à l'origine en z pour obtenir une distance substrat-buse de 13,5 mm.</li> <li>- Remonter la buse.</li> </ul>	
<p><b>C4. Origine Bloc n°3 :</b></p> <ul style="list-style-type: none"> <li>- Placer la buse en x et y seulement au-dessus de l'origine repéré sur le bloc n°3 (hauteur en z bien au-dessus du montage pour éviter la collision de la buse avec les pièces).</li> <li>- Sélectionner sur le HMI le repère G56, puis définir D0 en x et y.</li> <li>- Placer la buse vers le centre du substrat, bien éloignée des goujons pour éviter les collisions.</li> </ul>	

<ul style="list-style-type: none"> <li>- Se munir de la cale étalonnée de 3mm.</li> <li>- Descendre la buse jusqu'à une hauteur de 3 mm du substrat (vérifier avec la cale : attention, ne pas positionner la cale et descendre la buse jusqu'à la toucher pour éviter d'abîmer la cale et la buse).</li> <li>- Définir D0 de G56 en z. Dans l'onglet « sélection D0 », ajouter 10,5 mm à l'origine en z pour obtenir une distance substrat-buse de 13,5 mm.</li> <li>- Remonter la buse.</li> </ul>	
<p><b>C5. Fermez toutes les portes de la chambre de fabrication. Lancer un « dry-run » (lancement du programme sans distribution de poudre ni tir LASER) à vitesse très réduite (notamment près des brides) pour chacun des 3 blocs successivement, afin de vérifier qu'il n'y ait aucun risque de collision de la buse avec le montage.</b></p> <p><b>Avant de lancer le programme :</b> vérifier que l'autorisation LASER est bien en position « NON ». Mettre en commentaire les commandes « M160 » et « G04 F60 » pour éviter la distribution de la poudre et la temporisation associée pour faire le dryrun.</p> <p><b>Une fois le dryrun terminé et validé, enlever les « ; » devant les commandes mises en commentaires.</b></p>	
<p><b>C6. Si un risque de collision est identifié lors du dryrun, ajuster le montage, reprendre les origines des pièces déplacées puis relancer le dryrun.</b></p>	
<p><b>D. Inertage</b></p>	
<p><b>D1. Fermer toutes les portes de la chambre de fabrication et sortir les gants de la boîte à gants, vers l'extérieur de la machine.</b></p>	
<p><b>D2. Verrouiller les portes en positions « autorisation d'ouvrir porte / boîte à gants : Non ».</b></p>	
<p><b>D3. Vérifier que toutes les conditions d'inertage sont remplies, puis lancer l'inertage.</b></p>	
<p><b>Jour 2 : Fabrication</b></p>	
<p><b>E. Fabrication Additive</b></p>	
<p><b>E1. Vérifier que l'inertage est atteint (<math>[O_2] &lt; 100</math> ppm).</b></p>	

<b>E2.</b> Brancher le câble Ethernet entre l'ordinateur et le HMI, puis lancer le logiciel d'acquisition de BeAM.	
<b>E3.</b> Placer la buse 24Vx au-dessus du substrat n°1.	
<b>E4.</b> Vérifier que le logiciel BeAM affiche bien les déplacements effectués.	
<b>E5.</b> Vérifiez que les paramètres du programme sont corrects (notamment la consigne vitesse de rotation du plateau <b>H51</b> suite aux essais de grammage ainsi que les commandes mises en commentaires lors du dryrun à <b>rendre actives</b> de nouveau).	
<b>E6.</b> Noter l'heure de lancement de fabrication puis lancer le programme « OCEAN_eprouvette1 ».	
<b>E7.</b> Une fois le programme terminé, noter l'heure de fin de fabrication, puis éloigner la buse en Z (mouvement en Z+) puis attendre le refroidissement de la pièce pendant 1h30.	
<b>E8.</b> Après 1h30 de refroidissement, placer la buse au-dessus du substrat n°2 et vérifier que les paramètres du programme sont corrects (consigne H51, commentaires à retirer).	
<b>E9.</b> Noter l'heure de lancement de fabrication puis lancer le programme « OCEAN_eprouvette2 »	
<b>E10.</b> Une fois le programme terminé, noter l'heure de fin de fabrication, puis éloigner la buse en Z (mouvement en Z+) puis attendre le refroidissement de la pièce pendant 1h30.	
<b>E11.</b> Pendant la phase de refroidissement, recharger le bol de poudre.	
<b>E11.</b> Après 1h30 de refroidissement, placer la buse au-dessus du substrat n°3 et vérifier que les paramètres du programme sont corrects (consigne H51, commentaires à retirer).	
<b>E12.</b> Noter l'heure de lancement de fabrication puis lancer le programme « OCEAN_eprouvette3 »	
<b>E13.</b> Une fois le programme terminé, noter l'heure de fin de fabrication, puis éloigner la buse en Z (mouvement en Z+) puis attendre le refroidissement de la pièce pendant 1h30.	
<b>E14.</b> Une fois ce temps de refroidissement terminé, arrêter l'inertage.	
<b>F. Démontage des pièces</b>	

<b>F1.</b> Une fois l'atmosphère de la machine atteint ( $[O_2] > 19,5\%$ ), ouvrir la porte principale (autorisation ouverture porte sur « OUI »).	
<b>F2.</b> Allumer l'aspirateur et aspirer l'excédent de poudre dans la chambre, sur et autour des pièces.	
<b>F3.</b> Utiliser une brosse métallique pour gratter <b>délicatement</b> (sans les avoir démontées) l'excédent de poudre à la surface des 3 pièces fabriquées. Aspirer l'excédent de poudre.	
<b>F4.</b> Débrider le bloc n°1 puis noter SOUS le substrat : la date, le numéro de lot et le numéro du bloc. À nouveau, à l'aide de la brosse métallique, gratter <b>délicatement</b> l'excédent de poudre précédemment difficilement accessible. Réserver la pièce. Ranger les pièces de bridage dans les sachets adéquat après les avoir nettoyés.	
<b>F5.</b> Répéter l'étape précédente avec le bloc n°2, puis le bloc n°3.	
<b>F6.</b> Nettoyer à nouveau la chambre de fabrication à l'aide de l'aspirateur. Passer un essuie-tout avec de l'alcool isopropylique sur le plateau.	
<b>F7.</b> Si la prochaine fabrication concerne un autre projet : Vider et nettoyer le système de distribution de poudre en suivant le protocole adéquat.	
<b>G. Mesures et référencement des pièces</b>	
<b>G1.</b> Peser à l'aide d'une balance les pièces obtenues et les noter.	<b>Relevés</b> Masses : Bloc 1 : .....g Bloc 2 : .....g Bloc 3 : .....g
	<b>Relevés</b> Hauteur totale : Bloc 1, mesure 1 : ..... mm Bloc 1, mesure 2 : ..... mm Bloc 1, mesure 3 : ..... mm Bloc 2, mesure 1 : ..... mm Bloc 2, mesure 2 : ..... mm Bloc 2, mesure 3 : ..... mm Bloc 3, mesure 1 : ..... mm Bloc 3, mesure 2 : ..... mm Bloc 3, mesure 3 : ..... mm Épaisseur substrat : Bloc 1, mesure 1 : ..... mm Bloc 1, mesure 2 : ..... mm Bloc 1, mesure 3 : ..... mm
<b>G2.</b> Mesurer et noter à l'aide d'un pied à coulisse, en 3 points de mesures (à $\frac{1}{4}$ ; $\frac{1}{2}$ et $\frac{3}{4}$ de la longueur) chacune des grandeurs suivantes : - Hauteur totale (substrat + pièce) - Épaisseur substrat - Épaisseur pièce	

	Bloc 2, mesure 1 : ..... mm Bloc 2, mesure 2 : ..... mm Bloc 2, mesure 3 : ..... mm Bloc 3, mesure 1 : ..... mm Bloc 3, mesure 2 : ..... mm Bloc 3, mesure 3 : ..... mm  Épaisseur pièce : Bloc 1, mesure 1 : ..... mm Bloc 1, mesure 2 : ..... mm Bloc 1, mesure 3 : ..... mm Bloc 2, mesure 1 : ..... mm Bloc 2, mesure 2 : ..... mm Bloc 2, mesure 3 : ..... mm Bloc 3, mesure 1 : ..... mm Bloc 3, mesure 2 : ..... mm Bloc 3, mesure 3 : ..... mm
<p><b>G3.</b> Monter les pointes diamantées (disponibles dans le carton « gravure substrats OCEAN ») sur l'outils DREMEL et graver les repères suivants :</p> <ul style="list-style-type: none"> <li>- « LXB5 » en remplaçant les 'X' par le numéro de lot et de bloc en cours respectivement,</li> <li>- Ces numéros en nombre de points séparés par une ligne verticale.</li> <li>- Tracer une flèche sur le dessus du substrat pour indiquer le sens vers le centre plateau.</li> </ul> <p>(Cf. exemple ci-contre.)</p>	Référencement du bloc n°5 du lot n°1 : 
<p><b>G4.</b> Prendre chaque pièce en photographie :</p> <ul style="list-style-type: none"> <li>- De face (côté orienté vers le centre plateau lors du cycle de fabrication).</li> <li>- Vue de derrière,</li> <li>- Vue de profil.</li> </ul>	

**COMMENTAIRES :**

Signaler ici tout changement ou ajout d'étape jugé nécessaire pendant la fabrication (problème machine, etc.). Mentionner « RAS » uniquement si le protocole a été strictement respecté et si aucune anomalie quelle qu'elle soit n'a été détectée pendant la préparation ou la fabrication des pièces.

« Je certifie que toutes les étapes de ce protocole ont été respectées, et que les données remplies dans ce document sont exactes »

Date

Nom et Prénom

Signature

## A.4 Masses et dimensions des pièces LMD réalisées

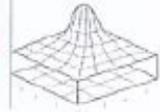
Ref.	Date prod.	Masse (g)		Mesures (mm) (à 1/4 ; 1/2 ; 3/4 de la longueur)								
		Substrat	Subs. + bloc	Hauteur totale			Épaisseur subs.			Épaisseur pièce		
L1B1	10/03/2020		652,00	149,4	149,5	150,0	6,5	6,6	6,6	6,1	5,5	5,9
L1B2	10/03/2020		660,30	150,0	150,0	150,1	6,5	6,5	6,5	6,0	6,1	5,8
L1B3	10/03/2020		662,10	150,0	150,1	150,1	5,5	5,7	5,7	5,9	5,8	5,7
L1B5	20/05/2020		690,20	151,0	151,2	151,4	6,3	6,3	6,3	6,0	5,8	5,8
L1B6	20/05/2020		696,20	150,6	150,7	150,4	6,2	6,3	6,2	5,9	5,9	5,9
L2B1	20/05/2020	203,00	689,20	150,6	150,4	150,4	6,3	6,2	6,2	5,8	5,7	5,8
L2B2	07/07/2020	159,96	653,46	151,3	151,5	150,8	4,9	4,9	4,9	5,9	5,9	5,8
L2B3	07/07/2020	204,80	690,77	151,4	150,3	150,7	6,3	6,1	6,2	5,9	5,9	5,9
L2B4	07/07/2020	198,10	703,01	151,4	151,8	151,6	6,4	6,4	6,3	5,8	5,9	5,9
L2B5	09/07/2020	159,78	657,81	149,4	149,4	149,3	4,9	4,9	4,9	5,9	5,8	5,9
L3B1	09/07/2020	159,36	663,65	150,1	150,5	150,8	4,9	4,9	4,9	5,9	5,9	5,9
L3B2	17/07/2020	160,19	652,51	150,2	150,4	150,4	5,0	4,9	4,9	5,9	5,9	5,8
L3B3	17/07/2020	161,00	653,17	150,4	150,6	150,8	4,9	4,9	4,9	5,7	5,7	5,7
L3B4	17/07/2020	169,12	658,10	150,9	151,4	151,4	5,0	4,9	4,9	5,9	5,9	5,8
L3B5	21/07/2020	161,43	650,50	147,2	147,5	143,3	5,0	4,9	5,0	5,9	5,9	5,9
L3B6	21/07/2020	159,23	653,00	148,2	148,5	148,8	4,8	4,9	4,9	5,7	5,8	5,9
L3B7	21/07/2020	160,98	655,65	148,9	148,6	148,1	4,9	5,0	5,0	5,9	5,8	5,8
L3B8	24/07/2020	158,71	641,87	148,7	148,9	148,9	4,9	4,9	4,9	5,8	5,8	5,7
L3B9	24/07/2020	161,01	647,41	149,3	149,2	149,2	4,9	4,9	4,8	5,7	5,8	5,8
L3B10	24/07/2020	157,53	649,02	149,2	149,2	149,2	4,9	4,8	4,9	5,9	5,8	5,8
L3B11	25/08/2020	203,53	676,00	149,0	149,4	149,0	6,2	6,3	6,3	5,7	5,7	5,6
L3B12	25/08/2020	203,36	691,00	150,7	150,5	150,3	6,3	6,3	6,3	6,0	5,9	5,9
L3B13	28/08/2020	157,25	627,00	147,6	147,5	147,5	5,0	5,0	4,9	6,0	5,9	5,9
L3B14	28/08/2020	160,45	632,00	148,3	148,2	148,3	5,0	5,0	5,0	6,0	5,9	5,9
L3B15	28/08/2020	158,04	650,00	149,3	149,3	149,2	5,0	4,9	4,9	5,9	5,9	5,9
L4B1	04/09/2020	158,06	641,00	149,4	149,0	149,4	4,9	5,0	4,9	5,9	5,9	5,9
L4B2	04/09/2020	161,21	638,00	149,4	149,5	149,5	4,9	4,9	4,9	5,7	5,7	5,7
L4B3	04/08/2020	160,09	642,00	150,0	150,3	150,5	5,0	5,0	4,9	5,8	5,8	5,8
L4B4	08/09/2020	204,79	689,00	151,0	151,4	151,3	6,4	6,3	6,4	5,9	5,9	5,9
L4B5	08/09/2020	203,73	679,00	150,6	150,7	151,0	6,3	6,3	6,3	5,8	5,8	5,7

TABLEAU A.4.1 – Mesures réalisées sur les pièces obtenues par LMD



# Analysis Certificate

Powder Material



## Particle Size distribution<sup>[5]</sup>

Sample ref. : 201900007571  
 Material : Ti6Al4V  
 Lieferant : 5  
 Comments :  
 Liquid : Isopropanol  
 Dispersing agent : None  
 Operator : TR  
 Company : SLM Solutions  
 Location : Lübeck  
 Date : 01.08.2019 Time : 08:27:22  
 Index meas. : 3823  
 Database name : CiasDB1

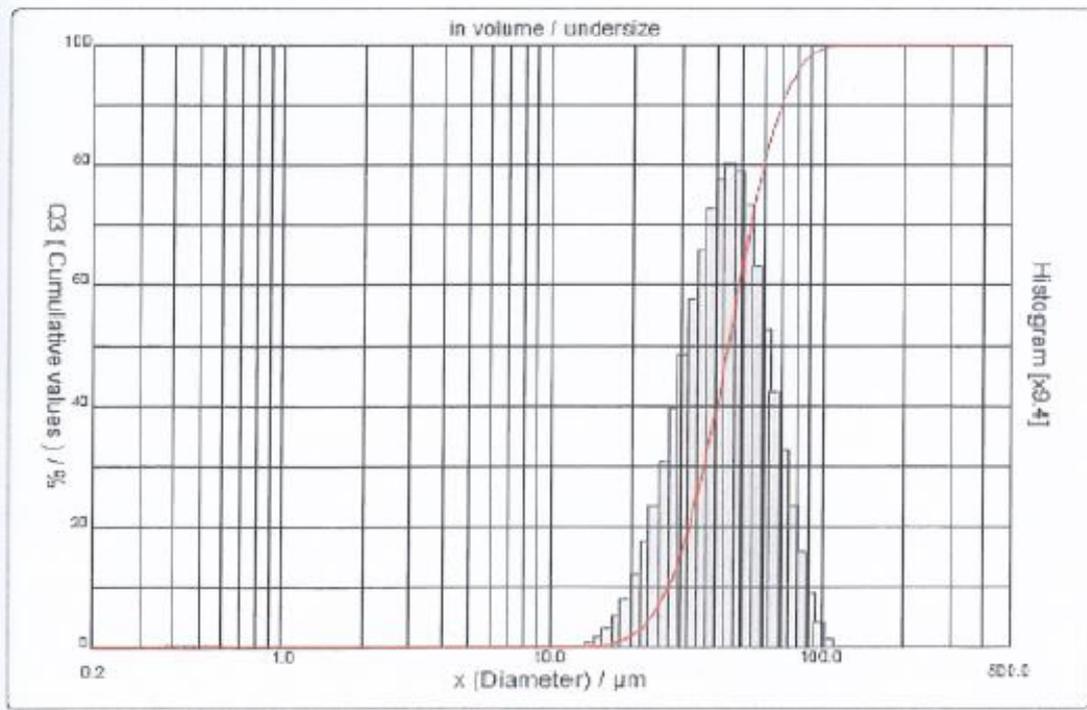
Ultrasounds : 60 s  
 Obscuration : 17 %  
 Diameter at 10% : 26.90 µm  
 Diameter at 50% : 44.45 µm  
 Diameter at 90% : 69.68 µm  
 Mean diameter : 46.66 µm  
 Fraunhofer  
 Density/Factor : -----  
 Specific surface : -----  
 Automatic dilution : No / No  
 Meas./Rine. : 30s/60s/3  
 SOP name : 990L 5.00 SLM

Customer defined classes in volume / undersize

x	0.20	0.50	1.00	2.00	3.20	4.00	5.00	6.00	8.00	10.00
Q3	0.00	0.07	0.17	0.17	0.17	0.17	0.17	0.17	0.17	0.17

x	15.00	20.00	32.00	45.00	63.00	112.0	224.0	315.0	400.0	500.0
Q3	0.27	2.04	19.65	51.29	83.84	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00

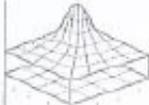
x : diameter / µm Q3 : cumulative value / % q3 : density distribution



SLM Solutions Group AG  
 Entlanding 4  
 D-23560 Lübeck  
 Germany

Telephone: +49(0)451 4000 4995  
 Fax: +49(0)451 15082 210  
 E-Mail: info@slm-solutions.com  
 Internet: www.slm-solutions.com

**Analysis Certificate**  
*Powder Material*

**SLM SOLUTIONS** 

---

**Storage recommendations**

- Storage in sealed container
- Store dry
- Use hygroscopic device
- Protect against variations in temperature
- Use antistatic containers
- Use gastight containers

**Process recommendations**

- Don't use Nitrogen as shielding gas with titanium alloys for the SLM process

**It is hereby confirmed that the powder is in conformity with SLM Solutions' current powder specification for this alloy.**

**Lübeck, 02.08.2019**

  
\_\_\_\_\_  
**Signature**

[1] Measuring device: MDM 25  
[2] Measuring device: SLM-Flow-Meter 106-PM-SLM-QM  
[3] As provided by manufacturer with regards to supplied powder material  
[4] Optical determination by light microscopy  
[5] Grain size by Laserdiffraction - Cilas 900 L

SLM Solutions Group AG  
Hindenburgstr. 1  
D-23160 Lübeck  
Germany

Telephone: +49(0)431 4550 9995  
Fax: +49(0)431 10092 210  
E-Mail: info@slm-solutions.com  
Internet: www.slm-solutions.com

## A.6 Paramètres détaillés utilisés pour la fabrication des pièces SLM

<b>PRE-SLICING</b>		Total Fill	No
<b>Scaling</b>		<i>Blocked path</i>	
Scale center	Origin	Enable Offset Correction	Yes
Scale X	1,0021	Angle Threshold for Corners	80 degree
Scale Y	1,0021	Correction Factor	3
Scale Z	1,0021	Insert Blocked Paths	Yes
<b>SLICING</b>		Trim Blocked Paths	Yes
Slice thickness	0,03 mm	Trimming Threshold	0,045 mm
<b>Fixing Option</b>		<i>Fill contours</i>	
<i>Gap fill</i>		Enable Fill Contours	Yes
Enabled	Yes	Offset	0,06 mm
Maximal Gap Size	0,2 mm	Number of Fill Contours	1
<i>Unify Slices</i>		Contour Distance	0 mm
Enabled	Yes	Inside Out	No
<b>Optimization options</b>		<i>Hatching (Outer hull)</i>	
<i>Contour filter</i>		Enable Hatching	Yes
Enabled	No	Hatch every	1 layer
<i>Point reduction</i>		Hatch Distance	0,12 mm
Enabled	No	Hatch Offset (Fill Pattern Offset)	0 mm
<b>HATCHING</b>		Filter Length	0 mm
<b>Up skin</b>		Optimized Sorting	Yes
Enabled	Yes	Pattern	
Hatch Offset (Fill Pattern Offset)	0,1 mm	Enable Fill Pattern	Yes
Tolerance	0,1 mm	Fill Pattern Type	Stripes
Consider Gas Flow	Yes	Stripe parameters	
Angle	0 degree	Size	10 mm
<i>Minimal up skin area</i>		Stripe Offset	0 mm
Enable Up Skin Area	Yes	Shift Factor	7
<i>Thresholding</i>		Merge Vectors	Yes
Width	2,5 mm	Merge Length	2 mm
<i>Borders</i>		Optimize Jumps	Yes
Enable Up Skin Border	Yes	Rotation	
Offset	0 mm	Angle (start value)	5 degree
<i>Hatches</i>		Angle increment	15 degree
Distance	0,08 mm	Limit Rotation	Yes
Reduce Jumps	Yes	Limitation Window	90 degree
Filter Length	0,05 mm	<i>Hatching (Core)</i>	
<b>Volume</b>		Enable Hatching	No
<i>Start point relocation</i>		<b>Down skin</b>	
Mode	Metal	Enabled	Yes
Number of Layers	11	Hatch Offset (Fill Pattern Offset)	0,1 mm
Minimal Distance	1 mm	Layer Reference	2 number of layers
Serach Closest Neighbor	No	Maximal Surface Angle	59 degree
<i>Borders</i>		Consider Gas Flow	Yes
Beam Compensation	0,05 mm	Angle	20 degree
Number of Borders	2	Increment Angle	33 degree
Distance	0,08 mm	<i>Hatches</i>	
Inside Out	No		

## A.6. PARAMÈTRES DÉTAILLÉS UTILISÉS POUR LA FABRICATION DES PIÈCES SLM

Distance	0,06	mm	Laser index	1	
Reduce Jumps	Yes		Power	100	watt
Filter Length	0,11	mm	Speed	1000	mm/s
Overlap with Volume Area	0	mm	Focus	0	mm
<i>Pattern</i>			<b>Down skin borders</b>		
Enable Fill Pattern	Yes		Laser index	1	
Fill Pattern Type	Stripes		Power	100	watt
Stripe parameters			Speed	1000	mm/s
Size	15	mm	Focus	0	mm
Stripe Offset	0	mm	<b>Down skin fill contours</b>		
Shift Factor	5		Laser index	1	
Merge Vectors	Yes		Power	150	watt
Merge Length	5	mm	Speed	660	mm/s
Optimize Jumps	No		Focus	0	mm
<b>SCANNING</b>			<b>Vectors supports</b>		
<b>Blocked path</b>			Laser index	1	
Power Factor	0,8		Power	200	watt
Speed Factor	1,5		Speed	900	mm/s
<b>Borders</b>			Focus	0	mm
Laser index	1				
Power	100	watt			
Speed	450	mm/s			
Focus	0	mm			
<b>Fill contours</b>					
Laser index	1				
Power	150	watt			
Speed	550	mm/s			
Focus	0	mm			
<b>Transitions contours</b>					
Laser index	2	inactif			
<b>Hatches (Outer hull)</b>					
Laser index	1				
Power	275	watt			
Speed	1100	mm/s			
Focus	0	mm			
<b>Hatches (cores)</b>					
Laser index	2	inactif			
<b>Additional volume hatches</b>					
Laser index	1				
Power	0	watt			
Speed	1000	mm/s			
Focus	0	mm			
<b>Up skin</b>					
Laser index	1				
Power	100	watt			
Speed	465	mm/s			
Focus	0	mm			
<b>Down skin hatches</b>					

## A.7 Paramètres des simulations mécaniques réalisées sur Simufact Additive

<b>Process properties</b>	
<i>Process type</i>	<i>Metal powder</i>
<i>AM machine</i>	<i>280HL-SingleLaser</i>
<i>Simulation configuration</i>	<i>Mechanical</i>
<i>Type of simulation</i>	<i>Manufacturing</i>
<i>Manufacturing process stages</i>	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. <i>Build</i></li> <li>2. <i>Immediate release</i></li> <li>3. <i>Support removal</i></li> </ol>
<b>Part : Geometry import - properties</b>	
<i>STL file</i>	<i>Selon configuration (Figure 2.20)</i>
<i>Positioning of geometries</i>	<i>Distance to the left : center</i> <i>Distance to the front : center</i> <i>Distance to the bottom : 5 mm</i>
<b>Support generation</b>	
<i>Critical surface angle</i>	<i>45° (default value)</i>
<i>Method</i>	<i>Simufact</i>
<i>Support radius</i>	<i>default value</i>
<b>Material</b>	
	<i>TiAL6V4_powder</i>
<b>Base plate</b>	
<i>Consider base plate deformation</i>	<i>Yes</i>
<i>Material</i>	<i>TIAL6V4_baseplate</i>
<b>Build properties</b>	
<i>Name</i>	<i>TIAL6V4-200W</i>
<i>Layer parameters</i>	<i>default value</i>
<i>Inherent strains</i>	<i>default value</i>
<b>Mesh - Properties</b>	
<i>Voxel size x/y/z</i>	<i>default value</i>

TABLEAU A.7.1 – Paramètres des simulations mécaniques réalisées

**A.8 Certificats et courbes des cycles de compression isostatique  
à chaud réalisés sur les pièces**

Documents en pages suivantes.

**Document N° 007R.00197**

N° Commande CLIENT : 802C208249

Votre Référence

DECLARATION DE CONFORMITE BODYCOTE BOURGOGNE SELON NF L 00-015C N°: 007R.00197

N° de Commande BODYCOTE BOURGOGNE : 33TC20CH001077

N° du Bon de Livraison : 33TC007L.00036 Date : 16/07/20

Présentation effectuée :

Dénomination : 920°C-1020bar-2h

Référence pièce : PIECE GENE

Matière : TA6V

Quantité de pièce livrée : 8

EXIGENCES ET RESULTATS

Regulation No: PROG D04

5 920°C-1020B-2H00

Référence Pièce:: BLOC TA6V

Classe de la Pièce: NA

Quantité d'Eprouvette(s): 0

N° de série: L1B1/L1B2/L1B3

N° de série: L1B5/L1B6

N° de série: N1/N2/N3

Documents Internes: DEVIS 20-05-136-EM/1

Valeur recherchée

Valeur obtenue

Charge: MC02 Four D01 Sole SD01 007B 00032

CYCLE CONFORME

Nous déclarons que la fourniture citée est conforme aux exigences du contrat et que, après vérifications, elle ré pond en tout point, aux exigences spécifiées, aux normes et règlements applicables, sauf exceptions, réserves ou dérogations énumérées dans la présente déclaration de conformité N°: 007R.00197

Les analyses métallurgiques ne sont pas effectuées par nos soins, celles ci restent à votre charge

Fonction : Responsable Contrôle Qualité

Le 16/07/20

Nom :

**Document N° 007R.00197**

Signature :

OU

Fonction : Responsable Qualité Usine

Le 16/07/20

Nom :

Signature :

**COMPTE RENDU ANALYSE DE GAZ**

CLIENT	EESC ESTIA	CYCLE	007.B00032	DATE	07-juil-20
--------	------------	-------	------------	------	------------

**ANALYSE ARGON INJECTE dans L'ENCEINTE au DEMARRAGE du CYCLE (Injection)**

Conformes aux spécifications : Analyse injection

H2	0,028	ppm
O2	2,235	ppm
N2	3,035	ppm
CO	0,000	ppm
CH4	0,000	ppm
CO2	0,000	ppm
C2H4	0,000	ppm
H2O	0,045	°C → ppm
TOTAL	5,343	ppm

< 15
< 5
< 15
< 5
< 5
< 5
non spécifié
< -65°C (5ppm)
< 50

**ANALYSE ARGON en DEBUT DE PALIER**

H2	0,000	ppm
O2	0,000	ppm
N2	0,000	ppm
CO	0,000	ppm
CH4	0,000	ppm
CO2	0,000	ppm
C2H4	0,000	ppm
H2O	0,000	°C → ppm
TOTAL	0,000	ppm

**ANALYSE ARGON en FIN DE PALIER (End of dwell time)**

Conformes aux spécifications : Recyclage

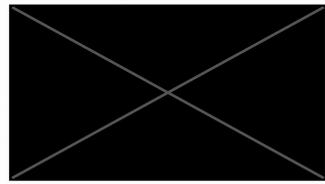
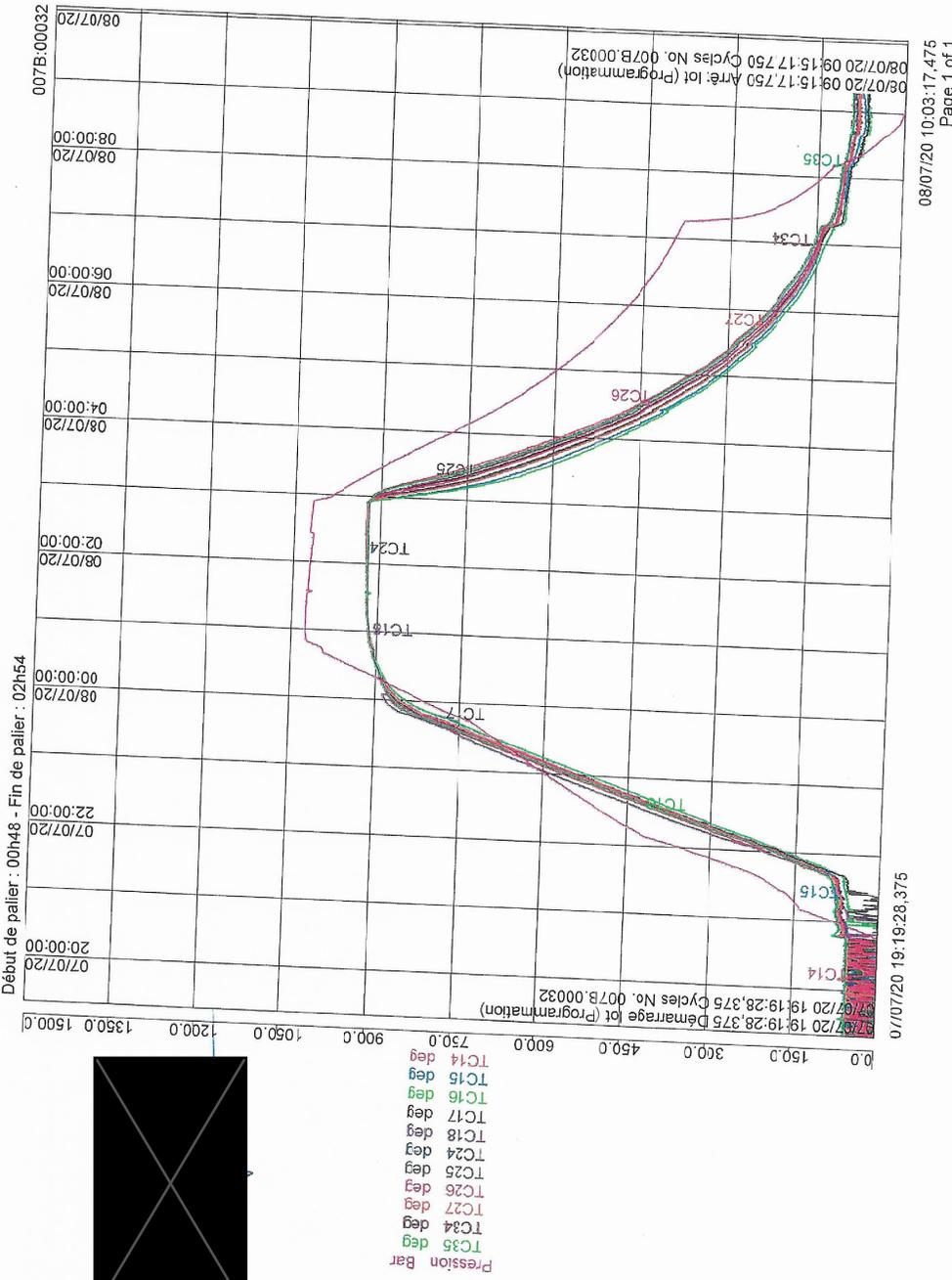
H2	4,967	ppm
O2	1,962	ppm
N2	8,248	ppm
CO	0,060	ppm
CH4	0,118	ppm
CO2	0,374	ppm
C2H4	0,038	ppm
H2O	0,041	°C → ppm
TOTAL	16,978	ppm

< 15
< 5
< 15
< 5
< 5
< 5
non spécifié
-66°C (5ppm)
< 30

Les enregistrements originaux sont conservés dans notre usine et sont consultables à votre demande

réducteur :

Date : 01-sept-20



BODYCOTE BOURGOGNE-Technopôle Rue Jean Behra 58470 Magny-Cours

AMVALOR - Aquitaine  
STEPHANE DESMAISON  
151 BD DE L'HOPITAL

75013 PARIS  
FRANCE

Page 1

N° id. intracom FR26840622989  
N° téléphone +33 (0)3 86 21 08 10  
N° télécopie  
Page d'accueil www.bodycote.com

**Document N° 007R.00367**

N° Commande CLIENT : 07-00681/20-BO-011478

Votre Référence :

DECLARATION DE CONFORMITE BODYCOTE BOURGOGNE SELON NF L 00-015C N°: 007R.00367

N° de Commande BODYCOTE BOURGOGNE : 33TC20CH001134  
N° du Bon de Livraison : 33TC007L.00186 Date : 30/07/20

**Prestation effectuée :**

Dénomination : 920°C-1020bar-2h  
Référence pièce : PIECE GENE  
Matière : Alliage de TITANE  
Quantité de pièce livrée : 2

**EXIGENCES ET RESULTATS**

Regulation No: PROG D04

5 920°C-1020B-2H00

Référence Pièce:: EPROUVETTES/PLATEAUX

Classe de la Pièce: NA

Quantité d'Eprouvette(s): 0

N° de série: NA

Documents Internes: DEVIS 20-07-173-EM

Valeur recherchée

Valeur obtenue

Charge: MC02 Four D01 Sole SD01 007B.00112  
CYCLE CONFORME

Nous déclarons que la fourniture citée est conforme aux exigences du contrat et que, après vérifications, elle répond en tout point, aux exigences spécifiées, aux normes et règlements applicables, sauf exceptions, réserves ou dérogations énumérées dans la présente déclaration de conformité N°: 007R.00367

Les analyses métallurgiques ne sont pas effectuées par nos soins, celles ci restent à votre charge

Fonction : Responsable Contrôle Qualité

Le 30/07/20

Nom :

Signature :

OU

**Document N° 007R.00367**

Le 30/07/20

Nom :

Signature :

Fonction : Responsable Qualité Usine

**COMPTE RENDU ANALYSE DE GAZ**

CLIENT	AMVALOR	CYCLE	007b-00112	DATE	29-juil-20
--------	---------	-------	------------	------	------------

**ANALYSE ARGON INJECTE dans L'ENCEINTE au DEMARRAGE du CYCLE (Injection)**

Conformes aux spécifications : Analyse injection

H2	10,114	ppm	< 15
O2	0,848	ppm	< 5
N2	11,965	ppm	< 15
CO	1,030	ppm	< 5
CH4	0,202	ppm	< 5
CO2	0,487	ppm	< 5
C2H4	0,097	ppm	non spécifié
H2O	3,960	°C → ppm	< -65°C (5ppm)
TOTAL	28,703	ppm	< 50

**ANALYSE ARGON en DEBUT DE PALIER**

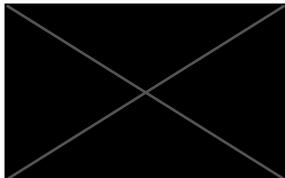
H2	0,000	ppm
O2	0,000	ppm
N2	0,000	ppm
CO	0,000	ppm
CH4	0,000	ppm
CO2	0,000	ppm
C2H4	0,000	ppm
H2O	0,000	°C → ppm
TOTAL	0,000	ppm

**ANALYSE ARGON en FIN DE PALIER (End of dwell time)**

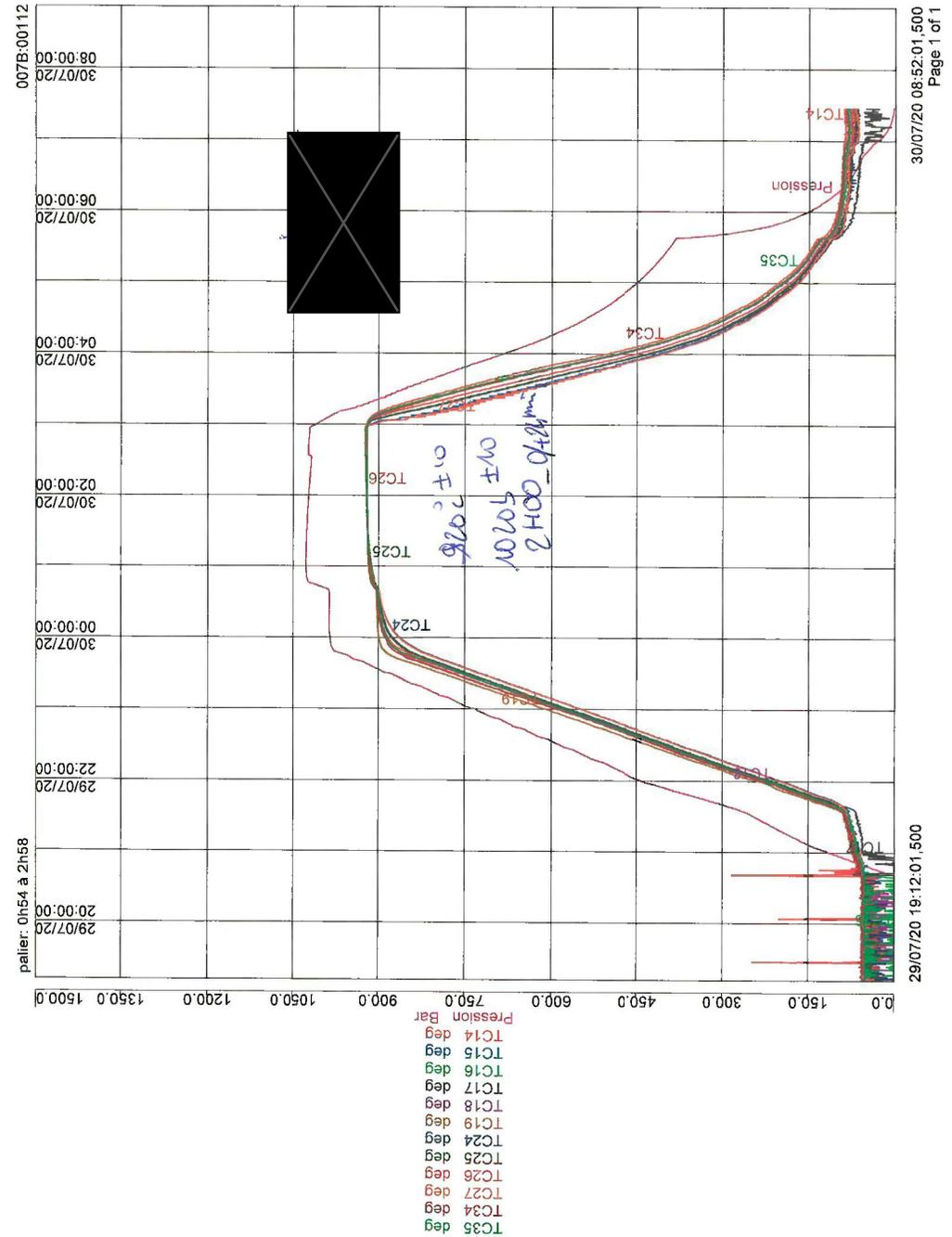
Conformes aux spécifications :

H2	7,906	ppm	
O2	0,363	ppm	
N2	11,704	ppm	
CO	1,339	ppm	
CH4	0,184	ppm	
CO2	0,774	ppm	
C2H4	0,038	ppm	
H2O	4,580	°C → ppm	
TOTAL	26,888	ppm	

Les enregistrements originaux sont conservés dans notre usine et sont consultables à votre demande



Date : 30-juil-20



BODYCOTE BOURGOGNE-Technopôle Rue Jean Behra 58470 Magny-Cours

AMVALOR - Aquitaine  
STEPHANE DESMAISON  
151 BD DE L'HOPITAL

75013 PARIS  
FRANCE

Page 1

N° id. intracom FR26840622989  
N° téléphone +33 (0)3 86 21 08 10  
N° télécopie  
Page d'accueil www.bodycote.com

**Document N° 010R.00302**

N° Commande CLIENT : 07-00692/20-BO-011559

Votre Référence :

DECLARATION DE CONFORMITE BODYCOTE BOURGOGNE SELON NF L 00-015C N°: 010R.00302

N° de Commande BODYCOTE BOURGOGNE : 33TC20CH001563  
N° du Bon de Livraison : 33TC010L.00143 Date : 26/10/20

Prestation effectuée :

Dénomination : 920°C-1020bar-2h  
Référence pièce : PIECE GENE  
Matière : TA8V  
Quantité de pièce livrée : 15

EXIGENCES ET RESULTATS

Regulation No: PROG D04

5 920°C-1020B-2H00

Référence Pièce: LMD

Classe de la Pièce: NA

Quantité d'Eprovette(s): 54

N° de série: NA

Documents Internes: DEVIS 20-10-244-EM

Valeur recherchée

Valeur obtenue

Charge: MC02 Four D01 Sole SD01 010B.00085  
CYCLE CONFORME

Nous déclarons que la fourniture citée est conforme aux exigences du contrat et que, après vérifications, elle répond en tout point, aux exigences spécifiées, aux normes et règlements applicables, sauf exceptions, réserves ou dérogations énumérées dans la présente déclaration de conformité N°: 010R.00302

Les analyses métallurgiques ne sont pas effectuées par nos soins, celles ci restent à votre charge

Fonction : Responsable Contrôle Qualité

Le 26/10/20

Nom :

Signature :

OU

**Document N° 010R.00302**

Fonction : Responsable Qualité Usine

Le 26/10/20

Nom :

Signature :

**COMPTE RENDU ANALYSE DE GAZ**

CLIENT	AM VALOR	CYCLE	010.B00085	DATE	23-oct-20
--------	----------	-------	------------	------	-----------

**ANALYSE ARGON INJECTE dans L'ENCEINTE au DEMARRAGE du CYCLE (Injection)**

Conformes aux spécifications : Analyse injection

H2	0,030	ppm	< 15
O2	3,042	ppm	< 5
N2	5,946	ppm	< 15
CO	0,109	ppm	< 5
CH4	0,000	ppm	< 5
CO2	0,000	ppm	< 5
C2H4	0,000	ppm	non spécifié
H2O	0,052	°C → ppm	< -65°C (5ppm)
TOTAL	9,179	ppm	< 50

**ANALYSE ARGON en DEBUT DE PALIER**

H2	0,000	ppm
O2	0,000	ppm
N2	0,000	ppm
CO	0,000	ppm
CH4	0,000	ppm
CO2	0,000	ppm
C2H4	0,000	ppm
H2O	0,000	°C → ppm
TOTAL	0,000	ppm

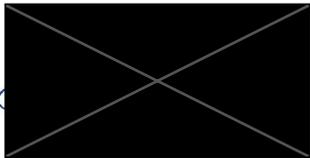
**ANALYSE ARGON en FIN DE PALIER (End of dwell time)**

Conformes aux spécifications :

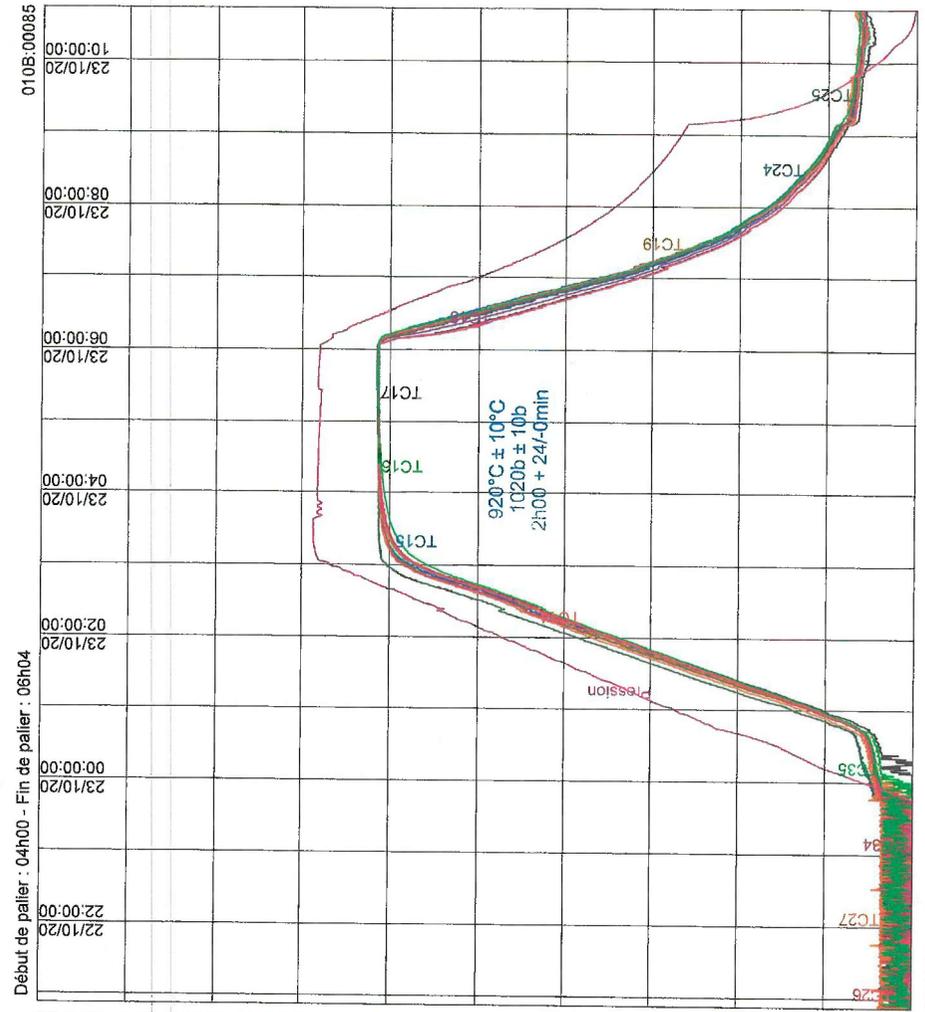
H2	2,918	ppm	
O2	4,015	ppm	
N2	11,729	ppm	
CO	0,901	ppm	
CH4	0,174	ppm	
CO2	0,099	ppm	
C2H4	0,000	ppm	
H2O	0,055	°C → ppm	
TOTAL	19,811	ppm	

Les enregistrements originaux sont conservés dans notre usine et sont consultables à votre demande

rédacteur :



Date : 23-oct-20



010B:00085  
Début de palier : 04h00 - Fin de palier : 06h04

- TC14 deg
- TC15 deg
- TC16 deg
- TC17 deg
- TC18 deg
- TC19 deg
- TC24 deg
- TC25 deg
- TC26 deg
- TC27 deg
- TC34 deg
- TC35 deg
- Pression Bar

BODYCOTE BOURGOGNE-Technologie Rue Jean Behra 58470 Magny-Cours

AMVALOR - Aquitaine  
STEPHANE DESMAISON  
151 BD DE L'HOPITAL

75013 PARIS  
FRANCE

Page 1

N° id. intracom FR26840622989  
N° téléphone +33 (0)3 86 21 08 10  
N° télécopie  
Page d'accueil www.bodycote.com

**Document N° 012R.00100**

N° Commande CLIENT : 07-00692/20-BO-011624 07-00681/20-BO-011623 Votre Référence :

DECLARATION DE CONFORMITE BODYCOTE BOURGOGNE SELON NF L 00-015C N°: 012R.00100

N° de Commande BODYCOTE BOURGOGNE : 33TC20CH001777  
N° du Bon de Livraison : 33TC012L.00055 Date : 11/12/20

Prestation effectuée :

Dénomination : 920°C-1020bar-2h  
Référence pièce : PIECE GENE  
Matière : TA6V  
Quantité de pièce livrée : 1

EXIGENCES ET RESULTATS

Regulation No: PROG D04 5 920°C-1020B-2H00

Observations/Particularités: THERMOCOUPLE TYPE B

Observations/Particularités: GETTER INOX

Classe: CLASSE 4

Référence Pièce:: PLATEAU SLM

Classe de la Pièce: NA

Quantité d'Epreuve(s): 0

N° de série: NA

Documents Internes: DEVIS 20-11-270-EM

Valeur recherchée Valeur obtenue

Charge: MC02 Four D01 Sole SD01 012B.00028  
CYCLE CONFORME

Nous déclarons que la fourniture citée est conforme aux exigences du contrat et que, après vérifications, elle répond en tout point, aux exigences spécifiées, aux normes et règlements applicables, sauf exceptions, réserves ou dérogations énumérées dans la présente déclaration de conformité N°: 012R.00100  
Les analyses métallurgiques ne sont pas effectuées par nos soins, celles ci restent à votre charge

Fonction : Responsable Contrôle Qualité

Le 11/12/20

**Document N° 012R.00100**

Nom :   
Signature :

OU

Le 11/12/20

Nom :   
Signature :

Fonction : Responsable Qualité Usine



BODYCOTE BOURGOGNE-Technologie Rue Jean Behra 58470 Magny-Cours

AMVALOR - Aquitaine  
STEPHANE DESMAISON  
151 BD DE L'HOPITAL

75013 PARIS  
FRANCE

Page 1

N° id. intracom FR26840622989  
N° téléphone +33 (0)3 86 21 08 10  
N° télécopie  
Page d'accueil www.bodycote.com

**Document N° 012R.00101**

N° Commande CLIENT : 07-00692/20-BO-011624 07-00681/20-BO-011623 Votre Référence :

DECLARATION DE CONFORMITE BODYCOTE BOURGOGNE SELON NF L 00-015C N°: 012R.00101

N° de Commande BODYCOTE BOURGOGNE : 33TC20CH001777  
N° du Bon de Livraison : 33TC012L.00055 Date : 11/12/20

Prestation effectuée :

Dénomination : 920°C-1020bar-2h  
Référence pièce : PIECE GENE  
Matière : TA6V  
Quantité de pièce livrée : 1

EXIGENCES ET RESULTATS

Regulation No: PROG D04 5 920°C-1020B-2H00

Observations/Particularités: THERMOCOUPLE TYPE B

Observations/Particularités: GETTER INOX

Classe: CLASSE 4

Référence Pièce:: PLATEAU SLM

Classe de la Pièce: NA

GEOMETRIE BARREAU: 10 

GEOMETRIE PLATE: 1,00

GEOMETRIE LATTICE: 16,00

GEOMETRIE CYLINDRIQUE: 70,00

N° de série: NA

Documents Internes: DEVIS 20-11-269-EM

Valeur recherchée

Valeur obtenue

Charge: MC02 Four D01 Sole SD01 012B.00028  
CYCLE CONFORME

Nous déclarons que la fourniture citée est conforme aux exigences du contrat et que, après vérifications, elle répond en tout point, aux exigences spécifiées, aux normes et règlements applicables, sauf exceptions, réserves

**Document N° 012R.00101**

ou dérogations énumérées dans la présente déclaration de conformité N°: 012R.00101  
Les analyses métallurgiques ne sont pas effectuées par nos soins, celles ci restent à votre charge

Fonction : Responsable Contrôle Qualité

Le 11/12/20

Nom : 

Signature :

OU

Fonction : Responsable Qualité Usine

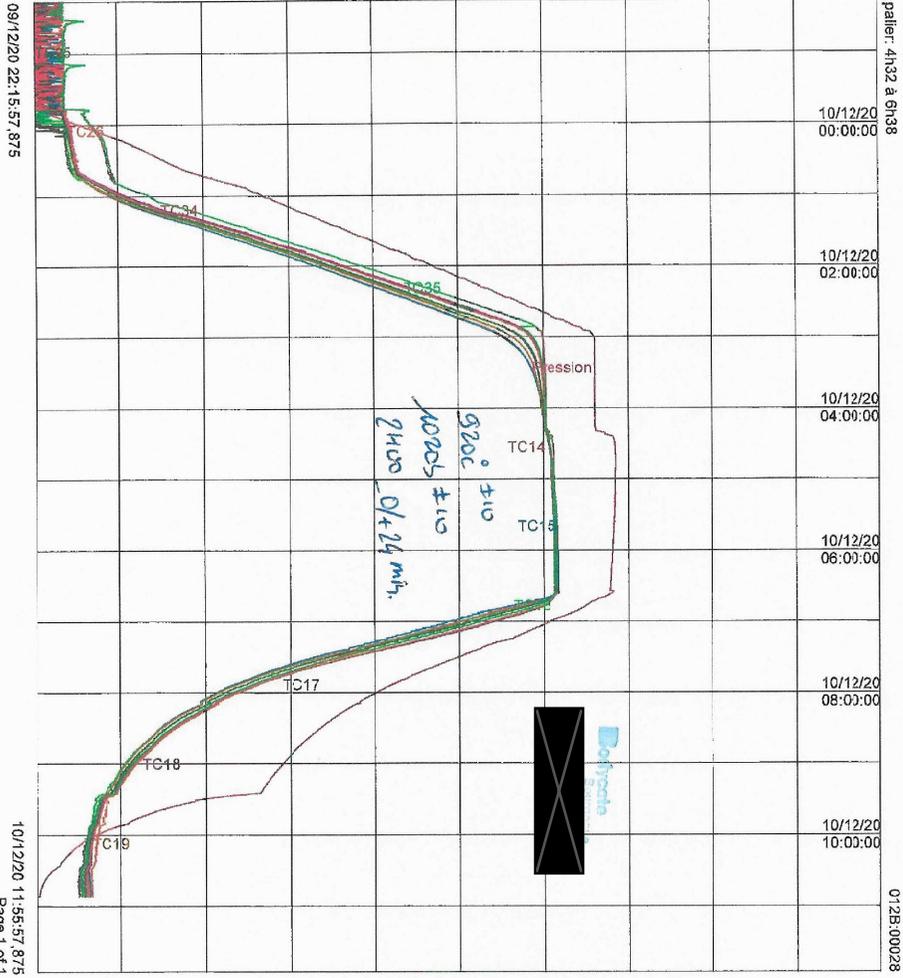
Le 11/12/20

Nom : 

Signature : 

TC35 deg  
 TC34 deg  
 TC26 deg  
 TC25 deg  
 TC24 deg  
 TC19 deg  
 TC18 deg  
 TC17 deg  
 TC16 deg  
 TC15 deg  
 TC14 deg  
 Pression Bar

0.0 150.0 300.0 450.0 600.0 750.0 900.0 1050.0 1200.0 1350.0 1500.0



A.9 Certificat du traitement de détente



BODYCOTE Serres Castet - Rue du tumulus - 64121 SERRES CASTET

EESC ESTIA  
 compositadour  
 GENEVIEVE DIRASSAR  
 1 RUE PIERRE GECRGES LATECOERE  
 PARC TECHNOCITE

64100 BAYONNE  
 FRANCE

Page 1

N° id. intracom FR26695780428  
 N° téléphone 06 59 33 14 37  
 N° télécopie 06 59 33 92 71  
 Page d'accueil www.bodycote.com

**Document N° 102R.14688**

Fournisseur : BODYCOTE - SERRES CASTET

---

DECLARATION DE CONFORMITE (NF L 00-015C) N°: 102R.14688

---

N° Commande CLIENT	16932	AR OK
--------------------	-------	-------

---

Référence Cde BODYCOTE :	33GA21CH925851	le 18/02/21
N° du Bon de Travail :	102T.12422.01	
N° du Bon de Livraison :	33GA102L.14901	du 23/02/21

---

Prestation Effectuée....	TA6V DETENTE 730°C 2H.
Dénomination.....	PIECES GENERALES DIVERSES 9999
Référence.....	134
Matière.....	TA6V
Quantité.....	6,64 KG
	10 pièce(s)

---

-

-

-

---

Doc Interne au dernier INDICE: GA FR 07.05

Contrôle visuel:

GAMME F785IND.A. ;

FABRICATION ADDITIVE: ;

N° de Document Client: ;

	Valeur recherchée	Valeur obtenue
--	-------------------	----------------

Contrôle visuel : Aspect  
 COLORATION

---

Les conversions des valeurs de dureté vers la résistance à la rupture sont faites,  
 le cas échéant, par comparaison avec la dureté seulement.

---

BODYCOTE - Western & Southern Europe  
 SIEGE SOCIAL : 117 Allée des Parcs - CS 80095 - 69792 SAINT PRIEST Cedex - France  
 S.A.S. au capital de 32 725 024 € - RCS Lyon B 098 780 423 - Code NAF : 2961Z

800 - 01 2010



Document N° 102R.14688

Nous déclarons que la fourniture citée est conforme aux exigences du contrat et que, après vérifications et essais, elle répond en tout point, aux exigences spécifiées, aux normes et règlements applicables, sauf exceptions, réserves ou dérogations énumérées dans la présente déclaration de conformité n°: 102R.14688

ORGANISME DE SURVEILLANCE

Nom et fonction ....

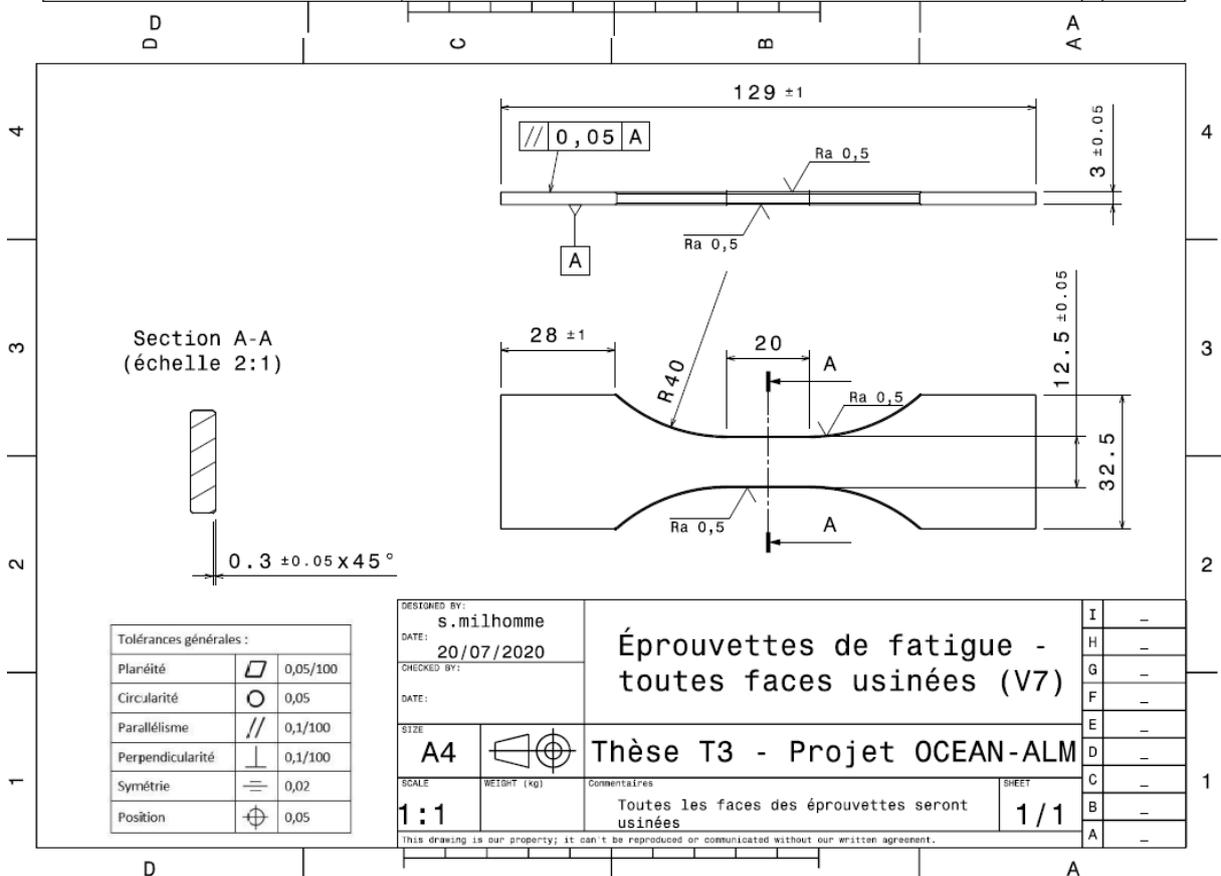
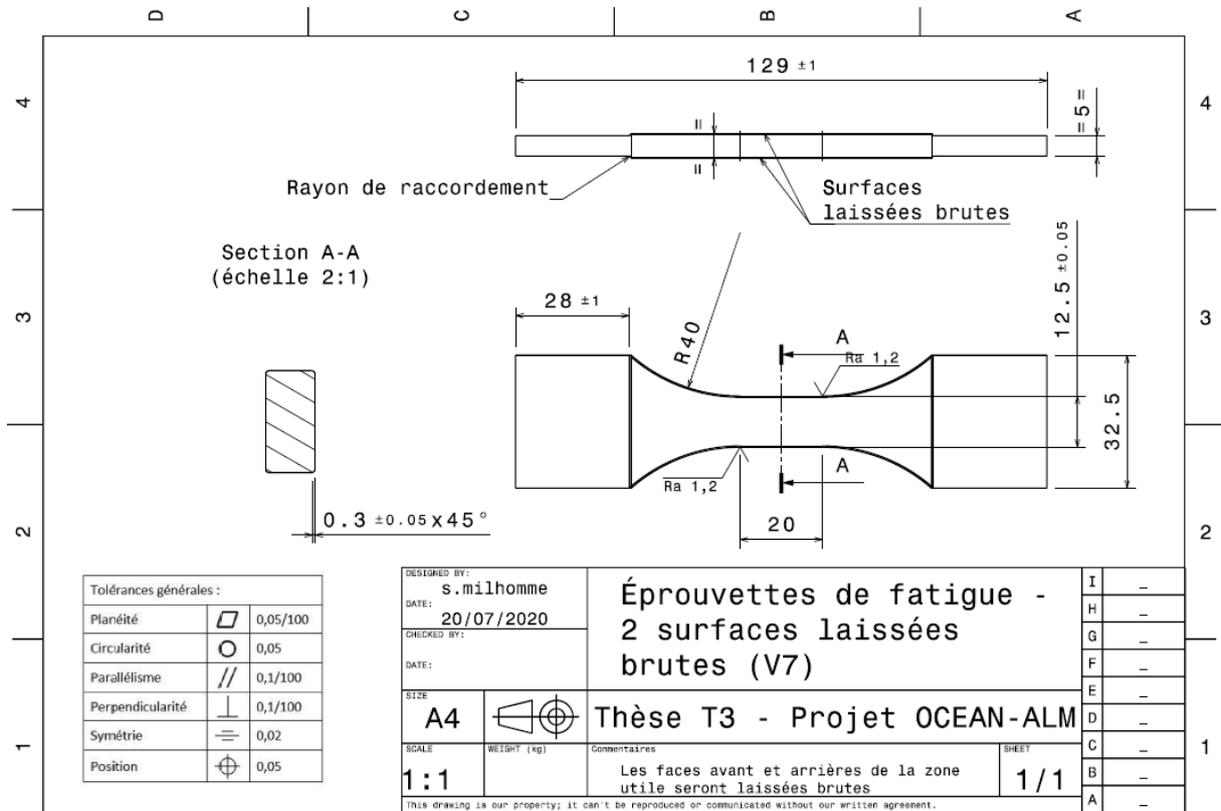
Signature.....

Date..... le 23/02/21

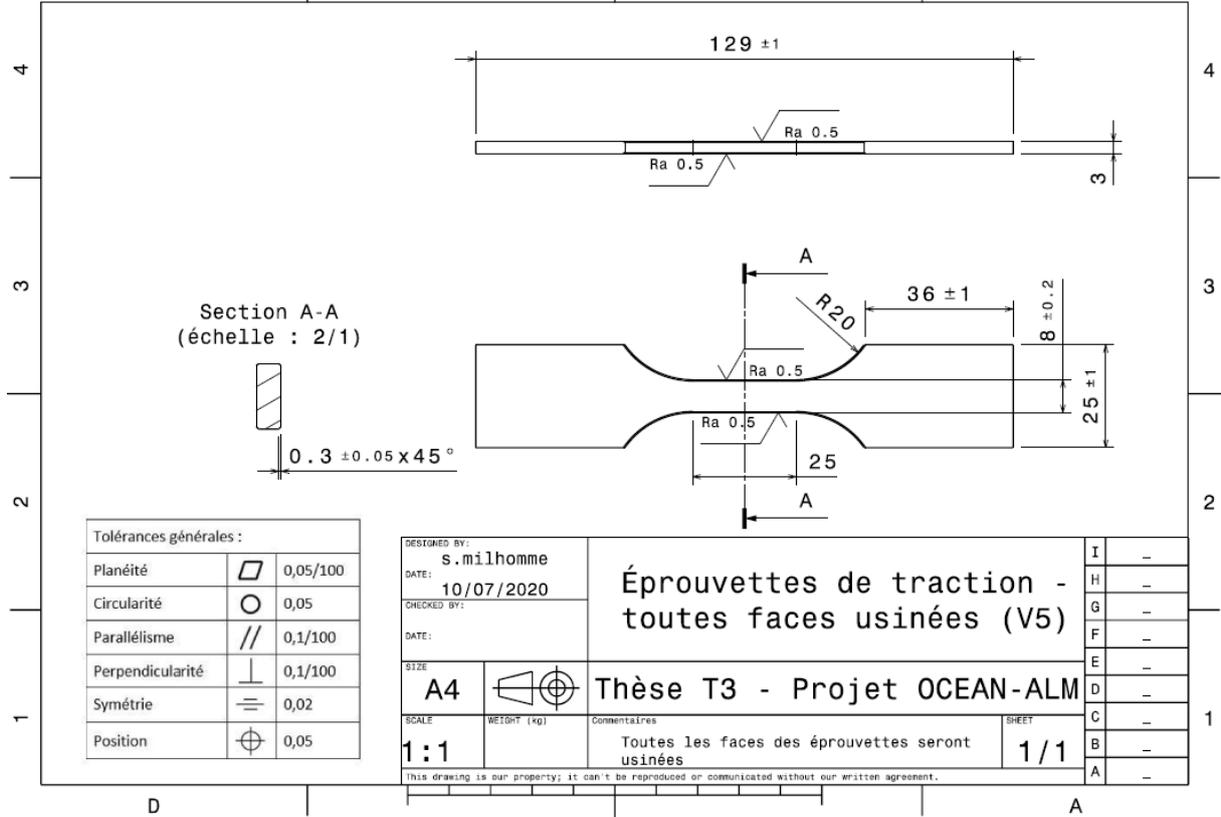
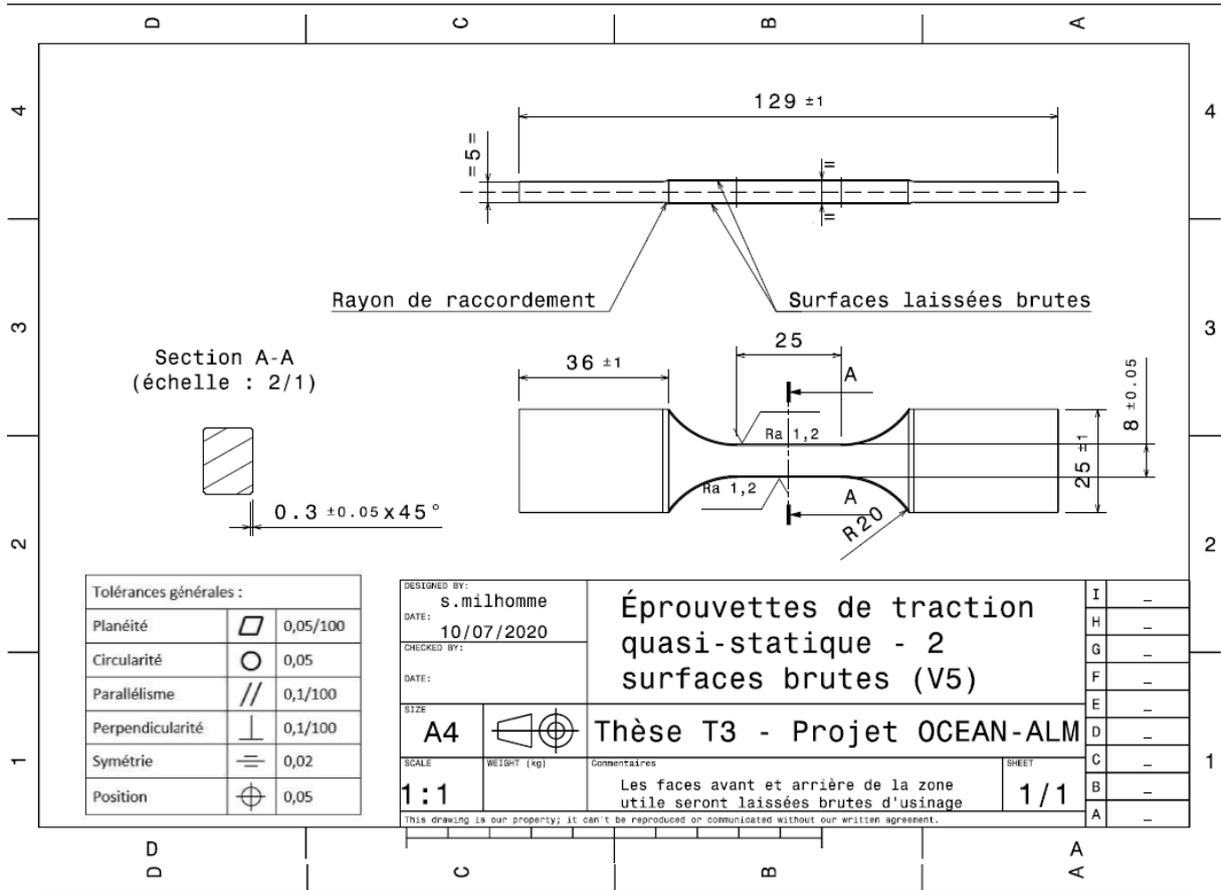




### A.10 Plans des éprouvettes des essais de traction quasi-statique et de fatigue



A.10. PLANS DES ÉPROUVETTES DES ESSAIS DE TRACTION QUASI-STATIQUE ET DE FATIGUE



## A.11 Résultats des essais de fatigue par la méthode escalier

Réf. éprouvette	L1B5M	L1B3D	L1B3G	L1B3M	L1B2G	L1B6G	L1B2D	L1B5D	L1B2M
Niveaux									
340				X					
320	X		O		X		X		
300		O				O		X	
280									O

TABLEAU A.11.1 – Données de l'essai escalier sur le lot LMD CIC SU Z

Réf. éprouvette	L4B3M	L4B3B	L4B2H	L4B5H	L4B2B	L4B4M	L4B3H	L4B5B	L4B5M
Niveaux									
340									
320		X		X		X		X	
300	O		O		O		O		X
280									

TABLEAU A.11.2 – Données de l'essai escalier sur le lot LMD CIC SU X

Réf. éprouvette	L5B9G	L5B9M	L5B8D	L5B1M	L5B1G	L5B9D	L5B1D
Niveaux							
300				X			
280			O		X		X
260		O				O	
240	O						

TABLEAU A.11.3 – Données de l'essai escalier sur le lot LMD TTh SU Z

Réf. éprouvette	L6B12M	L6B14B	L6B12H	L6B14H	L6B11B	L6B12B	L6B14M
Niveaux							
280		X					
260	O		X				
240				X		X	
220					O		O

TABLEAU A.11.4 – Données de l'essai escalier sur le lot LMD TTh SU X

Réf. éprouvette	F2.14	F2.18	F2.2	F2.5	F2.19	F2.1	F2.8	F2.20	F2.7
Niveaux									
340				X					
320			O		X				O
300		O				X		O	
280	O						O		
260									

TABLEAU A.11.5 – Données de l'essai escalier sur le lot SLM CIC SU X

Réf. éprouvette	L2B3G	L2B2M	L2B5G	L2B4D	L2B3M	L2B5D	L2B1G	L2B2D	L2B4M
Niveaux									
130								X	
120			X				O		X
110		O		X		O			
100	O				O				

TABLEAU A.11.6 – Données de l'essai escalier sur le lot LMD CIC SB Z

Réf. éprouvette	L3B6H	L3B2M	L3B5M	L3B3B	L3B4H	L3B5B	L3B6B	L3B5H	L3B3M
Niveaux									
190						X			
170			X		O		X		
150		O		O				X	
130	O								O

TABLEAU A.11.7 – Données de l'essai escalier sur le lot LMD CIC SB X

Réf. éprouvette	F5.5	F5.8	F5.7	F5.6	F5.2	F5.1	F5.17	F5.14	F5.11
Niveaux									
130			X						
120		O		X				X	
110	O				X		O		X
100						O			

TABLEAU A.11.8 – Données de l'essai escalier sur le lot SLM CIC SB Y

## **Influence du procédé sur les propriétés mécaniques et microstructurales de pièces en Ti-6Al-4V issues de fabrication additive (LMD et SLM)**

**Résumé :** Les liens entre les paramètres de mise en œuvre des procédés de fabrication additive métallique et les propriétés des pièces obtenues, en termes de microstructures, défauts et caractéristiques mécaniques, ne sont pas encore totalement connus. De plus, il est courant de réaliser des post-traitements sur les pièces réalisées par fabrication additive afin d'améliorer leurs propriétés. L'objectif de ces travaux est d'établir les liens entre ces différentes propriétés. La première partie s'attache à la réalisation de pièces massives en TA6V avec deux procédés de fabrication additive métallique (LMD et SLM). Une étude paramétrique pour le procédé LMD et la recherche de supports adéquats pour le procédé SLM ont été nécessaires. Les pièces obtenues ont été caractérisées en termes de microstructure, défauts et contraintes résiduelles. La microstructure obtenue est similaire pour les deux procédés, bien que la taille des grains primaires soit plus conséquente en LMD. L'analyse des défauts internes et surfaciques a montré une hétérogénéité de la santé matière des pièces LMD. L'analyse des contraintes résiduelles a mis en évidence la présence de contraintes de compression due à l'usinage des surfaces. Les propriétés en traction de l'alliage TA6V dépendent du procédé de fabrication. En revanche, les propriétés en fatigue sont identiques quel que soit le procédé employé, après compression isostatique à chaud. Les effets du post-traitement, de la direction de sollicitation et de l'état de surface ont été investigués en LMD. L'état de surface a un effet critique sur la résistance en fatigue. Des calculs numériques ont été réalisés sur des surfaces réelles de pièces LMD. Une procédure numérique issue de la bibliographie a été adaptée afin de calculer un paramètre indicateur de fatigue et de prédire l'abatement obtenu sur la résistance en fatigue par rapport à une surface sans défaut. Les résultats obtenus sont légèrement inférieurs aux résultats expérimentaux, mais valident une méthodologie efficace d'optimisation des paramètres de fabrication de pièces non reprises en usinage.

**Mots-clés :** fabrication additive, LMD, SLM, Ti-6Al-4V, fatigue, état de surface

---

## **Influence of process on mechanical and microstructural properties of Ti-6Al-4V additively manufactured parts (LMD and SLM)**

**Abstract:** The relations between metal additive manufacturing parameters and obtained parts properties, in terms of microstructures, defects and mechanical behavior, are not yet fully understood. In addition, performing post-processing treatments on AM parts is common to improve their properties. The aim of this study is to connect these properties. The first part of this work focuses on producing bulk parts with two metallic additive manufacturing processes: LMD and SLM. A parametric study for the LMD process and the research of suitable supports for the SLM process were necessary. The parts were characterized in terms of microstructure, defects and residual stresses. The obtained microstructure is similar for both processes, although primary grains are bigger for LMD parts. Internal and surface defects analysis showed a heterogeneous material integrity in LMD parts. Residual stress measurements highlighted the presence of compressive stresses related to the machining of the surfaces. The tensile properties of the TA6V alloy depend on the manufacturing process. However, after hot isostatic pressing, the fatigue properties are identical regardless of the process used. Effects of post-processing, loading direction and surface condition were investigated in LMD. The surface roughness has a critical effect on the fatigue resistance. Numerical calculations have been performed on real surfaces of LMD parts. A numerical procedure from literature was adapted to calculate a fatigue indicator parameter and to predict fatigue resistance reduction for rough parts, compared to a surface without defects. Numerical results are slightly below experimental results but validate an effective methodology to optimize the manufacturing parameters for rough parts.

**Keywords:** additive manufacturing, LMD, SLM, Ti-6Al-4V, fatigue, surface roughness

---

### **Unités de recherche**

ESTIA Recherche, RNSR 201420655V, 64210 Bidart, France  
I2M, UMR 5295, Université de Bordeaux, 33400 Talence, France