Compréhension de la formation de porosités en fabrication additive (LBM). Analyse expérimentale de l'interaction laser – lit de poudre – bain liquide.

Valérie Gunenthiram

▶ **To cite this version:**

Valérie Gunenthiram. Compréhension de la formation de porosités en fabrication additive (LBM). Analyse expérimentale de l'interaction laser – lit de poudre – bain liquide.. Mécanique des matériaux [physics.class-ph]. Ecole nationale supérieure d'arts et métiers - ENSAM, 2018. Français. NNT : 2018ENAM0028 . tel-02025457

HAL Id: tel-02025457

https://pastel.hal.science/tel-02025457

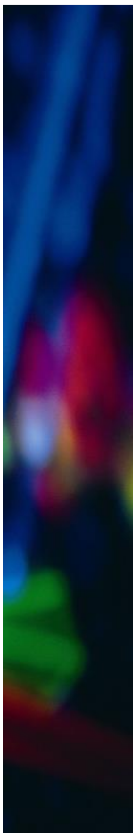
Submitted on 19 Feb 2019

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.

ParisTech
INSTITUT DES SCIENCES ET TECHNOLOGIES
PARIS INSTITUTE OF TECHNOLOGY

ARTS ET MÉTIERS ParisTech



2018-ENAM-0028

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

Doctorat ParisTech
T H È S E

pour obtenir le grade de docteur délivré par

l'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers

Spécialité " Génie Mécanique & Matériaux "

présentée et soutenue publiquement par

Valérie GUNENTHIRAM

le 6 Juillet 2018

Compréhension de la formation de porosités en fabrication additive (LBM). Analyse expérimentale de l'interaction laser – lit de poudre – bain liquide.

Directeur de thèse : **Patrice PEYRE**
Co-encadrement de la thèse : **Matthieu SCHNEIDER, Morgan DAL**

M. Rodolphe BOLOT	Professeur des Universités	ICB	Rapporteur
M. Cyril BORDREUIL	Professeur des Universités	LMGC	Rapporteur
Mme. Sophie COSTIL	Maître de conférences HDR	ICB	Examinateur
M. Christophe COLIN	Maître de Recherche	CdM-Mines	Examinateur
M. Rémy DENDIEVEL	Professeur des Universités	SIMaP	Président
M. Patrice PEYRE	Directeur de Recherche CNRS	PIMM-Arts	Examinateur
M. Matthieu SCHNEIDER	Maître de conférences	PIMM-Arts	Examinateur
M. Morgan DAL	Maître de conférences	PIMM-Arts	Examinateur

Arts et Métiers ParisTech - Campus de Paris
PIMM – Procédés et Ingénierie en Mécanique et Matériaux

T H È S E

Remerciements

J’adresse mes remerciements les plus sincères à :

M. Rémy DENDIEVEL, de m’avoir fait l’honneur de présider mon jury de thèse, à M. Rodolphe BOLOT et M. Cyril BORDREUIL pour avoir rapporté mon travail et pour la qualité de leur relecture, Mme Sophie COSTIL et M. Christophe COLIN pour l’intérêt qu’ils ont porté à mon manuscrit et la pertinence de leurs remarques.

M. Patrice PEYRE, d’avoir accepté de prendre la direction officielle de ma thèse, de m’avoir donné cette chance de travailler avec lui sur ce sujet, pour tout le temps qu’il m’a consacré, et, pour m’avoir aussi bien guidé tous au long de ces quatre années dont je garde de très bons souvenirs, M. Matthieu SCHNEIDER et M. Morgan DAL, mes co-encadrants, pour m’avoir accueilli au labo, soutenu et donné l’occasion d’enseigner.

Frédéric COSTE, sans qui il n’y aurait pas eu de banc instrumenté, que j’ai appris à connaitre au fil du temps : son caractère, et ses jurons ! Rémy FABBRO, pour toutes ses remarques et ses conseils, j’ai été très touchée pour l’intérêt qu’il a porté à mes résultats tout au long de la thèse, ainsi que Pascal AUBRY pour ses encouragements chaleureux.

Corinne DUPUY qui m’a aidé à la fabrication des pièces SLM mais aussi pour tous les moments complices (les balades à vélo à Oléron, les courbatures après Magic Form,…), Cyril GORNY sur qui j’ai toujours pu compter, Thierry MALOT, mon confident sur bien des sujets dont les périples Paris-Chambéry en TGV le vendredi soir, Yann ROUCHAUSSE pour nos longues discussions sur Gavarnie, Imade KOUTIRI qui a partagé ses TP (et sa bonne humeur) avec moi, Frédéric VALES qui m’a aidé pour la caractérisation de mes échantillons, Laurent BERTHE et toutes les personnes du laboratoire PIMM.

Le trio de doctorants Juju, Emna et Simon pour tous les moments passés ensemble, mon stagiaire Rafael pour sa décontraction à toute épreuve, le stagiaire Huaiyi, mais aussi Tarek, Guillaume, Abbas, Maxime et les nouveaux, Olivier et Thibaut, qui reprennent le flambeau SLM.

François DUNLOP, qui m’a soutenu à mes débuts jusqu’à aujourd’hui, ainsi que Christine RICHTER et Karol HRICOVINI de l’UCP.

Mes parents pour leur amour inconditionnel, Samini, Edith, Lionel, Nicole, et enfin *my bear* qui a toujours été là pour moi (et qui a su relire mon manuscrit en 4 jours, sans rater aucune étape du tour d’Italie).

Table des matières

Table des matières 5

Nomenclature 8

Introduction – Contexte 11

CHAPITRE I : ELEMENTS BIBLIOGRAPHIQUES 13

I.1 Introduction 13

I.2 Généralités sur la fabrication additive 13

I.2.1 Intérêt sociétal et économique de la fabrication additive 13

I.2.2 La Fabrication Additive 16

I.3 L'interaction laser matière 27

I.3.1 Absorption dans les solides métalliques 27

I.3.2 Absorption dans un lit de poudre métallique 28

I.3.3 Interaction laser-matière en régime de soudage 29

I.4 Le procédé de fusion sélective par laser (SLM) 39

I.4.1 Optimisation du procédé SLM 39

I.4.2 Défauts générés en SLM 43

I.4.3 Interaction laser-poudre-zone fondue en SLM et instabilités associées 56

I.5 Conclusion et objectifs de la thèse 64

CHAPITRE II : MOYENS EXPERIMENTAUX ET MATERIAUX 65

II.1 Mise en œuvre du procédé SLM 65

II.1.1 Machine industrielle SLM 125 HL 65

II.1.2 Banc instrumenté de SLM et diagnostics associés 68

II.1.3 Comparaison entre les deux approches 76

II.2 Moyens d'analyse des matériaux élaborés par SLM 77

II.2.1 Granulométrie laser 77

II.2.2 Profilométrie 3D 77

II.2.3 Préparation métallographique et analyse microscopique 78

II.3 Matériaux et poudres utilisés 79

II.3.1 L'acier 316L 79

II.3.2 Les alliages d'aluminium 80
II.3.3 Mesure de réflectivité par sphère intégrante 82
CHAPITRE III : ETUDE PHYSIQUE DE LA FUSION LASER D'UN LIT DE POUDRE ET FABRICATION DE MONO-CORDONS 85
III.1 Etude par vidéo rapide de la fusion SLM 85
III.1.1 Premières observations 85
III.1.2 Zone d'interaction laser - zone fondue - poudre 88
III.1.3 Analyse de l'arrière de la zone fondue 92
III.1.4 Bilan des analyses des zones fondues par vidéo rapide 98
III.2 Analyse des cordons SLM solidifiés 98
III.2.1 Cartographie des régimes de fusion 98
III.2.2 Influence des dimensions de zones fondues sur la formation des instabilités 103
III.2.3. Analyse des dimensions de cordons et mise en œuvre d'une approche analytique 106
III.3 Analyse des éjections de matière 111
III.3.1 Analyse latérale des éjections par vidéo rapide 111
III.3.2 Analyse des particules éjectées 117
III.3.5 Estimation du % de métal fondu éjecté 121
III.4 Etude de la colonne de vapeur 123
III.4.1 Analyse de la colonne de vapeur sur le banc instrumenté 123
III.4.2 Analyse de la colonne de vapeur sur la machine SLM 127
III.5 Influence du matériau : essais sur aluminium 132
III.5.1 Etude de la fusion SLM sur aluminium par vidéo rapide 132
III.5.2 Analyse des cordons solidifiés 134
III.6 Conclusion du chapitre 142
CHAPITRE IV: OPTIMISATION DE LA DENSIFICATION SUR DES PIECES SLM EN ACIER 316L 143
IV.1 Plan paramétrique des essais réalisés sur des pièces SLM 143
IV.1.1 Choix des paramètres procédés et des stratégies de balayage 143
IV.1.2 Méthodes de mesure du taux de porosité 147
IV.2 Les porosités et leur origine 150
IV.2.1 Localisation, forme et taille des porosités 150
IV.2.2 Influence des paramètres du procédé sur le taux de porosité 153
IV.2.3 Influence de la stratégie de balayage 154
IV.3 Evolution des taux de porosité avec la densité d'énergie 156
IV.3.1 Validation du VED 157

IV.3.2 Représentation analytique de la densification 158
IV.4 Relation entre densification et dimensions des cordons de fusion 159
IV.4.1 Dimensions des cordons en fonction des paramètres procédé 160
IV.4.2 Taux de porosité en fonction des dimensions de cordons 162
IV.5 Influence de la rugosité de la surface de fabrication sur le taux de porosités 165
IV.5.1 Etude des surfaces de fabrication 166
IV.5.2 Caractérisation géométrique des surfaces de construction 167
IV.6 Vers une amélioration du procédé de SLM 169
IV.6.1 Bilan des résultats 169
IV.6.2 Perspectives : Régime de conduction, fusion avec un spot défocalisé 170
IV.7 Conclusion du chapitre 174
CONCLUSION GENERALE 175
Bibliographie 177
Table des illustrations 183
Annexes 195

Nomenclature

A	absorptivité (%)
A_b	coefficient d'absorption (m^{-1})
a	diffusivité (m^2/s)
C	taux de compacité
C_p	capacité calorifique ($J.kg^{-1}.K^{-1}$)
D	diamètre du faisceau (µm)
d_p	diamètre de particule (µm)
Do	diamètre de la fibre optique (µm)
f	distance de la lentille de focalisation (mm)
f_c	distance de la lentille de collimation (mm)
F_0	nombre de Fourier
G	gradient thermique (K/m)
G	gradient thermique (K/m)
g	constante gravitationnelle ($m^3 \cdot kg^{-1} \cdot s^{-2}$)
H	écart-vecteur ou hatch (µm)
I_0	intensité absorbé dans le matériau (W/m^2)
K	conductivité thermique ($W.m^{-1}.K^{-1}$)
k_B	constante de Boltzmann
l	largeur (µm)
L	longueur (µm)
L_F	chaleur latente de fusion ($J.kg^{-1}$)
l_0	longueur de la ligne scannée (mm)
L_v	chaleur latente de vaporisation ($J.kg^{-1}$)
m_{air}	masse de la pièce dans l'air (g)
$m_{liquide}$	masse de la pièce dans le liquide (g)
M_v	nombre de Mach
P	puissance moyenne du laser (W)
P_a	pression ambiante (Pa)
Pe	nombre de Péclet
P_{recul}	pression de recul (Pa)
P_{sat}	pression de vapeur saturante (Pa)
P_{surf}	pression sur la surface de la pièce (Pa)
P_v	pression de vapeur (Pa)
P_z	distribution de puissance à la surface du capillaire de vapeur selon z (W/m)
R	réflectivité (%)
r	rayon (µm)
R_{gp}	constante des gaz parfaits ($J.mol^{-1}.K^{-1}$)
S	surface du spot laser (mm^2)
T	température (K)
t	temps (s)
T_0	température de surchauffe (K)

T_m	température de fusion (K)
T_s	température saturante (K)
T_t	température ambiante (K)
T_v	température de vaporisation (K)
U	tension (V)
V	vitesse de déplacement (mm/s)
V_d	vitesse de déplacement vertical du liquide (m/s)
VED	densité d'énergie volumique (J/m^3)
V_F	vitesse du fluide (m/s)
V_m	vitesse d'éjection du liquide (m/s)
V_p	vitesse d'enfoncement ou de perçage (m/s)
V_s	vitesse de solidification (m/s)
z	altitude (m)
α	angle d'inclinaison du capillaire de vapeur (rad)
β	pourcentage de porosité (%)
γ_g	poids volumiques du gaz (N/m^3)
γ_p	poids volumiques d'une particule (N/m^3)
γ_T	coefficient thermo-capillaire (N/m.K)
γ_v	coefficient d'adiabaticité
δ	profondeur (µm)
Δh	épaisseur de poudre (µm)
ΔH_s	enthalpie à la fusion (J/kg)
ΔHv	enthalpie de vaporisation (J/m^3)
ε	taux de vide (%)
θ	angle (rad)
ρ	masse volumique ($kg.m^{-3}$)
$\rho_{pièce}$	densité de la pièce
σ	tension superficielle ($N.m^{-1}$)
σ_{LV}	tensions superficielles des interfaces entre liquide-vapeur ($N.m^{-1}$)
σ_{SL}	tensions superficielles des interfaces entre solide-liquide ($N.m^{-1}$)
σ_{SV}	tensions superficielles des interfaces entre solide-vapeur ($N.m^{-1}$)
τ	temps de solidification (s)
τ*	nombre de Shields
τ_0	contrainte tractrice (N/m^2)
χ	énergie d'évaporation par atome
ω	orientation des porosités
Φ	densité de puissance (W/m^2)
_A	Configuration du montage lié aux tirs statiques
_B	Configuration du montage lié aux tirs en déplacement (étude des éjectas)
_C	Configuration du montage lié aux tirs en déplacement (étude du bain liquide avec différents éclairages : halogène C1, diode laser C2, laser vert C3)
CAO	Conception assistée par ordinateur
DMD	Direct Metal Deposition
EBM	Electron Beam Melting
FA	Fabrication Additive
FDPL	Fabrication Directe Par Laser
HIP	Compression isostatique à chaud

P_V_D_E	P puissance (W), V vitesse (mm/s), D diamètre de faisceau (µm), E épaisseur de poudre (µm)
SLM	SLM (Selective Laser Melting) [1]
ZAT	Zone Affectée Thermiquement
ZF	Zone fondue

[1] *Dans le mémoire, nous utilisons cet acronyme, bien qu'il corresponde aujourd'hui à une dénomination commerciale. Le terme générique recommandé est plutôt* ***LBM: Laser Beam Melting***

Introduction – Contexte

Les travaux réalisés dans cette thèse concernent essentiellement la compréhension physique et la maîtrise du procédé de fabrication additive par fusion laser d'un lit de poudre (Selective Laser Melting SLM ou Laser Beam Melting LBM) en plein essor actuellement.

Si les applications industrielles du procédé SLM sont de plus en plus nombreuses sur différents types de géométries et de matériaux, les études concernant la compréhension physique de l'interaction laser-matière étaient très limitées au début de cette thèse (2014). Depuis, sous l'impulsion de différents laboratoires de recherche, et en particulier du Lawrence Livermore Laboratory (USA) (King, 2014) (Matthews, 2016) (Khairallah, 2016), le nombre de publications sur le sujet a augmenté avec à la clé une meilleure compréhension globale des processus physiques impliqués.

L'étude, essentiellement expérimentale, réalisée durant cette thèse, et présentée dans ce mémoire, a donc été menée en même temps que les travaux mentionnés ci-dessus, et avait pour objectifs de : (1) réaliser des expériences tests de fusion lit de poudre (essentiellement mono-cordons) sur banc instrumenté afin d'étudier en grande partie par imagerie rapide la physique locale de l'interaction laser – poudre – zone fondue, (2) étudier spécifiquement les instabilités générées lors de l'interaction afin d'en maîtriser les effets, (3) réaliser des pièces tests sur une machine industrielle de SLM afin d'étudier les conditions de densification de la matière, tout en établissant une corrélation avec la physique des mono-cordons, et la géométrie des cordons solidifiés.

L'étude de l'interaction laser-lit de poudre a été menée sur deux types d'alliages métalliques : un acier inoxydable 316L et un alliage d'aluminium 5086 ainsi que quelques essais sur un alliage de fonderie 4047) afin d'étudier l'influence de la nature du matériau sur la stabilité du procédé. L'étude de densification menée sur la machine industrielle SLM n'a été menée que sur 316L.

Le mémoire est présenté de la façon suivante :

Chapitre I : Introduction générale et présentation des principaux éléments bibliographiques.
Chapitre II : Présentation des matériaux et des moyens expérimentaux mis en œuvre.
Chapitre III : Etude physique de la fusion lit de poudre – zone fondue sur mono-cordons.
Chapitre IV : Optimisation de la densification sur des pièces SLM en 316L.

CHAPITRE I : ELEMENTS BIBLIOGRAPHIQUES

I.1 Introduction

Fin 2014, le marché mondial de la fabrication additive était évalué à plus de 4 milliards de dollars avec une augmentation vertigineuse des ventes de matériaux métalliques qui affichent un taux de croissance annuel moyen de près de 50 %, contre 30 % pour les photopolymères.

Le procédé SLM (fusion de couches de poudres successives par laser) appliqué aux métaux se distingue des autres par son potentiel exceptionnel à réaliser des structures complexes. Ainsi, on peut réaliser un insert de moule d'injection qui intègre des canaux de refroidissement impossibles à réaliser par aucun autre procédé de fabrication, ou bien créer des pièces légères et résistantes présentant une structure alvéolaire autoportante. Différents verrous technologiques limitent cependant sa plus large diffusion industrielle. C'est le cas des états de surface de qualité moyenne qui requièrent souvent une étape de parachèvement finale, de la présence de défauts de compacité qui nécessitent des opérations de post-compactage des structures (HIP). Enfin, les nombreux mécanismes physiques impliqués dans le procédé de fabrication compliquent la compréhension et de surcroit, ne sont pas tous identifiés et encore moins maitrisés.

Le sujet de thèse vise à étudier expérimentalement l'interaction laser-lit de poudre-bain liquide sur deux alliages métalliques à vocation industrielle (aluminium et acier inoxydable) et à comprendre l'origine des porosités. En préambule, nous nous proposons de dresser un état de l'art bibliographique sur les différents éléments clés du sujet de la façon suivante : (1) un rappel de notions générales sur fabrication additive et les procédés associés, (2) l'interaction laser-matière, (3) la génération de défauts et/ou instabilités et la physique du procédé de fusion lit de poudre SLM. A l'issue de cette recherche bibliographique, nous définirons les principaux axes de notre programme de recherche.

I.2 Généralités sur la fabrication additive

Ce chapitre a pour but de présenter brièvement un certain nombre de procédés de fabrication additive (FA) afin de dresser un panorama des différentes technologies existantes, d'identifier les spécificités du procédé de fusion lit de poudre SLM et de mettre en lumière le contexte actuel de la fabrication additive.

I.2.1 Intérêt sociétal et économique de la fabrication additive

La FA définit le processus d'assemblage de matériaux en vue de fabriquer des objets à partir de modèles 3D. Si elle correspondait à un phénomène d'ampleur limitée il y a quelques années, elle connaît

actuellement un engouement exceptionnel. Il est donc important de replacer la fabrication additive dans son contexte actuel.

I.2.1.1 Contexte actuel

D'après le rapport Wohlers (2015), l'utilisation de la fabrication additive directe comme outil de production continue à croitre, et représente 42,6 % du total des revenus des produits et services de fabrication additive (Figure I. 1). De nombreux secteurs industriels (aérospatial, médical, industrie automobile) se penchent sur les nouvelles technologies, représentant plus de 60 % du marché de la fabrication additive, avec des taux de croissances de 15 à 25 % pour les cinq prochaines années.

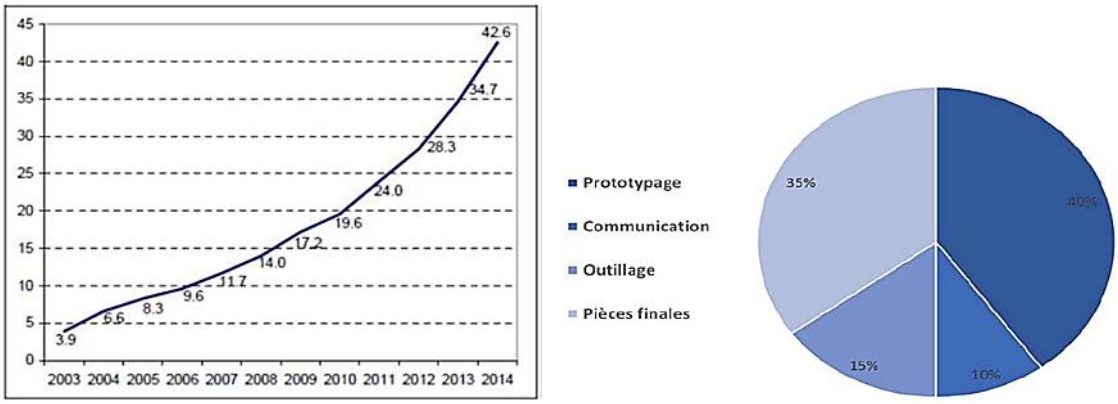


Figure I. 1: (a)* Evolution de la part en valeur de la production directe de pièces (b)* Répartition en volume des applications FA (Rapport PIPAME, 2017).

Il existe deux marchés bien distincts : les applications dites grand public et de l'autre côté des applications industrielles. Aujourd'hui, le véritable enjeu semble lié au développement de la fabrication additive dans l'industrie. Si la FA est couramment utilisée pour réaliser des pièces non fonctionnelles et des dispositifs d'aide à la production (prototypes, moules, outillages), le défi consiste aujourd'hui à fabriquer en série des pièces fonctionnelles apportant une amélioration en termes de cadence et de finitions. Dans ce domaine, la France se positionne légèrement en retrait sur la scène internationale avec seulement 3,3 % du parc mondial de machines et une offre encore peu organisée (Rapport PIPAME, 2017). Pour cette raison, différentes initiatives sont en cours dans les régions (ex: Additive Factory Hub en Ile de France) afin de structurer la R&D et de donner accès aux techniques de FA au plus grand nombre de PME.

I.2.1.2 Intérêt économique et industriel

Les principaux avantages de la technologie sont :

- La liberté de conception : la fabrication additive permet de repenser la conception des pièces mécaniques et d'imaginer de nouvelles fonctionnalités: une plus grande complexité géométrique, l'intégration de fonctions au sein d'une pièce, la disparition des contraintes induites par l'outillage ou par le matériau brut initial.

* *Dans le mémoire, les figures (a), (b), (c), (d)…sont disposées de gauche à droite et de haut en bas.*

- La flexibilité : elle permet de produire directement de pièces en petites séries sans stock.

- L'efficacité énergétique : elle permet de réaliser des économies de matière et d'énergie, la matière étant uniquement déposée là où le besoin l'impose (Figure I. 2).

- La personnalisation : ce procédé offre une plus grande flexibilité et permet de développer et fabriquer des produits industriels parfaitement adaptés à la demande du client sans induire de surcoût par rapport à une fabrication en série.

Les secteurs industriels visés en premier lieu sont l'aérospatial, le médical et l'automobile. Dans le cas de l'aérospatial par exemple, Airbus a développé des équerres de fixations en titane réalisées en fabrication additive. Ces pièces sont en phase de test sur l'un des 5 prototypes de l'appareil A350 depuis juin 2014. D'autres domaines sont émergents avec un potentiel de croissance de près de 30 % sur les années à venir (Figure I. 3) (Tableau I. 1).

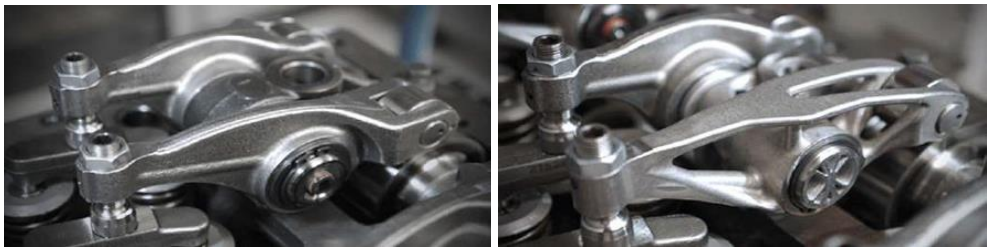


Figure I. 2 : Culbuteur moteur Renault Euro 6 DTI5 (a) Version originale (b) Version après reconception par fabrication additive avec moins 25 % de la masse initiale (Metal Additive Manufacturing, 2017).

Figure I. 3 : (a) Sonde gazeuse en Inconel 718 (Metal Additive Manufacturing, 2017). (b) Reproduction de maxillaire humain sur support (Fraunhofer IFAM).

Secteur	Volumes en $Md (2014)	Parts de marché (2014) (%)	Taux de croissance annuel moyen à 5 ans (%)
Aérospatial	0.8	18	15 - 20
Production et outillage industriel	0.8	18	15 - 20
Santé	0.7	15-17	20-25

Tableau I. 1 : Les marchés FA à l'échelle mondiale (Rapport PIPAME, 2017).

I.2.2 La Fabrication Additive

I.2.2.1 Les différents procédés de la FA

Au début des années 1980, Chuck Hull découvre qu'il est possible de produire une pièce solide par polymérisation de la matière liquide, il dépose son premier brevet sur le procédé de stéréolithographie en 1984. C'est le début du prototypage rapide.

Si le prototypage rapide (RP : Rapid Prototyping) correspond à l'ensemble d'outils (maquettes, modèle numérique…) qui permettent d'aboutir à des représentations de la conception de produits (Figure I. 4), le terme fabrication additive décrit "l'ensemble des procédés permettant de fabriquer, couche par couche, par ajout de matière, un objet physique à partir d'un objet numérique" (NF E 67-001). Par rapport aux procédés de fabrication usuels, elle permet la réalisation d'objets sans contraintes de forme et repousse les limites en termes de design, précision et temps de fabrication.

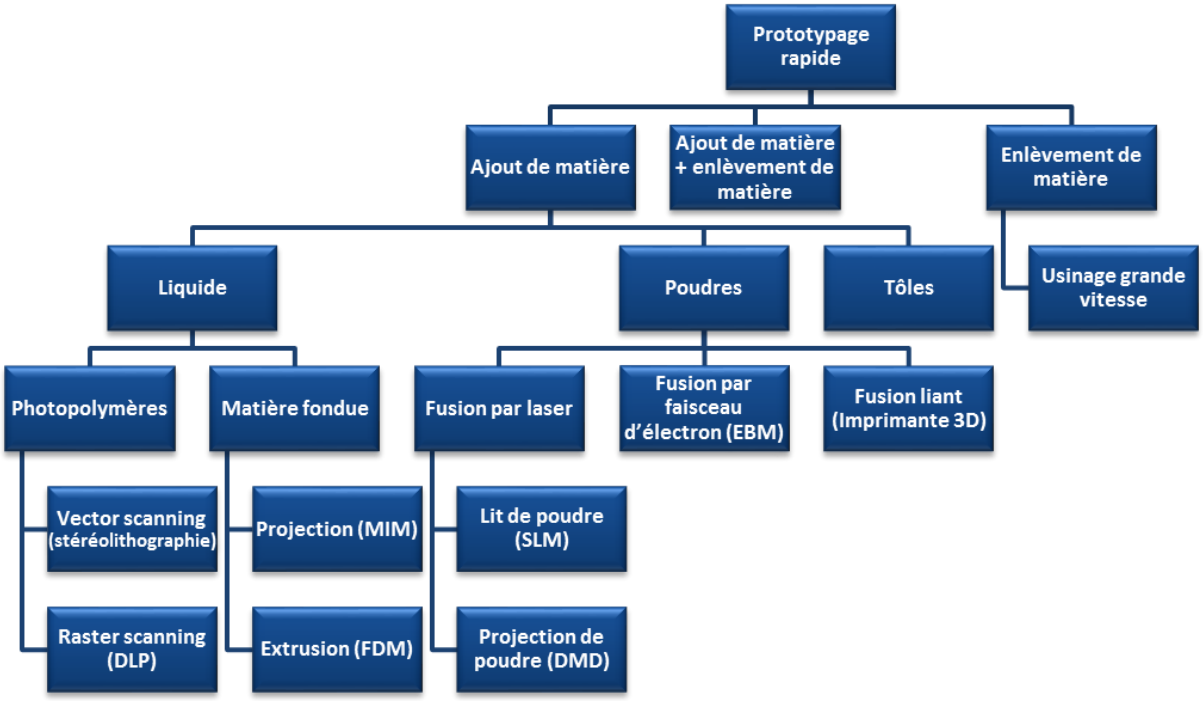


Figure I. 4 : Classification des différents procédés à l'origine du prototypage rapide.

Les principales étapes de réalisation sont les suivantes (Figure I. 5) :

- Création d'un modèle 3D en CAO de la pièce et exportation sous forme d'un format standard (par exemple au format .stl = contour de la pièce sous forme de triangles et de leur vecteur normal)
- Nettoyage et traitement du fichier.
- Positionnement sur le plateau de fabrication
- Découpage de la pièce en couches ou « slicing ».
- Définition des paramètres opératoires (puissance, vitesse de scanning, écart vecteur, stratégie)
- Exportation du fichier vers la machine et fabrication couche par couche suivant les sections définies par le tranchage.

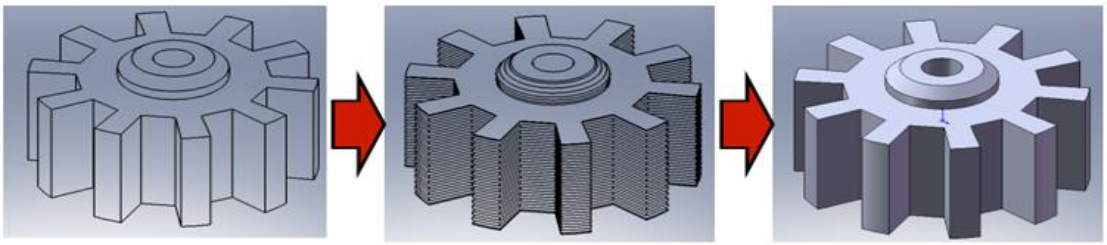


Figure I. 5 : Principales étapes de la fabrication additive.

La géométrie et le poids des pièces réalisées en fabrication additive peuvent être optimisés par une méthode dite d'optimisation topologique (Figure I. 6). Cette technique utilise un logiciel d'optimisation permettant de supprimer les volumes de matière non sollicités mécaniquement. Les logiciels les plus utilisés sont Within Labs (Autodesk) ou encore Inspire (SolidThinking) (3D Natives, 2016).

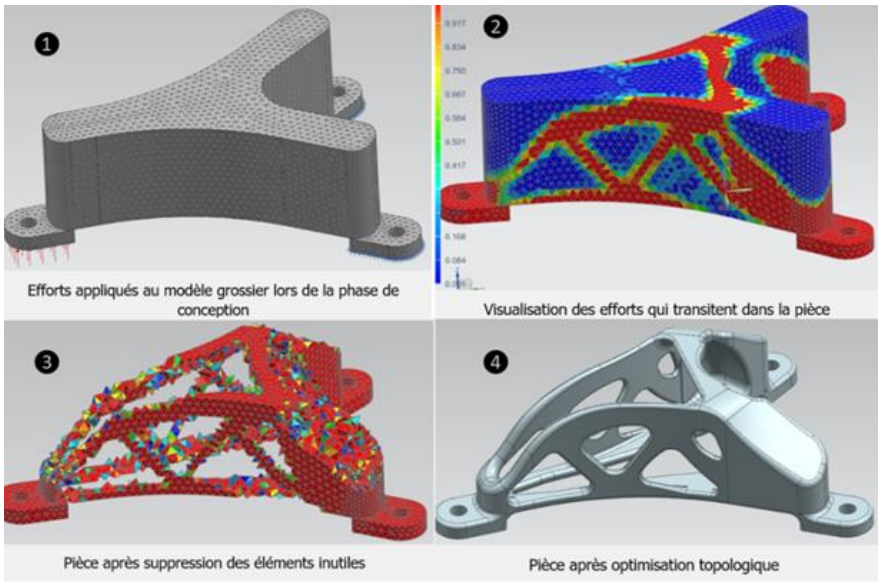


Figure I. 6 : Différentes étapes de la conception topologique (3D Natives, 2016).

La norme (ASTM F2792 ou ISO 17296-2) décrit la terminologie standardisée des divers procédés FA. Ces processus sont classés suivant sept familles distinctes (Tableau I. 2) :

- Extrusion de matériau (material extrusion - fuse deposition modelling - FDM)
- Dépôt de matériau et fusion (direct energy deposition - DED)
- Fusion sur lit de poudre (powder bed fusion - PBF)
- Jet de matériau (material jetting)
- Jet de liant (binder jetting)
- Lamination de feuilles (sheet lamination)
- Photopolymérisation en cuve (vat photopolymerization).

procédés \ matériaux	Polymères thermodurcissables	Polymères thermoplastiques	Bois	Métaux	Matériaux céramiques industriels	Matériaux céramiques structurels
Photo polymérisation en cuve	■			à venir	■	
Projection de matière	■	■				
Projection de liant		■		■	■	■
Fusion de lit de poudre		■		■	■	■
Extrusion de matière		■				■
Dépôt de matière sous flux d'énergie dirigé				■		
Stratification de couches		■	■	■	■	

Tableau I. 2: Sept grandes familles de procédés FA en fonction des matériaux utilisés selon la norme ISO 17296-2.

Dans ce qui suit, nous nous intéresserons exclusivement au cas des matériaux métalliques qui fait l'objet de cette étude.

I.2.2.2. Fabrication additive directe des matériaux métalliques

La fusion complète de la matière (procédés SLM, EBM et DMD) permet l'obtention de pièces denses ne présentant que peu de porosités, soit par fusion sélective d'un lit de poudre, soit par fusion de poudre projetée.

La fabrication directe correspond à la réalisation de pièces fonctionnelles qui répondent aux critères requis pour l'application en termes de densité, d'état de surface et de respect dimensionnel. Les propriétés visées pour ces pièces doivent être similaires ou supérieures aux pièces obtenues par des procédés conventionnels. Les trois principaux procédés de fabrication directe (Tableau I. 3) sont :

- DMD (Direct Metal Deposition) : fusion par laser de poudre métallique projetée
- EBM (Electron Beam Melting) : fusion successive de couches de poudre métallique par faisceau d'électrons
- SLM (Selective Laser Melting) [2] : fusion successive de couches de poudre métallique par laser

[2] *Dans la suite du mémoire, nous utiliserons cet acronyme, bien qu'il corresponde aujourd'hui à une dénomination commerciale. Le terme générique recommandé est plutôt LBM: Laser Beam Melting*

SLM	AddUp	France
	3D Systems	USA
	Concept Laser	Allemagne
	SLM Solutions	Allemagne
	EOS	Allemagne
	Trumpf	Allemagne
EBM	Arcam	Suède
DMD	BeAM	France
	Optomec	USA
	Trumpf	Allemagne

Tableau I. 3: Constructeurs de machines de fabrication directe et leurs nationalités.

Le point commun de ces trois procédés est l'utilisation de poudres métalliques. Cette poudre est généralement obtenue par une atomisation gazeuse (Figure I. 7) dans laquelle l'alliage métallique une fois fondu est sphéroïdisé par un flux d'argon. Ce procédé permet l'obtention de particules de poudre quasi-sphériques dont la taille est comprise entre 10 et 200 µm. D'autres procédés sont également en cours de développement, basés sur la fusion de fil métallique par laser ou par procédé à l'arc (WAAM). Ces procédés sont attractifs de par leur rendement matière (100% du fil est fondu et contribue à la pièce finale), mais limités de par les géométries réalisables.

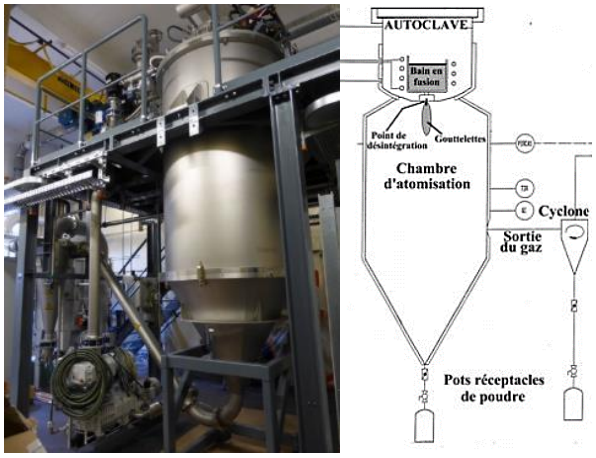


Figure I. 7 : Fabrication de poudre métallique. (a) Tour d'atomisation de l'ONERA (b) Schéma simplifié du fonctionnement.

I.2.2.2.1 Les procédés LMD et EBM

Le **procédé de fusion laser de poudre projetée (CLAD ou Laser Metal Deposition LMD)** permet de réaliser des pièces métalliques par dépôt de particules en fusion. Cette technique, basée sur

l'interaction entre une poudre métallique projetée, et un faisceau laser a été développée à la fin des années 80 essentiellement pour des applications de rechargement-réparation de structures métalliques. Lors du procédé CLAD, on projette la poudre coaxialement par rapport au faisceau laser, dans un bain liquide métallique créé par l'interaction laser-matière. Cela entraîne la formation d'une couche de matière à chaque passage (Figure I. 8a). Ce procédé permet de changer de matériau sans arrêter le processus, de réaliser de grandes pièces (≈ 1 m), positionnées sur une structure cinq axes par exemple. L'intérêt de la machine cinq axes est de maintenir un angle proche de 90° entre la surface de construction et l'axe de projection de poudre, afin d'éviter le supportage des pièces en cours de fabrication.

Le **procédé de fusion par faisceau d'électrons (EBM)** a été commercialisé par Arcam (Suède) en 1997 qui en reste l'unique vendeur (brevets déposés) et industrialisé à partir de 2002. La différence majeure entre cette technologie et la technologie SLM réside dans le fait que l'apport de chaleur se fait par l'intermédiaire d'un faisceau d'électrons (FE), le guidage du faisceau étant réalisé par des lentilles au lieu de jeux de miroirs, et par l'atmosphère de traitement (sous vide). Les vitesses de déplacement du faisceau sur le lit de poudre sont de plusieurs dizaines de m/s.

Le lit de poudre est préchauffé par le faisceau d'électrons avant la fusion, ce qui diminue les contraintes résiduelles dans le matériau et permet un maintien des zones en contre-dépouille, évitant ainsi les supports. Le procédé EBM (Figure I. 8b) peut être utilisé avec des poudres de granulométrie plus importante qu'en SLM (100 µm). On l'utilise aujourd'hui essentiellement sur du titane, pour la qualité métallurgique obtenue et l'absence de contamination à l'O_2, et on commence très récemment à s'orienter vers l'acier. Seul l'aluminium, très volatile, semble difficile à utiliser dans des enceintes sous vide.

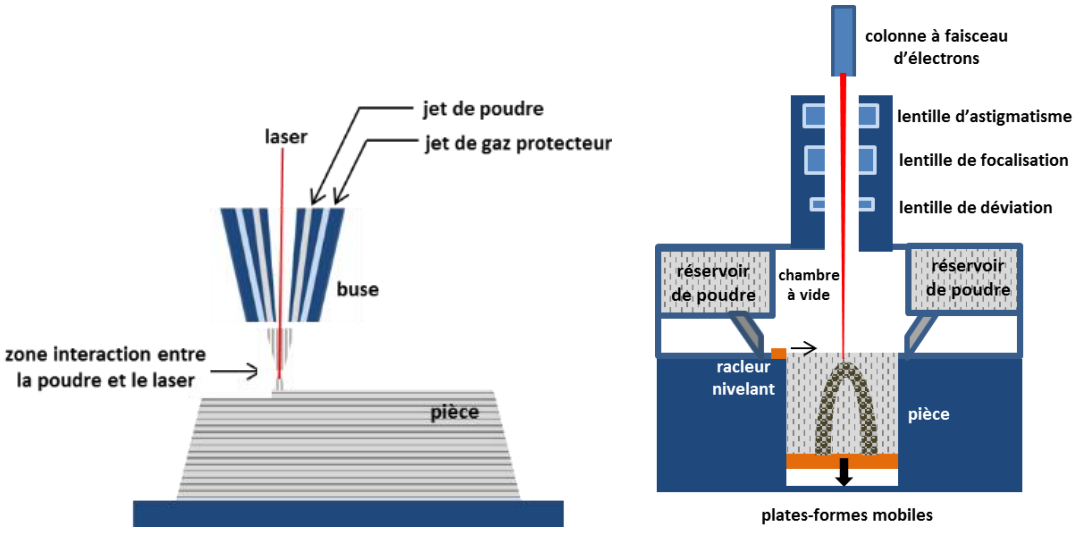


Figure I. 8 : Schémas du principe des procédés (a) LMD et (b) EBM.

I.2.2.2.2 Le procédé SLM

Le procédé SLM de fusion d'un lit de poudre par laser (ou LBM *Laser Beam Melting*) permet d'élaborer des pièces métalliques directement à partir d'un fichier CAO et de la fusion de couches de poudres successives (Figure I. 9). Elle se différencie de la technologie SLS (*Selective Laser Sintering*) par le fait que la matière est fondue sous l'action du laser. On peut créer des implants, des prothèses, des

inserts de moules d'injection qui intègrent des canaux de refroidissement ou des supports de panneaux avec une structure alvéolaire par exemple (Figure I. 10).

La chambre de fabrication est maintenue sous atmosphère protégée (généralement de l'argon ou de l'azote) afin d'éviter l'oxydation des pièces et la génération de porosités. Un flux laminaire de gaz est maintenu au-dessus de la pièce et dans un sens donné (latéral ou par le dessus) afin de protéger les optiques et de limiter la présence de scories sur le lit de poudre. Les principaux paramètres procédés usuels sont résumés dans le Tableau I. 4

Les lasers utilisés sont en général des lasers à fibres monomodes (distribution Gaussienne proche de TEM_{00}) de puissance comprise entre 100 W et 1 kW permettant l'obtention de faisceaux focalisés de l'ordre de 50 à 100 µm. Ces lasers fonctionnent en régime continu ou en régime pulsé avec des fréquences élevées (> 10 kHz). Le déplacement du faisceau laser sur le plateau est assuré par une tête scanner composée de miroirs galvanométriques, et permettant des vitesses linéaires pouvant aller jusqu'à 5 m/s. La densité de puissance laser est comprise entre 1 et 10 MW/cm^3 et la vitesse de fusion-solidification supérieure à 10^5 K/s (Tableau I. 5).

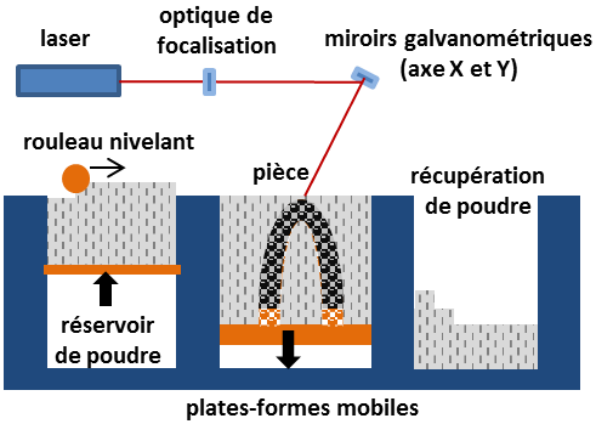


Figure I. 9 : Schéma du fonctionnement du procédé SLM.

Figure I. 10 : Exemple de pièce SLM. Support de panneaux de verre en titane (Metal Additive Manufacturing, 2017).

Les poudres utilisées sont généralement de diamètre médian compris entre 15 et 45 µm et de géométrie sphérique pour faciliter la mise en couche et permettre une meilleure densification des pièces. Différents modes d'étalement sont présents sur les systèmes industriels : des racleurs polymères (SLM Solutions) ou métalliques, des brosses-pinceaux ou des rouleaux, ces derniers permettant de travailler avec des poudres plus fines (< 10 µm).

PROCEDE	
Puissance laser P0	100 W à 1000 W
Diamètre du faisceau D	50 à 200 µm
Vitesse de balayage V	0.2 à 2 m/s
LIT DE POUDRE	
Consommable	lit de poudre > 20 µm
Hauteur de poudre	20 µm à 100 µm
Matériaux principaux	Aciers (inoxydables, à outils, maraging) Inconel (625 et 718) Titane (Ti-A6V et TA6V ELI) Aluminium (AlSi12, AlSi10Mg)
CHAMBRE DE FABRICATION	
Volume de travail	< 500 x 500 x 500 mm
Préchauffage du plateau	jusqu'à 400°C
Taux d'O2	< 500 ppm = 0.05 %
Gaz de protection	Ar, N_2

Tableau I. 4 : Caractéristiques du procédé SLM.

FUSION SLM	
Equivalence 1 cm^3 de matière (soudage)	≈ 7-8 km de cordons de soudure
Tailles de la zone fondue	< 0.5 mm
Vitesse fusion-solidification	> 10^5 K/s
Densités de puissance laser	> 1 MW/cm²
PIECES SLM	
Précision moyenne	0,1 % (avec un minimum de 0,1 mm)
Porosité minimale	0,02 - 0,5 %
Rugosité Ra	5 - 15 µm

Tableau I. 5 : Caractéristiques des pièces et de la fusion SLM.

Le plateau de construction peut être préchauffé (en moyenne jusqu'à 200-500°C) pour limiter la formation des contraintes résiduelles au cours de la fabrication. La pièce à fabriquer est maintenue sur le plateau grâce à des supports (grilles ou structure lattice) qui ont une triple vocation : (1) solidariser les pièces du plateau et éviter leur décrochage lors de la fabrication et (2) dissiper la chaleur concentrée sur les faces envers des pièces, (3) maintenir le bain liquide métallique en position sur les zones fortement inclinées. La géométrie de ces supports est plus ou moins complexe et dense en fonction de la pièce à soutenir.

La palette des matériaux utilisables en SLM est large : aciers à outils et aciers inoxydables, titane commercial pur et alliages de titane, alliages d'aluminium, alliages base nickel, alliages chrome-cobalt, alliages base cuivre, métaux précieux (or, argent, platine, palladium), tantale, tungstène... Par défaut, les nuances aptes à la fabrication sont des nuances peu sensibles aux défauts de soudage classiques (fissuration à froid, fissuration à chaud, porosités).

Les pièces obtenues ont en général, une rugosité entre 5-15 µm, une porosité entre 0.1 et 0.5 % et une précision dimensionnelle de 0.1%.

Pour optimiser la pièce, il existe quelques principes de construction. Lors du positionnement de la pièce sur le plateau, il est possible d'incliner la pièce d'un angle θ par rapport au plateau de fabrication (Figure I. 11). Cependant, il existe un angle limite de supportage par rapport à la verticale. En effet, au-delà d'un certain angle (proche de 30-40°), l'accumulation de chaleur en face envers dégrade les états de surface et l'application de supports est nécessaire pour dissiper la chaleur. Au final, l'orientation d'une pièce complexe est souvent un compromis entre la limitation de la surface supportée et la limitation du nombre de couches. De plus, les pièces placées proches de l'entrée du gaz de protection sont mieux protégées de l'oxydation et des retombées d'éjectas. Enfin, pour ne pas dégrader le racleur, les pièces sont positionnées légèrement en biais (5-10°) par rapport à la direction de déplacement du racleur. L'objectif est de minimiser la surface de contact entre pièce et racleur lors de l'étalement de la poudre.

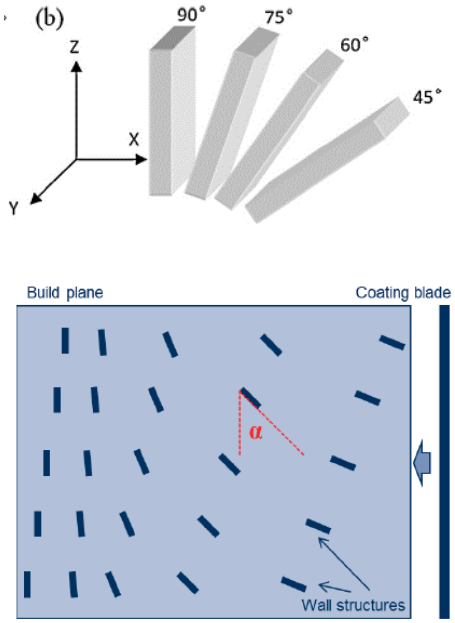


Figure I. 11 : (a) Inclinaison des pièces pour minimiser le nombre de couches et le temps de fabrication (Krauss, 2013) (b) Positionnement des pièces sur un plateau : inclinées par rapport à la direction d'étalement pour ne pas endommager le racleur (Shifeng, 2014).

Le choix de la stratégie impacte aussi la pièce finale obtenue. La **stratégie de balayage** comprend l'ensemble des paramètres qui conditionnent la chronologie_de fusion de la couche de poudre. Cette multitude de choix de paramètres rend la maîtrise du procédé complexe, et peut entraîner des variations importantes des propriétés finales, à paramètres laser équivalents. L'optimisation de cette stratégie, que ce soit pour l'opération de contour ou de remplissage, vise souvent à réduire le taux de porosités, et à éviter les concentrations de chaleur à l'origine de déformations et contraintes résiduelles. Une stratégie de balayage est définie à différentes échelles. **L'écart vecteur (ou hatch)** correspond à l'espacement entre deux cordons contigus (Figure I. 12). Généralement, le taux de recouvrement est supérieur ou égal à 50 %.

De plus, on peut choisir d'alterner les directions de lasage (en x ou y) et d'intervertir l'ordre de lasage des cordons. Le temps de lasage sera plus ou moins long selon la configuration choisie (Figure I. 13).

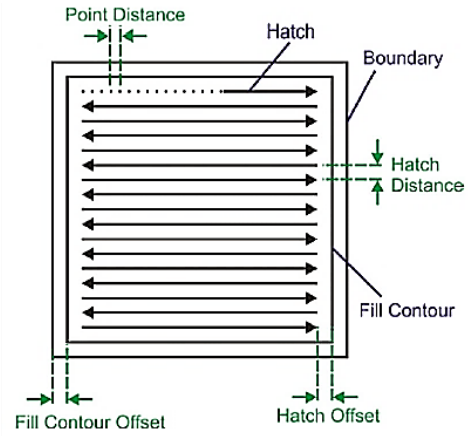


Figure I. 12 : Paramètres de contours (écart-vecteur, nombre de contours, zone de transition contour-remplissage) (Louvis, 2011).

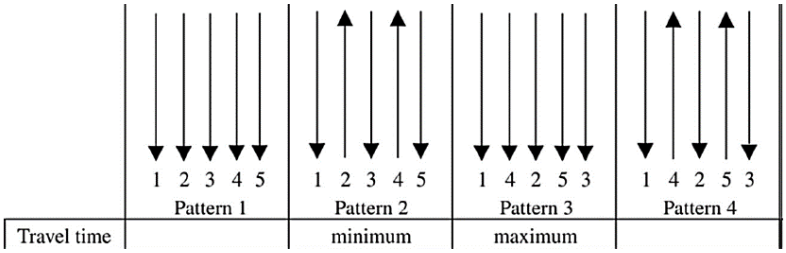


Figure I. 13 : Quatre configurations (variation du sens et de l'ordre de lasage) possibles. Le cas *Pattern 3* correspond à un temps de lasage maximum (Olakanmi, 2015).

La fusion de la partie interne de la couche (remplissage) peut être réalisée en bandes (stripes) (Figure I. 14 a) ou en damier (chess). Pour les bords extérieurs des pièces, un contour est réalisé avec des paramètres spécifiques. Les logiciels de génération de trajectoires donnent accès à un grand nombre de paramètres connexes (nombre de contours, zone de transition contour-remplissage, distance inter-contour) qui traduisent bien la variété des stratégies envisageables. De même, l'ordre dans lequel les différents vecteurs de fusion vont être traités, peut également être modifié à façon (contour / remplissage ou remplissage/contour). De plus, une alternance de l'orientation entre couches peut être définie (Figure I. 14 b). Cette variation angulaire de l'axe de lasage permet d'homogénéiser la structure géométrique au sein de la pièce. La Figure I. 15 résume une partie des paramètres utilisés en SLM. Enfin, le Tableau I. 6 compare le procédé SLM aux deux autres procédés (DMD, EBM) vus précédemment.

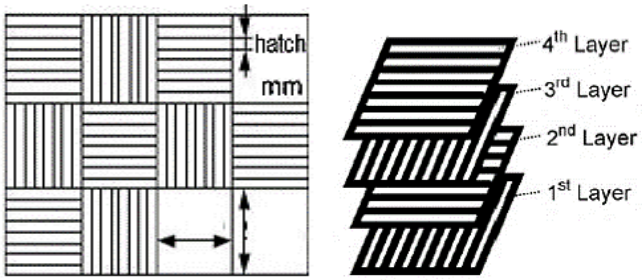


Figure I. 14 : (a) Exemple de remplissage en damier d'une couche. (b) Alternance d'orientation entre couches, ici variation angulaire de l'axe de lasage de 90° (Mumtaz, 2008).

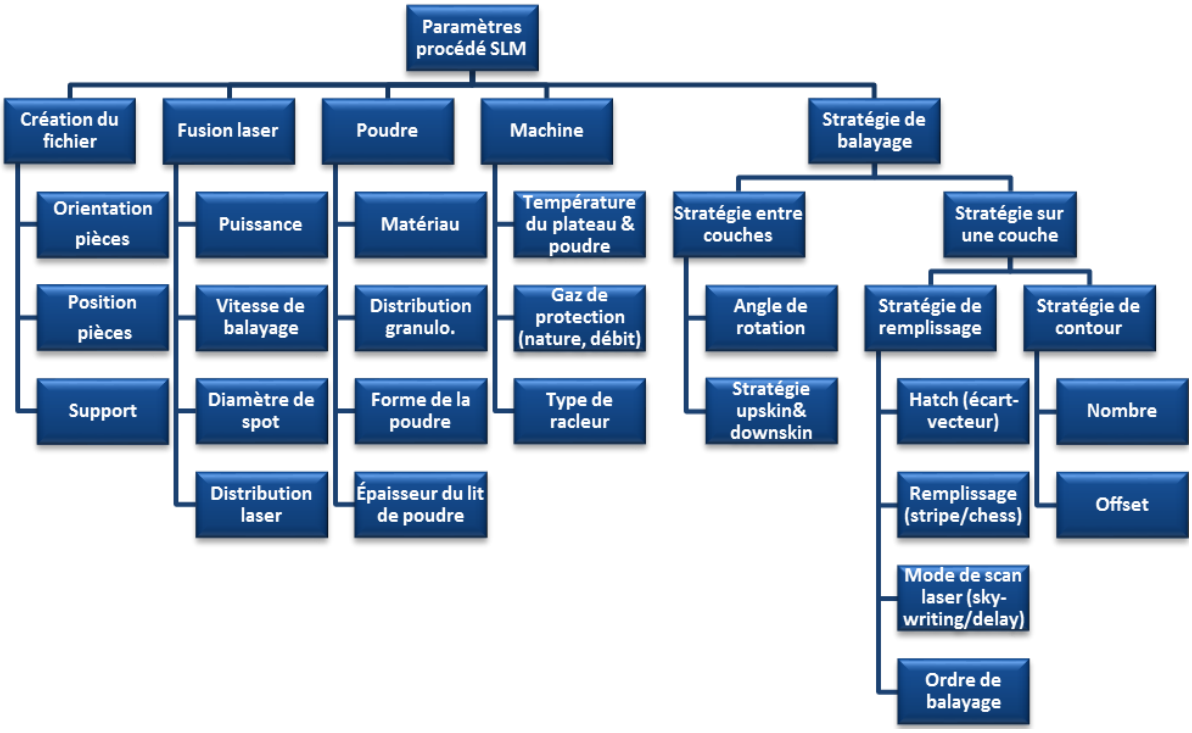


Figure I. 15 : Synthèse des principaux paramètres intervenant en SLM.

	DMD	EBM	SLM
Source de puissance	laser	faisceau d'électrons	laser
Apport de matière	poudre projetée	lit de poudre	lit de poudre
Vitesse de refroidissement	≈ 10^3 K/s	10^{3-4} K/s	> 10^5 K/s
Vitesse de fabrication	300 cm^3/h	80 cm^3/h	5 – 20 cm^3/h
Hauteur de couche	100 µm – 2 mm	20 – 100 µm	20 – 100 µm
Rugosité	300 µm	25 – 30 µm	5 – 15 µm

Tableau I. 6: Comparaison des procédés (PIPAME, 2017) (Cabanettes, 2018).

I.2.2.3 Limitations actuelles des procédés de FA

Le véritable enjeu actuel semble lié à l'accélération du développement de la fabrication additive dans l'industrie. L'objectif porte aujourd'hui sur la fabrication en série de pièces fonctionnelles qui implique des problématiques nouvelles en termes de cadence et de finitions.

Les étapes du processus de fabrication sont encore trop longues pour que ce procédé soit largement diffusé dans l'industrie. Cette problématique apparait à différents niveaux d'un processus de fabrication beaucoup plus complexe (Figure I. 15) que ne le pensent généralement les nouveaux utilisateurs.

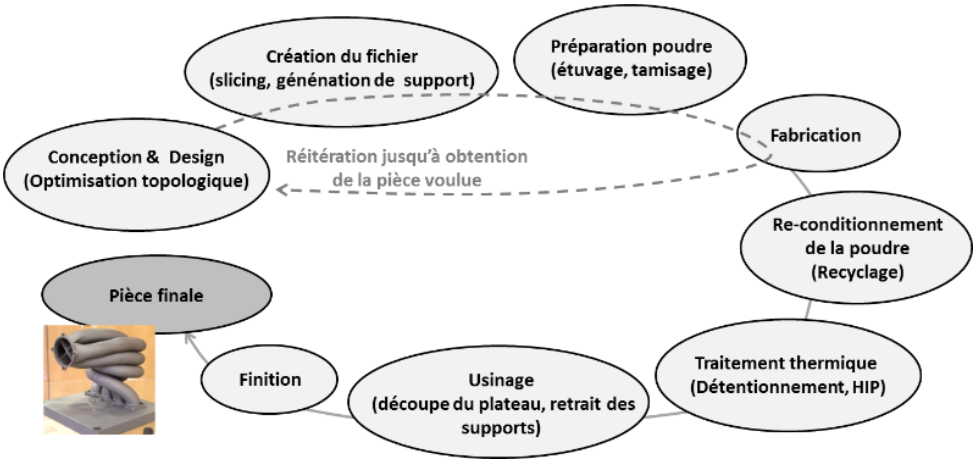


Figure I. 16 : La fabrication additive métallique: le cycle global d'élaboration.

- **Les post-traitements**

Différents post-traitements sont nécessaires après fabrication. La porosité résiduelle restant un problème majeur pour la tenue mécanique, une compaction isostatique à chaud peut permettre de réduire la porosité interne. La construction couche par couche (effet escalier) donne aussi un état de surface moyen, il est alors nécessaire de concevoir des traitements d'usinage et de finitions (polissage électrochimique ou mécano-chimique). Des contraintes résiduelles ou des fissurations peuvent également apparaitre au sein du matériau à cause des vitesses de refroidissement élevées. Des traitements thermiques (détensionnement ou revenu) doivent permettre de relaxer ces contraintes résiduelles, en limitant les distorsions tout en améliorant les propriétés mécaniques (Royer, 2014). Enfin, des étapes annexes comme le retrait des supports et la désolidarisation du plateau, le sablage des surfaces des plateaux, la préparation des poudres (étuvage, tamisage), ou leur reconditionnement ralentissent le processus. L'ensemble de ces étapes peut représenter 20 à 30% du temps de fabrication.

- **Le temps de fabrication**

Aujourd'hui, la priorité n'est pas le prix des machines mais d'atteindre une cadence de ~80 cm^3/heure (PIPAME, 2017). En deçà, les vitesses de construction limiteront la diffusion du procédé dans le monde industriel. La fabrication par SLM reste un procédé lent qui peut prendre plusieurs jours faisant ainsi de l'amortissement des machines un poste de dépenses très important. La Figure I. 17 résume les différentes améliorations possibles sur machine pour réduire le temps de fabrication. Par exemple, les machines SLM restent aujourd'hui limitées à un volume de $600 \times 400 \times 500$ mm, ce qui limite la taille des pièces réalisables.

- **La maîtrise des poudres**

Toutes les nuances d'alliage ne sont pas disponibles sous forme de poudres. Certains matériaux posent intrinsèquement des problèmes en FA. C'est le cas des alliages fissurant à chaud (alliages d'aluminium 2000 et 7000 …), ou d'autres alliages absorbant trop peu le rayonnement laser (alliages de cuivre).

La maîtrise des poudres pour la FA est également importante, que ce soit au niveau de leur qualité initiale (granulométrie réelle, contamination éventuelle), variable selon les lots et les fournisseurs, ou de leur aptitude à être recyclées un grand nombre de fois sur les machines sans dégrader les propriétés métallurgiques des pièces. Industriellement, les poudres peuvent être réutilisées de 10 à 50 fois selon la nature des matériaux, les alliages réactifs (Ti, Al) posant le plus de problèmes. Enfin, il existe une forte variabilité dans les lots de poudres achetés qui nécessite un contrôle morphologique et chimique systématique.

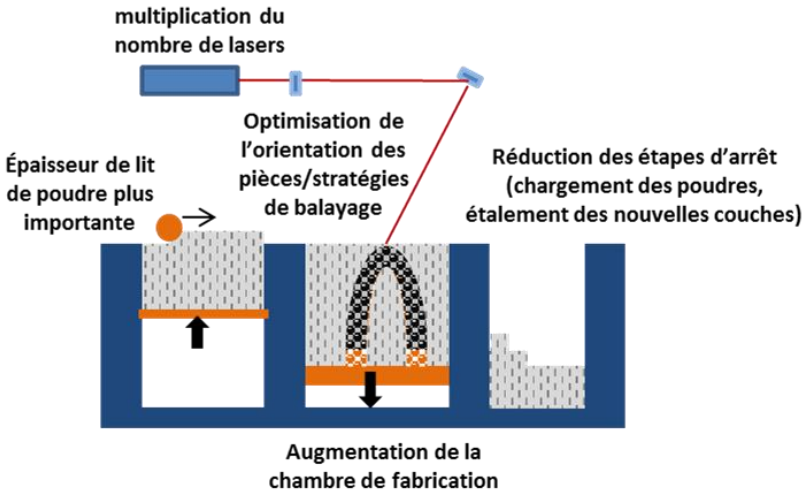


Figure I. 17 *:* Exemples d'améliorations possibles sur machine pour réduire le temps de fabrication en SLM.

I.3 L'interaction laser matière

Ce paragraphe présente différentes notions sur l'interaction laser-matière, en se concentrant plus particulièrement sur le soudage laser, assez proche de la fabrication additive dans les mécanismes physiques impliqués. Les notions générales sur les lasers sont présentées en annexe de la thèse.

I.3.1 Absorption dans les solides métalliques

L'absorptivité correspond au rapport du flux absorbé par rapport au flux incident. Ce coefficient d'absorption peut être obtenu par des techniques calorimétriques, qui mesurent la chaleur absorbée, et par des techniques radiométriques, qui mesurent la réflectivité ou par sphère intégrante (Peyre, 2012) (Schneider, 2008). Elle est fonction de différentes variables :

(1) la nature du matériau. Un métal peu réfléchissant dans le visible (Fe, Mo, W, Ti), sera plus absorbant au rayonnement laser qu'un métal « brillant » (Al, Cu, Ag). Par exemple, le coefficient d'absorption d'un acier est de l'ordre de 35 %, celui d'un alliage d'aluminium de l'ordre de 10 % et celui du cuivre de 3 % à 1.06 µm.

(2) sa rugosité superficielle et son état d'oxydation. La rugosité aura tendance à augmenter l'absorption par un phénomène de multi réflexion et l'oxydation à la diminuer.

(3) sa température. L'effet de la température est tel que $A = A_0 + kT$, avec A_0 l'absorption initiale et k est un coefficient empirique.

(4) la longueur d'onde λ du laser. L'absorptivité A d'un métal diminue lorsque la longueur d'onde λ du rayonnement incident augmente. Ainsi, un faisceau laser Nd:YAG à 1,06 µm sera en général mieux absorbé par un métal qu'un laser CO_2 à 10,6 µm. Cela justifie l'utilisation des lasers Nd:YAG ou fibres pour des applications de fusion sélective laser.

(5) l'angle d'incidence du rayonnement. L'absorption sera maximale lorsque l'incidence est normale.

On utilise une sphère intégrante d'Ulbricht pour déterminer l'absorptivité d'une surface métallique. Le modèle de collisions photons – électrons de Drude décrit l'absorption de l'onde électromagnétique sur les métaux (Fabbro, 2010) sur des profondeurs inférieures à 0.1 µm (Figure I. 15).

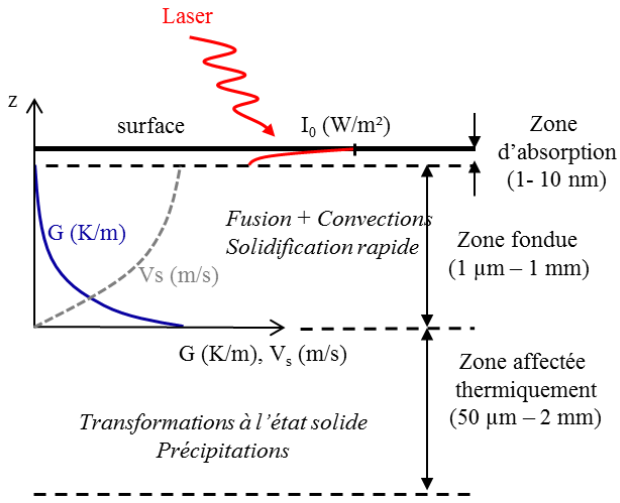


Figure I. 18 : Absorption d'un rayonnement laser par une surface métallique, états de la matière et grandeurs thermiques associées (gradient thermique G (K/m), vitesse de solidification Vs (m/s)) (Peyre, 2012).

L'interaction laser-matière va entraîner la formation d'une zone fondue de taille caractéristique généralement comprise entre 10 µm et 1 mm et parfois, une zone sous-jacente, la ZAT (Zone Affectée Thermiquement) correspondant à des transformations métallurgiques à l'état solide. A partir de la zone d'absorption (nanométrique) de l'énergie lumineuse, la chaleur diffuse dans toutes les directions (longitudinalement dans la profondeur du matériau) ou transversalement (autour de la zone d'impact). Sur l'épaisseur d'absorption, l'intensité lumineuse, décroît avec la profondeur. Elle est régie par le coefficient d'absorption A_b (m^{-1}) selon la loi de Beer-Lambert :

$$I(\lambda, z) = I_0(\lambda) \times e^{-\delta A_b} \qquad (1)$$

Avec I_0 est l'intensité transmise dans le matériau (W/m^2), δ la profondeur (m), A_b le coefficient d'absorption (m^{-1}).

I.3.2 Absorption dans un lit de poudre métallique

L'interaction d'une lumière laser avec un milieu pulvérulent solide, et en particulier avec un lit de poudre fait intervenir des mécanismes d'absorption et de diffusion (surtout sur les polymères) qui conditionnent la distribution d'énergie absorbée en profondeur. Le chauffage des grains de poudre intervient alors par une combinaison de mécanismes de conduction thermique (au niveau des "cols" des grains en contact) ou de rayonnement. Il en résulte une absorptivité globale 2 à 3 fois supérieure à celle du solide qui constitue les grains. Tant que la température atteinte dans les grains ne dépassera pas la température de fusion du métal, on pourra donc décrire le mode d'absorption par des modèles solides. Dès le passage à l'état

liquide et la formation d'une zone fondue (ZF) continue, on peut considérer que l'absorption laser se produit à la surface de la ZF.

Différents modèles d'interaction laser - lit de poudre ont déjà été appliqués au cas du frittage sélectif laser (SLS). Ils sont basés sur le lancer de rayons (Gusarov, 2005) ou sur une approche équivalente du lit de poudre, considérant des coefficients d'absorption ou de diffusion dépendant des caractéristiques géométriques des empilements de sphères (Figure I. 19).

Parameter	Fe	Cu	WC
Porosity of the mixture		0.75	
Weight fraction	0.7	0.3	0.91
Theoretical density (g/cm^3)	7.87	8.96	15.7
Particle diameter (μm)	50	30	50
Reflectance at 1.06 μm	0.7	0.9	0.45

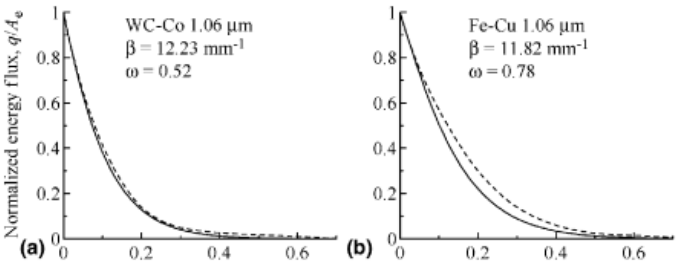


Figure I. 19 : Extinction du rayonnement laser à 1.06 μm pour différents mélanges de poudres métalliques (calcul par lancer de rayons (pointillé) ou modèle équivalent (solide)) (Gusarov, 2005).

I.3.3 Interaction laser-matière en régime de soudage

La fabrication additive par laser peut être assimilée sur de nombreux points à une opération de soudage laser, mettant en œuvre une accumulation de cordons sur des géométries 3D. Nous allons donc dans ce qui suit rappeler brièvement les principes physiques du soudage laser.

I.3.3.1 Soudage en régime de conduction ou de « keyhole »

Tous ces procédés laser de puissance, et les régimes d'interaction associés, sont généralement regroupés dans un diagramme densité de puissance – temps d'interaction (Figure I. 20 a). Au sein de ces procédés, le soudage met en œuvre des densités de puissance de l'ordre de 10^6~10^7 W/cm^2, et des temps d'interaction de l'ordre de 10^{-4} à 10^{-2} s.

Le soudage laser permet d'obtenir des cordons fins et pénétrants par l'intermédiaire d'un dépôt d'énergie en surface ou en volume contrairement au soudage à l'arc (Figure I. 20 b) pour lequel la source de chaleur est essentiellement surfacique. On peut faire la distinction entre deux régimes de soudage laser selon les intensités mises en jeu, et selon le mode d'absorption de l'énergie. Lors du soudage par conduction, le chauffage est essentiellement superficiel et les zones fondues sont de forme quasi-elliptique (Figure I. 21).

Pour des densités d'énergie dépassant 10^6 W/cm^2, la cible se vaporise. La vapeur ainsi formée génère une pression de recul, estimée via la pression de vapeur saturante P_{sat} (Mas, 2003) qui déforme verticalement la surface du métal fondu.

$$p_{sat}(T_s) = p_{sat}(T_v)\exp\left(-\frac{\Delta H_v^{mol}(T_v - T_s)}{RT_vT_s}\right)$$

$$p_{sat}(T_s) = p_a \exp\left[\frac{\Delta H_v}{k_B T_v}\left(1 - \frac{T_v}{T_s}\right)\right] \quad (2)$$

Avec

T_v la température de vaporisation du matériau à pression ambiante et T_s à pression saturante

$\Delta H_v^{mol} = (S_{vap} - S_{liq})T = m_{mol} L_v$ *l'enthalpie molaire de changement de phase (J.mol $^{-1}$) avec S l'entropie.*

p_a la pression ambiante, k_B la constante de Boltzmann = 1.38.10^{-23} J/K

$\Delta H_v = \frac{m_{mol} L_v}{N_a}$ *l'enthalpie de changement de phase par atome en J ,* $\frac{\Delta H_v}{k_B T_v} \approx 15.42$ *dans le cas du fer.*

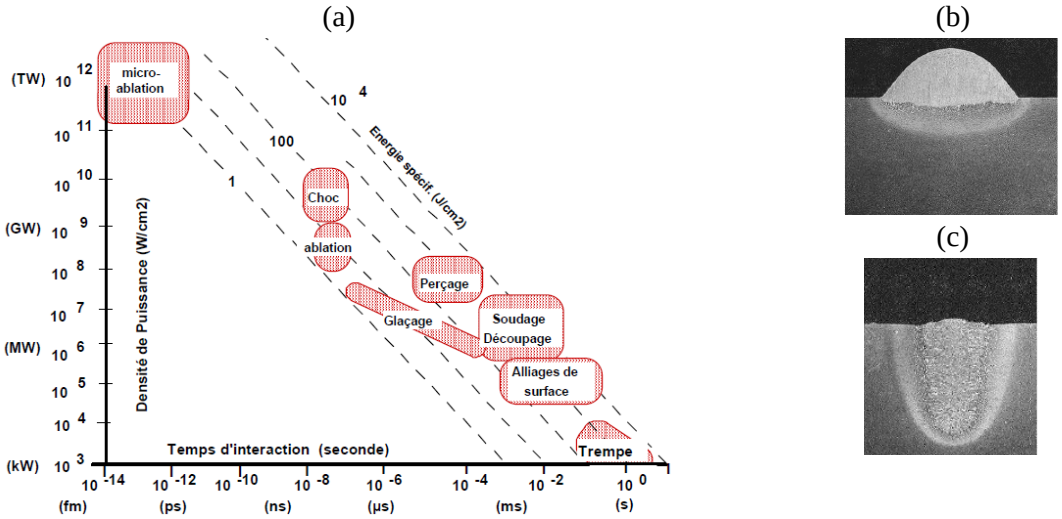


Figure I. 20 : (a) Diagramme durée d'impulsion – densité de puissance. (b) Cordon obtenu par soudage conventionnel à l'arc (c) Cordon laser Nd-YAG en régime keyhole (Fabbro, 2010).

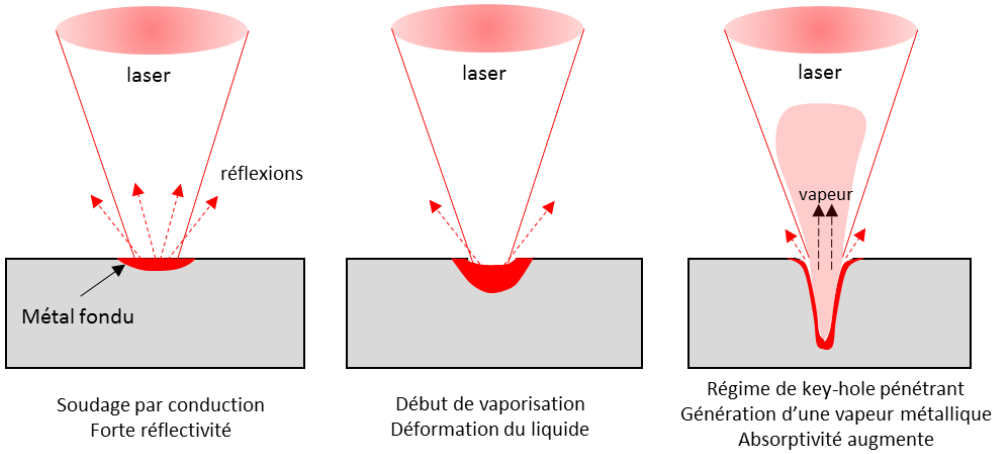


Figure I. 21 : Formation du capillaire de vapeur.

D'après (Knight, 1979) et (Samokhin, 1990), il est admis que la valeur de la pression mécanique est la moitié de la pression de vapeur saturante, par effet d'action/réaction. Un coefficient de rétrodiffusion noté β_r, compris entre 0 et 1 permet de tenir compte de la présence de la couche de Knudsen. Ce coefficient

augmente la pression mécanique en tenant compte de la re-condensation et dépend de la dynamique de la phase vapeur via son nombre de Mach Mv et son coefficient d'adiabaticité noté γ_v :

$$\beta_r = \frac{1-g}{1+g} \quad (3)$$

$$Avec\ g = (1 + \gamma_v M_v^2)^{-1} \sqrt{\frac{\pi\gamma_v M_v^2 (5+\gamma_v M_v^2)}{10}}$$

La pression de recul notée recul P_{recul} prend alors l'expression suivante :

$$P_{recul} = \frac{(1+\beta_r)}{2} P_{sat}. \quad (4)$$

Cette pression de recul exercée sur la surface du liquide en évaporation, est responsable de la formation du capillaire ou keyhole (trou de serrure) (Figure I. 20c) au-delà d'un rapport δ/D > 1. De plus au moment de la formation de la déplétion dans la zone d'irradiation, la forme incurvée entraine par raison géométrique le phénomène de multi-réflexions, augmentant l'absorptivité et accélérant la formation du capillaire. Dès que le capillaire commence à se former, la réflectivité chute alors brutalement et l'absorptivité du faisceau passe de 30% à environ 80% pour des forts rapports d'aspect (Figure I. 22).

Le déplacement du faisceau provoque une inclinaison du front avant du keyhole. Cette inclinaison favorise encore le phénomène de réflexions multiples le long de la paroi du capillaire, ce qui augmente le couplage du faisceau avec le matériau par absorption. A ce stade, des vapeurs métalliques sont expulsées au-dessus du keyhole avec un certain angle, relié à l'inclinaison du front avant du capillaire. Le seuil d'amorçage du keyhole est directement lié aux éléments d'alliage présents pour un matériau donné. Le keyhole reste ouvert - donc stable - si les forces qui tendent à le refermer (tension superficielle du métal liquide, gravité, pression hydrodynamique) sont équilibrées par celles tendant à favoriser son expansion (pression de vapeur) (Figure I. 23).

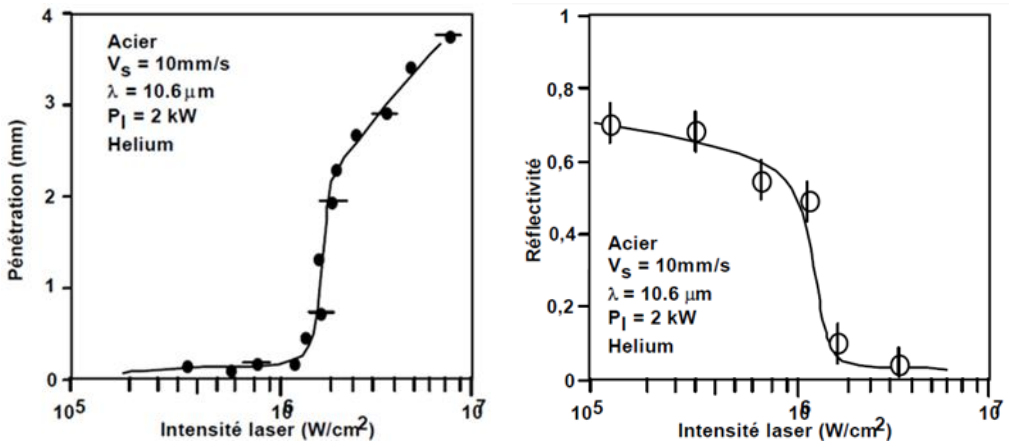


Figure I. 22 : Transition conduction - keyhole sur acier avec un laser CO_2. Evolution de la pénétration des cordons de soudage et de la réflectivité du matériau en fonction de l'intensité laser (Fabbro, 2010).

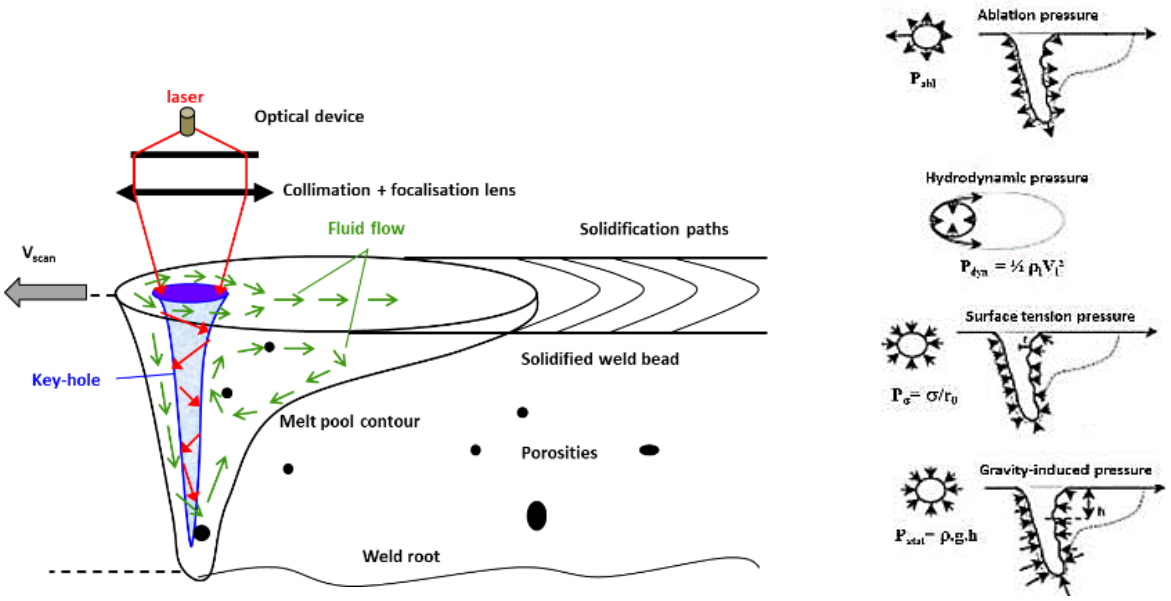


Figure I. 23 : (a) Schéma du soudage en mode keyhole (b) Pressions exercées sur le capillaire (Peyre, 2010).

I.3.3.2 Modèles analytiques de soudage

Différents modèles ont été proposés afin de prédire les conditions de formation d'un capillaire de vapeur, et les profondeurs fondues associées aux paramètres procédés et matériaux.

I.3.3.2.1 Le modèle du piston (Semak & Matsunawa, 1997)

L'enfoncement de l'interface liquide/gaz sous l'effet de la pression de vapeur P_v peut être décrit par le modèle du piston (Figure I. 24). Ce modèle analytique (1D stationnaire, $V_s = 0$) repose sur l'écriture des équations de conservation de l'énergie et de la masse lors d'une évaporation importante à la surface d'un bain liquide d'épaisseur Δh. Le modèle du piston permet d'obtenir : la vitesse d'enfoncement V_p, la vitesse d'éjection du liquide V_m, la température de surface en fonction du matériau, de l'intensité laser absorbée, et de l'épaisseur de liquide Δh.

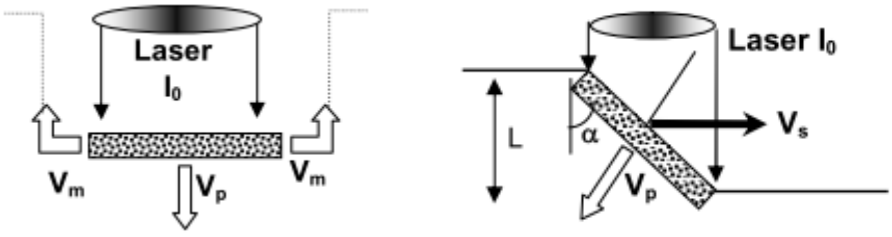


Figure I. 24 : Modèle du piston: (a) configuration statique (cas du perçage), (b) avec déplacement relatif du métal irradié (cas du soudage) et inclinaison du capillaire d'un angle α par rapport à la normale.

Au final, la vitesse d'éjection du liquide V_m est exprimée par l'équation de Bernoulli:

$$V_m = \sqrt{\frac{2P_a}{\rho}} \quad (5)$$

Et la vitesse de déplacement vertical du liquide V_d dépend linéairement de l'intensité absorbée I_0 ($V_d \approx k.I_0$). Ce modèle est valable pour un éclairement laser statique, mais le déplacement relatif du laser par rapport à la pièce provoque une inclinaison du keyhole (importante à grande vitesse) et une perte de symétrie entre les fronts avant et arrière du capillaire. L'absorption laser et l'évaporation auront principalement lieu sur le front avant. Le flux de vapeur en se détendant dans le capillaire va repousser le front arrière, induisant un mouvement hydrodynamique dans le bain liquide.
Fabbro (2010) a adapté le modèle du piston au cas d'un solide mobile se déplaçant à vitesse V sous le laser. La condition de stationnarité de l'interface keyhole /liquide est alors exprimée par :

$$V_d = V.\cos\alpha \quad (6)$$

Avec α l' inclinaison du keyhole par rapport à la normale.

L'angle d'inclinaison α est donc essentiellement dépendant de V_d et du rayonnement absorbé localement. Le modèle simplifié donne alors une estimation de α qui montre que le keyhole s'incline d'autant plus que la vitesse de soudage V augmente, et que l'intensité laser absorbée ($I_0.A_0$) diminue :

$$\tan\alpha = \frac{V}{k_p.I_0.A_0} \quad (7)$$

Avec k_p (m^3/J) = V_d/I_0 une constante assimilable à une efficacité de perçage et équivalente à l'inverse d'une enthalpie volumique, I_0 l'intensité laser incidente (= $P_0/S_0 = P_0/(\pi D^2/4)$) et A_0 l'absorptivité sous incidence normale.

I.3.3.2.2 Prédiction de la profondeur fondue

(Hann, 2011) et (Fabbro, 2010, 2017) ont proposé des modèles analytiques permettant de prédire les profondeurs fondues par soudage en régime keyhole. A travers le modèle du piston en mode non statique. (Fabbro, 2010) propose une première estimation de la profondeur du capillaire, en faisant l'hypothèse que tout le rayonnement laser est absorbé lors de la première interaction avec le front avant du keyhole (absence de réflexions). Pour un diamètre laser d et une puissance laser P_0, la profondeur δ est donc égale à :

$$\delta = \frac{D}{\tan\propto} = \frac{4.k_p.P_0.A_0}{\pi.D.V} \quad (8)$$

Plus récemment, (Fabbro, 2017) a adapté son modèle initial de soudage. Dans un premier temps, il définit un critère original pour le seuil de formation du keyhole : δ (profondeur) = D (diamètre). Dans ce cas, l'angle d'inclinaison du front avant est de 45° (Figure I. 25 a, cas c), et le laser est réfléchi parallèlement à

la surface. Pour δ>D, l'angle α est supérieur à 45°, et le keyhole peut se former (Figure I. 25 a, cas d), piégeant peu à peu le rayonnement laser. L'équation précédente devient alors :

$$\frac{P}{V.D^2} = \frac{\pi}{4}\frac{\Delta H_S}{A_0} \quad (9)$$

Avec ΔH_s (J/m^3) $=1/k_p$ l'enthalpie à la fusion.

Par la suite, en exprimant la distribution de puissance P_z à la surface du capillaire de vapeur selon z, et en considérant une fonction g(Pe) = m.Pe + n du nombre de Péclet Pe (ratio entre le transport convectif et diffusif = (V.D/2r)) qui modifie la distribution de puissance (P_z augmente quand Pe augmente), il aboutit à la formulation suivante de la profondeur adimensionnée δ^* :

$$\delta^* = \frac{\Delta h}{D} = \frac{P}{D.P_z} = \frac{P}{D.K.(T_v - T_0).g(Pe)} \quad (10)$$

Avec K la conductivité thermique (W/m.K), T_v la température de vaporisation.

$$\delta^* = \frac{P/(V.D^2)}{\Delta H_v} \cdot \frac{1}{(1+\frac{V_s}{V_0})} \quad (11)$$

Avec $\Delta H_v = (1/2.\ M.\rho.K.(T_v\text{-}T_0)$ *l'enthalpie à la température de vaporisation et* $V_0 = 2.\frac{n}{m}.\frac{K}{D}$ *équivalent à une vitesse de diffusion thermique.*

Finalement, le modèle établit une dépendance linéaire entre l'inverse de la profondeur adimensionnée $1/\delta^*$ et la vitesse de soudage qui est validée expérimentalement (Figure I. 25b).

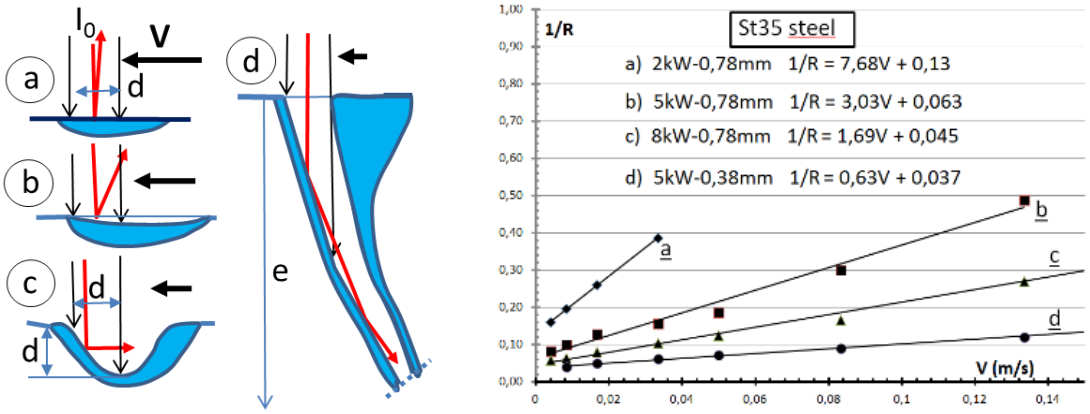


Figure I. 25 : (a) Modèle de Fabbro (2017) : Lorsque la profondeur fondue > au diamètre du faisceau, les rayons laser sont dirigés vers le bas et le keyhole peut se former. (b) Application du modèle au calcul des profondeurs adimensionnées 1/R en fonction de la vitesse de soudage.

(Hann, 2011) a également proposé un modèle permettant de prédire la profondeur de soudage à partir des conditions d'éclairement et des propriétés des matériaux, sans avoir à identifier de paramètre k_p associé à la vitesse de perçage. Son modèle établit une relation entre la profondeur adimensionnée des cordons δ* (ramenée au diamètre laser D) et un rapport d'enthalpies $\Delta H/\Delta H_s$ (avec ΔH : enthalpie injectée par le laser et ΔH_s : enthalpie à la fusion). En cela, il est indépendant des matériaux considérés.

Le modèle est basé sur une formulation semi-empirique de δ^* de type :

$$\delta^* = f\left((B.P_0)/\sqrt{V.r^3}\right) \quad (12)$$

Avec B une constante dépendante des matériaux, r le rayon du laser.

$$B = \frac{A.c}{\rho.\sqrt{a}.\Delta H_s} \quad (13)$$

A l'absorptivité, c une constante sans dimension, a la diffusivité (m²/s) et $\Delta H_s = \rho.C_p.(T_m - T_0) = \frac{\kappa.(Tm-T0)}{a}$ *enthalpie à la fusion (J/kg).*

L'équation finale donne la relation de dépendance entre la profondeur adimensionnée δ^* et l'enthalpie normalisée :

$$\delta^* = f\left(\frac{\Delta H}{\Delta H_s}\right) \quad \text{avec } \Delta H = \frac{A.c.P}{\rho.\sqrt{a.V.r^3}}. \quad (14)$$

Le modèle intègre ensuite des paramètres thermodynamiques adimensionnés comme le nombre de Fourier F_0 (= a/(r.2.V)) pour aboutir à une formulation un peu plus physique.

Au final, ces deux modèles, basés sur des approches différentes, convergent vers des résultats assez similaires :

- Un seuil de formation du capillaire qui dépend d'un rapport enthalpique entre l'enthalpie apportée par le laser, et l'enthalpie à la température de vaporisation (température de la surface du keyhole).
- Une profondeur normalisée qui dépend linéairement de la densité de puissance $\Phi=(P/(\pi D^2)$, et en 1/V de la vitesse de soudage.

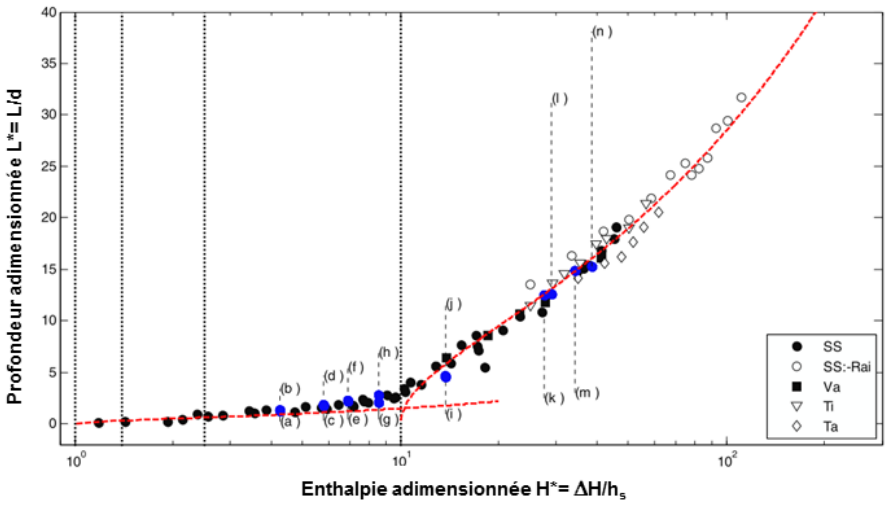


Figure I. 26 : Calcul des profondeurs adimensionnées de soudage en fonction du rapport enthalpique ΔH/ΔHs (Hann, 2011) et validation sur différents matériaux (la transition de pente à ΔH=10.ΔH$_s$ correspond à l'enthalpie de vaporisation et au seuil de formation du keyhole).

I.3.3.3 Effets convectifs et instabilités hydrodynamiques résultant d'une fusion laser

I.3.3.3.1 Mécanismes convectifs en soudage ou fusion laser

En soudage laser, le transport de la chaleur s'effectue assez largement via des mécanismes convectifs, entraînant des mouvements de liquide métallique à grande vitesse (environ 1-10 m/s). Ces mouvements modifient considérablement les géométries des cordons de soudure. L'une des origines principales du mouvement convectif dans les procédés laser est le gradient de température et de tension de surface à l'origine de la convection thermo-capillaire de Marangoni. La direction des mouvements de convection (centrifuges ou centripètes) est liée à la nature du matériau via le signe du coefficient thermo-capillaire en (N/m.K) :

$$\gamma_T = \frac{d\sigma}{dT} \tag{15}$$

La plupart des matériaux métalliques présentent un $\gamma_T < 0$, les mouvements thermo-capillaires sont centrifuges et les cordons sont larges et peu pénétrants. La circulation du métal se fait de la zone centrale chaude vers les bords de la zone fondue, et provoque un étalement du bain. Au contraire dans le cas où $d\gamma/dT > 0$, une faible quantité d'éléments tensio-actifs (S, O) peuvent changer la direction des mouvements de convection et avoir pour effet de creuser la zone fondue. (Figure I. 27).

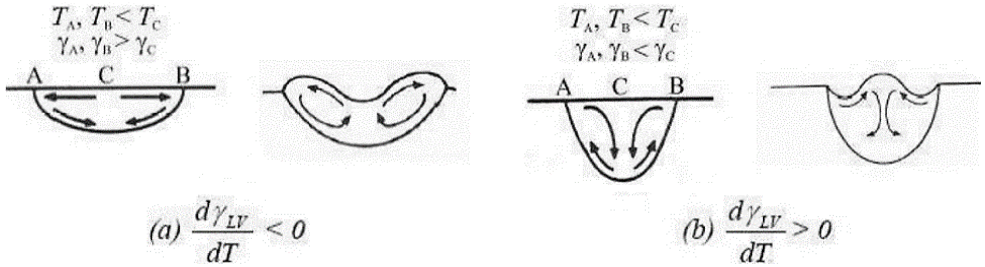


Figure I. 27 : Représentation schématique des mouvements de Marangoni selon le gradient de température à la surface du bain liquide (Mills, 1998).

Outre l'effet Marangoni, c'est essentiellement l'interaction entre le keyhole et le bain liquide qui va générer les convections. Il en résulte un champ de vitesse complexe dans le bain liquide, où chacune des composantes est plus ou moins dominante suivant la région du bain considérée. Autour du capillaire la composante induite par l'évaporation est dominante. Dans le bain liquide ce sont les composantes Marangoni et évaporation qui sont principalement responsable du champ de vitesse.

Ainsi, pour des vitesses de soudage classiques (< 5 m/min, Figure I. 28 a), l'éjection de vapeur métallique vers l'entrée du keyhole entraîne un effet de friction au contact du liquide environnant qui provoque un mouvement convectif vers le haut à une vitesse de quelques m/s. A vitesse beaucoup plus élevée (> 20 m/min, Figure I. 28 b) proche de celle utilisée en SLM, l'écoulement est généré depuis le fond du front avant du capillaire, puis est rapidement défléchi vers l'arrière au-dessous de la surface de l'échantillon (zone de "valley"). Le liquide métallique présent au centre de la zone fondue n'occupe plus la totalité de la saignée et accélère, un cumul des effets de solidification et de gradient de tension de surface conduit à une constriction latérale. La géométrie qui en résulte forme un "hump" (bosse) décrit dans le paragraphe suivant.

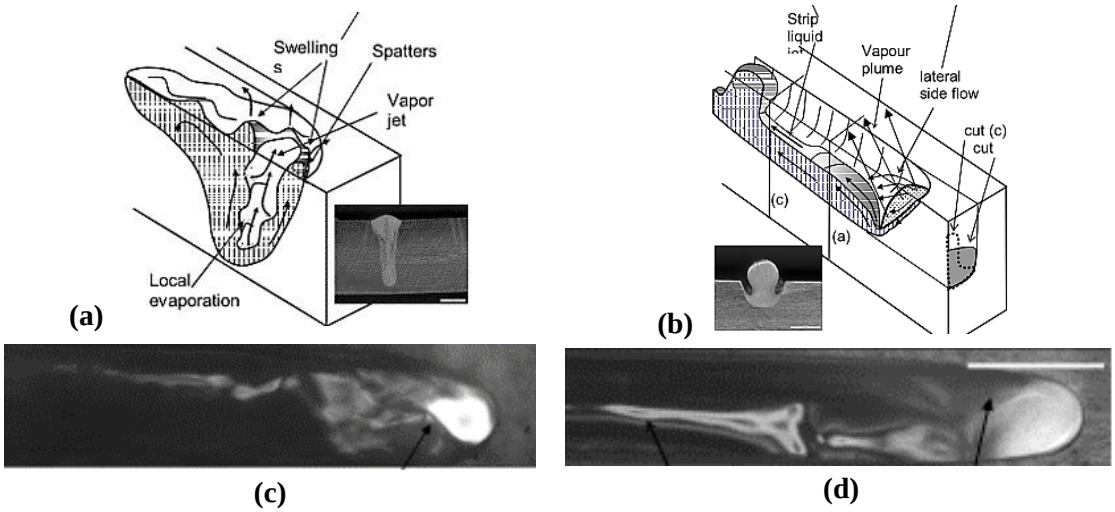


Figure I. 28 : Forme des mouvements convectifs en cours de soudage (a, c) à faible vitesse (<5 m/min), (b, d) en mode humping (> 20 m/min) (Fabbro, 2010).

I.3.3.3.2 Instabilités en soudage

Le humping (littéralement "bosselage") est un phénomène observé depuis 50 ans dans différents procédés de soudage (Figure I. 29). Il est caractérisé par des ondulations du bain liquide et apparait à de grandes vitesses de soudage. Il introduit des défauts caractéristiques au niveau des cordons de soudage, sous la forme d'un chapelet d'amas de métal solidifié, les "humps". Ceux-ci constituent une limite à l'augmentation de la vitesse du procédé, et donc de la productivité.

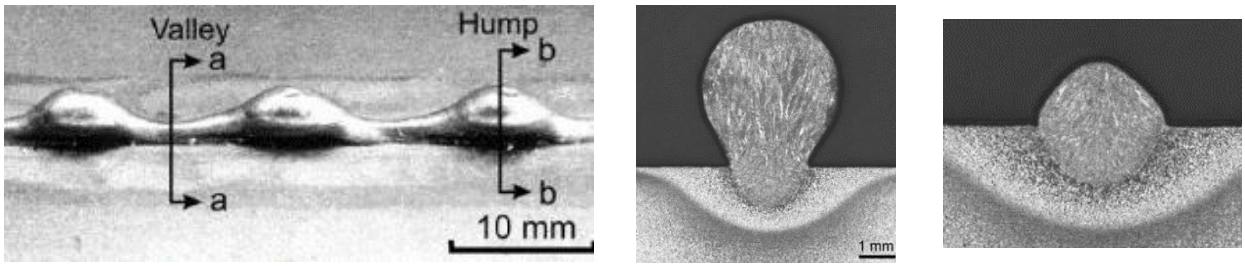


Figure I. 29 : (a) Phénomène de humping en soudage à l'arc. Macrographies (b) d'un hump (c) et d'une valley (Chapuis, 2011).

Chapuis (2011) a étudié le comportement dynamique du bain de fusion stationnaire en humping lors d'un soudage à l'arc. Il étudie ce phénomène sous l'aspect d'une compétition entre solidification et écoulement. Il s'intéresse à la phase d'apparition du régime établi.

L'un des mécanismes identifiés dans l'apparition du humping est l'instabilité de Rayleigh-Plateau qui induit une perturbation de l'écoulement du bain liquide (Figure I. 30). L'instabilité de Rayleigh se produit lorsqu'une colonne de fluide infinie est soumise à des instabilités périodiques de période $2\pi r$ avec un rayon r. Elle est favorisée par : (1) une zone de fusion étroite avec des coefficients de tension superficielle élevés, (2) un petit rayon de courbure local ou une largeur de bain réduite liquide, (3) un bain liquide ayant un rapport de longueur sur largeur élevée ($L > 2\pi r$: longueur > circonférence) (Wei, 2012). Le même type d'instabilité est incriminé pour expliquer le mécanisme de balling en SLM.

Wu (2017) décrit, à partir de simulation numérique, les trois facteurs responsables de la formation du humping : (1) le mouvement fort du fluide rejeté vers l'arrière (2) la variation de pression de vapeur sur la hauteur du capillaire (3) l'instabilité du capillaire.

Seiler (2016) a étudié l'influence de différents paramètres sur les seuils en vitesse de formation du humping en micro-soudage laser : les paramètres procédé (P, V, D), la nature du matériau (Al, Ti, acier inoxydable), et l'épaisseur des cibles (Figure I. 31). La puissance (250 W et 400 W) a peu d'effet sur le seuil d'apparition du humping, mais ce dernier diminue en passant de l'aluminium au titane puis à l'acier inoxydable (1.8 m/s à 0.9 m/s). De même, l'augmentation du diamètre laser décale les seuils de humping vers les vitesses élevées car il augmente la largeur des cordons. Ces résultats traduisent bien la notion de seuil d'instabilité associé à un rapport dimensionnel entre la longueur et la largeur des cordons. En considérant que pour des nombres de Péclet élevés (pour V_s élevé), le diamètre du faisceau peut donner une bonne approximation de la largeur de la zone fondue, il définit des seuils de humping à partir des rapports L/D. Les seuils L/D obtenus (≈ 18) sont élevés mais traduisent une fusion débouchante (tôles minces), éloignée du cas de la SLM. L'influence du matériau cible est associée à une notion de longueur critique (ou période) du bain liquide estimée par:

$$L_{crit} = 3V \cdot \sqrt{r^3 \frac{\rho}{\sigma}} \qquad (16)$$

Avec r= l/2= demi-largeur du cordon, V= vitesse du fluide (proche de V_s), ρ= masse volumique, σ = tension de surface.

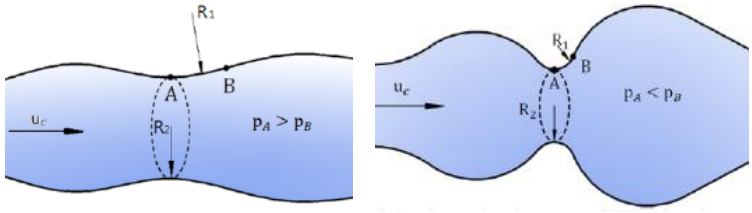


Figure I. 30 : Schéma du mécanisme d'instabilité de Rayleigh. Le bain liquide est instable lorsque (a) $\frac{1}{R2} \gg \frac{1}{R1}$ et stable pour (b) $\frac{1}{R1} \gg \frac{1}{R2}$ au point A (Wei, 2012).

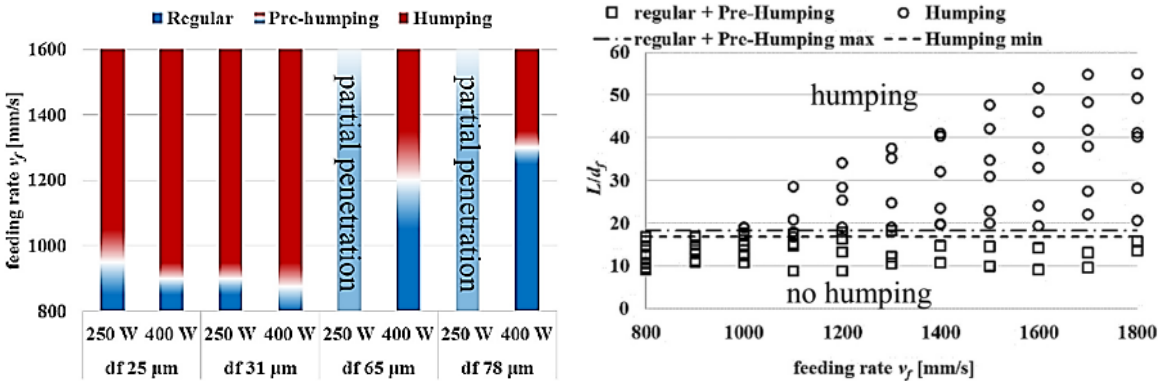


Figure I. 31 : Condition d'apparition du humping pour (a) différents diamètres df, (b) seuils de humping sur 316L en fonction du rapport L/D (Seiler, 2016).

Berger (2011) observe lors de la fusion d'un cordon en soudage que chaque fois que la vitesse du fluide excède largement la vitesse de balayage (facteur 10), le cordon obtenu peut laisser des zones de *sous-remplissage* (valley). On observe alors après refroidissement deux zones (Figure I. 32) : *sous-remplissage* (cross section d) et *hump* (cross section c) formé au contact du front de solidification. Il constate qu'un rapport (profondeur / diamètre de spot) proche de 1 marque le début du humping et qu'en fusion keyhole ce rapport est d'environ 10.

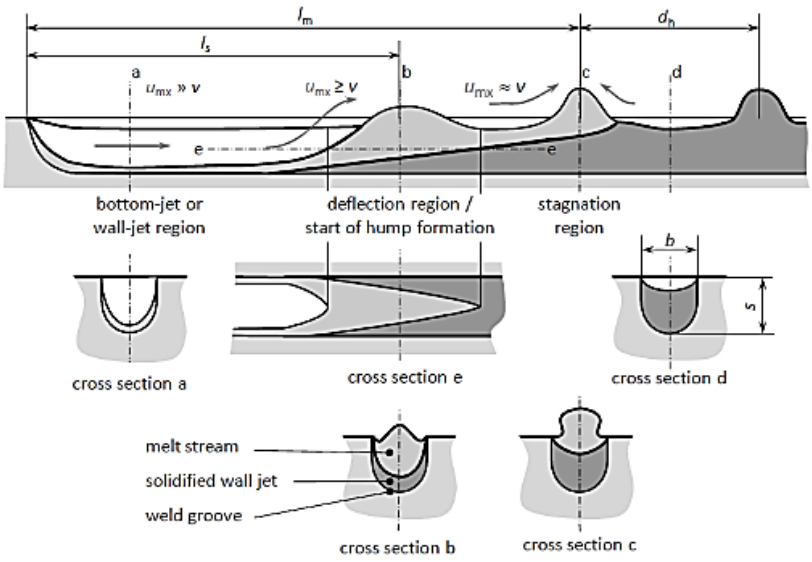


Figure I. 32 : Observation de la formation des humps (Berger, 2011).

I.4 Le procédé de fusion sélective par laser (SLM)

Parmi les procédés de fabrication additive par fusion de matière métallique, le procédé de fusion laser sélective permet d'obtenir les géométries les plus complexes et les mieux résolues spatialement, tout en générant des microstructures très fines du fait des vitesses de refroidissement très élevées. Dans ce qui suit, nous passons en revue (1) les différentes caractéristiques du procédé, (2) la formation des défauts en SLM, (3) les études concernant l'interaction laser-matière en SLM.

I.4.1 Optimisation du procédé SLM

La maîtrise du procédé passe généralement par la définition d'un paramètre énergétique unifié permettant d'intégrer la variété des paramètres d'éclairement et de stratégies envisageables en SLM. Différents auteurs ont également évalué directement les profondeurs et largeurs fondues en fonction des paramètres opératoires (P_0, V_s, d, écart-vecteur) afin d'aboutir à une compréhension des conditions de densification de la matière.

I.4.1.1 Définition de la densité d'énergie

La définition d'un paramètre énergétique permettant d'intégrer la plupart des paramètres du procédé, tout en ayant une signification physique pertinente n'est pas simple. Différents auteurs ont proposé des paramètres combinés, afin de les associer aux états de surface ou aux taux de densification du matériau. Pour définir la densité d'énergie en soudage, on utilise souvent une énergie linéique LED (Linear Energy Density) en J/mm qui n'intègre pas le diamètre du faisceau laser :

$$LED = \frac{P}{V} \quad (17)$$

Avec P la puissance laser, V la vitesse de balayage.

Si on considère une densité d'énergie volumique VED (Volumetric Energy Density) en J/m^3, la définition varie en fonction de la littérature. La plupart des auteurs (Tableau I. 7) utilisent la définition suivante qui prend en compte l'écart vecteur mais cette définition a peu de signification physique:

$$VED_{dilution} = \frac{P}{V.\Delta h.H} \quad (18)$$

Avec Δh l'épaisseur de la couche et H l'écart-vecteur.

Une définition plus locale du dépôt source (J/m^3) correspondant au rapport entre la puissance et la vitesse dans les formulations de prédiction des profondeurs fondues en soudage serait:

$$VED_{locale} = \frac{P}{V.S} = \frac{4P}{\pi.V.D^2} \quad (19)$$

Avec S la surface du spot laser et D le diamètre du spot.

La formulation de la densité d'énergie comme outil de maîtrise du procédé n'a cependant pas encore été validée. En effet, de nombreux auteurs représentent le % de porosité en fonction de la densité d'énergie mais la définition peut varier et l'influence de cette grandeur n'est pas concrètement vérifiée sur une large gamme de paramètres.

$\frac{\mathbf{P}}{\mathbf{V \times H \times \Delta h}}$	(Vandenboucke, 2006), (Gu, 2009), (Thijs, 2010), (Read, 2014), (Siddique, 2015), (Kasperovich, 2016), (Rao, 2016), (Criales, 2017), (Taheri, 2017), (Repossini, 2017), (Wang, 2017)
$\frac{\mathbf{P}}{\mathbf{V}}$	(Krauss, 2013), (Dai, 2014), (Wei, 2017)
$\frac{\mathbf{P}}{\mathbf{V \times H}}$	(Abele, 2015), (Cacace, 2017)
$\frac{\mathbf{P}}{\mathbf{V \times D}}$	(Casalino, 2014), (Okunkova, 2014)
$\frac{\mathbf{P}}{\mathbf{V \times D \times \Delta h}}$	(Scipioni Bertoli, 2017)
$\frac{\mathbf{P}}{\mathbf{V \times S}}$	(Liu, 2015)

Tableau I. 7 : Les différentes formulations de la densité d'énergie utilisées dans la littérature.

I.4.1.2 Dimensions des cordons

La connaissance des géométries de cordon peut être un paramètre clé pour maitriser le procédé. Ces géométries peuvent être obtenues par coupes métallographiques sur un mono-cordon ou directement au sein de pièces SLM. En considérant des mono-cordons, Li (2017) étudie l'évolution de plusieurs grandeurs (hauteur, largeur et profondeur) et montre que seules la profondeur et la largeur varient clairement avec P et V (Figure I. 33a). Les mesures faites sur mono-cordon ne prennent cependant pas en compte l'accumulation de chaleur à chacune des couches déposées ni l'impact de la stratégie de fabrication (Li, 2017). A l'inverse, les mesures de dimensions de cordons au cœur de pièces réelles sont complexes (Criales, 2017). Enfin, la dernière couche doit permettre de mesurer correctement les largeurs et profondeurs pour une paramétrie (P_0, V, D) donnée (Cloots, 2016).

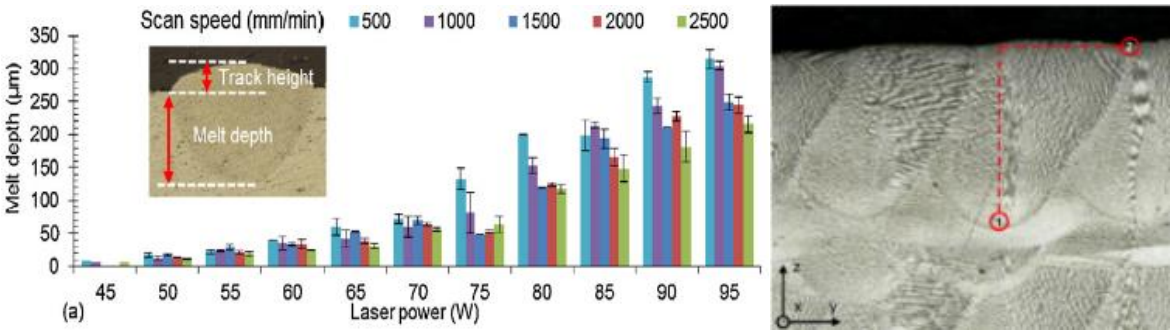


Figure I. 33 : (a) Profondeur de mono-cordons en fonction de P, V (Li, 2017). (b) Méthode de mesure des géométries de cordons sur coupes métallographiques sur la dernière couche (Cloots, 2016).

Shi (2017) établit des corrélations entre la surface équivalente de la zone fondue A_p et un paramètre combiné $P^{13/7}V^{-3/4}$, et entre la profondeur fondue et $P.V^{-2/5}$ sans chercher à définir une vraie signification physique à ces paramètres combinés. Les corrélations sont moins bonnes pour certains observables (profondeur) que pour d'autres (surface A_p). Il relie ces écarts à l'influence de la vaporisation du matériau et aux effets qu'elle induit sur les géométries des cordons (Figure I. 34).

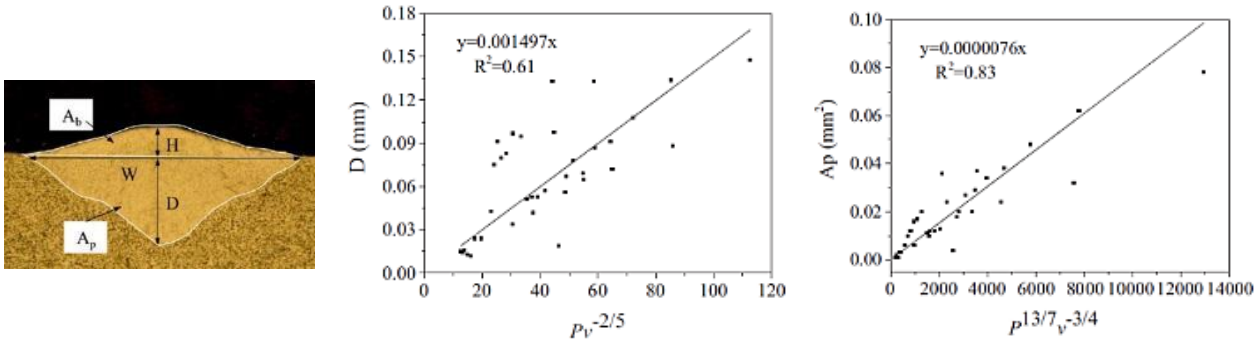


Figure I. 34 : (a) Détermination de la profondeur sur mono-cordon. (b) et (c) Corrélation linéaire de la profondeur D et de la surface inférieure Ap avec des paramètres combinés (Shi, 2017).

Criales (2017) étudie les dimensions des cordons directement au cœur des pièces SLM. Son approche originale fait la distinction entre deux tailles de bain liquide au sein de la même couche. Le type I correspond au début d'une ligne de fusion et le type II à la fin de cette ligne, en stratégie aller-retour (Figure I. 35a). Dans le cas I, le cordon est formé sur un solide sous-jacent assez chaud car dans la configuration de balayage choisie, le passage de la ligne n à la ligne n+1 ne laisse pas le temps au matériau de se refroidir. Dans le cas II (fin de cordon), la fusion est réalisée sur un matériau plus froid (refroidi pendant le temps $2.l_0/V$ avec l_0= longueur de la ligne scannée) et le bain liquide est plus petit. Globalement, le volume fondu augmente légèrement avec la densité d'énergie (Figure I. 35 b).

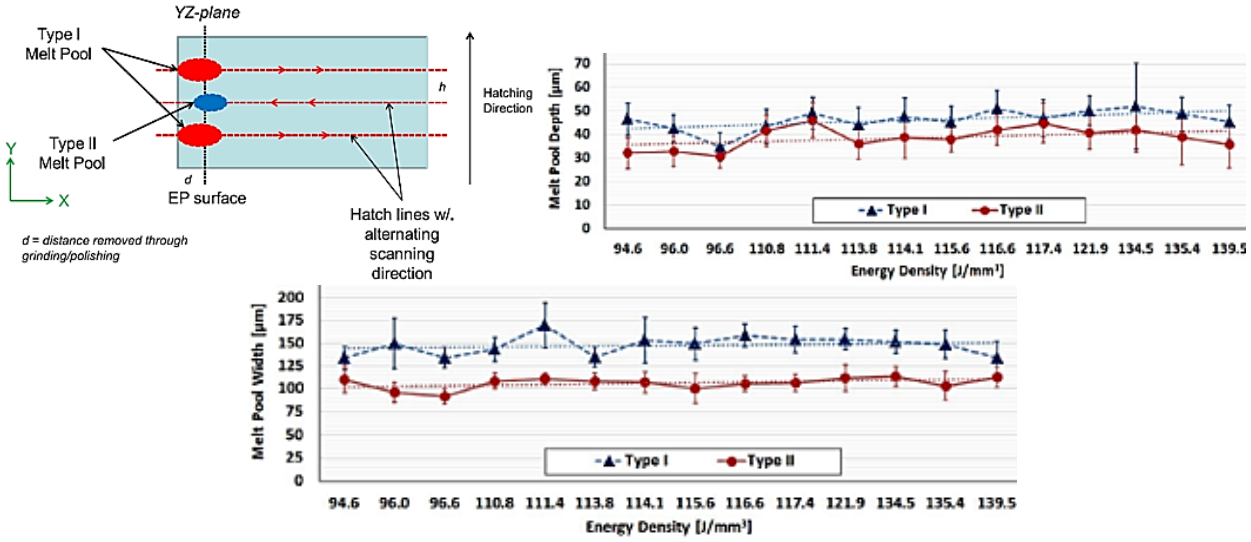


Figure I. 35 : Etude des géométries sur poudre In 625. (a) Distinction entre les cordons proches (type I) ou non (type II) de la ZAT du lasage précédent (b) et (c) La largeur est plus sensible à la ZAT que la profondeur (Criales, 2017).

Enfin, Scipioni Bertoli (2017) fait le lien entre densité d'énergie et géométrie. Il formule un VED (en J/mm^3) qu'il tente de valider par les géométries et la morphologie des mono-cordons (Figure I. 36), et qu'il définit par :

$$VED = \frac{P}{V.D.\Delta h} \qquad (20)$$

Avec D le diamètre du spot laser et Δh l'épaisseur du lit de poudre.

Il lui permet de distinguer les transitions entre les différents régimes d'interaction (balling, stable, humping). Par exemple, il observe que tous les cordons à VED < 100 J / mm^3 seront en régime de balling. En l'état, un tel VED ne lui permet pas de quantifier correctement la profondeur fondue lors du changement de régime d'interaction (conduction ⟶ keyhole). Il propose alors d'utiliser le modèle de King (2014) [dérivé de l'approche de (Hann, 2011) déjà présentée en soudage] qui est plus approprié pour décrire la transition conduction/keyhole (Figure I. 37) et représente (d/σ) le rapport profondeur sur diamètre du spot en fonction de l'enthalpie normalisée $\Delta H/\Delta H_s$ (avec ΔH_s l'enthalpie à la fusion).

Pour King (2014) et Scipioni Bertoli (2017), l'utilisation du même modèle permet à la fois de déterminer un seuil de formation du capillaire, et de reproduire l'évolution des profondeurs fondues en accord avec les données expérimentales pour des mono-cordons SLM.

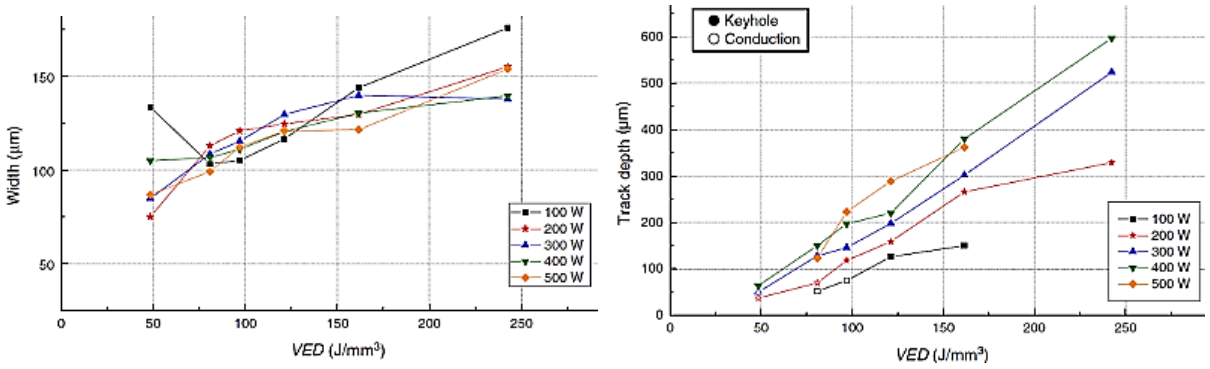


Figure I. 36 : Utilisation d'un VED en fonction de (a) la largeur et (b) de la profondeur. Le VED décrit mieux l'évolution de la largeur du mono-cordon que celle de la profondeur (Scipioni Bertoli, 2017).

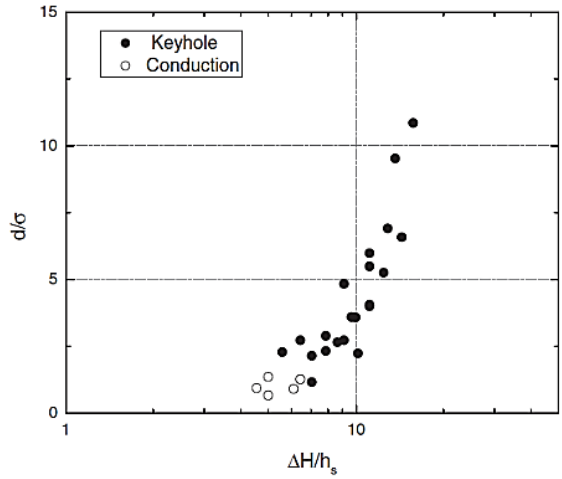


Figure I. 37 : Utilisation du modèle de King (2014) [dérivé de (Hann, 2011)]. Rapport profondeur sur diamètre du spot (δ/D) en fonction de l'enthalpie normalisée $\Delta H/\Delta H_s$ pour une couche de 316L de 50 µm (Scipioni Bertoli, 2017).

I.4.2 Défauts générés en SLM

Le procédé SLM génère différents types de défauts qui vont influer sur les propriétés d'usage des pièces fabriquées. Ces défauts sont essentiellement des défauts de fonderie (porosités…) associés aux cinétiques de fusion-solidification rapide et à la mauvaise maîtrise des conditions de dilution inter-couches. Dans ce qui suit, nous présentons ces différents défauts, leur origine et leur dépendance par rapport aux paramètres du procédé et aux propriétés du matériau.

I.4.2.1 Les porosités formées en SLM

La maitrise des porosités est l'enjeu technologique essentiel lors de la mise en œuvre du procédé SLM. En général, les utilisateurs de machines considèrent que le procédé est optimisé en dessous d'un certain seuil de porosité (variable entre 0.1% et 0.5%). La détection et la quantification de ces porosités

sont réalisées à partir d'analyses d'images sur des coupes métallographiques ou par l'utilisation de moyens d'imagerie 3D tels que la tomographie, et plus récemment par la méthode de double pesée (air + liquide).

I.4.2.1.1 Nature et localisation des porosités

Il existe deux types de porosités qui se distinguent par leur forme : (1) des porosités sphériques liées à la présence de gaz occlus, en général le gaz de protection de l'enceinte (argon, azote), ou liées à des vaporisations d'éléments d'alliage (exemple Mg dans les alliages d'aluminium Al-Mg) (2) des porosités non sphériques liées à une mauvaise dilution inter-couches (manque de fusion), et à une mauvaise optimisation des paramètres opératoires (Figure I. 38).

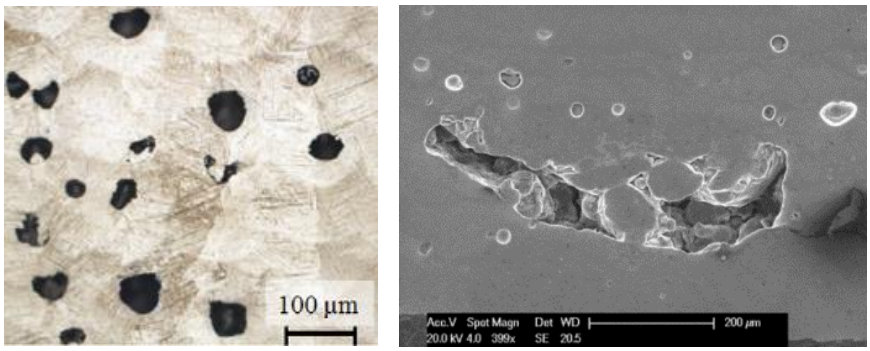


Figure I. 38 : (a) Porosités sphériques liées à la présence de gaz occlus (Kasperovich, 2016) (b) pore non sphérique lié à une mauvaise dilution inter-couches et à une mauvaise optimisation des paramètres opératoires (Aboulkhair, 2014).

Les porosités peuvent être également proches d'inclusions macroscopiques issues de l'interaction laser-matière à haute densité d'énergie et des éjections de métal liquide. Ces dernières, en se re-déposant sur la pièce gênent la mise en couche, et provoquent des manques de matière locaux (Figure I. 39).

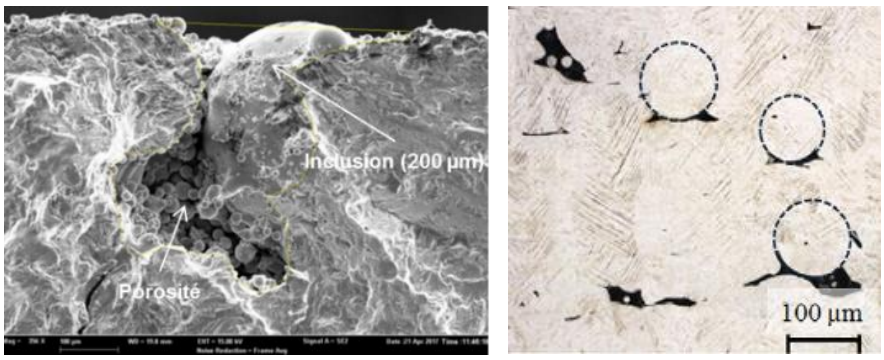


Figure I. 39 : Inclusions et porosités - (a) Rupture en fatigue amorcée sur une porosité à proximité d'une inclusion de grande taille (200 µm) issue des éjections de matière (Ben Haj Khaled, 2017) (b) Pores non sphériques formés à proximité d'inclusions (Kasperovich, 2016).

Enfin, on rencontre souvent des chapelets de porosités en périphérie des pièces fabriquées. Ce dernier cas de figure est discuté dans le paragraphe suivant.

I.4.2.1.2 Influence de l'apport d'énergie

L'optimisation du taux de densification, donc du taux de porosités résiduelles est souvent associée par les auteurs à des plans paramétriques (P, V) (Figure I. 15). Ainsi, dans la figure ci-dessous, les meilleurs taux de densification sont obtenus à puissance élevée et vitesse modérée.

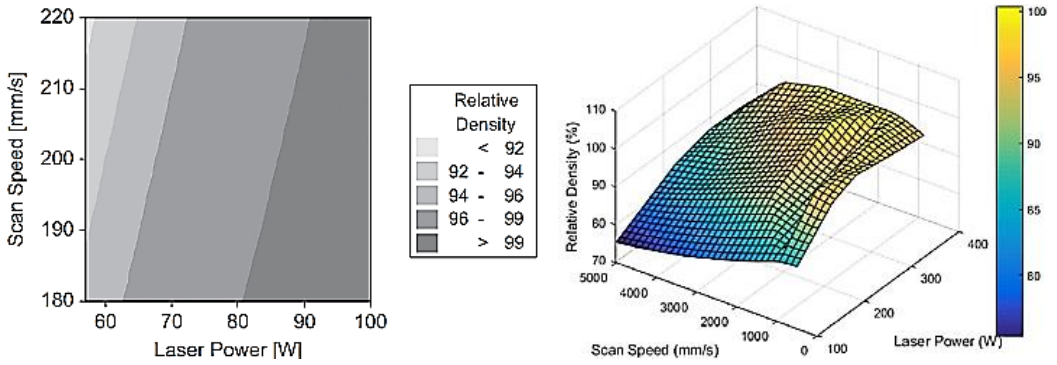


Figure I. 40 : Exemples de cartographies (P, V) utilisées pour l'optimisation du taux de porosités en SLM (a) acier maraging (Casalino, 2014) (b) alliage aluminium A357 (Rao, 2016).

A faible densité d'énergie (P réduite et V élevée), une partie de la poudre est non fondue ou partiellement fondue et l'adhésion de la couche précédente à la couche actuelle est incomplète. La dilution des couches précédentes est donc un préalable nécessaire pour assurer la densification. Ce type de porosité peut intervenir lors d'un mauvais choix de paramètres (P,V) mais aussi de stratégie de balayage (Figure I. 41), comme par exemple un écart-vecteur élevé (Aboulkhair, 2014) (Sun, 2016).

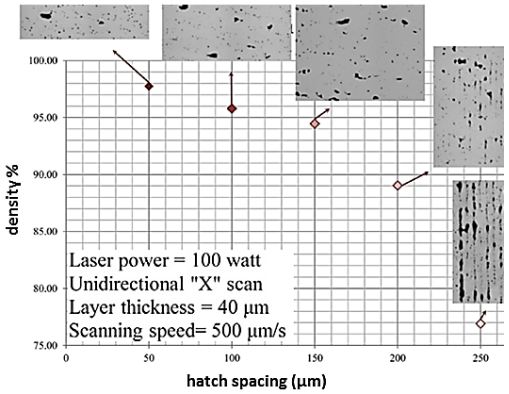


Figure I. 41 : Densité de la matière en fonction de l'écart-vecteur pour AlSi10Mg. Présence de lignes de pores orientés verticalement entre les écarts vecteurs (cas des écarts-vecteur élevés) (Aboulkhair, 2014).

A l'inverse, une densité d'énergie trop élevée peut engendrer des porosités avec la formation d'un keyhole. En effet, l'instabilité du keyhole, et plus particulièrement son effondrement peuvent provoquer des porosités en emprisonnant des bulles de gaz à l'intérieur (Fabbro, 2002) (Khairallah, 2016) (Zhao, 2011) (King, 2014) (Figure I. 42) (Figure I. 43). Ce phénomène explique en grande partie les porosités présentes en périphérie des pièces SLM, dans les zones d'accélération-décélération de la tête scanner (en *mode delay*) où la vitesse réelle V est réduite à l'inverse du mode sky-writing (Figure I. 50).

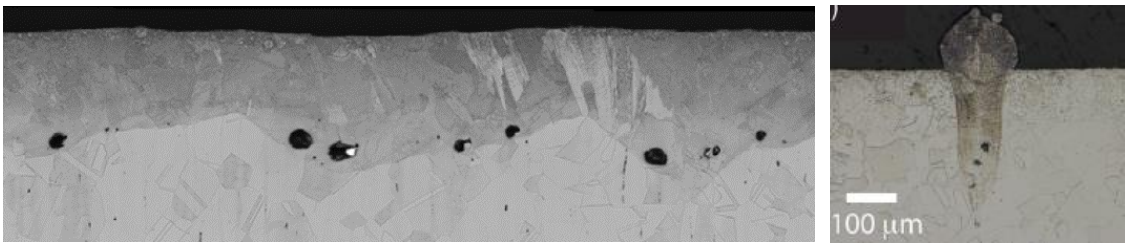


Figure I. 42 : Fusion en keyhole, la fermeture du capillaire piège des gaz dans le bain liquide d'où les porosités (a) vue de profil (b) vue de face sur un mono-cordon (King, 2014).

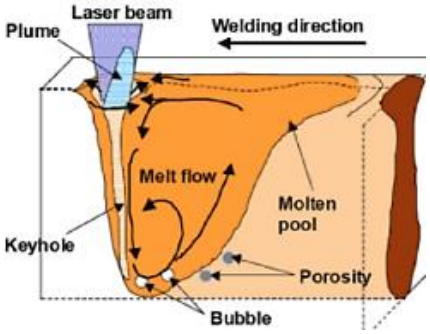


Figure I. 43 : Schéma du piégeage de bulles de gaz dans le capillaire (Zhao, 2011).

Tang (2017) propose un modèle analytique, qui relie la condition de densification à des rapports (largeur cordon/écart-vecteur) et (profondeur cordon/hauteur de couche) en considérant les cordons comme des sommes de deux demi-ellipses (Figure I. 44). Cependant, ce modèle permet uniquement de calculer des manques de fusion inter-couche, mais pas les porosités sphériques ou les porosités type keyhole. Aussi, il résume par un schéma de principe le lien entre le taux de porosités résiduelles et un paramètre énergétique d'éclairement laser. Il définit deux domaines critiques (basse énergie et haute énergie) générateurs de porosités, soit par formation de keyhole (haute énergie), soit par manque de fusion-dilution inter-couche (faible énergie).

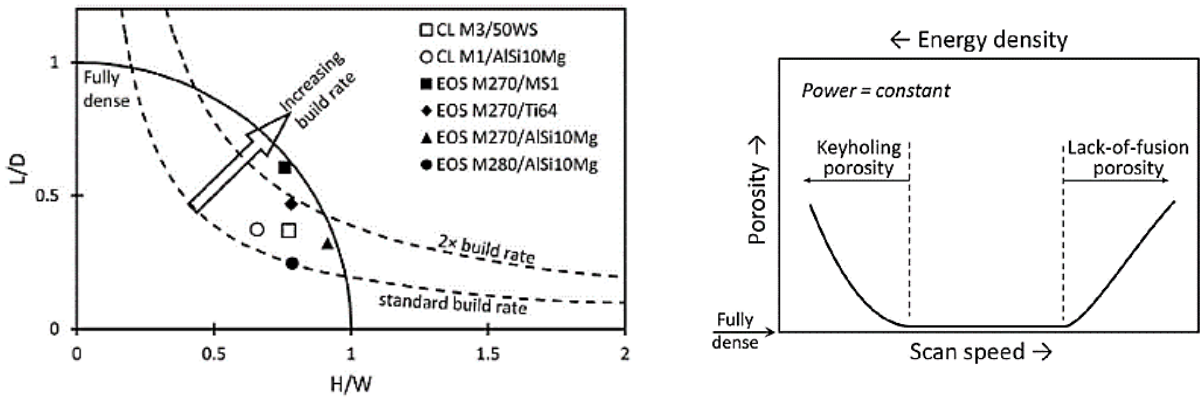


Figure I. 44 : (a) Carte de procédé définie par des rapports dimensionnels (b) Schéma de principe résumant le lien entre porosité et densité d'énergie (Tang, 2017).

I.4.2.1.3 Influence de la nature de la poudre et des propriétés du lit de poudre

La présence de porosités sous forme de gaz occlus (sphériques) peut être reliée autant à la densité d'énergie qu'à la nature du matériau ou à l'état de la poudre et du lit de poudre.

La nature du matériau, et ses propriétés thermo-physiques sont évidemment de première importance pour assurer la densification de la matière. Ainsi, des matériaux peu absorbants de la lumière laser et présentant des fortes diffusivités thermiques (Al, Cu) sont à priori de mauvais candidats pour l'efficacité de la fusion laser. De même, sur alliages d'aluminium, la présence d'oxydes résiduels qui surnagent à la surface des zones fondues, gêne l'écoulement du métal liquide par capillarité, et la densification qui en résulte (Tang, 2016). D'autres porosités, toujours sur aluminium sont dues à la solubilisation de l'hydrogène Weingarten (2015).

La vaporisation des éléments volatils (à faible température de vaporisation) de l'alliage considéré (par exemple Mg sur des alliages Al-Mg, ou Al sur Ti-6Al-4V) peut provoquer des porosités. Lors de la fusion laser, ces éléments légers se vaporisent et créent des bulles de gaz dans le bain liquide (Dai & Gu, 2014). Si la vitesse de refroidissement et le brassage du bain liquide par effet Marangoni sont suffisamment importants, les bulles peuvent remonter à la surface du bain (dégazage). Dans le cas contraire, la bulle est figée dans le solide. Enfin, Simonelli (2015) considère également la vaporisation d'éléments volatils comme source de porosité et d'éjectas.

La contamination ou la mauvaise qualité des poudres, comme leur degré d'hydratation peuvent également constituer des points critiques. Ainsi, (Li, 2016) montre l'intérêt d'étuver et de sécher la poudre avant fabrication pour augmenter la densité matière (Figure I. 45).

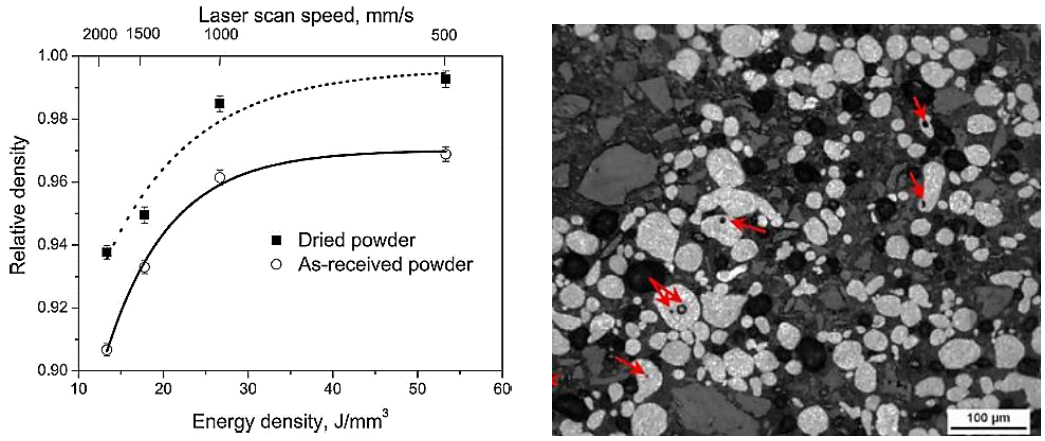


Figure I. 45 : (a) Le séchage de la poudre favorise la densification sur Al-12Si (Li, 2016) (b) Des gaz occlus présents au sein des particules de poudre favorisent les porosités (Aboulkhair, 2014).

La capacité de densification d'un matériau en SLM est directement liée à ses capacités d'écoulement à l'état liquide. Zhou (2015) s'est intéressé analytiquement à l'aptitude d'un matériau à s'écouler à partir de ses propriétés physiques. Selon lui, lors de l'écoulement d'une goutte sur un solide, il y a confrontation entre deux forces : la capillarité et la solidification. Il distingue la force motrice de l'écoulement liée aux tensions de surface de la force exercée par la solidification liée à la diffusivité thermique. Il définit un temps de solidification τ et son évolution avec la température :

$$\tau = 2(r^2/3a)\ln((T_0 - T_t)/(T_m - T_t)) \quad (21)$$

Avec r le rayon de la goutte de métal fondu, a la diffusivité thermique, T_0 la température de surchauffe d'une goutte, T_t la température ambiante, T_m la température de fusion.

Pour l'élément W, quand τ est faible et varie peu avec la température, le métal liquide se solidifie toujours plus rapidement qu'il ne s'écoule (Figure I. 46). Au contraire, pour Ti, comme τ augmente beaucoup avec la température, il suffit d'une température seuil en zone fondue pour que le temps de solidification reste grand par rapport au temps d'écoulement. Par conséquent, le titane aura un meilleur écoulement capillaire que le tungstène qui se solidifiera très rapidement quelle que soit la température en zone fondue T_0. Ce meilleur écoulement sur la couche précédente permet de mieux densifier et d'obtenir un meilleur état de surface.

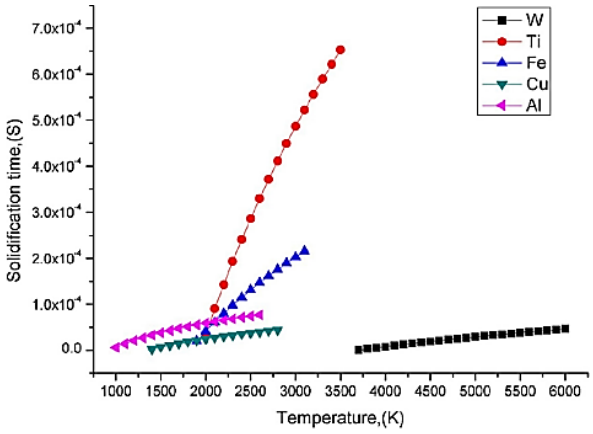
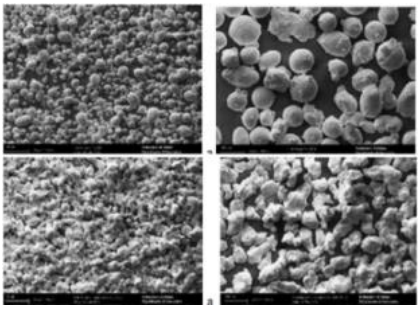


Figure I. 46 : Temps de solidification en fonction de la température pour différents matériaux (Zhou, 2015).

Le mode d'élaboration de la poudre a également un effet non-négligeable. Cacace (2017) a étudié la densification pour une poudre obtenue par atomisation à l'eau (irrégulière - WA pour *water*) et au gaz (sphérique - GA pour *gaz*) pour différentes distributions granulométriques et deux épaisseurs de couche de poudre (Figure I. 47). Il obtient ainsi une meilleure densification pour les poudres atomisées au gaz (sphériques et non contaminées par O_2). Li (2010) confirme ce résultat pour des poudres de 316L atomisées au gaz ou à l'eau. La poudre atomisée au gaz peut aussi contenir de l'argon emprisonnées lors de sa fabrication (Aboulkhair, 2014). Ces porosités peuvent se retrouver sous forme de pores dans la pièce.



Type of powder	Mean Density t = 50 µm	Mean Density t = 100 µm
GA-AISI 316L-Fine	98.42 %	98.82%
GA-AISI 316L-Coarse	99.36 %	98.13%
WA-AISI 316L-Fine	97.63%	98.04%
WA-AISI316L-Coarse	97.86%	97.27%

Figure I. 47 : Densités obtenues avec des poudres atomisées à l'eau (WA) et au gaz (GA). Les poudres atomisées au gaz ont une meilleure aptitude à la densification (Cacace, 2017).

Plus généralement, les études sur l'influence de la distribution granulométrique ne sont pas évidentes à interpréter, mais tendent vers une augmentation de la densité matière pour des distributions granulométriques limitant le taux de vide dans les lits de poudre initiaux. Cette compacité du lit de poudre initial peut être modifiée en fonction du type d'étalement. Dans ce cas, les meilleures compacités de lits de poudre limitent les porosités et les inclusions dues aux éjections de matière. Qiu (2015) observe que la porosité augmente avec l'épaisseur du lit de poudre (Figure I. 48). Une couche épaisse contient plus de vides, et l'expansion du gaz contenu dans les vides sera plus forte.

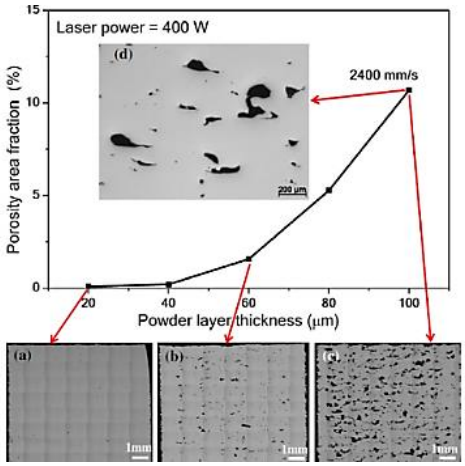


Figure I. 48 : Taux de porosités en fonction de l'épaisseur de couche (20 à 100 µm) pour une poudre de Ti–6Al–4V de diamètre (20-50 µm) (Qiu, 2015).

I.4.2.1.4 Influence de la stratégie de balayage

La stratégie de fabrication a également un effet direct sur le taux de porosités et la localisation de celles-ci à paramètres procédé équivalents. Ainsi, le choix d'une stratégie de remplissage en lignes (par exemple en damier *chess*), ou la taille du carré unitaire en stratégie "damier ", affectent le taux de densification. Globalement, la multiplication des zones de transition dans les stratégies de fabrication (transition contour /remplissage, transitions inter-damier) est génératrice de porosités (Figure I. 49a). Une alternance de la stratégie ou de l'orientation du balayage d'une couche à l'autre peut aussi améliorer la densification (Figure I. 49 b), le recouvrement par la couche suivante effaçant les porosités créées.

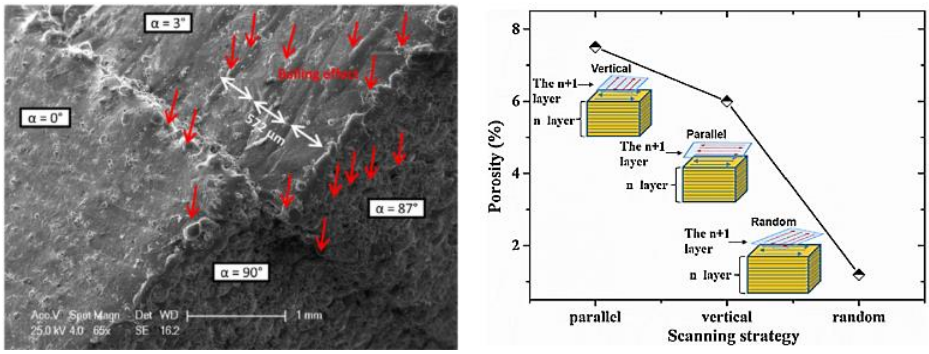


Figure I. 49 : (a) Interface entre damiers. La multiplication des zones de transition provoque des irrégularités en surface (ici du balling) et est génératrice de porosités (Boschetto, 2017) (b) Une stratégie de balayage aléatoire permet une meilleure densification (Wei, 2017).

L'un des problèmes souvent rencontrés est associé à la stabilité en fusion de chaque vecteur associé à l'inertie des têtes scanner. Ainsi, dans le mode de fusion traditionnel (mode delay), les phases d'accélération et de décélération en début et fin de cordon (vitesse réduite) augmentent l'énergie laser, donc les largeurs et les pénétrations des cordons (Figure I. 50). Une solution récente est le mode sky-writing dans lequel la trajectoire de la tête scanner est initiée avant le début de la phase de lasage (en dehors de la pièce) afin d'assurer une vitesse de balayage constante au début du cordon.

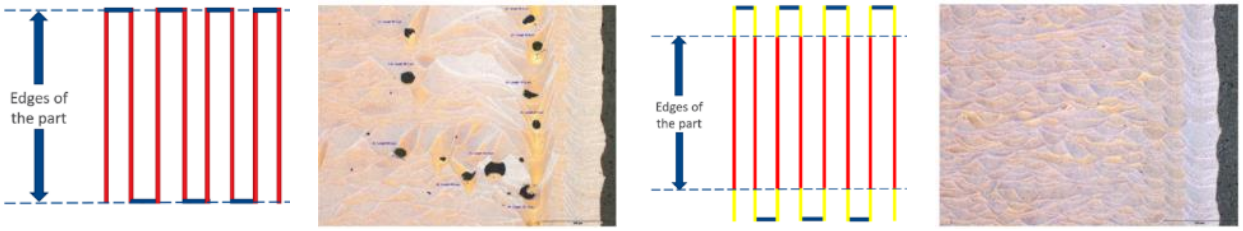


Figure I. 50 : Influence des deux modes de lasage. Accélération et décélération de la tête scanner (a)-(b) Mode delay à l'origine de porosités, (c)-(d) : mode sky-writing (SLM Solutions, 2016).

I.4.2.1.5 Influence de l'atmosphère de travail et du positionnement sur le plateau

Dai (2015) s'intéresse à l'effet de la nature du gaz de protection sur le taux de porosité et montre que l'argon permet une meilleure densification (Figure I. 51). Pour des profondeurs de fusion de l'ordre de 150 µm et des diamètres de faisceau de 70 µm (donc en mode keyhole), il attribue ce résultat à une réduction des fluctuations de profondeur du bain liquide avec l'argon comparativement à d'autres gaz (He, N_2). L'interaction du laser avec la colonne de vapeur formée est sans doute à l'origine de ces fluctuations.

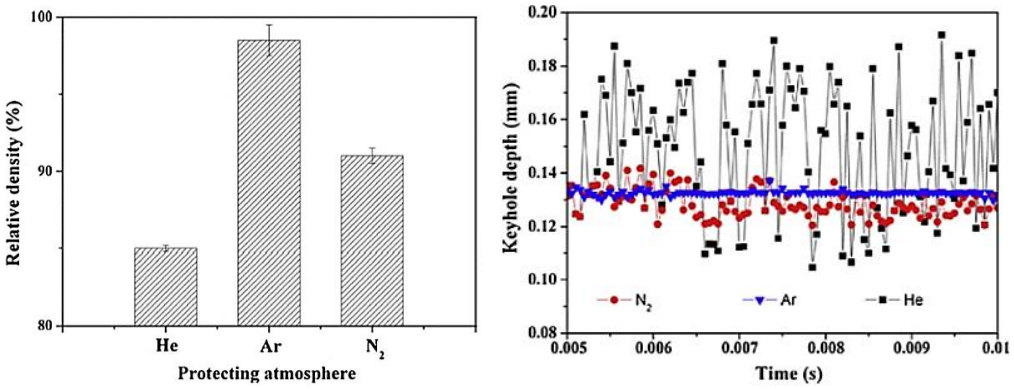


Figure I. 51 : (a) Effet de la nature du gaz de protection sur la densité. (b) L'argon stabilise la profondeur des zones fondues et permet donc une meilleure densification (Dai, 2015).

La vitesse du gaz injecté au niveau de la chambre de travail peut aussi jouer un rôle sur la densification. Kong (2011) montre ainsi qu'en réduisant les orifices de sortie du gaz injecté latéralement (donc en augmentant la vitesse fluide), on arrive à limiter le taux de porosités (Figure I. 52). Selon lui, des vitesses fluides plus importantes permettent de mieux disperser la colonne de vapeur métallique verticale susceptible d'interagir avec le laser, mais également de limiter le re-dépôt d'éjections métalliques macroscopiques sur le lit de poudre.

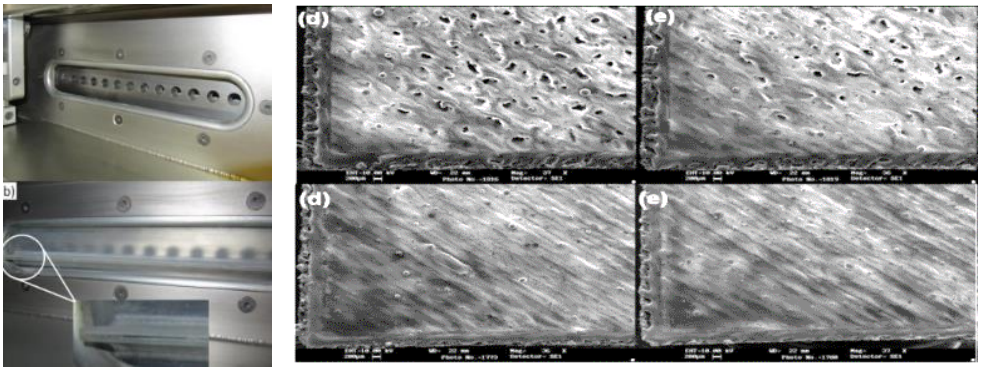


Figure I. 52 : Diminution des porosités ouvertes avec la focalisation de la fente d'entrée d'argon. (a) Montage (b) Surfaces de construction (Ti6Al4V) pour différentes densités d'énergie (d : 0.70 J/mm, e : 0.80 J/mm) avec une vitesse d'Ar (faible en haut, élevée en bas) (Kong, 2011).

(Ferrar, 2012) a proposé une étude originale reliant les flux gazeux à l'intérieur de la machine au taux de porosités de "*structure lattice*" cylindriques réalisées à différents endroits des plateaux (Figure I. 53). Les résultats traduisent clairement une corrélation directe entre la position sur les plateaux, l'homogénéité de l'écoulement fluide dans la chambre, et le taux de porosités.

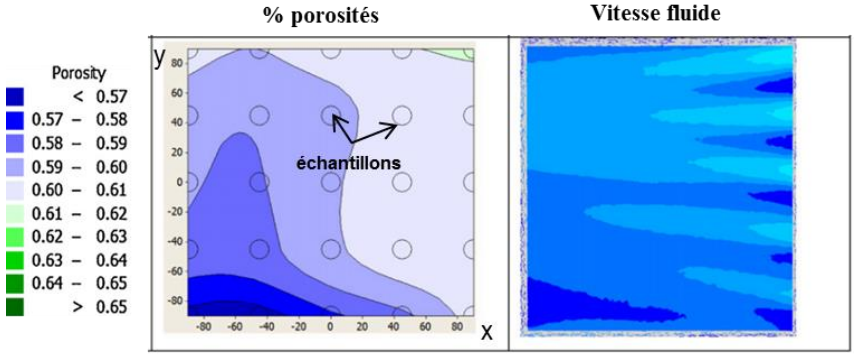


Figure I. 53 : Corrélation entre écoulement gazeux dans la chambre (à droite, calculé sous Fluent) et taux de porosités (Ferrar, 2012).

Enfin, différentes études récentes (Masmoudi, 2016) (Wei, 2017) ont montré que l'utilisation d'une légère dépression (0.1 atm) permettait de stabiliser les zones fondues, de limiter les éjections de métal liquide, et indirectement de contribuer à la densification de la matière.

I.4.2.2. Les éjections de métal liquide en SLM

L'interaction laser-poudre-zone fondue forme des éjectas qui sont la cause d'inclusions en volume ou de particules incrustées à la surface des pièces SLM déjà identifiés sur alliages d'aluminium (Taheri, 2017-2018) (Simonelli, 2015) (Tang, 2016), sur alliages base Ni (Ozel, 2016) et sur acier inoxydable 316L (Bidare, 2018). Ces défauts (Figure I. 54) réduisent la résistance mécanique des pièces fabriquées.

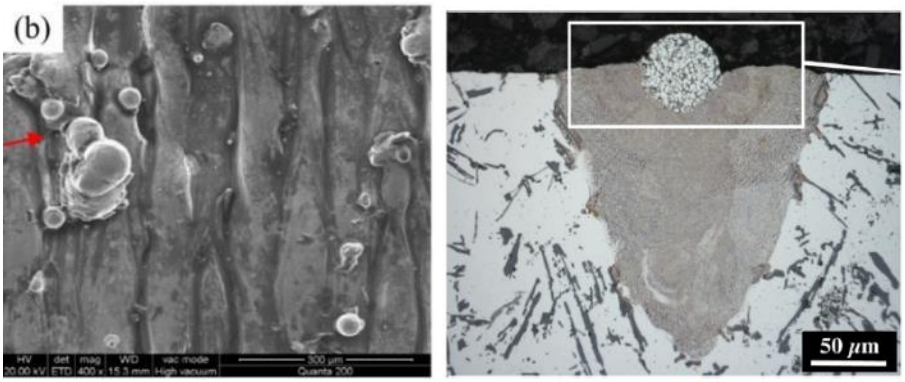


Figure I. 54 : Particules éjectées incrustées (a) sur la surface d'une pièce SLM (Wang, 2017) (b) au niveau d'un mono-cordon (Aboulkhair, 2016).

Concrètement, les particules éjectées retombent soit en avant du passage du laser (c'est-à-dire sur le lit de poudre) soit après le passage du laser. Elles peuvent alors s'incruster sur la pièce (Liu, 2015) (Taheri, 2017) (Ladewig, 2016). Dans les deux cas, le laser devra refondre un excès de matière à son prochain passage au niveau de l'éjecta, d'où une mauvaise refusion, et la formation d'une inclusion (Figure I. 55) susceptible de générer une porosité. (Taheri, 2018) observe que l'augmentation de la vitesse ou la diminution de la puissance conduisent à la réduction du nombre d'éjectas et que l'effet de la vitesse est plus important que celle de la puissance (Figure I. 56).

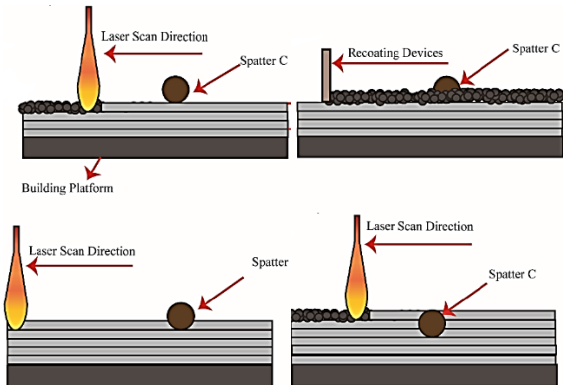


Figure I. 55 : Formation d'une inclusion à partir d'éjectas (Taheri, 2017).

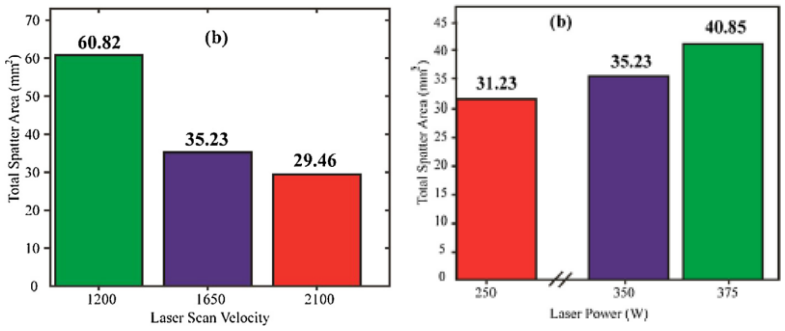


Figure I. 56 : La diminution d'énergie entraine une diminution du nombre d'éjectas (a) en fonction de la vitesse (b) en fonction de la puissance (Taheri, 2018).

Masmoudi (2016) utilise une lame de verre placée au-dessus de la zone d'interaction pour récupérer les éjectas (Figure I. 57). Par cette analyse, elle observe un dépôt de nano-condensats sur le macro-éjecta, qui traduit la présence de vapeur métallique nanométrique créée lors de l'interaction.

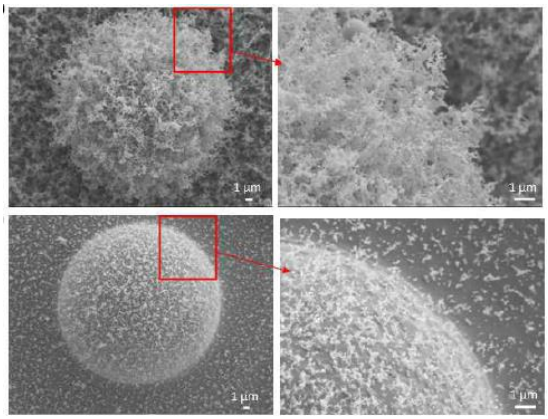


Figure I. 57 : Etude d'une particule éjectée récupérée sur une lame de verre placée au-dessus de l'interaction, observation de condensats et nano-particules de 316 L (Masmoudi, 2016).

(Taheri, 2017) compare des pièces en AlSi10Mg fabriquées à l'aide de deux sources laser ou d'une seule. Il observe que la dynamique d'éjection est plus intense avec deux lasers (en nombre, surface éjectée et taille d'éjectas). Il observe que les tailles des inclusions sont plus petites (20-200 µm) avec un laser que pour deux lasers (20-560 µm). Il montre également que la pièce fabriquée avec un seul laser est plus ductile et résistante que celle construite avec deux lasers (Figure I. 58).

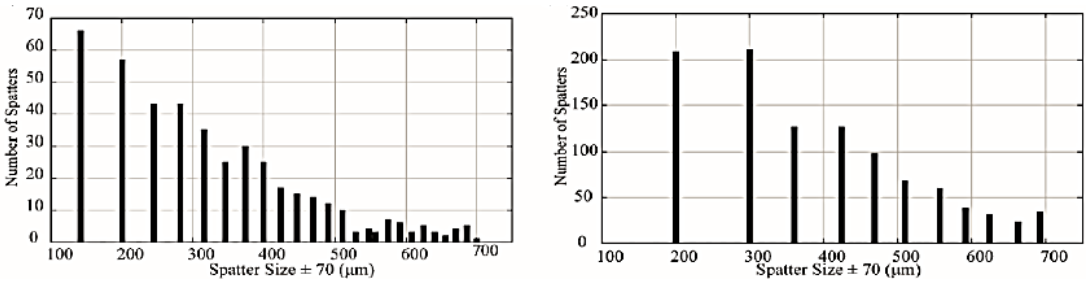


Figure I. 58 : Nombre d'éjectas en fonction de leur taille avec l'utilisation (a) d'un laser et (b) de deux lasers. L'utilisation de deux lasers accentue la dynamique d'éjection (Taheri, 2017).

I.4.2.3 Etats de surface

Les états de surface assez dégradés des pièces brutes de SLM peuvent être considérés comme un défaut géométrique, car ils favorisent l'amorçage des fissures de fatigue, en créant des micro-concentrations de contrainte (Figure I. 59).

La rugosité des surfaces fabriquées est surtout impactée par les éléments suivants:

(1) Des inclusions (éjectas) qui peuvent mesurer jusqu'à 100-200 µm (Taheri, 2017).

(2) L'agglomération de poudres non fondues.

(3) L'accumulation de couches successives, et l'effet escalier qui en résulte pour des angles d'inclinaison variables.

Ce dernier élément a été largement étudié et modélisé par Strano (2013) qui à partir d'un modèle géométrique simple propose la formulation suivante:

$$R_a = \frac{1}{4}\, e\, .cos(\propto) \qquad (22)$$

Avec α l'angle d'inclinaison et e la hauteur de couche.

Tous ces éléments sont conditionnés par l'ensemble des paramètres procédé : (P, V, D, hauteur de couche) et stratégie de fabrication. Globalement, plus les hauteurs de couches sont importantes, et plus la pièce est inclinée, plus la rugosité croît, en particulier dans les faces inférieures en contre-dépouille. L'accumulation de chaleur typique en contre-dépouille favorise également le collage et l'agglomération des particules environnantes du lit de poudre. Boschetto (2017) propose un modèle de prédiction de la rugosité qui prend en compte l'effet d'escalier et les défauts réels, tels que le balling ou les éjectas pour l'alliage AlSi10Mg (Figure I. 60).

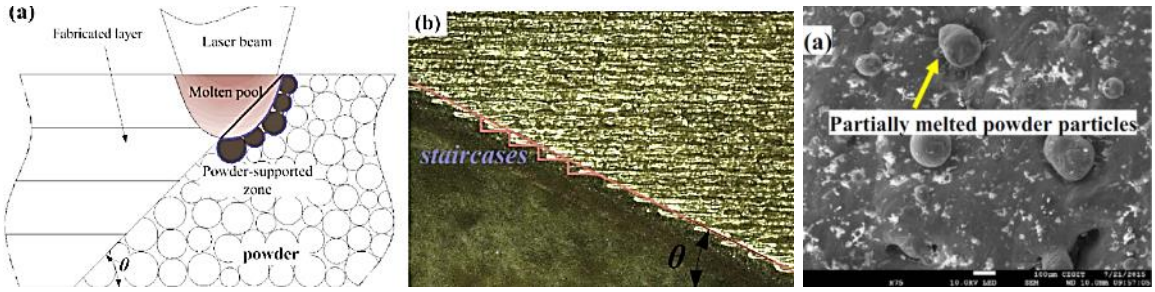


Figure I. 59 : (a) L'inclinaison de la pièce et (b) l'effet escalier (Liu, 2017) et (c) les éjectas (Wang, 2017) jouent un rôle sur la rugosité des surfaces inférieures (downskin).

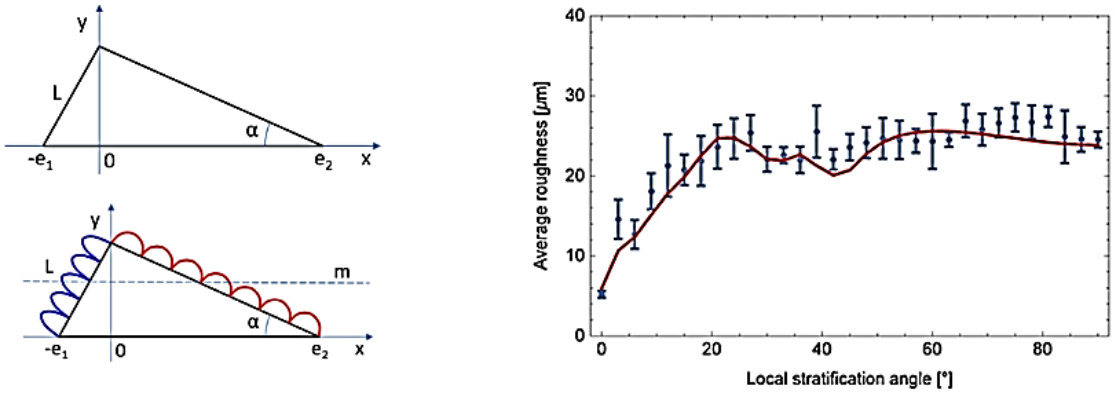


Figure I. 60 : Modèle de simulation permettant de prédire la rugosité. (a) Marche d'escalier unitaire avec et sans ajout des zones fondues-particules agglomérées, (b) Résultat du calcul (Boschetto, 2017).

Différents auteurs ont également considéré la rugosité de la surface de construction. Elle est liée aux éjectas mais surtout à la densité d'énergie et à la statégie de balayage. L'augmentation de l'épaisseur de couche accroit la rugosité (Qiu, 2015) (Liu, 2017). Qiu (2015) cherche à corréler le développement de la

porosité avec l'état de la surface supérieure de construction. Il montre un seuil de rugosité Ra au-delà duquel la porosité augmente nettement (Figure I. 61), en accord avec l'augmentation d'épaisseur de couche.

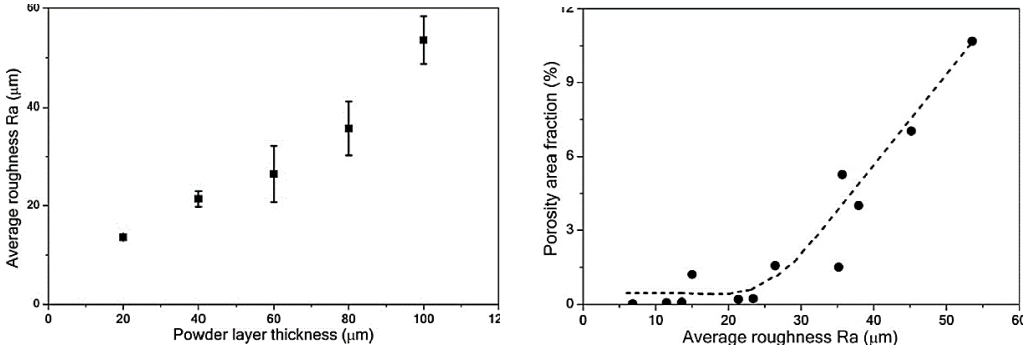


Figure I. 61 : (a) La rugosité Ra augmente avec l'épaisseur de couche. (b) Corrélation entre porosité et rugosité sur du Ti–6Al–4V (Qiu, 2015).

Liu (2017) compare la surface supérieure et inférieure de pièces inclinées en fonction de différents paramètres (V, épaisseur de poudre, angle d'inclinaison α). Il montre que l'évolution de la rugosité est la même pour les deux faces, mais que la surface inférieure demeure toujours la plus dégradée dûe à l'environnement poudre local. L'inclinaison de la pièce accentue la rugosité car la partie fondue reposant sur la poudre aura tendance à s'affaisser par gravité (Figure I. 62) et que la zone en contre-dépouille est plus chaude que la face supérieure.

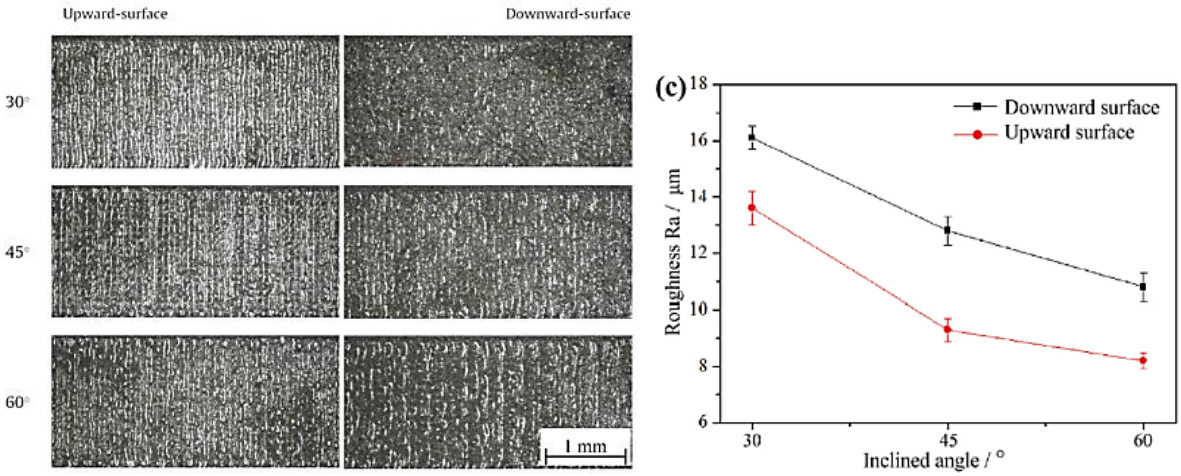


Figure I. 62 : Comparaisons de l'état de surface entre la face supérieure et inférieure pour différents angles d'inclinaison (Liu, 2017).

I.4.2.4 Fissuration

Lors d'une opération de soudage ou de SLM, des fissures peuvent se former dans la zone affectée thermiquement ou directement lors de la solidification de la zone fondue. Ces microfissures sont bien sûr nocives pour les propriétés mécaniques de la pièce finale. Le problème de fissuration à chaud provient d'un manque d'alimentation en liquide dans les espaces inter-dendritiques de la zone fondue lors de la

solidification. Dans le cas de la SLM, les fissures sont favorisées par les vitesses de solidification et les gradients thermiques élevés à proximité du bain liquide (Fabregue, 2004). Les fissures peuvent également apparaître dans des zones singulières des pièces. Par exemple, Cloots (2016) observe des fissures au niveau de la zone périphérique des pièces situées entre contour et remplissage, et provoquées par le mode delay des têtes scanner qui augmente la profondeur de pénétration des cordons (Figure I. 63). Thijs & Van Humbeeck (2012) observent également que l'oxyde situé en surface du bain liquide peut créer des fissures à cause de l'hétérogénéité chimique au sein de la pièce, la protection gazeuse peut donc être un facteur d'influence.

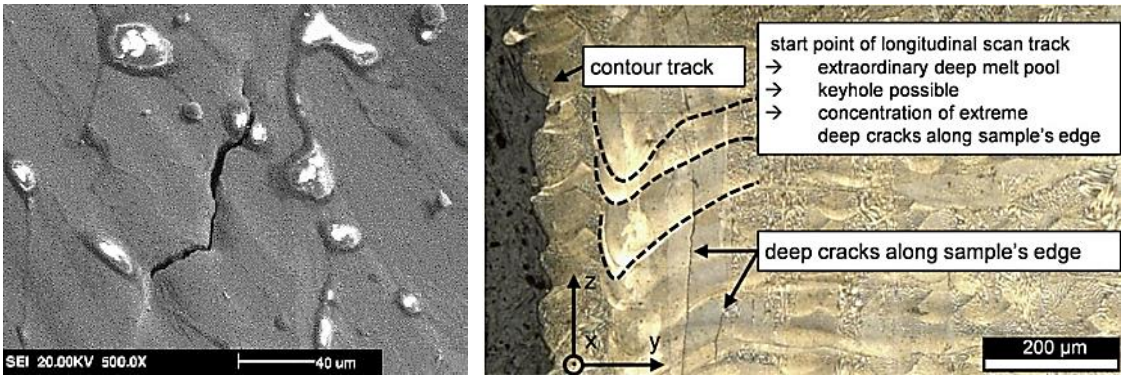


Figure I. 63 : (a) Exemples de fissures en SLM (Li, 2010) (b) Fissures provoquées par le mode delay au niveau de la zone de forte pénétration (keyhole) située entre contour et remplissage (Cloots, 2016).

I.4.3 Interaction laser-poudre-zone fondue en SLM et instabilités associées

L'origine des défauts métallurgiques présentés précédemment peut être en partie attribuée à des régimes d'interaction laser-matière particuliers qui ont été assez peu étudiés jusqu'alors. Nous passons ici en revue quelques études récentes sur le sujet, essentiellement centrées sur le régime de fusion (conduction ou keyhole), la formation des éjections de métal liquide et le phénomène de dénudation à proximité du cordon SLM.

I.4.3.1 Impact du régime de fusion

I.4.3.1.1 Absorption lors de la fusion SLM

Trapp (2017) étudie l'absorptivité (A) lors de la fusion de mono-cordon pour trois matériaux (316L, A1100, W). Il observe : (a) une forte absorptivité de la poudre à l'état solide, (b) une absorptivité qui décroit après fusion, (c) une absorptivité croissante lors de la formation d'un keyhole. Sur la Figure I. 64a, il compare la fusion du substrat avec celle du lit de poudre. A l'état solide ($P < 50$ W), l'absorptivité du lit de poudre (≈ 0.5) est supérieure à celle du substrat équivalent (≈ 0.3). Pour $P > 50$-80 W, l'absorptivité sur lit de poudre augmente plus rapidement que celle du substrat car la conductivité thermique équivalente est plus faible et que le keyhole est amorcé plus rapidement. On retrouve un effet similaire pour tous les matériaux (Figure I. 64b), avec une augmentation d'absorptivité à plus haute puissance sur aluminium et le tungstène en raison de leur forte diffusivité thermique qui retarde l'apparition d'un keyhole.

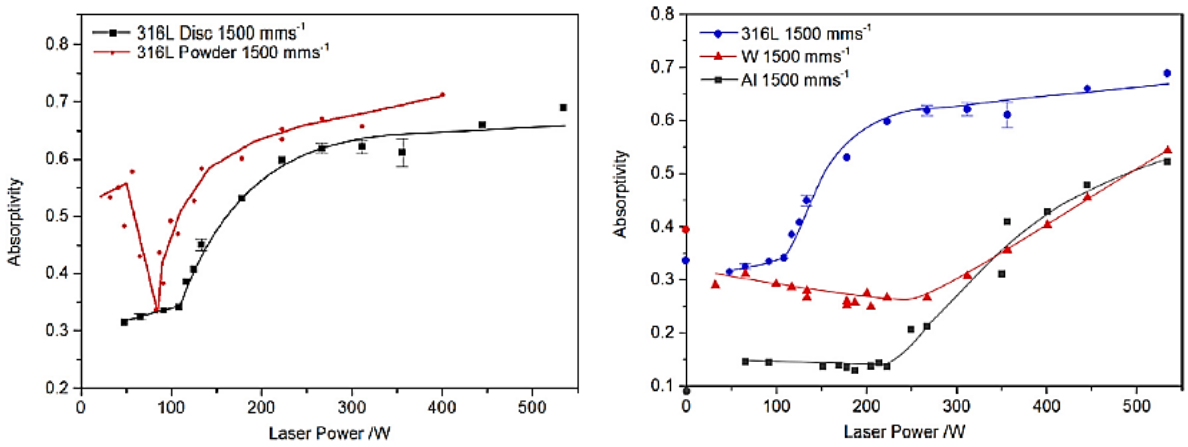


Figure I. 64 : (a) Comparaison de l'absorptivité d'un lit de poudre et d'un substrat (b) Absorptivité en fonction de la puissance pour différents matériaux (Trapp, 2017).

I.4.3.1.2 Instabilités hydrodynamiques du bain liquide

Kruth (2003), Rombouts (2007) sont les premiers à évoquer le phénomène de balling en SLM. Ce phénomène est dû à un mauvais mouillage du substrat par les poudres fondues qui entraîne une sphéroïdisation du métal liquide sous l'effet des tensions superficielles (Figure I. 65). Un gradient thermique important entre le liquide et le substrat, de la vaporisation, un taux d'oxygène élevé, et surtout des rapports P/V faibles constituent les principaux facteurs pouvant conditionner l'apparition de balling (Figure I. 66). Kruth (2004) propose un critère de non balling défini comme suit : la surface externe du bain liquide considéré comme un demi-cylindre doit être inférieure à la surface d'une sphère. Ce critère considère en première approximation que la largeur du demi-cylindre de bain liquide et le diamètre de la goutte sphéroïdisée sont égaux. Ce critère de non balling, de minimisation de l'énergie de surface est ensuite utilisé par de nombreux auteurs sous la forme :

$$\pi.\frac{D}{2}.l < \pi.\frac{D^2}{4} \quad \longrightarrow \quad l < 2.D \tag{23}$$

avec D le diamètre laser ou la largeur du bain liquide, l la longueur du bain.

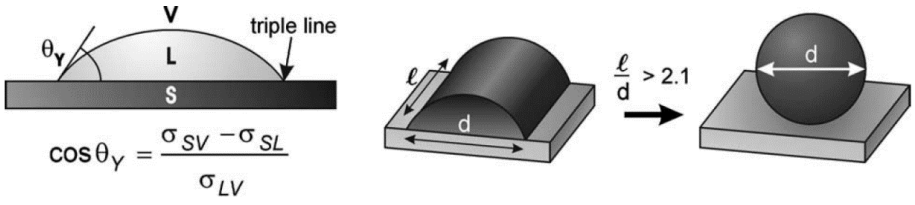


Figure I. 65: (a) Fusion d'un liquide sur un substrat, équation de Young avec σ_{SV}, σ_{SL} and σ_{LV} les tensions superficielles des interfaces entre solide, vapeur et liquide. (b) Critère de balling: au-delà de l/D > 2, le bain liquide approximé par un demi cylindre sphéroïdise (Kruth, 2004).

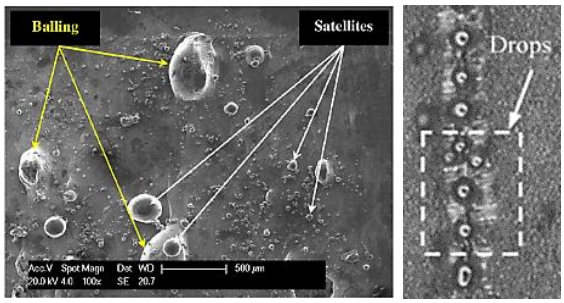


Figure I. 66 : (a) Balling au niveau d'une surface SLM (Aboulkhair, 2016). (b) Balling au niveau d'un mono-cordon (Yadroitstev, 2007).

(Zhou 2015), (Yadroitsev, 2010), (Wei, 2012) associent ce phénomène à l'instabilité de Rayleigh-Plateau déjà présentée en soudage au § I.3.3.2.2. Elle apparait lorsque les zones fondues (1) sont étroites (tensions de surface en γ/R) et (2) sont soumises à des pressions capillaires associées à des petits rayons de courbure locaux (Wei, 2012).

(Kruth, 2004), (Yadroitsev, 2010) et (Anthony, 2014) étudient l'effet des paramètres procédés (vitesse de balayage, puissance laser) sur la formation de mono-cordons SLM et établissent des cartographies (P, V) des domaines de stabilité du procédé (Figure I. 67a). A vitesse réduite, on retrouve une fluctuation périodique de la zone fondue qui reste continue alors qu'à vitesse élevée, l'effet balling prédomine, associé à un manque de fusion. Dans certains cas (Figure I. 67b), une confusion est faite entre balling (manque de connexion) et humping (oscillation de la zone fondue) sans que ce terme soit mentionné.

En considérant le cas du tungstène, Zhou (2015) évoque également le balling comme un frein à la densification du matériau, directement lié à une compétition entre écoulement et solidification très dépendante du matériau. Dans son cas, il s'agit cependant plus d'un manque d'écoulement que d'une vraie sphéroïdisation discontinue du liquide.

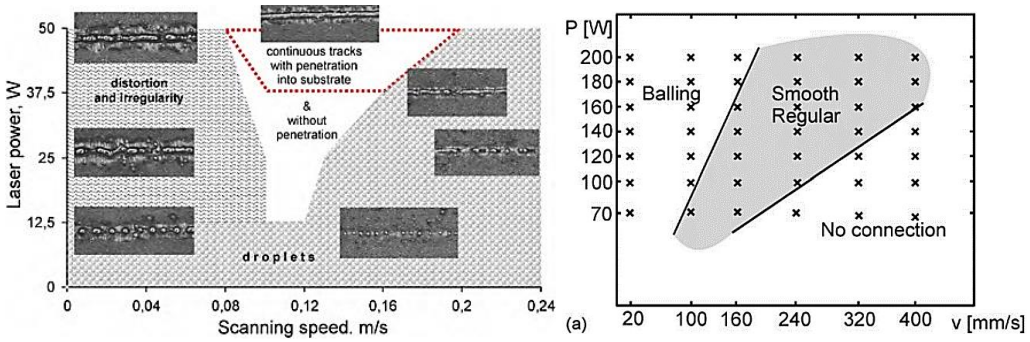


Figure I. 67 : Cartographie de stabilité du procédé en fonction des paramètres procédé (P, V) avec une zone de balling à faible densité d'énergie (a) (Yadroitsev, 2010) (b) (Kruth, 2004).

I.4.3.2 Conséquences de la vaporisation

I.4.3.2.1. Ejections de matière

Lors de l'étude de l'interaction laser – poudre – bain liquide, plusieurs auteurs observent le phénomène d'éjection de métal liquide. Les éjectas peuvent impacter l'état de la surface de construction et engendrer des défauts.

Pour Answar (2016), les éjections viennent de l'arrière du bain liquide. Il affirme qu'à sens de balayage identique au sens du gaz, les particules éjectées se retrouvent sous le faisceau laser et se désintègrent en plus fines particules. L'interaction éjectas-laser entraine alors une perte d'énergie et une fusion incomplète de la poudre, attribuée à un phénomène de diffusion du faisceau par les particules éjectées dans le flux de gaz. Il s'appuie en cela sur les travaux de Ladewig (2016) qui utilise un laser CO_2 (10.6 µm) et prend en compte la présence d'un plasma alors qu'Answar (2016) utilise un laser fibre (1.03 µm). De plus, il affirme que les particules éjectées proviennent de l'arrière du bain liquide, car les mouvements du bain liquide issus de l'interaction avec le keyhole vont de l'avant vers l'arrière (Figure I. 68).

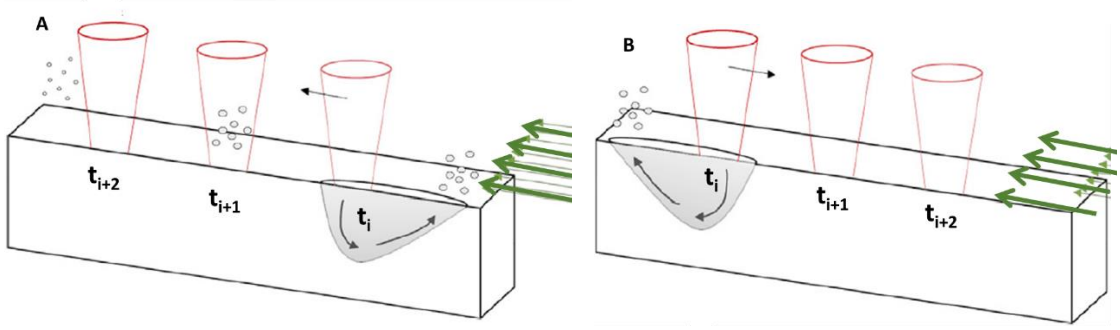


Figure I. 68: Influence du sens de balayage sur l'évacuation des éjectas. Cas défavorable (A) : sens de balayage identique au sens du gaz, les éjectas se retrouvent sous le faisceau laser, se désintègrent en fines particules. Cas favorable (B) : sens de balayage contraire au sens du gaz, les éjectas sont facilement évacués de la zone de construction (Answar, 2016).

Liu (2015) étudie la dynamique de formation d'éjections pour différentes énergies incidentes en utilisant une caméra rapide. L'éjection est intensifiée pour de hautes densités d'énergie et la taille moyenne des éjectas est trois fois plus importante que la particule de poudre. Qiu (2015) de son côté, observe la vitesse des particules éjectées (Figure I. 69). Il remarque que le nombre et la vitesse des éjectas augmentent avec la vitesse de balayage et que pour de grandes épaisseurs de lit de poudre (> 60 µm), une instabilité se développe et augmente le nombre d'éjectas. Il relie directement la dynamique d'éjection à l'instabilité du bain liquide dans les deux cas.

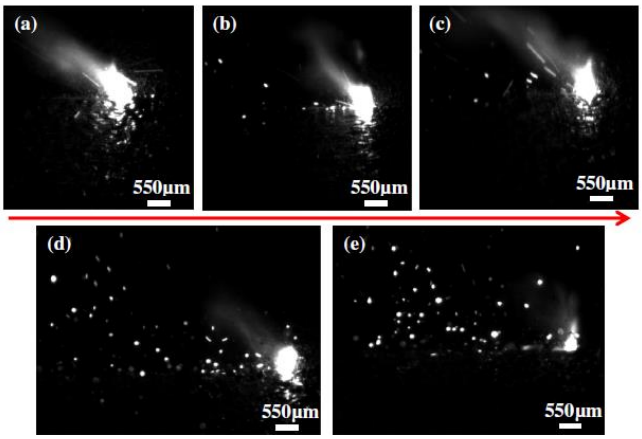


Figure I. 69 : Images des éjections en caméra rapide (400 W - 2.4 m/s) pour cinq épaisseurs de couches (a) 20 µm, (b) 40 µm, (c) 60 µm, (d) 80 µm, (e) 100 µm. La flèche rouge représente la direction de balayage. La dynamique d'éjection augmente avec l'épaisseur (Qiu, 2015).

L'origine de ces éjections a été étudiée dans différentes publications récentes. Au départ, Qiu (2015) tente de donner une explication, il observe des mouvements de convection par effet Marangoni à la surface et en dessous du bain liquide et, révèle la présence d'une pression de recul exercée par une colonne de vapeur lors de l'interaction. Wang (2017) confirme l'idée que les éjectas provenant du bain liquide sont dus à la convection de Marangoni et à celle issue de l'interaction du liquide avec le front arrière du keyhole. A partir des morphologies des éjectas collectés (sphérique, irrégulière...), il en conclut l'existence de 3 types d'éjectas selon leur origine (Figure I. 70a) : (1) une première catégorie constituée des éjectas issus du keyhole, (2) la seconde provenant de la déstabilisation à l'arrière du bain liquide, (3) la dernière correspondant aux agglomérations de grains de poudre issus du front avant du bain liquide (poudre non fondue). Toutefois, les vidéos de profil (Figure I. 70b) ne permettent pas d'affirmer l'existence des éjectas de type II, provoqués par le détachement d'une partie du bain liquide à l'arrière, comme Answar (2016).

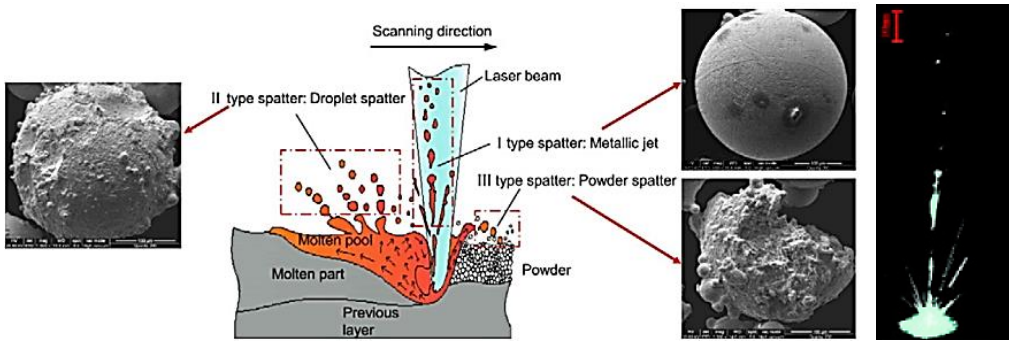


Figure I. 70 : (a) Schéma du mécanisme de formation d'éjectas (b) Exemple d'images par caméra rapide (Wang, 2017).

Pour Khairallah (2016), les éjections proviennent du front avant du bain liquide. A partir d'un modèle numérique, il explique les deux mécanismes qui provoquent la dynamique d'éjection : (1) la remontée du liquide pincé entre le bord solide et la surface déformée par la pression de vapeur, qu'il nomme "bow wave", ou vague de proue, (2) l'entraînement des grains de poudre au contact du front avant de la zone fondue.

D'autres explications du phénomène d'éjection sont proposées par Matthews (2016) et reliées au phénomène de dénudation latérale en poudre (§ I.4.3.2.2). Par la formule de Clapeyron, il calcule la pression de recul exercée sur la masse fondue due à l'évaporation et obtient une pression de recul de 4.7 P_a pour de l'acier inoxydable. Il calcule alors la vitesse V_d de remontée du liquide par la formule (25) issue de la pression hydrodynamique $P = 1/2\ \rho . V_d^2$. Cette vitesse de l'ordre de 10 m/s étant proche des vitesses des *spatters*, il considère que la pression de recul est à l'origine du déplacement vertical du liquide à vitesse V_d, donc des éjections-spatters.

$$P(T) = P_a . \exp(\chi\left(\frac{1}{T_b} - \frac{1}{T}\right)) \quad (24)$$

Où P_a est la pression du gaz ambiant, χ l'énergie d'évaporation par atome, T_b le point d'évaporation du métal liquide.

$$V_d = \sqrt{\frac{2P}{\rho}} \quad (25)$$

Où ρ est la masse volumique du métal liquide et P la puissance laser.

Pour Simonelli (2015) l'origine des éjections est favorisée sur alliages d'aluminium par la vaporisation des éléments volatils. En effet, il retrouve des oxydes de Mn, Si, et Mg sur les surfaces de particules éjectées pour une poudre d'AlSi10Mg.

I.4.3.2.2 La dénudation en poudre

Le phénomène de dénudation a été mentionné pour la première fois par Yadroitsev (2011). Il correspond à la formation de chaque côté du cordon SLM d'une zone appauvrie en poudre dont la taille est proche de celle du cordon lui-même (Figure I. 71). Cette zone dénudée concerne une largeur plus importante que la zone d'interaction du laser. L'existence de ce phénomène n'est pas en tant que telle une source de défauts, mais il conditionne fortement l'optimisation paramétrique, et en particulier le choix de l'écart vecteur (H), sous peine de générer des défauts de densification matière.

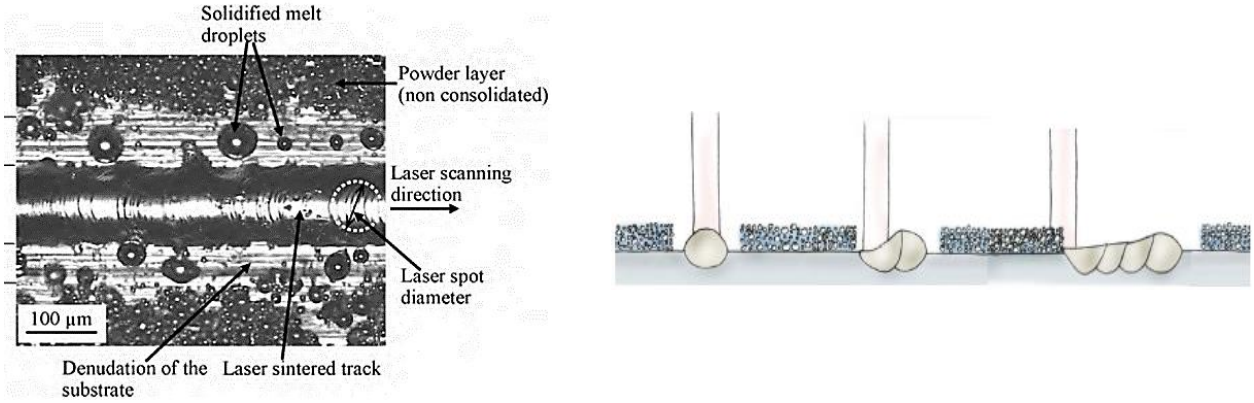


Figure I. 71 : (a) Vue du dessus de la zone dénudée après le passage du laser. (b) Réduction successive du volume de poudre fondue due à la dénudation en poudre (Yadroitsev, 2011).

Matthews (2016) et Khairallah (2016) ont proposé une explication physique précise des causes de la dénudation par la présence du phénomène de vaporisation, corrélée à une description globale de l'hydrodynamique du bain liquide en SLM. Matthews (2016) est le premier à décrire point par point l'effet de la vaporisation sur le comportement du lit de poudre et à proposer une explication de la dénudation. A travers une approche expérimentale (analyse de la zone d'interaction par caméra rapide) et pour différentes conditions expérimentales (pressions variables), il explique la dénudation par une concurrence entre deux phénomènes (Figure I. 72):

- Un flux de vapeur métallique issu de l'interaction laser-matière (pression de recul) se détend dans l'atmosphère environnante et éjecte les grains de poudre vers l'extérieur. Cet effet est prédominant pour les pressions atmosphériques inférieures à 1 bar et pour les hautes densités d'énergie car la vaporisation est plus intense dans ces deux cas.
- A pression atmosphérique, la détente verticale de la colonne de vapeur cisaille le gaz (Ar) environnant et entraine une boucle de recirculation qui accompagne le jet de vapeur dans son déplacement et attire les grains de poudre vers le cordon.

Un autre phénomène est également mentionné comme explication à la dénudation : les particules directement au contact de la masse fondue sont fondues sur une petite distance (~ diamètre de la particule) et incorporées par capillarité à la zone fondue.

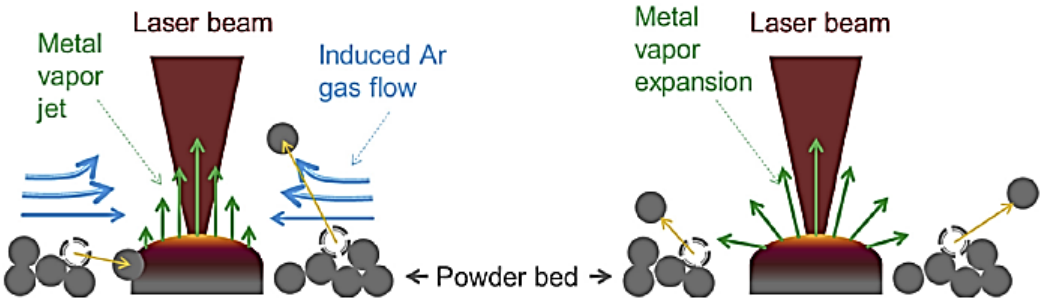


Figure I. 72 : Mécanisme de dénudation. (a) A fortes pressions, la colonne de vapeur métallique à grande vitesse créée une dépression à la surface de la zone fondue et induit un flux d'Ar latéral centripète par effet Bernoulli, entrainant la poudre dans le bain liquide. (b) A faible pression, l'expansion de la colonne de vapeur pousse les particules vers l'extérieur (Matthews, 2016).

Des expériences à différentes pressions (Figure I. 73) démontrent l'effet majeur du niveau de pression sur l'amplitude de dénudation.

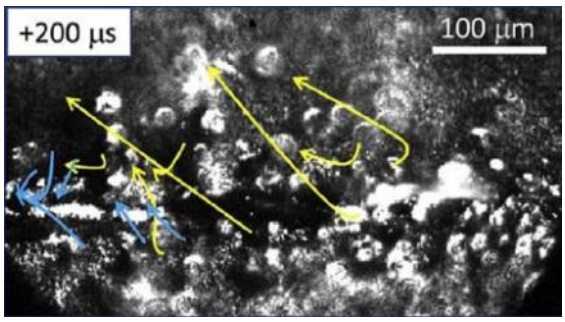


Figure I. 73 : Mouvements de particules autour de la zone fondue (en bleu : particules attirées vers la ZF, en jaune, particules éjectées) (Matthews, 2016).

I.4.3.2.3 Vapeur métallique et dénudation

Bidare (2018) relie le phénomène de dénudation à la colonne de vapeur sur du 316L en étudiant son indice de réfraction (par imagerie Schlieren) (Figure I. 74) et en étudiant sa température (par simulation) (Figure I. 75). Il montre que :

(1) La dénudation est induite par le flux latéral de gaz Ar constituant l'atmosphère de protection, et que ce flux induit dépend de la vitesse de détente verticale de la colonne de vapeur ;

(2) La colonne de vapeur peut avoir différentes inclinaisons. Plus la puissance et la vitesse augmentent, plus elle est orientée vers l'arrière. Les hautes températures de la colonne favorisent l'éjection dans la même orientation que la colonne.

(3) La dénudation se produit à des vitesses (≈ 10 m/s) proches des vitesses de gaz induits.

Pour lui, une solution serait d'utiliser un flux d'He au lieu de l'Ar car la plus faible densité de l'He permet une dissipation plus rapide de la colonne de vapeur métallique dans la chambre de travail, mais au détriment de la contamination éventuelle de l'enceinte. Enfin, et c'est un point important, il montre par des analyses en caméra rapide que la dénudation diminue lors des premières couches car la rugosité de la surface de construction et l'épaisseur de la couche augmentent simultanément.

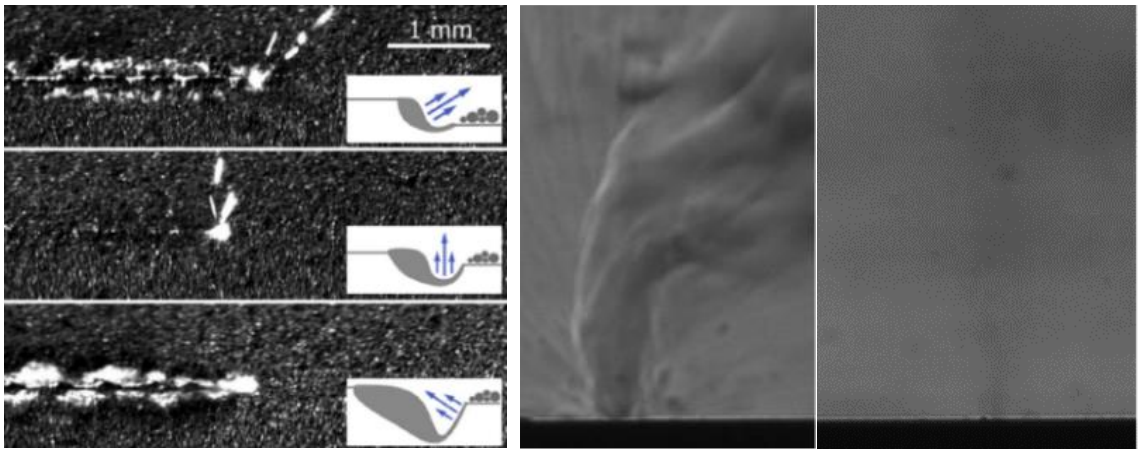


Figure I. 74 : (a) Images SLM 50 W-0.1 m/s, 100 W-0.5 m/s et 200 W-1 m/s (de haut en bas). L'augmentation de P et V incline la colonne vers l'arrière et renforce la dénudation. (b) Images Schlieren des colonnes de vapeur sous Ar (avec cross-jet latéral) et sous He respectivement (Bidare, 2018).

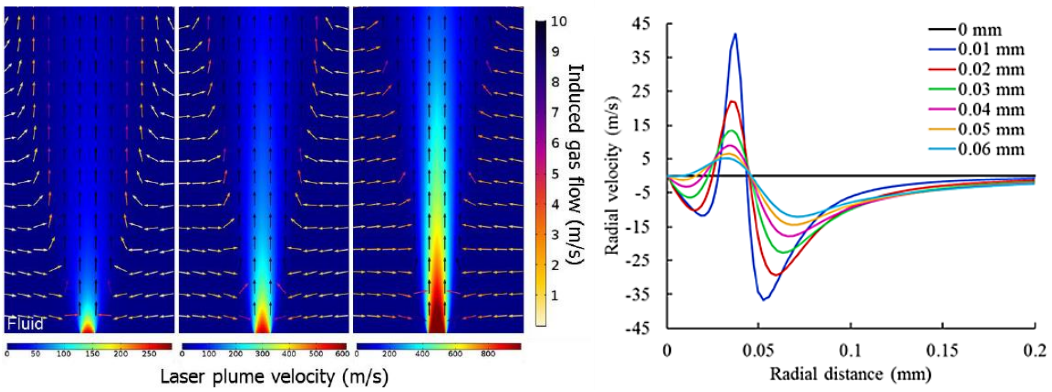


Figure I. 75 : Simulation numérique des vitesses de colonnes de vapeur et de gaz induits. (a) Représentation 2D des vitesses pour des puissances croissantes. (b) Vitesses radiales d'Ar conduisant à la dénudation, en fonction de la distance (Bidare, 2018).

I.5 Conclusion et objectifs de la thèse

Nous pouvons retenir différents points de cette bibliographie :

- ✓ Le procédé SLM peut être assimilé à du soudage laser, avec des similitudes en termes de dynamique et d'instabilités du bain liquide. Cependant, la présence de poudre et l'accumulation de cordons sur pièces 3D complique la maitrise physique du procédé.
- ✓ De nombreuses publications traitent de l'interaction laser-matière en SLM en vue de diminuer la porosité et l'état de surface, deux enjeux majeurs, qui entravent son développement au niveau industriel.
- ✓ Des travaux récents (2016) du laboratoire Lawrence Livermore (USA) ont déjà proposé des hypothèses réalistes sur l'interaction laser - lit de poudre - bain liquide.

A partir de ces différents constats, notre étude s'est concentrée sur une étude expérimentale de l'interaction laser poudre zone fondue en SLM, et des conditions de densification de la matière. Deux poudres ont été choisies: un acier inoxydable et un alliage d'aluminium. Les différences de propriétés thermo-physiques (conductivité thermique, absorptivité) justifient ce choix.

Au final les questions auxquelles nous allons tenter de répondre sont les suivantes :

- Quelles sont les origines physiques des instabilités formées en SLM ?
- Quelle est l'influence des propriétés thermo-physiques du matériau fondu sur sa capacité de mise en œuvre en SLM ?
- Comment relier la morphologie des zones fondues et leur stabilité aux conditions de densification de la matière ?

Concrètement, dans la continuité de ce premier chapitre bibliographique, le **deuxième chapitre** décrit les dispositifs expérimentaux et moyens d'analyse, ainsi que les poudres utilisées. Le **troisième chapitre** décrit l'analyse des mono-cordons obtenus sur un banc instrumenté, et l'étude des différents régimes de fusion en SLM, ainsi que la dynamique des éjections métalliques. Le **quatrième chapitre** détaille l'analyse des pièces fabriquées sur la machine SLM. Il se focalise sur les porosités et les dimensions de cordon.

CHAPITRE II : MOYENS EXPERIMENTAUX ET MATERIAUX

II.1 Mise en œuvre du procédé SLM

Au cours de cette étude, nous avons utilisé deux postes expérimentaux : une machine SLM Solution pour la construction de pièces 3D et un banc instrumenté pour observer l'interaction laser-matière lors de la fusion d'un mono-cordon. Ces deux installations sont complémentaires dans l'étude de la fabrication additive SLM. Leurs conditions d'utilisation sont présentées ci-dessous.

II.1.1 Machine industrielle SLM 125 HL

La machine SLM Solution 125 HL de chez SLM Solutions^{Gmbh} est considérée comme étant une machine ouverte, ce qui permet d'avoir la possibilité d'expérimenter un grand nombre de conditions de fabrication différentes, que ce soit au niveau de la paramétrie laser, de la stratégie de fabrication ou du supportage (Figure II. 1 a).

Ses caractéristiques principales sont :

- Un volume de construction de 125 x 125 x 125 mm^3
- Un laser fibre commercialisé par IPG de puissance maximale 400 W
- Une lentille de focalisation f-theta de 420 mm de longueur focale
- Une alimentation en poudre solidaire du système d'étalement, fonctionnant sur le principe d'une roue à godets qui injecte un volume de poudre choisi devant le racleur
- Un système d'étalement par racleur polymère
- Une tête scanner ScanLab équipée d'un système varioscan (Figure II. 2) permettant une vitesse de balayage maximale proche de 10 m/s sur scans linéaires et une variation par défocalisation du diamètre du faisceau (de 70 µm à 240 µm).

L'enceinte de travail est inertée par un flux latéral d'argon (ou d'azote) pour éviter les phénomènes d'oxydation. Ce flux latéral de l'ordre de quelques m/s permet aussi d'évacuer les fumées et éjectas qui risquent, en autres, d'altérer le hublot d'où provient le faisceau laser. Ce flux, dirigé de la droite vers la gauche (Figure II. 1 b) permet également d'évacuer sur le bord de l'enceinte toutes les éjections métalliques émises lors de l'interaction laser-lit de poudre, afin d'éviter qu'elles ne contaminent le lit de poudre et/ou les pièces en cours de fabrication.

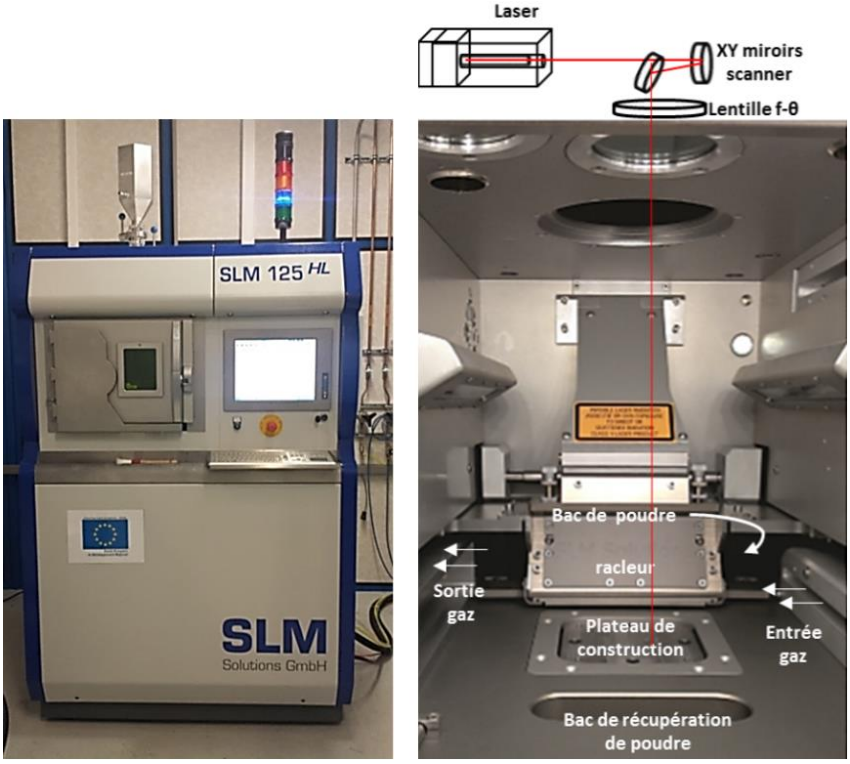


Figure II. 1: (a) Machine SLM Solutions GmbH (b) Intérieur de la chambre de fabrication.

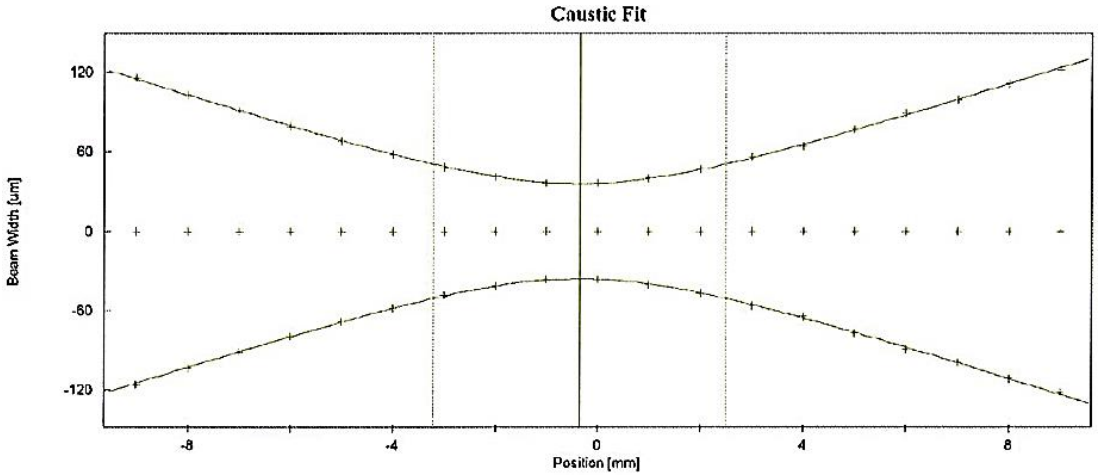


Figure II. 2 : Caustique du faisceau laser sur la machine SLM.

La fabrication de pièces sur machine se déroule en différentes étapes :

(1) **Préparation des fichiers numériques.** Sur les pièces simples (cubes en 316L) réalisées dans notre étude, les géométries des pièces sont directement dessinées dans le logiciel Magics de Materialise, puis positionnées sur le plateau de fabrication. Les supports sont alors générés automatiquement sous forme de grilles architecturées, à la fois fines et dentelées. On associe ensuite une gamme de paramétrie (puissance, vitesse, diamètre du laser, stratégie) à chacune des zones (contour ou remplissage) de toutes les pièces

créées. Après avoir indiqué l'épaisseur de couche, la pièce est tranchée numériquement (Slicing) et on peut visionner directement sur l'écran chaque couche avec la stratégie de balayage associée. Dans une dernière étape, le nouveau fichier créé (avec une extension .magics) est ensuite exporté sur la machine.

(2) **Préparation de la poudre** : La machine est chargée en poudre à partir du réservoir visible (Figure II. 1a) de la machine. Cette poudre est préalablement tamisée à 75 µm et étuvée plusieurs jours à 80°C. Lors d'un changement de matériau, tous les contenants machine (réservoir, conduits, enceinte…) sont entièrement nettoyés afin d'éviter les contaminations.

(3) **Préparation de la fabrication** : Le plateau est fraisé à chaque fabrication pour retirer tous les résidus des supports des essais précédents. Le réglage de la hauteur du plateau pour la première couche est fait manuellement. Pour l'ensemble de nos essais, le plateau a été préchauffé à 80°C afin de minimiser les contraintes résiduelles. Des taux d'oxygène inférieurs à 0,05 % ont été utilisés pour les essais. Le débit d'argon dans l'enceinte est régulé par une pompe et un circuit de filtrage-recirculation permet au bout de quelques dizaines de minutes d'atteindre des taux d'oxygène inférieurs à 0.01 % (100 ppm), avec une légère surpression dans la chambre de travail.

(4) **Fabrication** : la poudre est récupérée et étalée sur le plateau par le racleur. Ce racleur est constitué d'une bande en silicone non rigide et jetable. L'étalement de poudre se fait par la descente préalable du plateau d'une hauteur Δh, le trop plein de poudre étant évacué dans deux réservoirs situés de part et d'autre du plateau. En réalité, la machine étale une épaisseur de poudre supérieure à la hauteur de descente du plateau de poudre Δh, indiqué généralement en raison de la densification à la fusion qui augmente graduellement l'épaisseur à remplir. Ainsi, pour une compacité moyenne du lit de poudre de 50 %, cette hauteur de poudre va tendre vers 2.Δh avant de se stabiliser au bout de quelques couches (§ IV.1.1.3). Après lasage, un temps de refroidissement plus ou moins long entre chaque mise en couche peut être fixé. Le racleur revient alors à sa position initiale et ré-étale de la poudre. Les différentes opérations (étalement ou fusion laser) peuvent être suivies depuis le hublot frontal ou la caméra de contrôle.

(5) **Désolidarisation des pièces** : Une fois la fabrication terminée les pièces sont dépoudrées et le plateau peut être retiré de l'enceinte (Figure II. 3a). Les supports sont ensuite détachés du plateau, et les résidus de support éliminés ultérieurement par ré-usinage. Enfin, la poudre récupérée dans le réservoir peut être tamisée et réutilisée. Par contre, la poudre aspirée et mélangée à l'eau n'est pas recyclable et sera décantée, séchée et conditionnée en containers avant d'être remise à un organisme dédié.

Grâce à cette machine, différentes études ont été réalisées sur trois niveaux (Figure II. 3):

(1) à partir des pièces fabriquées (cubes de 10 mm de côté), une analyse du taux de porosité et de la géométrie des cordons en fonction des paramètres opératoires (P, V, D, épaisseur de couche).

(2) à partir d'une caméra rapide (2000 im/s) placée devant la fenêtre, une observation de l'interaction laser-poudre-bain liquide sur des mono-cordons.

(3) à partir de la collecte de particules dans la chambre de travail, une analyse des particules éjectées.

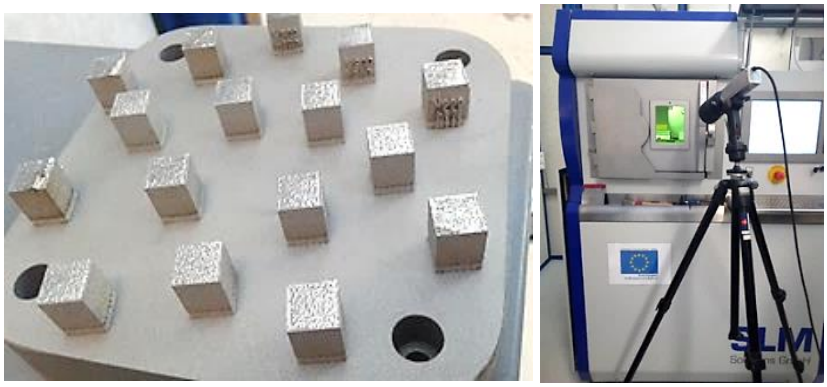


Figure II. 3 : Exemples de données récupérées à partir de la machine : (a) pièces SLM (cubes de 10 x 10 x 10 mm) (b) observation de l'interaction laser-lit de poudre à partir d'une caméra rapide située à l'extérieur de l'enceinte.

II.1.2 Banc instrumenté de SLM et diagnostics associés

Idéalement, pour comprendre l'interaction laser-poudre-bain liquide, il faudrait pouvoir instrumenter la machine SLM avec une caméra rapide et observer la dynamique d'un bain de fusion et son environnement immédiat, qui mesure seulement quelques centaines de microns. Concrètement, la dimension de la chambre de fabrication ne permet pas d'installer facilement une telle instrumentation. Pour cette raison, un banc instrumenté déporté a été mis en place afin d'observer le comportement du bain métallique dans des conditions proches de celles utilisées sur la machine SLM.

II.1.2.1 Descriptif du banc instrumenté

Ce banc est composé des éléments suivants (Figure II. 4) :

- **Un laser Trumpf** HL de 10kW (Yb-YAG) a été utilisé et transporté par une fibre optique de diamètre Do = 200 µm pour une longueur d'onde de 1030 nm. La tête optique est composée d'une lentille de collimation (f_c) de 200 mm de focale, et d'une lentille de focalisation (f) de 200 mm ou 100 mm de distance focale, entraînant un diamètre D au plan focal de 200 µm ou 100 µm, avec une distribution spatiale uniforme (top-hat). Pour mémoire, le diamètre laser au plan focal est calculé via la formule suivante dans laquelle le diamètre de sortie de la fibre optique est multiplié par le rapport des 2 focales (focalisation/collimation) qui constitue le facteur de grandissement.

$$D = \frac{f}{fc} \times Do \tag{26}$$

- **La protection gazeuse** lors de la fusion est assurée localement par une buse de soudage (diamètre 15 mm) qui envoie un flux d'argon (avec une vitesse fluide de l'ordre de 0.5 m/s) et qui est placée juste au niveau du lit de poudre. La méthode d'étalement du lit de poudre est expliquée au § II.1.2.3.

- **Une table de déplacement** linéaire Aerotech équipée d'un axe à grande vitesse (jusqu'à 1 m/s) sur laquelle est positionné l'échantillon (substrat et lit de poudre).
- **Des caméras rapides** Photron Fastcam équipées de capteurs CMOS, associées à différents systèmes d'éclairage (halogène, diode laser synchronisée avec la caméra via un système Cavilux) permettant de suivre l'hydrodynamique des zones fondues (angle d'observation de 60° par rapport à l'horizontale) ou les cinétiques d'éjections de métal liquide (caméra placée parallèlement au plan de fusion). Pour les résolutions utilisées sur les capteurs CMOS, des fréquences d'analyse comprises entre 4 kHz et 20 kHz ont été utilisées. Les positions précises des caméras seront détaillées dans ce qui suit pour les deux configurations de fusion lit de poudre (statique ou dynamique).

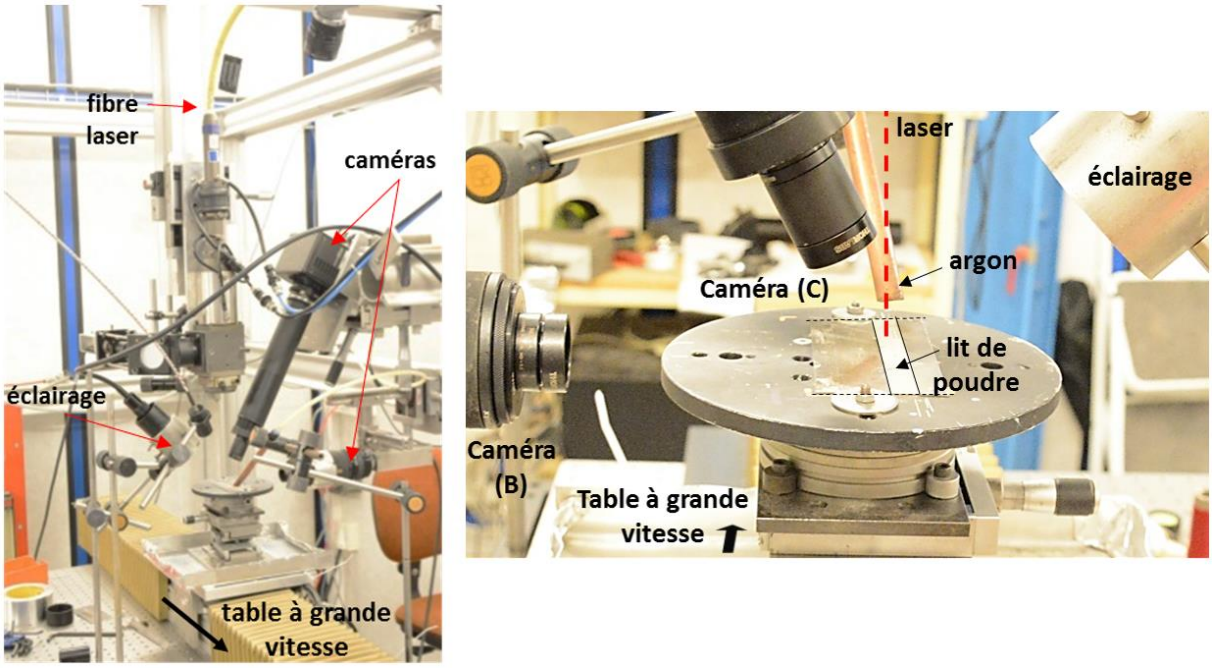


Figure II. 4 : Images du banc instrumenté (a) vue globale (b) détail de la zone d'analyse.

II.1.2.2 Différentes configurations d'analyse

II.1.2.2.1 Tirs en statique (A)

Une première approche a été d'observer l'interaction laser-poudre lors de tirs statiques (de durée contrôlée τ). Trois matériaux ont été utilisés (un acier inoxydable et deux alliages aluminium) pour différentes puissances (320 et 400 W) et sous atmosphère argon. La durée d'impulsion varie entre τ = 0.3 et 0.6 ms, en considérant que dans les conditions SLM, la durée d'impulsion est d'environ 0.1 ms (D/V). Une fine couche de poudre de l'ordre de Δh = 65 µm est étalée sur un substrat (poli au papier SiC 600) et placée sous le laser. Une caméra rapide Photron (16 000 im/s) est placée à 60° par rapport au plan du lit de poudre en vis-à-vis d'un éclairage halogène qui permet de faciliter la visualisation du bain et de son environnement durant l'interaction laser-poudre. Cette étude nous a permis de comparer qualitativement les différences de comportement entre l'aluminium et l'acier (§ III.5.2.6).

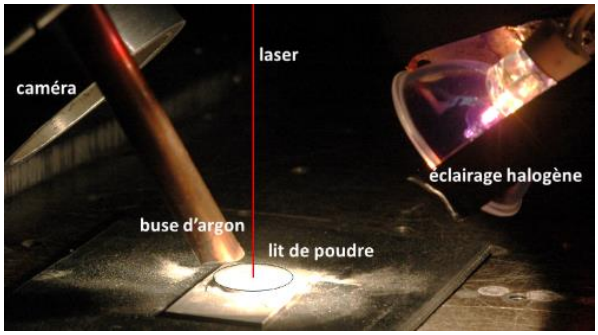


Figure II. 5 : Configuration utilisée pour les essais statiques.

II.1.2.2.2 Tirs en déplacement

Les tirs en déplacement sur banc instrumenté ont pour objectif l'analyse des lits de poudre fondus par laser dans des conditions représentatives de la SLM (faisceau laser de l'ordre de 0.1 - 0.2 mm, vitesses de scanning dans la gamme 0.3-1 m/s, lits de poudre de l'ordre de 50 µm de hauteur). Dans la configuration retenue, on met donc en œuvre essentiellement des mono-cordons (ou bi-cordons) de fusion laser grâce à une table de déplacement rapide, et on fait varier la paramétrie laser (essentiellement P, V) afin de bénéficier d'une base de données expérimentales originale qui n'existe pas actuellement dans la littérature associée.

Deux configurations ont été utilisées pour l'observation du bain liquide (Figure II. 6) : l'une vue de profil (vue à 0°) et l'autre à 60° par rapport à l'horizontale. La caméra (B) à 0° est destinée à l'analyse des éjectas et de la colonne de vapeur. La caméra (C) vue à 60° est destinée à l'analyse du bain liquide et de son environnement. Trois éclairages différents couplés à l'analyse vidéo ont été testés pour optimiser les films réalisés. Concrètement, la caméra est déclenchée de façon synchronisée le temps du tir soit le temps de la fabrication d'un cordon d'une dizaine de centimètre environ. Enfin, la buse de protection gazeuse en argon est située à l'arrière du bain liquide (Figure II. 7).

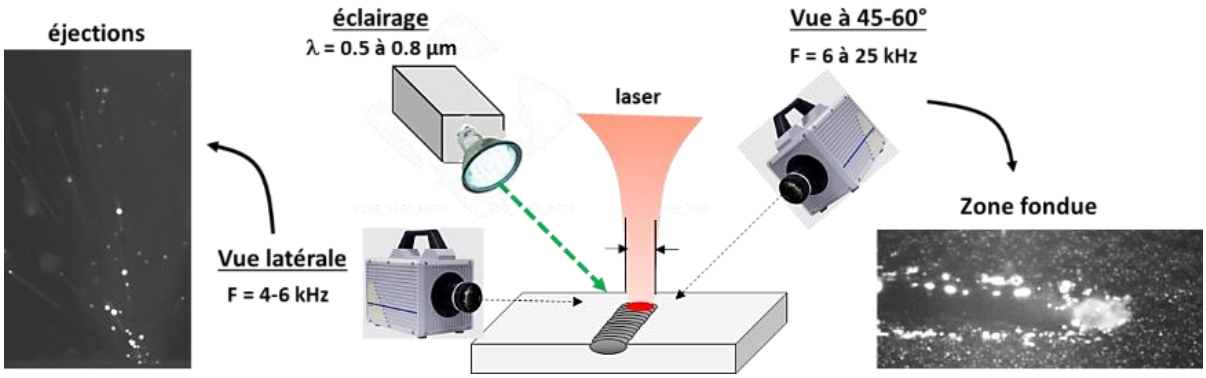


Figure II. 6 : Principe du banc instrumenté avec les deux configurations d'analyse (latérales pour étude des éjections et inclinée à 45-60° pour étude des ZF).

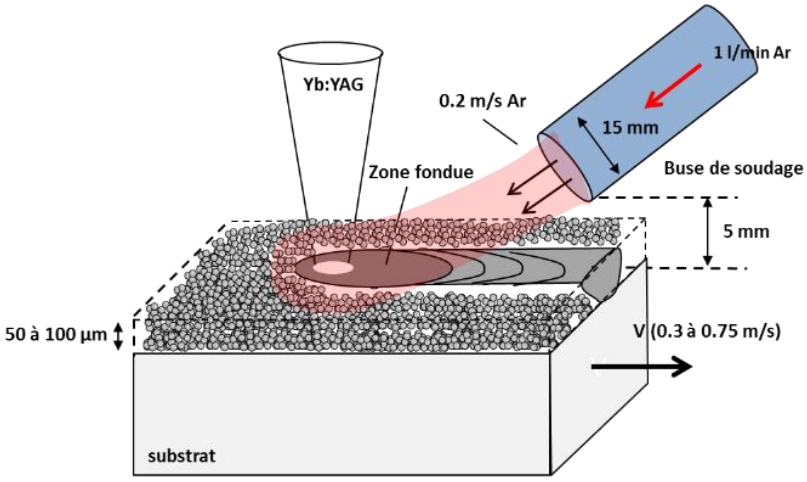


Figure II. 7 : Protection gazeuse de la zone fondue dans la configuration de tir en déplacement.

II.1.2.2.2.1 Etude de la dynamique d'éjection (B)

Pour l'étude des éjectas, aucun éclairage annexe n'est utilisé car seule la saturation en luminosité des particules fondues permet de les distinguer. La caméra située à 0° filme environ 10 mm en hauteur de la zone située au-dessus du bain (colonne de vapeur et éjectas). On observe alors des particules jusqu'à 30 µm de diamètre minimum (tailles des grains de poudre initiaux) et uniquement celles dont la température est suffisante pour qu'elles émettent du rayonnement dans le visible (particules fondues). Les films sont ensuite traités sur le logiciel d'analyse d'image Image J par : (1) binarisation des images (Figure II. 8Figure II. 7) pour dénombrer le nombre de particules et mesurer leur diamètre (2) sommation de plusieurs images en une seule pour visualiser la dynamique d'éjection (angles d'éjections ...). A partir de ces vidéos, réalisées à des fréquences d'acquisition de 4000 im/s, on peut également obtenir la vitesse des éjectas et leur trajectoire.

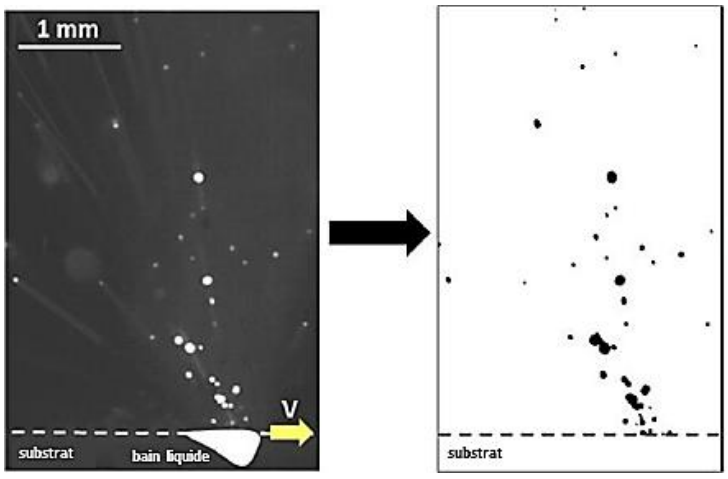


Figure II. 8 : Traitement sur Image J. Définition des zones saturées et génération d'une image binarisée à partir des vidéos d'éjectas.

II.1.2.2.2.2 Etude de la dynamique du bain liquide (C)

La deuxième caméra permet d'observer l'interaction entre le laser, le bain liquide et le lit de poudre sous un angle de 60°. Comme on cherche à obtenir un maximum d'informations sur la zone fondue et son environnement immédiat (champ d'analyse de 1-2 mm), la mise au point de cette caméra est bien plus complexe. Différentes configurations (objectif, caméra, éclairages, temps d'exposition, filtres) ont dû être testés pour obtenir à la fois : (1) une image nette de l'avant d'un bain liquide de l'ordre de 200 µm, (2) un bain liquide non saturé pour observer les fluctuations de la surface du bain, (3) une image nette de l'environnement poudre autour du bain liquide métallique.

Pour le choix du couple objectif-caméra, il faut donc trouver un compromis entre un grandissement suffisant (pour distinguer nettement le bain liquide) et une plage de netteté assez grande (pour distinguer les particules aux alentours du bain qui participent à la dynamique de dénudation et d'éjections).

Les fréquences d'analyse élevées (entre 8000 im/s et 20 000 im/s), combinées à la taille réduite des zones étudiées, imposent une optimisation des conditions d'éclairage externe, que ce soit via le type de lumière utilisée ou son angle d'incidence. Trois éclairages ont été testés : initialement un éclairage par lampe halogène, suivi d'un éclairage par diode pulsée (Oxford Lasers, 816 nm) et finalement un éclairage par laser vert pulsé (Quantronix, 532 nm, durée d'impulsion 150 ns).

- (C1) L'éclairage par lampe halogène utilisé aussi pour les tirs en statique permet de visualiser nettement chaque grain de poudre (Figure II. 9) mais l'avant du bain liquide reste très saturé même en rajoutant des densités optiques devant la caméra.

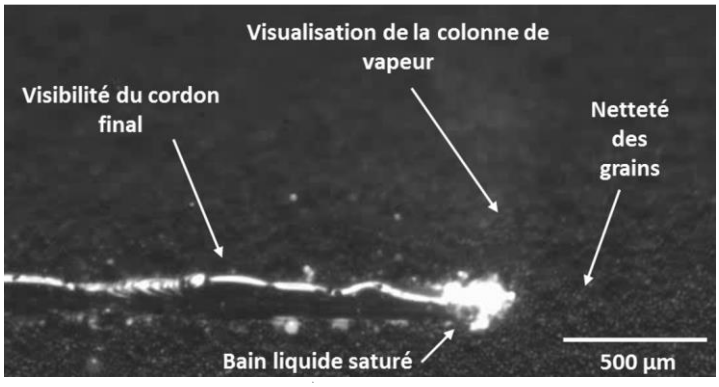


Figure II. 9 : Exemple d'image caméra par éclairage halogène (C1).

Pour les deux éclairages pulsés (Oxford Lasers et Quantronix) : L'utilisation de filtres interférentiels (816±40 nm et 532±30 nm) et un filtre passe-bas (950 nm) permet de s'affranchir des reflets parasites et des sur-intensités lumineuses sur le bain liquide en se concentrant sur des bandes spectrales bien définies (Figure II. 10).

- (C2) L'éclairage par diode pulsée (Oxford Lasers, 816 nm) avec des impulsions de 0.72 µs a été synchronisé à la caméra. Les grains ainsi que leur mouvement sont bien distincts et le bain liquide est nettement plus visible et moins saturé comparé à l'éclairage halogène (Figure II. 11).

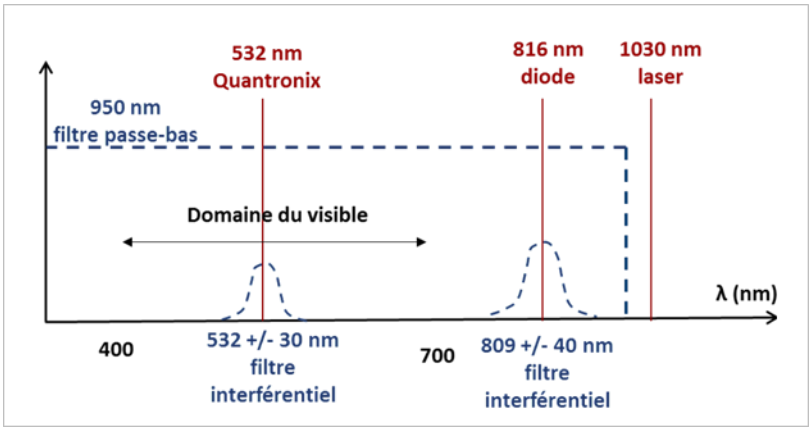


Figure II. 10 : Schéma des filtres utilisés.

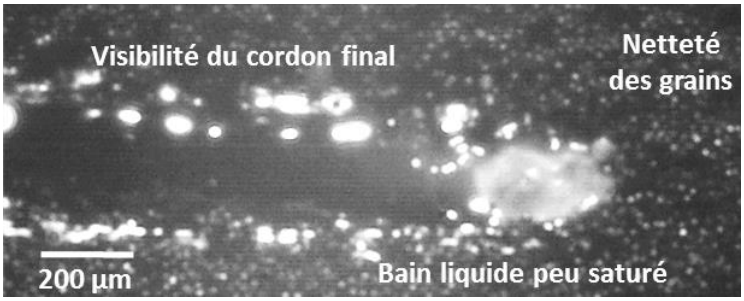


Figure II. 11 : Exemple d'image caméra obtenue avec éclairage diode (C2).

- (C3) L'éclairage par laser vert (Quantronix, 532 nm) avec des impulsions de 0.15 µs a été synchronisé à la caméra. Avec ce nouvel éclairage et objectif-caméra (Figure II. 12), le bain liquide et les grains ne sont pas saturés mais la plage de netteté est très réduite, en particulier au niveau des grains de poudre qui présentent des *speckles*. Par ailleurs, les fréquences utilisables dans des conditions d'acquisition synchronisées caméra/Quantronix sont limitées à 6400 im/s.

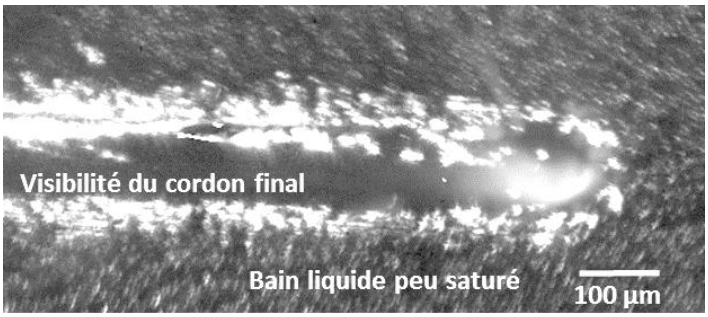


Figure II. 12 : Exemple d'image caméra par éclairage par laser vert (Quantronix) (C3).

Pour les différents objectifs et capteurs CMOS des caméras utilisées, des résolutions spatiales de l'ordre de 5 µm/pixel ont été utilisées (Tableau II. 1). Un nouvel objectif-caméra plus puissant a été utilisé avec la diminution de la focale. Lors du changement d'éclairage laser vert (C3), la taille de spot laser a été diminuée pour se rapprocher davantage des conditions SLM (passant de 200 µm à 100 µm). Une distance

de focalisation plus courte (100 mm) a alors été utilisée. Le laser étant plus proche de l'échantillon, l'instrumentation (caméra, éclairage, buse gaz) devient plus complexe dans un espace aussi restreint (Figure II. 13).

Finalement, la configuration diode Oxford Lasers (C2) considérée comme la plus performante sera donc la plus utilisée par la suite, avec essentiellement des fréquences d'acquisition de 12500 im/s, suffisantes pour capturer la dynamique du procédé de fusion sélective.

Nature des tirs	Tirs en déplacement (étude éjectas) B	Tir statique A	Tirs en déplacement C1	Tirs en déplacement C2	Tirs en déplacement C3
Résolution spatiale	12 µm/pixel	1.5 µm/pixel	5 µm/pixel	5 µm/pixel	2.5 µm/pixel (changement objectif)
Fréquence d'acquisition	4000 im/s	16000 im/s	12500 im/s	12500 im/s	6 400 im/s => Limité en fréquence 50kHz
Eclairage	Sans éclairage	Halogène		Diode pulsée λ = 0.816 µm	Laser vert λ = 0.532 µm
Netteté bain liquide	+	Saturé		++	+
Netteté poudres environnantes	-	++		+	+

Tableau II. 1: Récapitulatif des différentes configurations choisies.

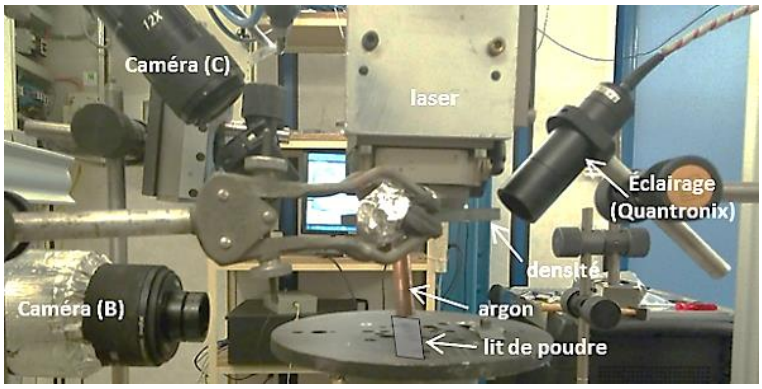


Figure II. 13 : Montage avec une nouvelle focale (100 µm) et l'éclairage par laser vert (Quantronix).

II.1.2.3 Méthode d'étalement de la poudre sur un substrat et validation

Pour étaler un lit de poudre d'épaisseur constante et reproductible, proche de celles utilisées sur machine SLM (30 µm), plusieurs méthodes ont été testées :

(1) Système de bridage : un substrat mince (d'épaisseur 0.6 mm) est plaqué verticalement contre le montage. On utilise un clinquant (lamelle) d'une épaisseur donnée (par exemple de 50 µm) pour caler en hauteur le substrat et assurer une épaisseur de poudre maîtrisée (50 µm) lors de l'étalement de la

poudre. On effectue alors des fusions laser sur ce bord de substrat (Figure II. 14). Cette configuration s'apparente à un tir SLM sur un mur de 0.6 mm de large en cours de construction.

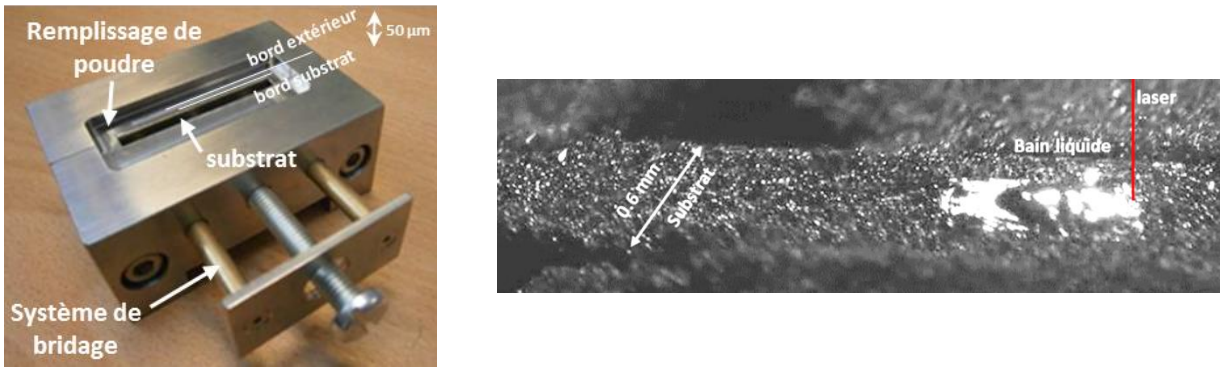


Figure II. 14 : (a) Système de bridage (b) Image caméra sur ce système.

(2) Système avec piston : une table micrométrique permet d'ajuster un piston à une hauteur variable et permet d'obtenir ainsi un lit de poudre de 30 µm, par exemple (Figure II. 15).

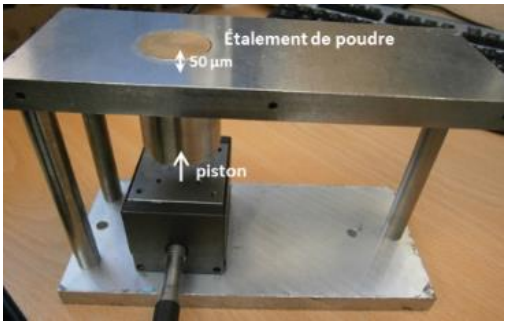


Figure II. 15 : Système du piston.

Finalement la méthode d'étalement de poudre qui s'est avérée la plus simple et la moins encombrante (au niveau du banc instrumenté) est la suivante: on utilise deux bandes de scotch adhésif d'environ 45 µm de hauteur étalées sur un substrat (Figure II. 7) et espacées de 20 mm. On y étale alors de la poudre grâce à une lame de rasoir posée sur les deux scotches. Il en résulte une épaisseur de poudre de l'ordre de 65 µm, supérieure à celle du scotch de référence.

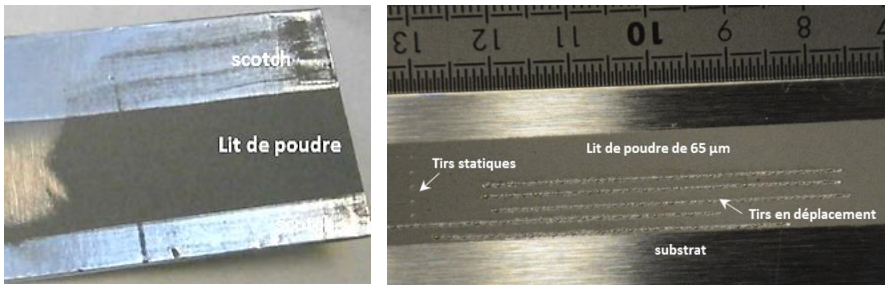


Figure II. 16 : (a) Méthode d'étalement de la poudre (b) exemple de lit de poudre étalé avec du scotch en aluminium (c) état du lit de poudre après plusieurs tirs.

Pour vérifier si cette méthode d'étalement est reproductible et si le lit de poudre est uniforme, des mesures ont été réalisées par profilomètre optique (Alicona) sur trois zones d'un même lit de poudre et sur des lits de poudre différents. Les résultats montrent que la valeur moyenne des hauteurs de poudre est de 65 µm avec des fluctuations de +/- 20 µm correspondant à la hauteur unitaire moyenne d'un grain. Le lit de poudre est uniforme sur toute la surface étalée sauf à proximité des bords de scotch surélevés. Tous les essais de fusion lit de poudre ont été réalisés sur des substrats de 1 mm d'épaisseur facilitant le bridage. En mono-cordon, on ne remarque pas de déformation de la plaque après fabrication et des essais sur substrat plus épais (4 mm) ne montrent pas de différences de dimensions des mono-cordons.

II.1.3 Comparaison entre les deux approches

Les essais réalisés sur le banc instrumenté avaient pour objectif principal de reproduire les conditions de fusion sélective mono-cordon mises en œuvre sur machine SLM. Le Tableau II. 2 récapitule les différences entre banc et machine. Les seules différences notables par rapport aux cordons réalisés sur la machine SLM viennent :

- Des distances focales utilisées (420 mm sur la machine, 100 mm ou 200 mm sur le banc).
- De la distribution spatiale de puissance laser sur la zone d'éclairement (Gaussienne sur machine SLM, uniforme ou top-hat sur le banc instrumenté)
- Du déplacement relatif laser/lit de poudre. Sur la machine SLM, une tête scanner déplace le faisceau laser sur un lit de poudre statique. Sur le banc instrumenté, le laser est fixe, et le lit de poudre solidaire de la table de déplacement, se déplace à vitesse V sous le laser.
- De la protection gazeuse (globale sur la machine, avec des % O_2 < 300 ppm), et locale sur le banc via une buse de soudage avec des % O_2 proches de 1000 ppm (0.1 %) pour un flux d'argon de 0.5 m/s
- La compacité du lit de poudre en SLM est autour de 40-50 % de solide étalé par un racleur, sur le banc elle est plus faible (≈ 30-40 %) après étalement par une lame de rasoir.

Banc instrumenté	Machine SLM
100-200 µm Top-hat	70-95 µm Gaussien
Epaisseur de poudre : 50-100 µm Compaction du lit : 30-40 %	Epaisseur de poudre : 30-100 µm Compaction du lit : 40-50 %
Argon (locale) % O_2 ≈ 1000 ppm	Argon (homogène) % O_2 < 300 ppm
Déplacement du lit de poudre	Déplacement du faisceau laser
150-1500 W 300 -750 mm/s	150-400 W 150 -1600 mm/s
Acier inoxydable : 316 L Alliage aluminium : 5086 et 4047	Acier inoxydable : 316 L Alliage aluminium : 5086
Mono-cordon	Cube 10x10x10 mm^3 Mono-cordon
Dynamique de la zone fondue (vidéo) Dimensions Ejection Dénudation	Dynamique de la zone fondue (vidéo) Dimensions Porosité Rugosité

Tableau II. 2 : Récapitulatif des paramètres et domaines d'étude entre ces deux approches.

Dans la suite, afin de comparer les deux approches - machine ou banc - pour des conditions d'éclairements différents (P, V, D), une densité d'énergie volumique a été utilisée. On définit cette densité d'énergie VED (en J/mm^3) par :

$$\mathrm{VED} = \frac{\mathrm{P}}{\mathrm{V.S}} \qquad (27)$$

$$\text{soit } \mathrm{VED} = \frac{4.\mathrm{P}}{\pi.\mathrm{V}.\mathrm{D}^2}$$

Avec P la puissance (W), V la vitesse (mm/s), S la surface du spot laser (mm^2), et D le diamètre du spot au point focal (mm).

II.2 Moyens d'analyse des matériaux élaborés par SLM

II.2.1 Granulométrie laser

L'analyse de la distribution de la taille des particules est réalisée à l'aide d'un granulomètre CILAS 920L voie liquide (Figure II. 17) qui utilise le principe de diffraction et de diffusion d'un faisceau laser frappant une particule (sphérique et dans la gamme 0.03-400 µm). La voie humide permet de caractériser des dispersions ou des matières solides en suspension, la concentration de la solution ne devant pas être trop importante (dans notre cas, obscuration proche de 15 %). Chaque particule diffracte la lumière selon un angle qui est fonction de sa taille. La lumière diffractée est recueillie par un détecteur multi-éléments. L'image de diffraction obtenue est transformée en utilisant un modèle optique ici la théorie de Fraunhofer qui s'applique aux particules qui ont un diamètre supérieur à la longueur d'onde (λ_1 = 635 nm, λ_2 = 830 nm).

Figure II. 17 : Granulomètre CILAS 920L (voie liquide).

II.2.2 Profilométrie 3D

Les rugosités des pièces SLM et les dimensions de cordon ont été caractérisées grâce à un profilomètre VEECO Dektak 150 à contact (Figure II. 18a) en réalisant des scannings avec un stylet de

2.5 µm de rayon de courbure, et des forces comprises entre 1 et 3 mg. La reproduction de scans 2D décalés d'une longueur Δy de l'ordre de 10 à 30 µm permet de reconstituer un profil 3D de la surface. Pour le cas des pièces SLM, toutes les analyses ont été réalisées sur la surface de construction et avec un axe principal de scanning perpendiculaire à la dernière stratégie de balayage.

Les analyses morphologiques des lits de poudre avant ou après fusion ont été réalisées grâce à un profilomètre optique 3D Alicona Infinite FocusSL (Figure II. 18b) qui permet de réaliser des mesures sans perturber le lit de poudre avec une résolution verticale de 45 nm (Figure II. 18c-d). Il utilise la technique de variation de focalisation pour générer un profil 3D des surfaces avec un faisceau de lumière blanche.

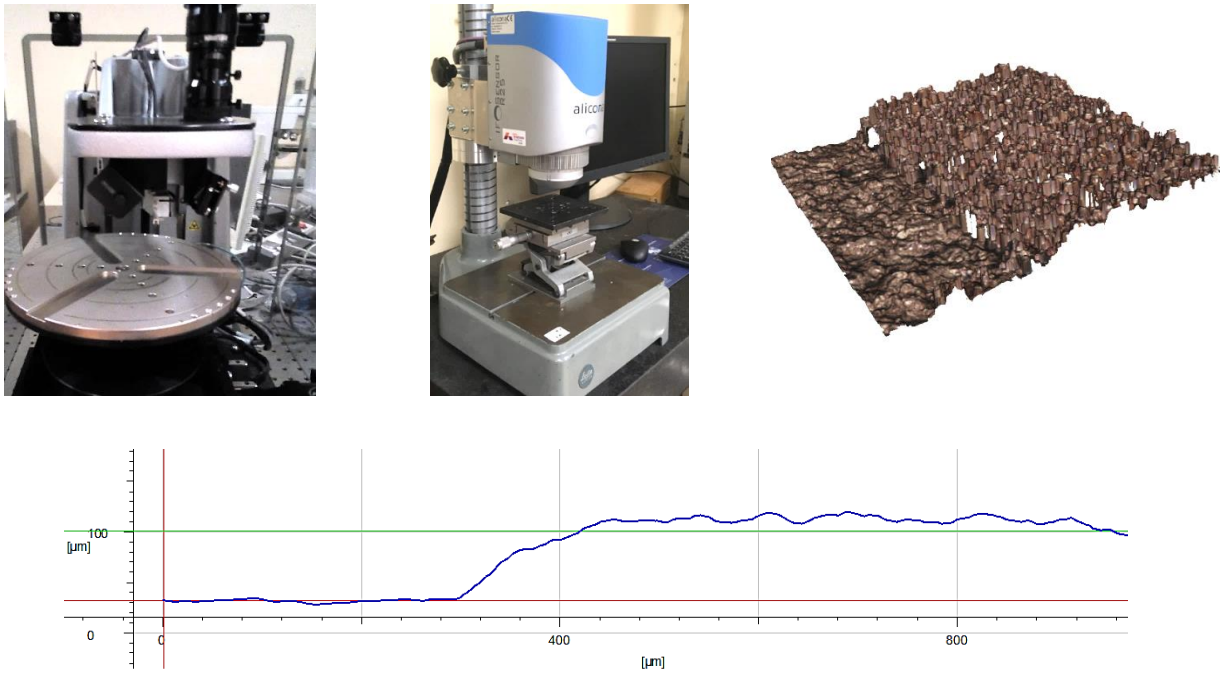


Figure II. 18 : (a) Profilomètre mécanique VEECO Dektak Stylus 150 (b) Profilomètre optique 3D Alicona Infinite FocusSL (c) Résultats obtenus par Alicona d'un lit de poudre de 100 µm (d) Profil 1D correspondant.

II.2.3 Préparation métallographique et analyse microscopique

La découpe des échantillons est réalisée à l'aide d'une tronçonneuse Struers DISCOTOM-6. L'échantillon est enrobé à chaud dans une résine acrylique transparente avec une enrobeuse PRESI Mecapress 3. Sur chaque enrobage de 40 mm de diamètre sont positionnées différentes coupes transverses des échantillons (mono-cordons ou cubes). Le polissage est réalisé sur une machine Struers selon le protocole décrit Tableau II. 3. Deux solutions ont été utilisées pour l'attaque chimique: pour le 316L, un réactif à l'eau régale (2 volumes d'HCl pour 1 volume HNO_3, 20 secondes) et pour les alliages aluminium le réactif Flick (4 ml HF à 40%, 8 ml HCl, 88 ml H_2O, 5 secondes). Les analyses en microscopie électronique à balayage (MEB) ont été réalisées sur un appareil Hitachi 4800 II (Figure II. 19) avec un canon à émission de champ (FEG), pour des facteurs de grandissement compris entre 50 et 300 000. Les analyses MEB ont permis d'étudier la morphologie des cordons et la forme des poudres. Une canne EDS (résolution 1 µm) a également permis d'analyser la composition chimique de la poudre.

Grade/type abrasif	Granulométrie (µm)	Temps de polissage
220 (Diamond)	68	2 min
1200 (Diamond)	15	2 min
4000 (Diamond)	5	3 min
MD-Largo	9-3	4 min
MD-Dac	6-3	4 min
MD-Nap	<1	3 min
OPS (SiO_2)	0.03	2 min

Tableau II. 3 : Différentes étapes de polissage.

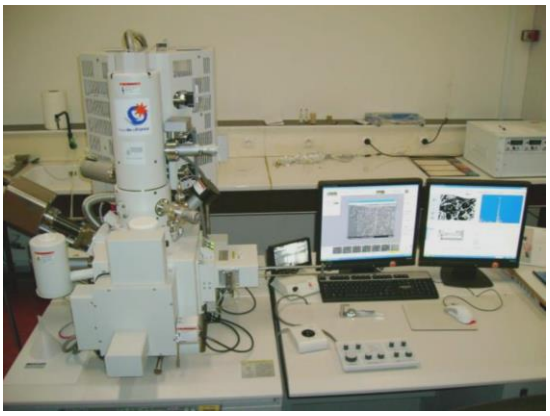


Figure II. 19 : MEB Hitachi 4800 II.

II.3 Matériaux et poudres utilisés

II.3.1 L'acier 316L

L'acier inoxydable, et en particulier l'acier austénitique 316L, est l'un des matériaux les plus utilisés après le titane en fabrication additive. C'est pourquoi nous l'avons choisi pour toute notre étude comme matériau de référence. Le Tableau II. 4 rappelle sa composition chimique. La poudre utilisée pour le banc est une poudre légèrement différente de celle utilisée sur la machine SLM Solution (*les essais sur banc ont débuté avant l'arrivée de la machine SLM*), la composition chimique restant la même dans les deux cas.

Fe	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	N
balance	0.01	0.53	1.12	0.03	0.013	16.61	10.18	2.15	0.08

Tableau II. 4 : Composition chimique du 316 L (% massique).

Poudre utilisée sur le banc instrumenté (TLS Technik) : sa distribution granulométrique est détaillée Figure II. 20: 10% des particules ont un diamètre inférieur à 22 µm, 50 % à 36 µm et 90 % à 60 µm. Le diamètre moyen est de 39 µm. L'image MEB des poudres montre des particules très sphériques avec très peu de satellites.

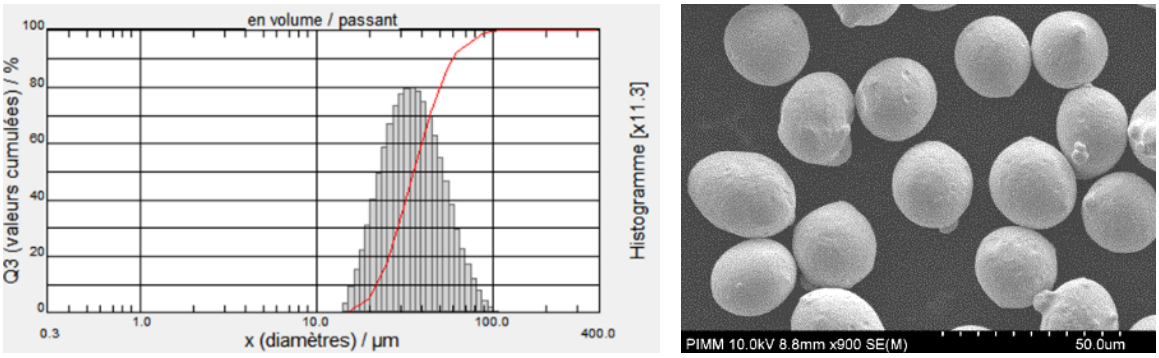


Figure II. 20 : Poudre de 316 L utilisée sur le banc (a) Distribution granulométrique (b) Image MEB.

Poudre utilisée sur la machine SLM (SLM Solution) : sa distribution granulométrique est détaillée Figure II. 21 : 10% des particules ont un diamètre inférieur à 23 µm, 50% à 38 µm et 90% à 63 µm. Le diamètre moyen est de 42 µm. L'image MEB des poudres montre des particules plus irrégulières. Cette poudre, bien que préconisée par SLM Solutions contient plus de satellites et la surface des poudres n'est pas aussi lisse.

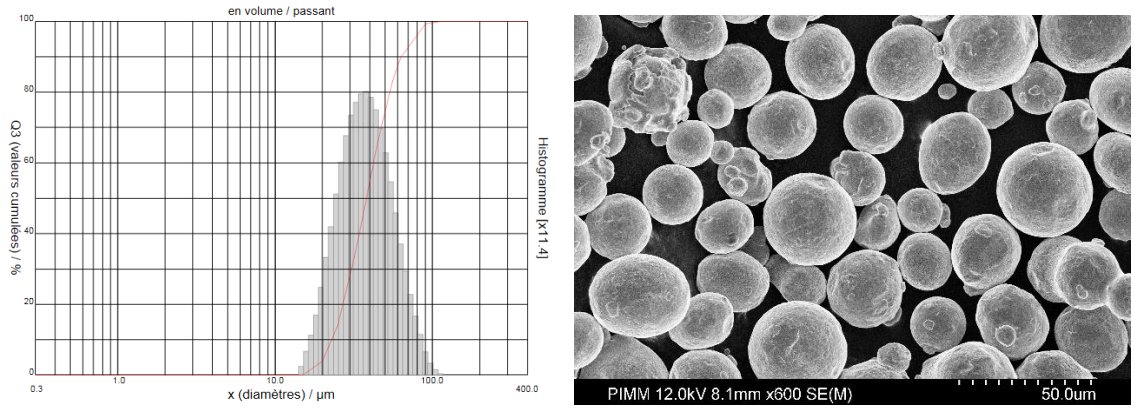


Figure II. 21 : Poudre acier inoxydable 316 L utilisé sur la machine SLM (a) Distribution granulométrique (b) Image MEB.

II.3.2 Les alliages d'aluminium

Les nuances qui peuvent être mises en œuvre par fabrication additive sont actuellement limitées. Les alliages d'aluminium font partie des matériaux réputés difficiles à fondre et densifier en SLM en raison de leur réflectivité élevée combinée à leur grande conductivité thermique. On se propose d'étudier deux alliages en aluminium Al5086 et Al4047. L'objectif est de comparer avec l'acier inoxydable pour

comprendre l'influence des propriétés physiques matériaux qui agissent sur la fusion SLM. La composition des matériaux utilisés est présentée dans le Tableau II. 5, leur distribution granulométrique et images MEB Figure II. 22 et Figure II. 23. L'Al5086 est utilisé notamment dans les constructions navales, il contient des éléments volatils Mn et Mg. L'un des matériaux (Al4047) est un alliage de fonderie à 12 % Si largement utilisé pour des pièces de moteur automobile et censé présenter une bonne coulabilité. Les distributions granulométriques des deux alliages sont différentes de celles des poudres en 316L (Figure II. 5) mais l'objectif ici est d'observer la différence entre le comportement d'un bain liquide ayant des propriétés thermo-physiques différentes.

Eléments d'alliage	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
Al5086	Balance	0.4	0.5	0.1	0.7	4.5	0.25	0.25	0.15
Al4047	Balance	12		0.6	0.3	0.15	0.1	-	0.2

Tableau II. 5 : Composition chimique des différents alliages aluminium (% massique).

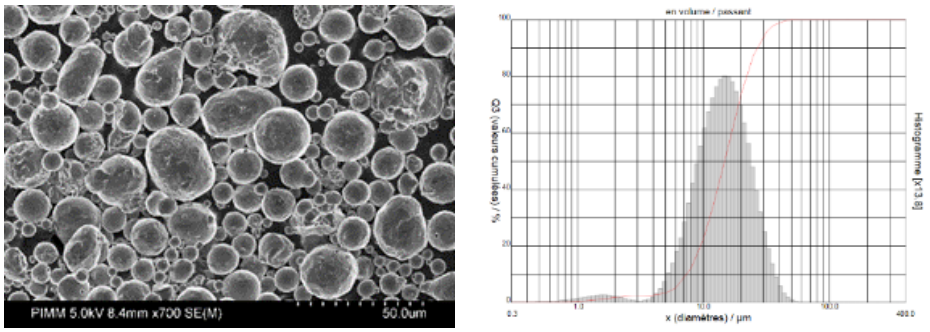


Figure II. 22 : Images MEB de la poudre en Al5086 et sa distribution granulométrique.

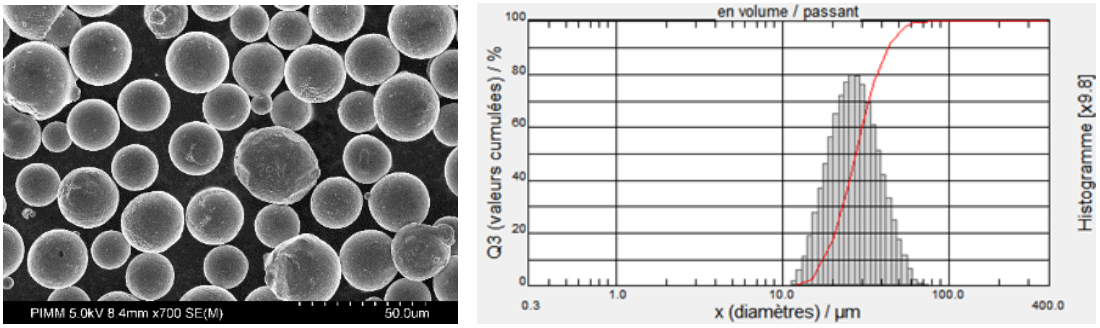


Figure II. 23 : Images MEB de la poudre en Al4047 et sa distribution granulométrique.

	Diamètre à 10%	Diamètre à 50%	Diamètre à 90%	Diamètre moyen
Al5086	7	15	27	16
Al4047	17	27	43	30

Tableau II. 6: Récapitulatif des différences de distribution granulométrique.

Pour des raisons de sécurité sur la machine SLM (forte réactivité de l'aluminium à l'O_2 et risques d'inflammation des filtres lors de leur changement), les essais sur alliages d'aluminium ont été volontairement restreints à des mono-cordons, que ce soit sur banc ou sur la machine SLM. Les conditions de densification des alliages d'aluminium ne seront donc pas étudiées.

II.3.3 Mesure de réflectivité par sphère intégrante

La nature des matériaux considérés et la rugosité apparente des surfaces des lits de poudre jouent un rôle sur le coefficient d'absorption du laser, tout comme la transition d'état (solide-liquide). La sphère intégrante d'Ulbricht permet d'accéder à l'évolution de la réflectivité R au cours du temps.

Au cours de l'interaction laser-lit de poudre, une partie du rayonnement laser est perdue par réflexion (R) et le reste de la lumière laser est absorbée (A) par la couche de poudre. Afin de mesurer la réflectivité R, une sphère d'Ulbricht est utilisée (Figure II. 24). Les parois de la sphère sont recouvertes de $BaSO_4$, matériau réfléchissant (95%) et diffusant à la longueur d'onde du laser. Afin d'éviter les réflexions directes sur le capteur de la photodiode, un cache est disposé devant pour ne mesurer que l'intensité moyenne (intégrée) dans la sphère. Au cours des expérimentations, la sphère est remplie d'argon et maintenue en surpression; cette couverture gazeuse limite les contacts avec l'oxygène, mais ne nous permet pas de descendre sous les 5000 ppm d'O_2.

Un substrat recouvert d'une couche de lit de poudre de 90 µm d'épaisseur est introduit à l'intérieur de la sphère. Une irradiation laser (de diamètre de 200 µm et de puissance 360 W) est alors appliquée sur le lit de poudre pendant un temps t_0 de 10 ms. Un signal de tension U(t) est enregistré dont l'amplitude est proportionnelle à l'intensité lumineuse captée par la photodiode.

La réflectivité est obtenue en considérant le rapport entre l'amplitude de la tension enregistrée sur le lit de poudre U(t) et la tension de référence $U_{étalon}$ (t) (obtenue avec l'échantillon dans la sphère mais hors de la zone de lasage (Figure II. 25a)) et moyenné pour limiter les effets de démultiplication du bruit. Des essais de reproductibilité (différence de 0.2) permettent de valider nos résultats (Figure II. 25b). La Figure II. 26 montre le signal de photodiode étalon en présence du porte échantillon dans la sphère. La Figure II. 27 (316L) et Figure II. 28 (Al5086) montrent l'évolution de la tension $U_{étalon}$ (t) pendant la fusion statique.

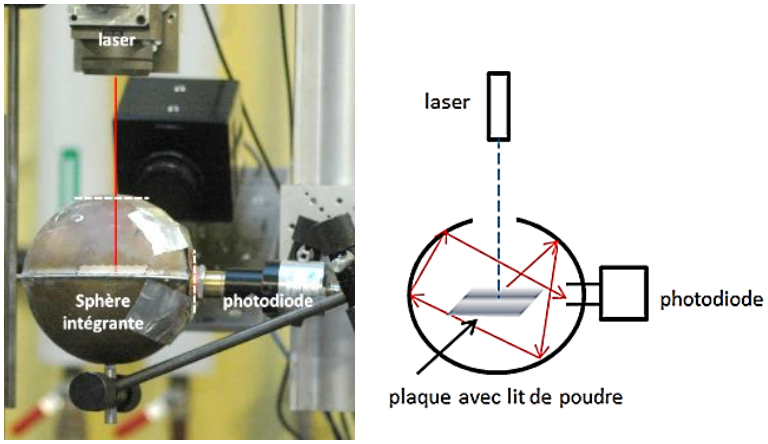


Figure II. 24 : (a) Montage et (b) schéma de la sphère intégrante.

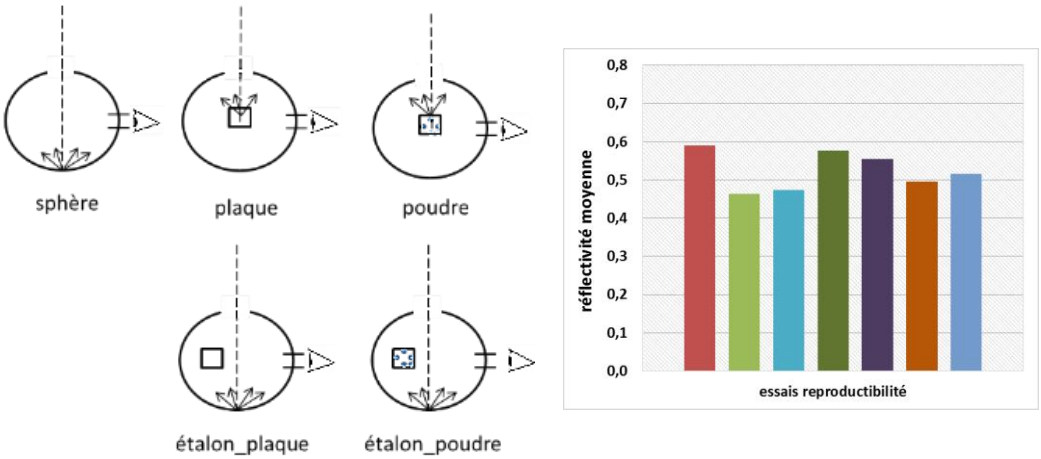


Figure II. 25 : (a) Configurations utilisées pour obtenir R (b) Reproductibilité des essais sur lit de poudre Al5086.

Cette tension étalon U_{etalon} (t) traduit directement le profil temporel de l'impulsion laser : le signal obtenu présente une sur-intensité initiale et un bruit important (+/-15 %). Les mesures de réflectivité ne sont donc possibles que sur la partie stabilisée de la courbe ; soit pour des temps supérieurs à 300 µs sur la Figure II. 26. Sur 316L, on retrouve le même bruit de ± 15% et la réflectivité atteint R ≈ 0.3 ± 0.05 pour la plaque et le lit de poudre. Le Tableau II. 7 reprend les différentes valeurs expérimentales et les compare avec des mesures équivalentes obtenues par Trapp (2017). Sur l'acier 316L, pour l'éclairement laser utilisé (I_{inc}=1.1 MW.cm^{-2}, t_0 = 10ms), il est probable que la réflectivité mesurée (R^{316L} ≈ 0,3±0,05) soit diminuée par un effet de piégeage géométrique (type keyhole) et par des phénomènes de multi-réflexion. Le matériau testé est donc à l'état liquide avec capillaire de vapeur. A titre de comparaison, un modèle thermique 1D donne des temps de fusion et vaporisation proches de 10 µs sur acier et 100 µs sur aluminium dans les mêmes conditions d'éclairement.

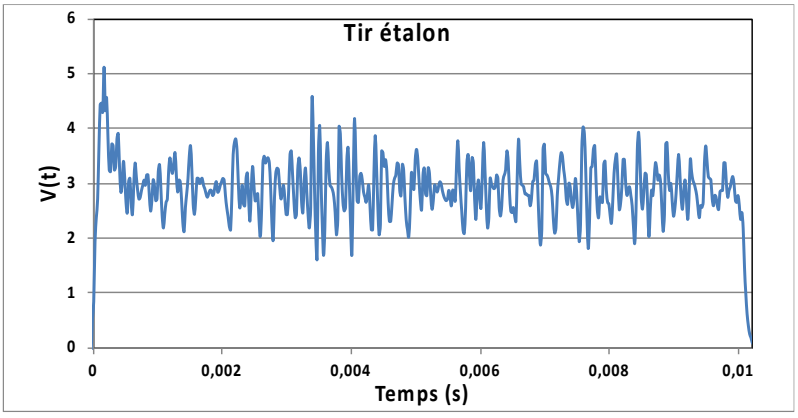


Figure II. 26 : Signal étalon U(t) de l'impulsion laser d'une durée de 10 ms, mesuré sur la photodiode de la sphère intégrante.

Pour l'alliage Al5086, sur l'ensemble des 10 mesures réalisées, le lit de poudre est moins réfléchissant que la plaque nue : R^{Al}_{plaque}≈ 0,7 ± 0.1 et $R^{Al}_{lit\ de\ poudre}$≈ 0.5±0.1. Cette valeur de R^{Al}_{plaque} assez élevée est

également explicable par un effet de piégeage géométrique. Par contre, comme pour le 316L, la valeur $R_{lit\ de\ poudre}$ devrait être similaire à R_{plaque}. Le conditionnement des poudres utilisées et le taux de couverture gazeuse pourraient alors par la formation d'oxyde en surface diminuer artificiellement la réflectivité du matériau. En conclusion, ces mesures montrent que les coefficients de réflectivité sont plus élevés que les coefficients attendus pour des matériaux à température de fusion.

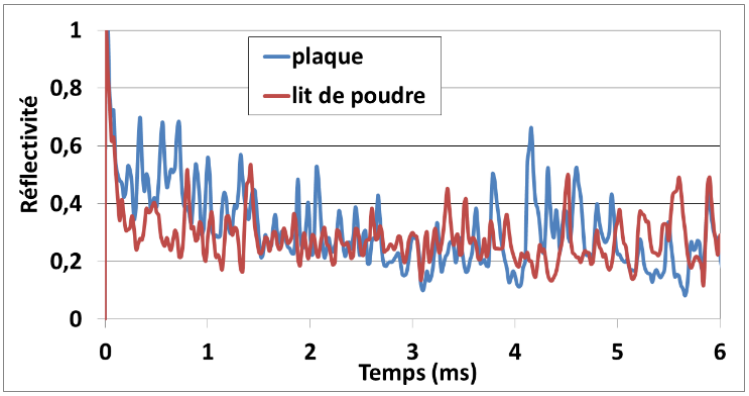


Figure II. 27 : Résultat de réflectivité sur lit de poudre en fonction du temps pour l'acier 316L.

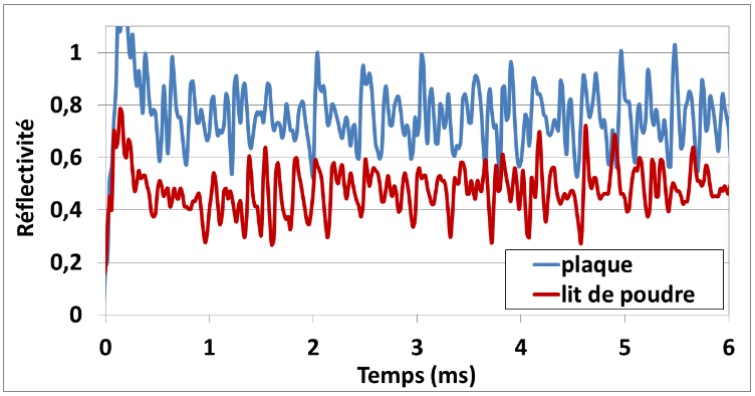


Figure II. 28 : Résultat de réflectivité sur lit de poudre en fonction du temps pour l'alliage Al5086.

Etat	solide (substrat)	poudre	bain liquide	solide (substrat)	poudre	bain liquide
Absorptivité (tirs en statique)	316L			Al5086		
	-	-	0.7	-	-	0.3-0.5
Résultats Trapp (2017) - Absorptivité (tirs en déplacement)	316L			A1100		
	0.3-0.35	0.35-0.55	0.68 keyhole	-	0.15	0.5

Tableau II. 7 : Absorptivité (soit 1-R) en fonction du matériau et de l'état de la matière.

CHAPITRE III : ETUDE PHYSIQUE DE LA FUSION LASER D'UN LIT DE POUDRE ET FABRICATION DE MONO-CORDONS

Une pièce élaborée par SLM est constituée de plusieurs centaines de mètres de cordons de soudure. Pour fixer les ordres de grandeurs, 1 cm^3 de matière pleine contient environ 500 m de cordons linéaires. En première approche, maitriser le procédé SLM revient donc à optimiser la fusion d'un lit de poudre au niveau d'un mono-cordon. C'est pourquoi dans cette partie, on cherchera à étudier les phénomènes intervenant lors de la fusion d'un mono-cordon à partir d'une caméra rapide et à quantifier l'effet des principaux paramètres du procédé (puissance laser, vitesse de balayage, hauteur de poudre, diamètre de faisceau) sur les phénomènes en question, pour deux matériaux distincts (un acier inoxydable 316L et deux alliages d'aluminium (4047, 5086)). L'objectif général visé est une meilleure compréhension des conditions de formation de différentes instabilités (éjections de métal fondu, fluctuations de largeur de cordons ...) permettant de contribuer à une amélioration du procédé SLM.

Les études récentes menées par (Matthews, 2016) et (Khairallah, 2016) au Laboratoire Lawrence Livermore (USA) ont fourni différentes explications intéressantes sur la physique locale du procédé de SLM. Notre approche a été menée chronologiquement en parallèle de ces travaux, et se situe dans leur continuité, en utilisant la vidéo rapide comme outil principal. Parmi les points différenciant, plusieurs angles de vision ont été utilisés dans notre étude, ce qui permet d'avoir une vue globale de la zone d'interaction alors que les études du Laboratoire Lawrence Livermore utilisaient essentiellement une vision coaxiale.

Ce chapitre se découpe en 4 parties : (1) l'étude par vidéo rapide de la fusion SLM, (2) l'étude des morphologies des cordons, (3) l'étude des éjections et du jet de vapeur à la sortie du capillaire et (4) l'influence de la nature du matériau, à travers les essais réalisés sur aluminium.

III.1 Etude par vidéo rapide de la fusion SLM

III.1.1 Premières observations

Les essais de vidéo rapide ont été réalisés sur un banc instrumenté avec un fort facteur de grandissement, dans le but de visionner sur une petite fenêtre d'analyse (de l'ordre de 1 mm de largeur) les processus physiques mis en jeu lors de l'interaction laser - bain liquide - poudre environnante. Ce montage, et les

choix expérimentaux associés (bande spectrale utilisée) permettant de limiter les phénomènes d'éblouissement, sont détaillés dans le § II.1.2.2.2. Pour rappel, les conditions expérimentales de chaque essai sont précisées avec le formalisme suivant : P320_V540_D200_E60_C1 qui signifie une puissance laser de 320 W, une vitesse de balayage de 540 mm/s, un diamètre de faisceau laser de 200 µm sur la surface du lit de poudre, une épaisseur de poudre de 60 µm et la configuration d'éclairage n°1. La densité d'énergie VED (Volume Energy Density) est définie comme étant :

$$\mathrm{VED}\ \left(\frac{\mathrm{J}}{\mathrm{mm^3}}\right) = \frac{4.\mathrm{P}}{\pi.\mathrm{V}.\mathrm{D}^2} \tag{28}$$

Avec P (W) la puissance, V (mm/s) la vitesse de balayage, D (mm) le diamètre de faisceau.

Une première image issue d'une vidéo rapide à 12 500 im/s (Figure III. 1), nous révèle les quatre phénomènes principaux déjà observés en partie par (Matthews, 2016) ou (Khairallah, 2016) :

- Des **éjections de gouttelettes liquides** qui retombent soit sur le lit de poudre soit sur le cordon. Dans les deux cas, les éjections peuvent être une source de défauts en rendant le lit de poudre inhomogène en épaisseur ou le cordon irrégulier
- Une **instabilité hydrodynamique de la zone fondue** (ondulation et fluctuation de la hauteur de liquide) variable selon les paramètres du procédé
- Un **entraînement de la poudre vers la zone fondue** présente de part et d'autre du cordon qui provoque un manque de matière (dénudation).
- La **présence d'un jet de vapeur** présentant un angle d'inclinaison variable par rapport à la verticale à la zone d'interaction laser-matière.

A partir de ces vidéos par caméra rapide, on peut étudier la dynamique des processus impliqués en considérant (à 12500 im/s) les images successives avec un intervalle de 80 µs. La Figure III. 2 donne un exemple d'extraits de vidéo rapide obtenus pour P = 1270 W et V = 0.75 m/s. Ces images mettent bien en évidence le caractère instationnaire des processus physiques mis en jeu. En particulier, la déformation verticale du liquide métallique au niveau de la zone d'interaction est plus prononcée à t_0+0.08 ms et l'écoulement du liquide en arrière de la zone fondue ou les éjections de métal liquide ne sont pas réguliers. Nous détaillerons les différents phénomènes observés dans les paragraphes suivants en débutant par la zone d'interaction laser-matière puis en s'éloignant progressivement vers l'arrière de la zone fondue.

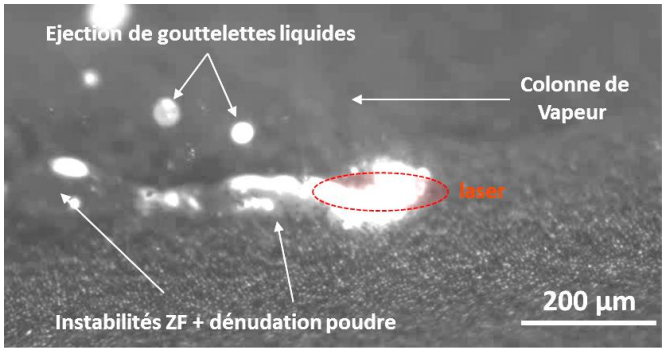


Figure III. 1 : Mise en évidence des quatre phénomènes principaux présents pendant la fusion SLM d'un lit de poudre en acier 316L (P320_V540_D200_E60_C1).

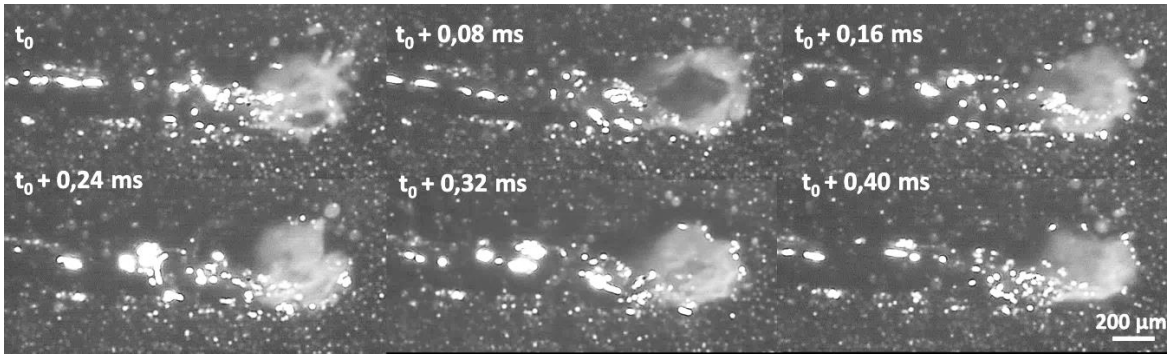


Figure III. 2 : Chronologie de la fusion SLM. Mise en évidence de la déformation de la surface du bain liquide et de la formation des éjections métalliques (P1270_V750_D200_E60_C2).

A partir de ces images vidéo (Figure III. 3), on peut distinguer les différentes zones caractéristiques mentionnées précédemment pour une condition expérimentale représentative. Au niveau du centre de l'impact laser, le bain liquide est creusé (zone ❶). Sur une demi-couronne, en amont de la zone d'interaction se produisent des éjections de matière (zone ❷). Derrière la zone d'interaction laser-zone fondue (zone ❸), le bain liquide est rejeté vers l'arrière à grande vitesse. Enfin dans la partie arrière du bain liquide (zone ❹), on observe (dans une grande majorité de cas) une ondulation et un gonflement de la surface du bain jusqu'à sa solidification finale. Nous verrons dans la suite du chapitre que tous ces phénomènes sont liés entre eux. Cependant, pour une première approche, nous décrirons chaque mécanisme en fonction de sa localisation (Figure III. 4). Nous commencerons par étudier la zone d'interaction laser-zone fondue en nous focalisant sur le bain liquide puis sur son environnement poudre. Puis, nous procèderons de même pour la partie arrière. En cela, notre approche peut être comparée à celle de Khairallah (2016) qui avait distingué trois zones caractéristiques dans les zones fondues à partir des résultats de simulation numérique de fusion SLM.

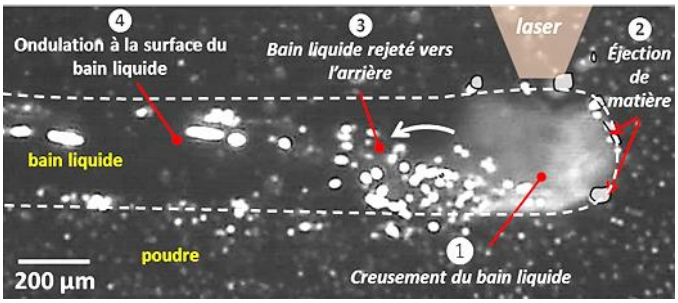


Figure III. 3 : Observation de différents mécanismes au niveau du bain liquide et dans la zone environnante (P1270_V750_D200_E60_C2).

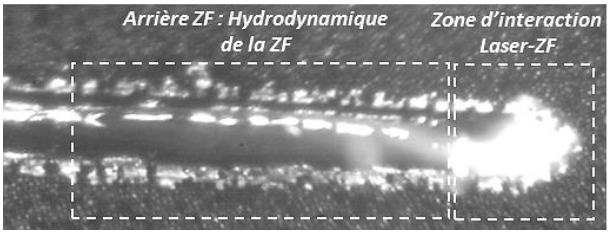


Figure III. 4 : Distinction de deux parties dans les zones fondues (P750_V540_D100_E50_C3).

III.1.2 Zone d'interaction laser - zone fondue - poudre

III.1.2.1 Bain liquide : Mise en évidence d'une pression de recul

Dans la quasi-totalité des conditions expérimentales étudiées, l'analyse des vidéos rapides révèle la présence d'une déformation de la zone fondue au niveau de la zone de dépôt de la puissance laser, d'autant plus prononcée en diamètre et en profondeur que la puissance laser est élevée (Figure III. 5) et la vitesse faible (Figure III. 6). Cette dépression formée au point d'impact traduit la présence d'une pression de recul induite par la vaporisation en surface de zone fondue. Bien qu'il soit difficile de quantifier la profondeur des zones creusées par l'analyse des films, ce régime de fusion s'apparente à la formation d'un capillaire de vapeur, pour lequel le rayonnement laser est piégé par la modification géométrique de la surface, entraînant une augmentation macroscopique de l'absorptivité. Une coupe transversale du mono-cordon formé permettra dans chaque cas de confirmer le régime d'interaction (§ III.2.1).

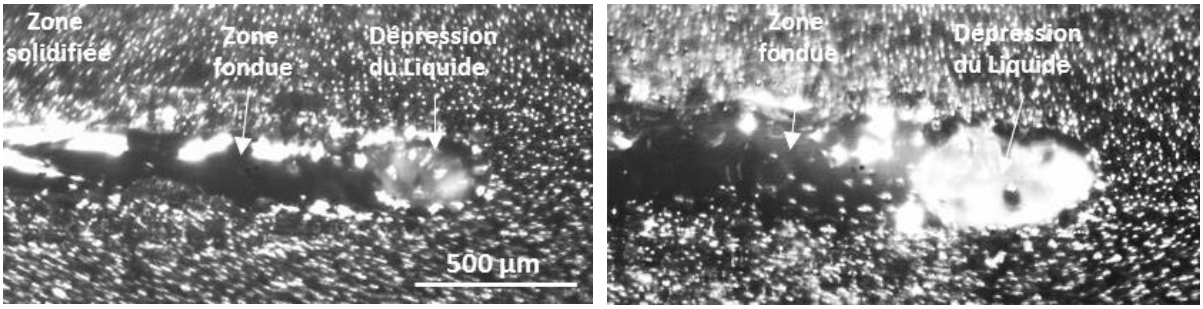


Figure III. 5 : Influence de la puissance sur la morphologie des zones fondues (V330_D200_C3) à (a) 520 W, (b) 1220 W.

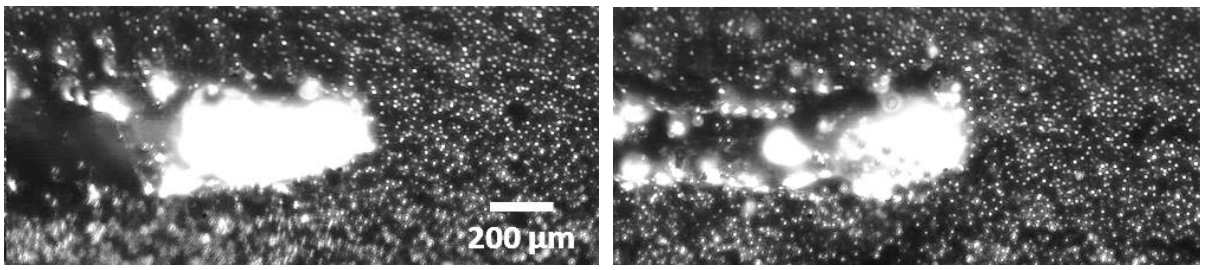


Figure III. 6 : Fusion sur lit de poudre (P1520_D200_E60_C2). Différence de régimes pour deux vitesses (a) 330 mm/s (b) 750 mm/s.

Dans le même type d'essais réalisés sans poudre (Figure III. 7), c'est-à-dire en régime de fusion pleine tôle, on retrouve la présence de cette dépression du liquide en avant des ZF. La principale différence provient de la meilleure stabilité des zones fondues dans le temps, et de l'absence d'éjections de métal liquide. La présence de poudre déstabilise donc les zones fondues.

A titre indicatif, un calcul analytique des pressions de recul imposées au liquide métallique en acier inoxydable par l'interaction laser-matière indique, via la relation de Clapeyron (§ I.4.3.2.1), et pour des températures de surface comprises entre 1 et 1.5 T_v, des niveaux de pression compris entre 0 et 15 MPa :

$$P(t) = P_a \cdot \exp\left(\frac{\Delta H_v}{R_{gp}} \cdot \left(\frac{1}{T_v} - \frac{1}{T}\right)\right) \quad (29)$$

Avec T_v la température de vaporisation (2850 K pour 316L), Pa la pression ambiante ($1.013.10^5$ Pa), ΔH_v l'enthalpie de vaporisation par atome ($6.3.10^6$ J/kg soit $4.2.10^4$ J/mol pour les aciers), R_{gp} la constante des gaz parfaits (8.31 J/mole/K).

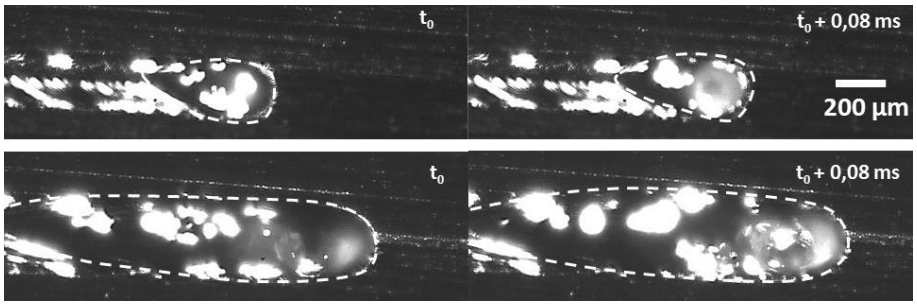


Figure III. 7 : Essais de fusion pleine tôle (V330_D200_E60_C2) pour a) 320W (b) 750 W.

III.1.2.2 Interface poudre / ZF : formation des éjectas métalliques

La formation des éjections de métal liquide est dans tous les cas mise en évidence sur une demi-couronne située en périphérie avant de la zone fondue, et à l'interface avec la poudre. Une partie seulement des gouttelettes liquides formées à cet endroit est éjectée et vient se déposer sur le lit de poudre environnant. Les images successives de la caméra rapide permettent de situer le point précis de départ des éjectas (Figure III. 8). Si la plupart des particules proviennent du front avant du bain liquide, certaines d'entre elles sont issues des deux bords latéraux proches de la zone d'interaction laser. Les éjectas semblent donc tous être de même origine contrairement à ce qui est mentionné par Wang (2017), qui indique la possibilité de déstabilisation complète de la zone fondue conduisant à une remontée globale du liquide métallique sous forme de macro-gouttelettes. Dans le cas de figure que nous exposons, la vitesse des éjectas est estimée directement à partir de la connaissance de la pression de recul P_{recul} via l'équation de Bernoulli (composante cinétique $1/2.\rho.V^2$), qui met en mouvement le liquide à une vitesse :

$$V = \sqrt{2P_{recul}/\rho} \quad (30)$$

Une fois mises en mouvement, les particules peuvent : (1) être éjectées vers l'avant (2) retomber directement dans le liquide en dépression, ou (3) être incorporées rapidement au niveau de la partie bombée des zones fondues (Figure III. 8), (4) être éjectées en grand nombre beaucoup plus loin vers l'arrière de la zone d'interaction et peut contribuer à contaminer le lit de poudre. La quantification des éjections et de leur évolution avec les paramètres du procédé sera présentée un peu plus loin dans le chapitre.

Le comportement global des zones fondues formées sur lit de poudre reste globalement inchangé lorsqu'on utilise un diamètre de faisceau plus petit (100 µm) très proche de celui utilisé sur notre machine SLM (70 µm). Dans ce cas également, les gouttelettes de métal liquide se forment en périphérie avant de zone fondue et peuvent mettre un certain temps avant d'être incorporées à la ZF ou éjectées (Figure III. 9).

Encore une fois, ce phénomène d'éjection est quasiment inexistant en fusion pleine tôle (sans poudre) à paramètres équivalents. Il est donc favorisé par les conditions aux limites spécifiques d'un lit de poudre pour lesquelles le bain liquide métallique est moins ancré géométriquement dans le substrat, et pour lesquelles les tensions de surface stabilisent moins l'interface bain liquide/gaz environnant.

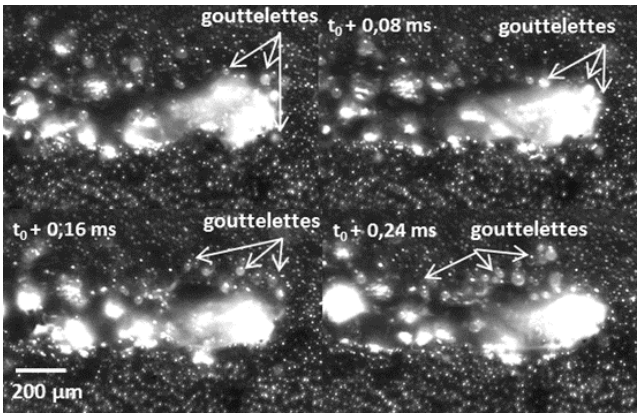


Figure III. 8 : Point de départ des éjectas (P570_V330_D200_E50_C2).

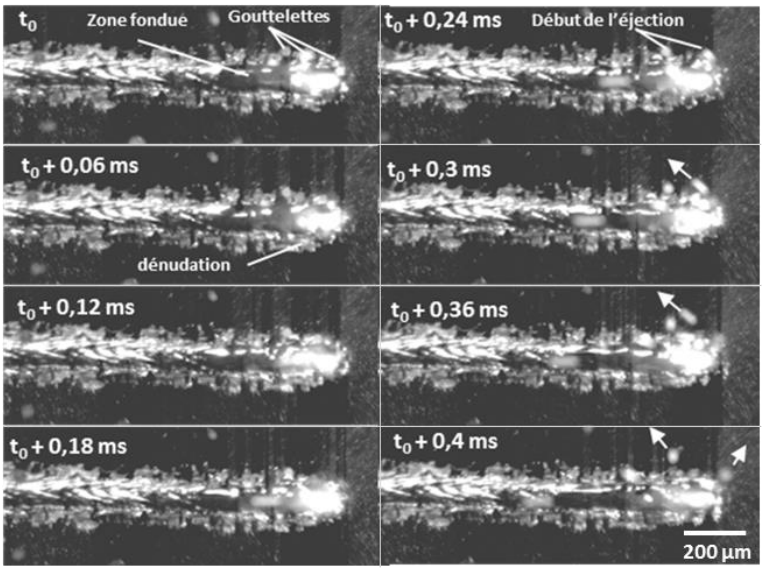


Figure III. 9 : Images vidéo (16000 im/s) des zones fondues avec un diamètre de faisceau D= 100 µm (P450_V540_E50_C3) (largeur de fenêtre = 1.5 mm).

III.1.2.3 Origine physique des éjections métalliques

La Figure III. 10 présente schématiquement le procédé à l'échelle de l'interaction laser/ poudre / ZF. Les éjections que nous avons identifiées en imagerie rapide sont générées dans la partie avant des zones fondues, sur une demi-couronne à l'interface avec le lit de poudre. En cela, elles diffèrent de différentes explications tendant à incriminer une déstabilisation globale de l'arrière de la zone fondue (avec le bain liquide qui serait éjecté verticalement par la remontée de liquide à l'arrière de la zone vaporisée). Deux explications sont possibles :

(1) Les grains présents à proximité de la ZF sont attirés latéralement vers cette ZF par le flux de gaz induit. Au contact de la ZF (à l'interface front avant de ZF/lit de poudre), les grains coalescent ou non en gouttelettes de 50 à 300 µm de diamètre et une partie d'entre eux est entraînée verticalement sous forme d'éjectas (le reste est incorporé à la ZF).

(2) La zone fondue est écrasée latéralement par la pression de recul exercée verticalement lors de la vaporisation. Il en résulte une vague de proue (comme une vague à l'avant des bateaux) qui déborde latéralement au-dessus du lit de poudre dans toute la partie avant de la ZF. Le confinement exercé au-dessus du lit de poudre contribue alors à fondre et éjecter les particules plus ou moins coalescées par capillarité. Ce phénomène est considéré par Khairallah (2016) comme prédominant.

Cette vague de proue peut également se déstabiliser sous l'effet des tensions de surface et contribuer directement à l'éjection de macro-gouttelettes (Figure III. 11). Toutefois, ce phénomène de déstabilisation-fragmentation de la zone fondue se transformant en gouttelettes éjectées n'a été que peu identifié sur nos vidéos rapides.

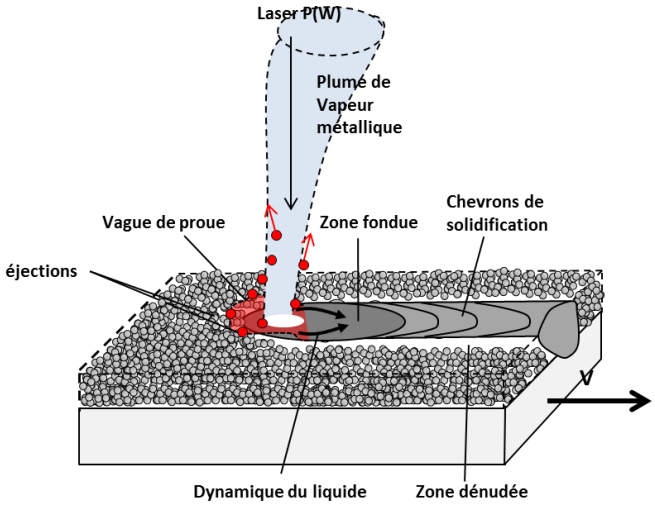


Figure III. 10 : Description schématique de la fusion SLM.

Un autre mécanisme de déstabilisation peut être associé à la présence de gaz dans le lit de poudre initial proche de la zone fondue en lien avec le taux de compacité limité du lit de poudre (≈ 30-40 % dans notre cas). Un faible taux de compaction (favorisant les gaz occlus) peut entrainer le dégazage en cours de fusion et la déstabilisation de la zone fondue (éjection). Cette hypothèse reste toutefois très peu probable au regard de la localisation du laser.

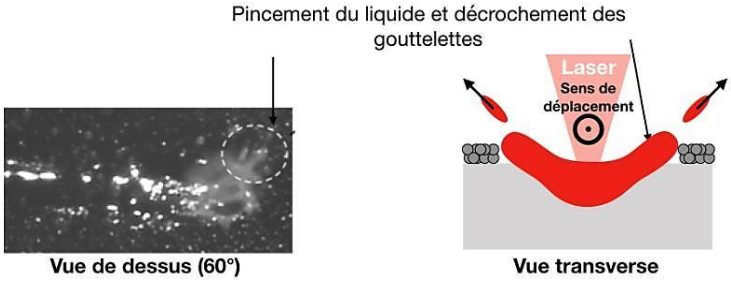


Figure III. 11 : Décrochement de gouttelettes métalliques depuis le front avant de la ZF déformée par la pression de recul.

III.1.3 Analyse de l'arrière de la zone fondue

III.1.3.1 La dénudation en poudre

Différentes publications mentionnent le phénomène de disparition de poudre (dénudation) autour des cordons SLM (Yadroitsev, 2010 et 2011), (Matthews, 2016), (Khairallah, 2016), (Bidare, 2018). Une publication récente (Bidare, 2018) indique cependant que ce problème est essentiellement présent dans les toutes premières couches, et qu'il est favorisé par de faibles rugosités (les grains de poudre glissent mieux) et une faible température moyenne qui limite le phénomène de « collage ». Les résultats présentés ici ne sont donc pas extrapolables à une pièce SLM complète, mais plutôt aux premières couches fabriquées.

- Visualisation de la dénudation

Après le passage laser, on observe une zone dénudée en poudre de part et d'autre du cordon solidifié, qui concerne une largeur plus importante que la simple zone d'interaction du laser (Figure III. 12). Ce phénomène n'est que rarement mentionné dans les publications traitant de l'optimisation du procédé SLM à l'exception des publications académiques concernant l'étude de mono-cordons de fusion sur lit de poudre. Il est pourtant potentiellement gênant puisqu'il peut nécessiter une modification des paramètres procédé, et en particulier des écarts vecteurs.

Les images de la Figure III. 13 correspondent à des images caméra des cordons solidifiés et de leur environnement poudre. Elles montrent clairement l'ampleur du phénomène de dénudation, dont les effets sont d'autant plus prononcés que la puissance laser est élevée et la vitesse réduite. Ainsi, à 0,33 m/s, la zone dénudée est toujours présente mais s'élargit avec la puissance alors qu'à 0,75 m/s la dénudation n'est que partielle.

Les vidéos par caméra rapide permettent de visualiser assez nettement les mouvements des particules conduisant à la dénudation latérale. Lors du passage du bain liquide, et sur une longueur comprise entre l'avant et le milieu (demi-longueur) de la ZF, les grains de poudre sont attirés dans le bain liquide (Figure III. 14a) à une vitesse proche de la vitesse de balayage (≈ 0.5 - 1 m/s).

La majeure partie des grains est incorporée dans la partie avant de la ZF (au niveau de la zone d'interaction laser-zone fondue) souvent sous forme de particules déjà coalescées et fondues. L'attraction des grains de poudre vers la zone fondue est également visible jusque plus loin vers le milieu de la ZF. Il s'agit alors plutôt de grains de poudre mis en mouvement et dirigés vers le bain liquide à l'état solide (Figure III. 14b).

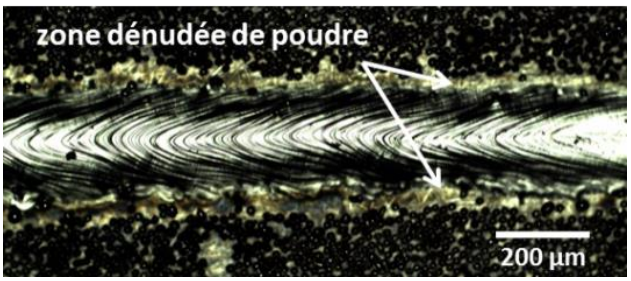


Figure III. 12 : Phénomène de dépeuplement en poudre (P520_V330_E60_D200).

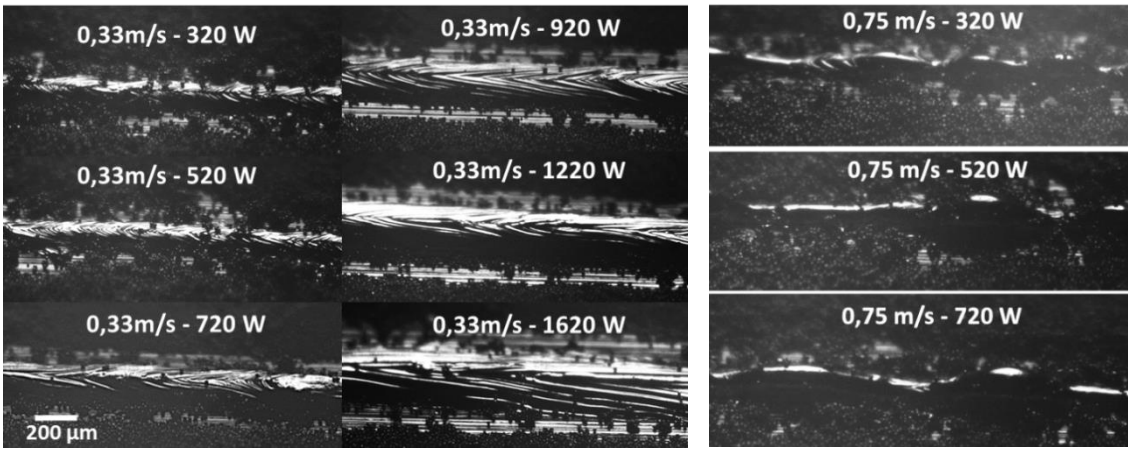


Figure III. 13 : Evolution de la zone de dénudation en fonction de la puissance laser à 0,33 m/s et 0, 75 m/s (D200_E60).

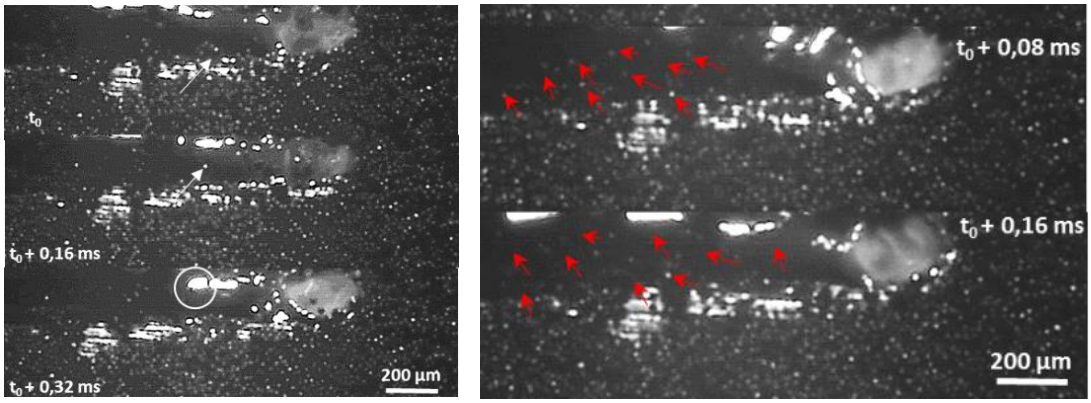


Figure III. 14 : (a) Cas d'une gouttelette attirée dans le bain liquide (b) Trajectoire de grains mis en mouvement puis incorporés à l'arrière du bain liquide (P570_V330_D200_E60_C2).

- Origine physique du phénomène de dénudation

L'explication physique du phénomène de dénudation trouve son origine dans le principe de Bernoulli selon lequel un fluide (ρ, V) en accélération est associé à une chute de pression locale.
En régime stationnaire, un fluide vérifie alors le bilan d'énergie suivant le long d'une ligne de courant:

$$\frac{1}{2}.\rho_F.V_F^2 + \rho_F.g.z + P_a = c \qquad (31)$$

Avec ρ_F la masse volumique et V_F la vitesse du fluide, z l'altitude, P_a la pression locale, c une constante.

En SLM, la détente verticale et l'accélération d'une *plume* (colonne) de vapeur métallique à une vitesse supérieure à 100 m/s crée une dépression au-dessus de la ZF. Cette dépression induit la formation d'un flux d'argon latéral qui entraîne les particules de poudre posées sur le substrat en direction de la zone fondue. Ce phénomène déjà mentionné par Matthews (2016) est schématisé en (Figure III. 15). La

colonne de vapeur métallique ascendante cisaille l'argon environnant et crée un vortex de recirculation latérale qui entraîne la poudre vers le cordon.
Finalement, le phénomène de dénudation et les éjections ont la même origine : ils se produisent essentiellement au niveau du front avant du bain liquide, lors de la coalescence des grains au contact du bain liquide. Les grains de poudre plus ou moins coalescés sont alors attirés vers le bain liquide par l'écoulement de gaz latéral induit (Figure III. 16) ou par capillarité (pour les plus proches de la ZF), contribuant ainsi au phénomène de dénudation. Une certaine proportion des grains coalescés présents en bord de zone fondue est alors entrainée dans le flux vertical induit par la colonne de vapeur et éjecté.

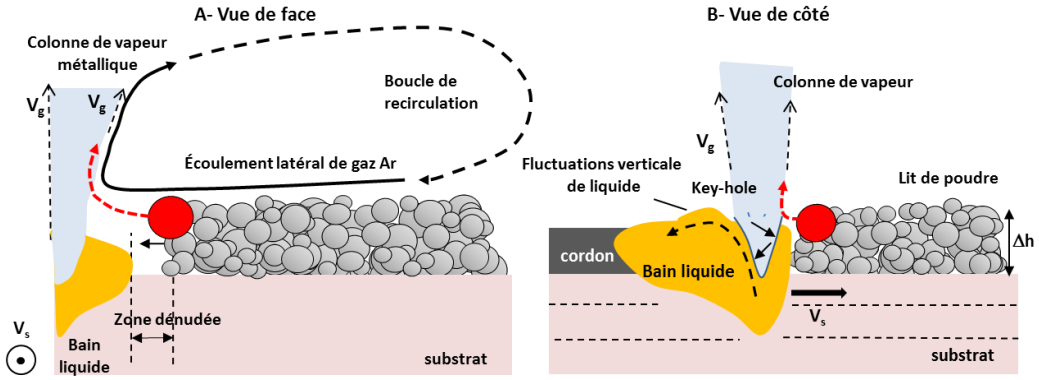


Figure III. 15 : Ecoulement latéral du gaz induit à l'origine de l'attraction des particules.

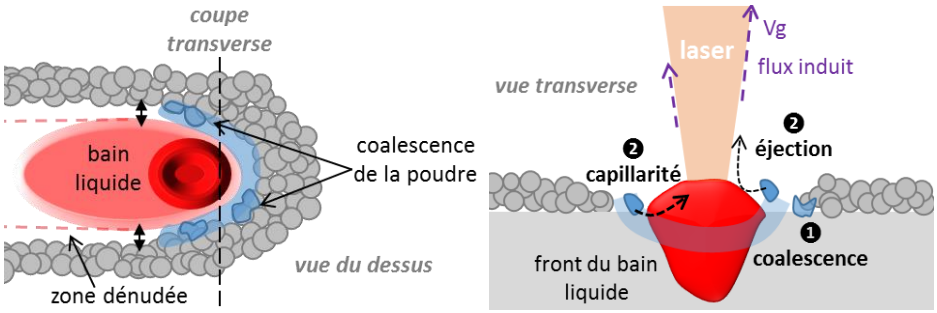


Figure III. 16 : Lien entre éjection et dénudation. (a) Au contact du bain liquide, les particules de poudre coalescent et peuvent être (b) soit incorporées par capillarité (dénudation) soit être cisaillées par le flux induit par la colonne de vapeur et éjectées.

- Seuils d'entraînement des grains de poudre

Le seuil en vitesse d'entraînement des grains de poudre vers la ZF pourrait être estimé en considérant une approche de type "bed load transport" utilisée pour décrire l'entraînement des galets dans les rivières. Dans cette approche, l'entraînement d'une particule par un fluide est possible au-delà d'une certaine contrainte tractrice ou contrainte de frottement du fluide τ_0 (N/m²) = $\rho_F.V_F^2$ avec V_F la vitesse du fluide, représentée de façon adimensionnée par le nombre de Shields τ^*[3]. Ce nombre correspond au rapport entre la contrainte de traction critique (conduisant à l'entraînement de la particule) et la gravité.

[3] http://www.agroparistech.fr/coursenligne/hydraulique/degoutte2.pdf ,

http://theses.univ-lyon2.fr/documents/getpart.php?id=lyon2.2008.pintomartins_d&part=154405

$$\tau^* = \frac{\tau_0}{(\gamma_p - \gamma_g).d_p} \quad (32)$$

Avec τ_0 la contrainte tractrice (N/m²), γ_p et γ_g les poids volumiques (soit $\rho.g$) de la particule et du gaz respectivement (N/m^3), d_p le diamètre de la particule (m).

- Bilan volumique

Dans ce qui suit, on a voulu vérifier que la zone de dénudation observée correspond bien à une attraction des particules vers le cordon. Pour cela, il suffit de comparer la surface projetée de matière fondue - solidifiée S_{fondu} (en rouge) avec la surface de poudre initiale $S_{poudre} = \varepsilon . \Delta h . l$, présente initialement dans le lit de poudre sur la largeur de la zone fondue l, avec ε la compacité du lit de poudre (Figure III. 17). Dans tous les cas, $S_{Fondu} > S_{poudre}$, ce qui justifie à posteriori le mécanisme d'incorporation des grains de poudre.

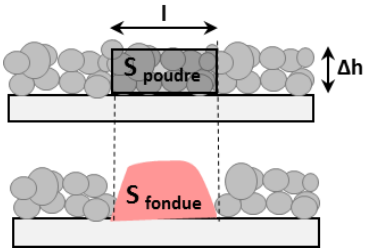


Figure III. 17 : Bilan surfacique avant et après fusion de poudre (la zone encadrée correspond au volume de poudre présent sous le cordon avant fusion).

III.1.3.2 Instabilités hydrodynamiques : formation de humping

Le comportement dynamique des zones fondues générées par l'interaction laser conditionne la géométrie finale des cordons solidifiés. Par exemple, sous certaines conditions (vitesse et puissance élevées), les zones fondues présentent des instabilités sous forme de protubérances-gonflements plus ou moins périodiques formés à l'arrière du bain liquide (Figure III. 18). Après solidification, ce type d'instabilité conduit à la formation de cordons irréguliers présentant une fluctuation de largeur fondue, et l'apparition de bosses ("humps" en anglais) et de zones creusées ("valleys") qui peuvent poser problème lors des recouvrements entre lignes de fusion adjacentes. Sur des coupes métallurgiques, cela se traduit par une remontée du cordon au-dessus de la ligne de base, et la formation de caniveaux issus d'un manque de remplissage de la saignée de soudage par le liquide métallique (Figure III. 19). Ce type d'instabilité nommée "humping" a été peu étudié en SLM (les auteurs évoquent plus généralement le phénomène de sphéroïdisation ou balling), mais beaucoup plus largement en soudage laser. Nous l'avons mis en évidence à la fois sur les essais réalisés sur banc instrumenté, et sur les mono-cordons réalisés sur la machine SLM. Des plans paramétriques (P, V) réalisés sur la machine SLM mettent également en évidence les conditions d'apparition du humping (Figure III. 20). Dans tous les cas, cette instabilité apparaît plus facilement (= à plus basse puissance) sur un lit de poudre, que sur des lignes de fusion pleine-tôle. Sur la machine, pour les mêmes conditions que celles utilisées sur banc instrumenté, les cordons ne présentent que peu de humping (uniquement ici pour le cas 240 W – 0.75 m/s).

Dans ce qui suit nous allons nous intéresser :

- aux mécanismes physiques à l'origine du humping en SLM.
- à la mise en évidence de seuils de humping directement liés aux géométries des zones fondues.

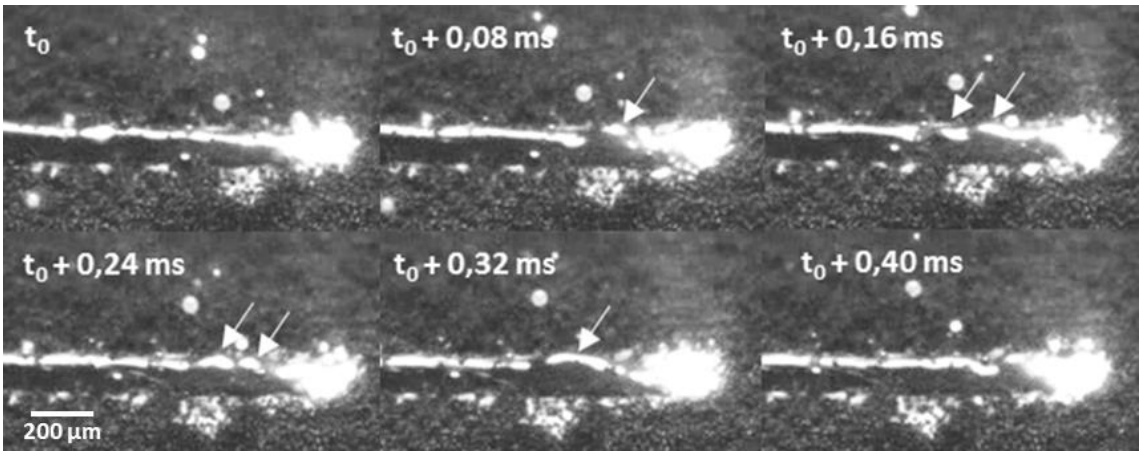


Figure III. 18 : Analyse par vidéo rapide (12500 im/s) des instabilités hydrodynamiques : formation de humps (bosses) à l'arrière de la zone d'interaction laser-matière par remontée de la zone fondue (P263_V600_E60_D200).

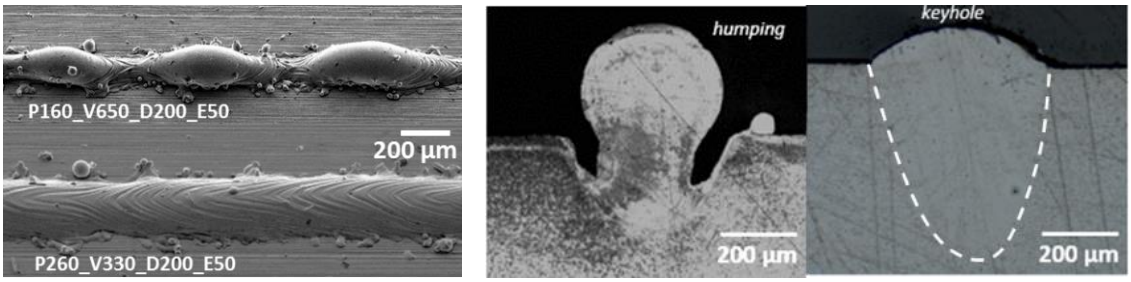


Figure III. 19 : Deux morphologies de mono-cordons (a) vue de dessus et (b) en coupe avec humping (à gauche) et en régime de fusion stable avec capillaire (à droite).

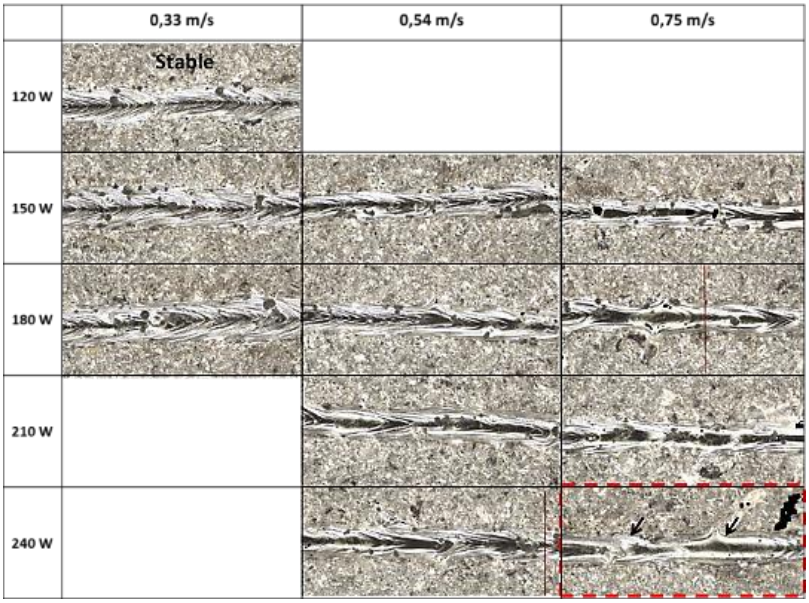


Figure III. 20 : Morphologies de mono-cordons sur la machine SLM (E50_D70).

- Origine physique du humping – spécificité de la fusion SLM

Différents auteurs parmi lesquels Berger (2011) ont étudié les mécanismes de formation du humping en soudage laser, mais pas en SLM. Dans tous les cas, le humping est associé à un régime de soudage par capillaire qui favorise la création d'une dynamique rapide du fluide métallique vers l'arrière. Lorsque cette vitesse fluide est largement supérieure à la vitesse de soudage (≈ souvent 10 fois supérieure), le métal fondu ne peut plus combler la saignée de soudage à chaque instant. Il s'ensuit la formation d'une "valley" (le cordon est vidé) suivie par une brusque remontée du liquide au-dessus du niveau de base à l'arrière du cordon qu'on appelle un "hump" (bosse).

Le hump est alors associé à l'interaction entre (1) l'écoulement à grande vitesse du métal fondu vers l'arrière, et (2) la solidification rapide amorcée depuis les deux bords latéraux du cordon combinée à la tension de surface. La morphologie particulière des humps (qui présentent des caniveaux latéraux entourant le hump solidifié) est associée à la combinaison de deux mouvements fluides (Figure III. 21) : (1) l'un (écoulement 1, en bleu) issu de la faible section de passage du liquide métallique sur les côtés du le capillaire de vapeur et le bord solide, le champ de vitesse de cette zone est principalement horizontal, (2) l'autre (écoulement 2 en rouge) directement issu de l'arrière du capillaire dans laquelle le champ de vitesse est vertical. La réunion de ces deux champs de vitesse l'un vertical et l'autre horizontal, forme et agite le bain liquide à l'arrière du capillaire, formant une vague stationnaire dans l'écoulement qui ne mouille plus les parois du cordon. En solidifiant, la viscosité augmente et le champ de vitesse diminue provoquant une accumulation de matière. De même, les tensions de surface du liquide augmentant forment un dôme et attirent une quantité plus importante de liquide par effet Marangoni. Lorsque ce pompage assuré par le gradient de tension de surface, ne pourra plus être alimenté par le débit de liquide autour du capillaire, le hump sera constitué et dépassé par l'isotherme de fusion. La carence en débit de matière formera par la suite la vallée et l'instabilité recommencera son cycle. Ce séquençage n'est pas simple car il met en jeu trois composantes : le champ de vitesse (horizontal, vertical), le champ thermique (isotherme de fusion), le gradient de tension de surface (force qui s'exerce en surface du liquide dans la partie arrière du bain)

Par rapport à un soudage pleine tôle, la fusion d'un lit de poudre positionné au-dessus d'un substrat, se rapproche plus du cas d'une colonne cylindrique de liquide de longueur L et de largeur l susceptible d'être déstabilisée par les tensions de surface (§ I.3.3.3.2).

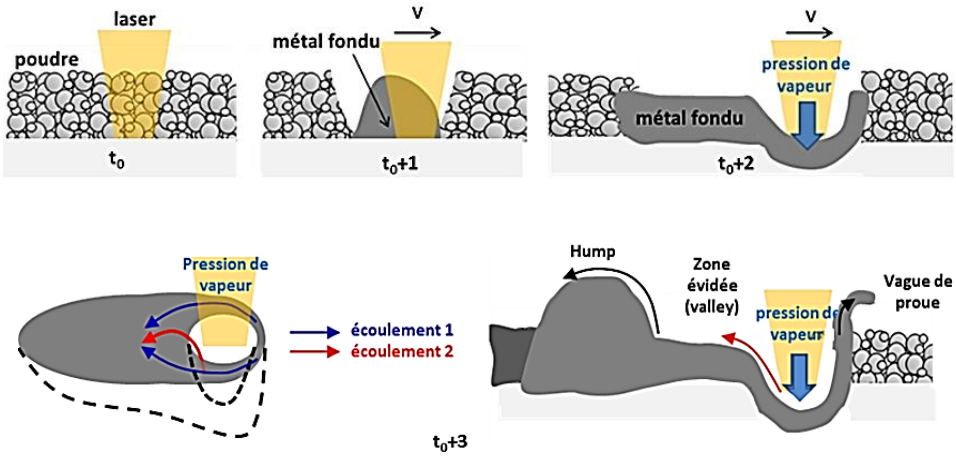


Figure III. 21 : Schéma de la dynamique du bain liquide en régime de keyhole et formation de humps.

III.1.4 Bilan des analyses des zones fondues par vidéo rapide

L'utilisation de la vidéo rapide, jusqu'à des fréquences maximales de 20000 im/s a permis de visualiser les différents phénomènes physiques suivants :

- Un creusement vertical des ZF au niveau du dépôt de puissance laser sous l'effet de la vaporisation locale et de la pression de recul qui en résulte, qui indique un régime de soudage avec capillaire.
- Pour certaines conditions (V et P élevée) la formation d'instabilités hydrodynamiques - de type humping – qui génèrent une succession de bosses et de creux non remplis par le métal fondu.
- La formation d'une zone dénudée par attraction des grains de poudre vers la ZF à une vitesse proche de la vitesse de balayage, associée à la présence d'un flux d'argon latéral induit par le phénomène de vaporisation.
- La formation d'éjections de métal fondu depuis une couronne périphérique située dans la partie avant des ZF, directement liées aux particules attirées par dénudation cisaillées par le flux de vapeur vertical.

Les mécanismes physiques associés ont été en partie discutés dans ce qui précède et sont globalement en accord avec les publications récentes du Lawrence Livermore Laboratory (Matthews, 2016), (Khairallah, 2016), mais la quantification de ces phénomènes, et leur évolution en fonction des paramètres du procédé (P, V, hauteur de couche, diamètre de faisceau) font l'objet des paragraphes suivants, essentiellement basés sur l'analyse des cordons solidifiés.

III.2 Analyse des cordons SLM solidifiés

En SLM, le mono-cordon de fusion est l'outil principal de fabrication-densification de la matière. L'étude des morphologies et des dimensions des mono-cordons solidifiés doit permettre de :

- *trouver la gamme de paramètres permettant d'obtenir des cordons homogènes et stables.*
- *tester une approche analytique concernant les largeurs et profondeurs fondues.*
- *proposer une corrélation entre les dimensions des cordons et l'aptitude à la densification.*

Les analyses des mono-cordons présentées ci-dessous ont été réalisées à la fois sur le banc instrumenté et sur la machine SLM.

III.2.1 Cartographie des régimes de fusion

L'analyse des mono-cordons SLM nous permet de retrouver différents régimes de fusion (stables ou instables) déjà identifiés par caméra rapide : (1) le balling résultant d'une fusion insuffisante du substrat, se manifestant par des gouttelettes non connectées entre elles, (2) le régime de fusion stable et (3) le phénomène de humping avec formation alternative de bosses et zones creusées.

III.2.1.1 Mono-cordons réalisés avec un diamètre de faisceau laser de 200 µm

Les Figure III. 22 et Figure III. 23 présentent les morphologies de cordons en vue de dessus et en coupe en fonction de P et de V pour un diamètre de faisceau de 200 µm et une épaisseur de poudre de 60 µm. Pour (P150_V330 et P220_V750), le balling est manifeste alors que le humping apparaît au-delà de 320 W à 0.75 m/s. Cette distinction permet d'établir des cartographies du procédé en fonction de (P, V) comme celle présentée en Figure III. 24. Globalement, le balling est présent pour des rapports P/V faibles (P faible, V élevée) limitant la dilution dans le substrat, alors que le humping peut se manifester lorsque la puissance est élevée et la vitesse également. En coupe, tous les cordons réalisés à 0.33 m/s présentent une augmentation régulière de pénétration avec P et une géométrie typique de la transition d'un régime de soudage par conduction (à 320 W), à un soudage par capillaire (pour P > 720 W). A 0.75 m/s on passe directement d'un faible taux de dilution dans le substrat, avec balling à 220 et 320 W, à des hump-valley typiques du humping au-delà.

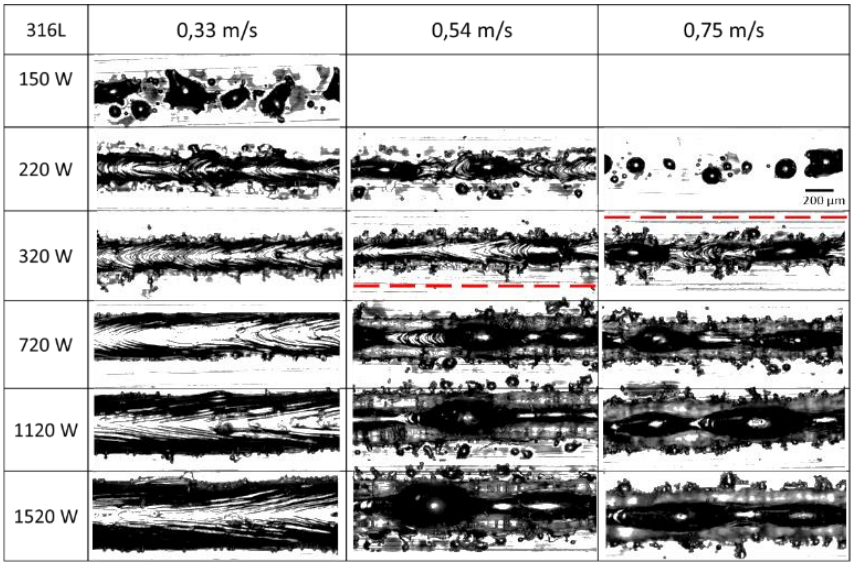


Figure III. 22: Images des morphologies de cordons sur banc instrumenté. Les pointillés rouges marquent le passage au humping à haute puissance (D200_E60).

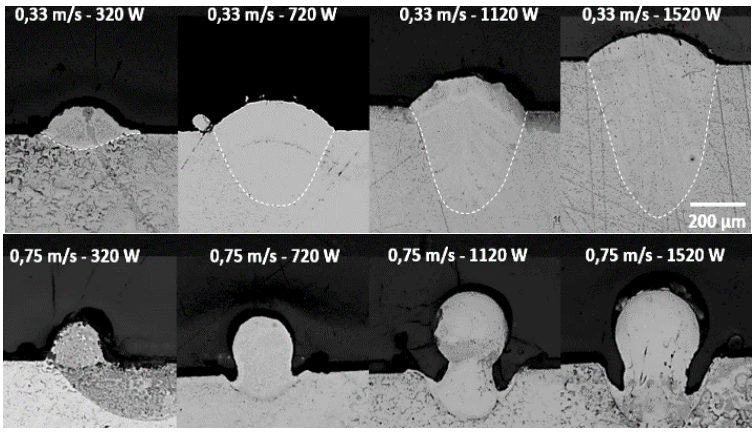


Figure III. 23 : Coupes transversales de cordons SLM réalisés sur le banc instrumenté (D200_E60) (a) à 0.33 m/s, cordons stables (b) 0.75 m/s, humping à partir de 720 W.

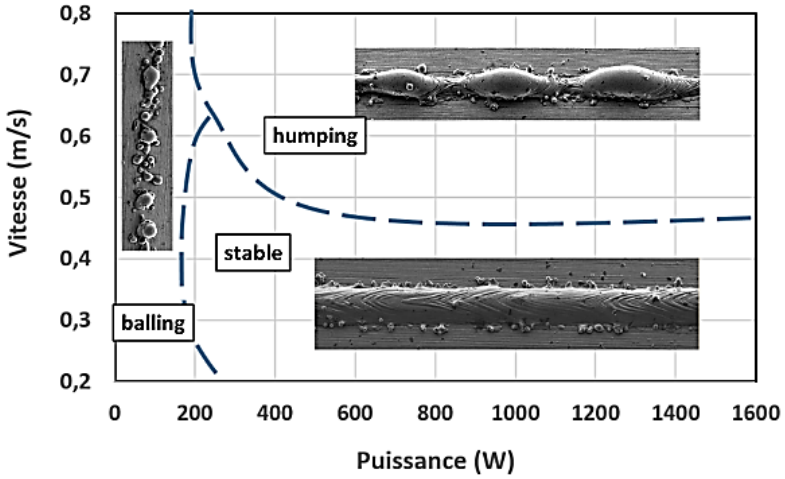


Figure III. 24 : Cartographie des différents régimes rencontrés en fusion SLM (D200).

III.2.1.2 Diamètre de 100 µm – Influence de l'épaisseur de poudre

Nous avons également étudié les conditions de formation des instabilités des cordons pour un diamètre laser de 100 µm, proche de celui utilisé sur les machines SLM (mais de distribution spatiale de puissance uniforme "top-hat"), et pour trois conditions (pleine tôle Figure III. 25, lit de poudre de 50 µm et 100 µm Figure III. 26 a, b). Les morphologies de cordons permettent de déterminer les régimes de fusion associés et d'obtenir ainsi une cartographie avec les seuils d'apparition du humping notamment.

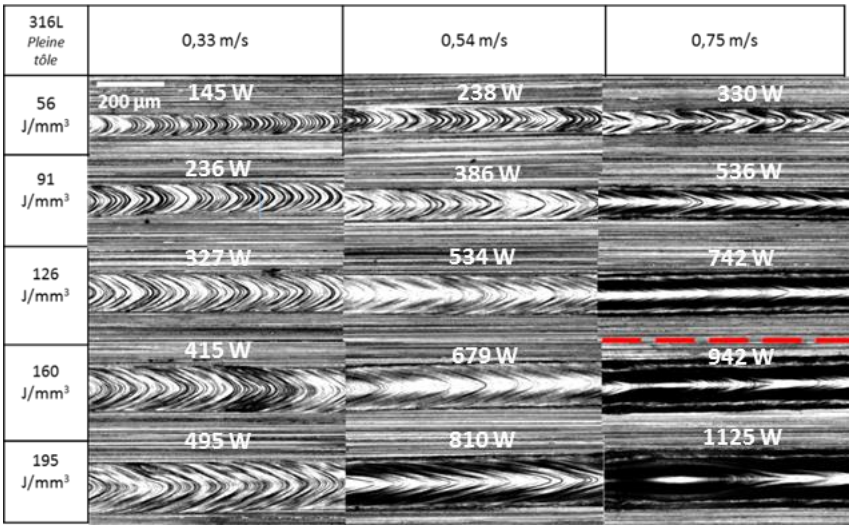


Figure III. 25 : Cartographie des morphologies de cordon pleine tôle pour D100.

Pour la fusion pleine tôle, le comportement des ZF est peu modifié quel que soit le diamètre du faisceau laser (D200 ou D100) : il ne présente quasiment pas de humps, mais un début d'oscillation verticale des cordons à 0.75 m/s pour VED > 160 J/mm^3.

Pour les mono-cordons sur lit de poudre, à hauteur de poudre équivalente (50-60 µm), la diminution de diamètre de faisceau a peu d'effet sur la formation des instabilités et les seuils de humping. Cependant, la

diminution du diamètre du faisceau (200 à 100 µm) devrait favoriser la formation du humping car la zone de fusion est plus étroite et donc les tensions superficielles plus élevées.

On observe que l'augmentation de l'épaisseur de poudre favorise la déstabilisation des cordons. Ainsi, pour une épaisseur de 100 µm, quels que soient les paramètres, tous les cordons présentent soit une fluctuation de hauteur, soit du humping. Pour 0.75 m/s, si on considère le seuil d'apparition du humping, on obtient un VED proche de 160 J/mm^3 pour une fusion pleine tôle, un VED proche de 91 J/mm^3 pour 50-60 µm de poudre et proche de 56 J/mm^3 avec 100 µm de poudre. Une épaisseur de poudre plus importante favorise donc la formation de l'instabilité.

Au final, les courbes (P, V) présentées en Figure III. 27 mettent bien en évidence la déstabilisation des cordons avec l'augmentation de l'épaisseur de poudre, et définissent des zones de stabilité pour les mono-cordons.

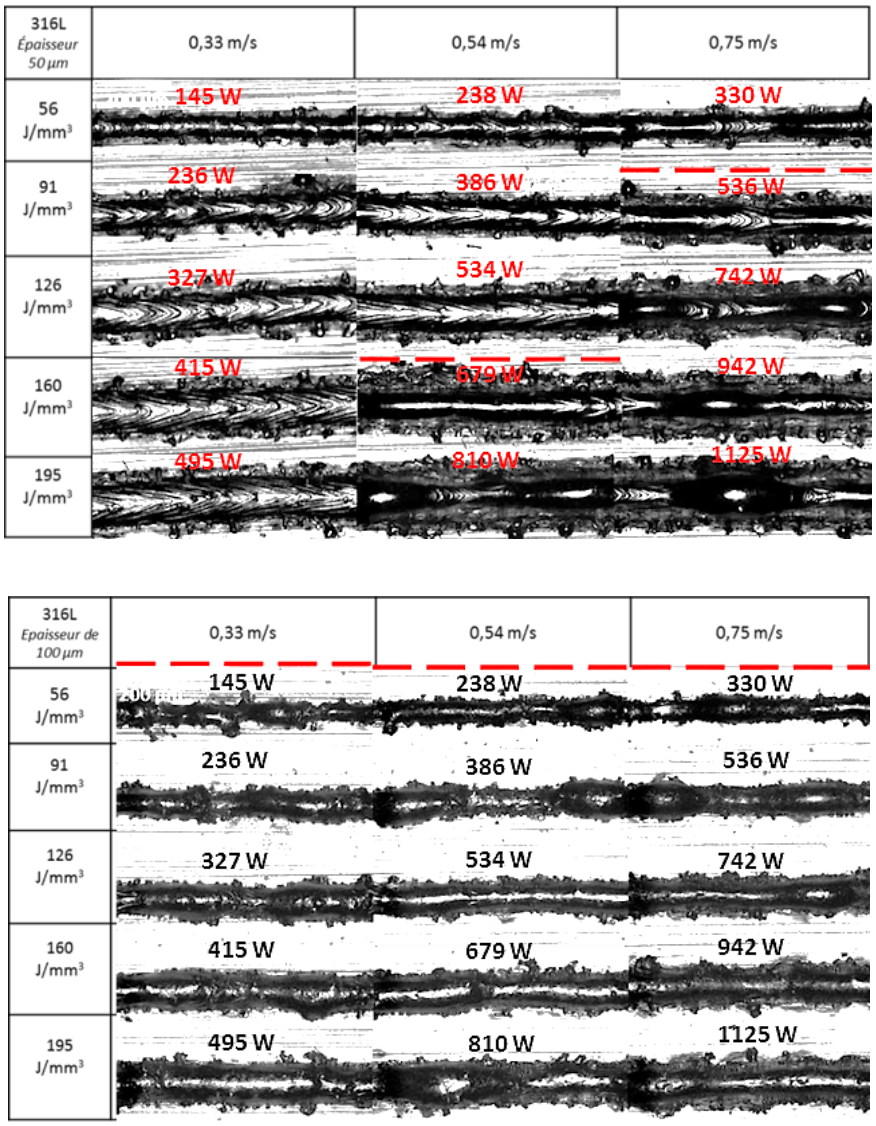


Figure III. 26 : Cartographie des morphologies de cordon sur banc (E60_D100) pour (a) 60 µm de poudre, (b) 100 µm de poudre.

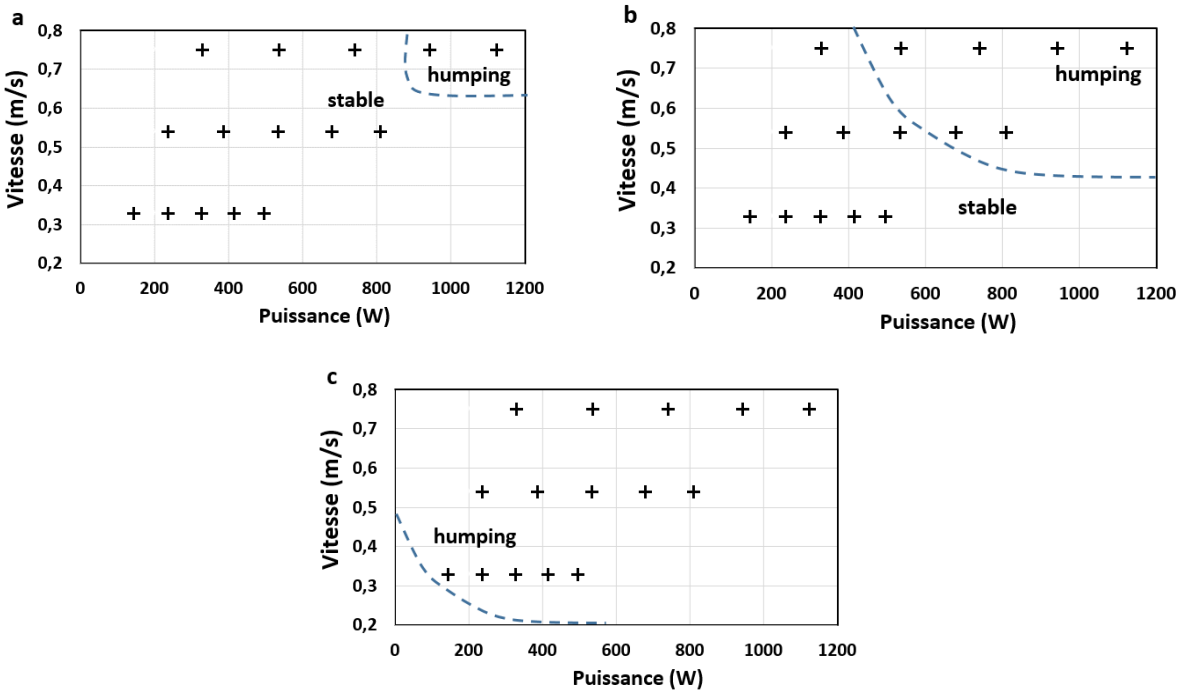


Figure III. 27 : Influence de l'épaisseur de poudre sur les seuils de formation des instabilités (D100) (a) pleine tôle, (b) 50 µm, (c) 100 µm.

III.2.1.3 Superposition de mono-cordons réalisés sur machine SLM

Des murs (mono-cordons sur 10 couches) de longueur 2 cm ont été fabriqués à différentes puissances (150 W à 250 W) et vitesses (500 à 900 mm/s) (Figure III. 28) sur la machine SLM Solutions. Le phénomène de humping y est toujours présent. L'écart moyen entre deux humps (proche de 1.5 mm : Figure III. 29) ne suit cependant aucune tendance précise. Ces espacements entre humps sont assez largement supérieurs aux longueurs des zones fondues (proches de 0.5 mm) ce qui est en désaccord avec les théories de Berger (2011) sur le humping. La superposition de mono-cordons pourrait expliquer ce phénomène, encore mal compris.

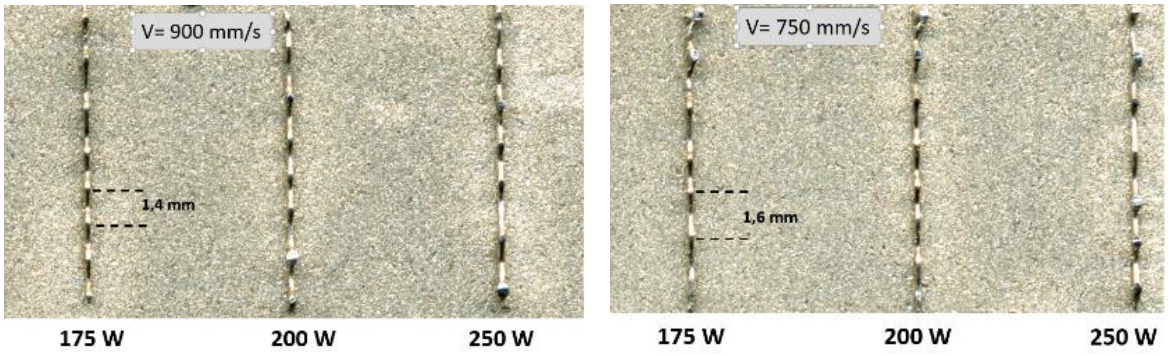


Figure III. 28 : Murs (10 cordons superposés) fabriqués sur machine SLM (D70_E30).

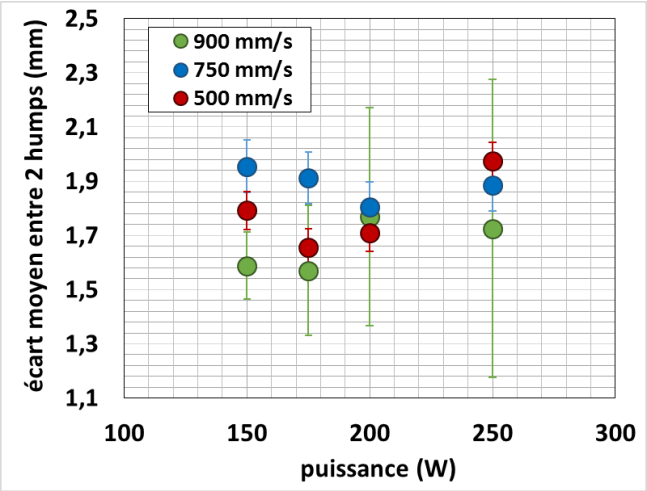


Figure III. 29 : Variation de l'écart moyen entre deux humps pour les murs fabriqués par machine SLM (D70_E30).

III.2.2 Influence des dimensions de zones fondues sur la formation des instabilités

Différents auteurs parmi lesquels Kruth (2010) considèrent comme condition d'apparition de l'instabilité hydrodynamique un rapport dimensionnel entre la longueur et le diamètre de la zone fondue ($L > 2\pi r$ ou $\frac{L}{D} > \pi$), en approximant cette dernière par un cylindre de métal fondu. Ce critère correspond à la théorie de Plateau-Rayleigh selon laquelle un cylindre continu de liquide en écoulement (par exemple à la sortie d'un robinet d'eau) se transforme en gouttelettes sous l'effet des tensions de surface au-delà d'une longueur L ≈ π.D. La validité de cette théorie n'a jamais été vérifiée dans le cas d'une fusion SLM, assez différente en termes de conditions aux limites du cas d'un fluide libre en écoulement. C'est l'objectif de cette partie.

Nous avons utilisé deux méthodes pour mesurer la largeur l et la longueur L du bain liquide :

(1) à partir des images extraites de vidéos rapides (Figure III. 30)

(2) directement à partir de la forme de fin de cordon solidifié analysés par microscopie optique (Figure III. 31).

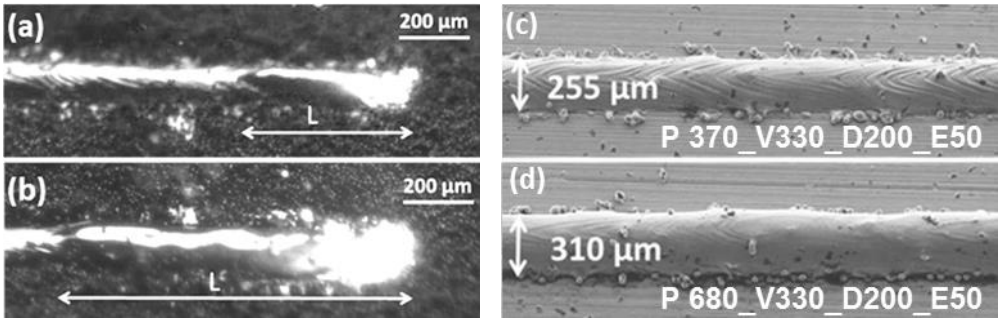


Figure III. 30 : Exemple d'images : (a, b) longueur L (extraites de vidéos rapides) et (c, d) la largeur résiduelle l du bain liquide (images MEB).

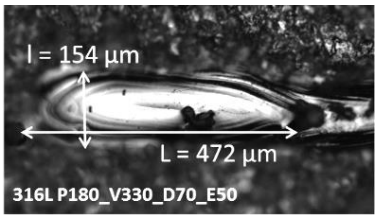


Figure III. 31 : Estimation des dimensions du bain liquide à partir de l'analyse de la fin de cordon solidifié (images microscope).

Ces mesures ont été effectuées pour différentes puissances et vitesses. On peut alors tracer l'évolution des dimensions L et l et le rapport L/l en fonction du VED tout en représentant les cas présentant du humping. On constate :

(1) la largeur des cordons varie peu et reste proche du diamètre de spot (D200) (Figure III. 32), alors que la longueur du bain liquide augmente nettement (de 500 µm à 2200 µm) avec le VED. On peut alors montrer, pour un diamètre de faisceau (200 µm) et une épaisseur de poudre (60 µm) fixes que le seuil de humping correspond à un rapport L/l ≈ 5, légèrement supérieur au rapport théorique (π) de Plateau-Rayleigh.

(2) La même approche a été testée sur le banc instrumenté avec un diamètre laser plus petit (D100) et une épaisseur de poudre variable : 0 µm (Figure III. 33), 50 µm (Figure III. 34), 100 µm (Figure III. 35). On retrouve le même seuil L/l ≈ 5 au-delà duquel les cordons sont déstabilisés.

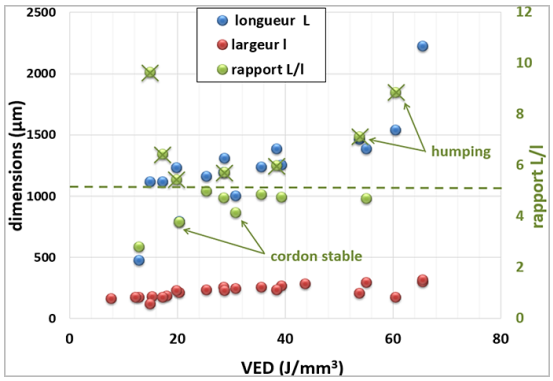


Figure III. 32 : Rapport L/l du bain liquide en fonction du VED (D200_E60). Les croix correspondent aux cordons qui présentent du humping.

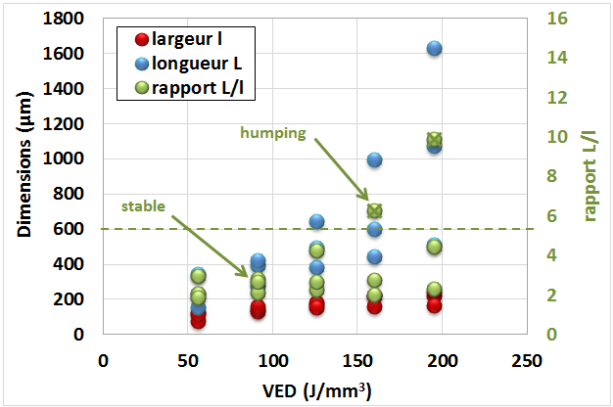


Figure III. 33 : Rapport L/l du bain liquide en fonction du VED (D100_pleine tôle).

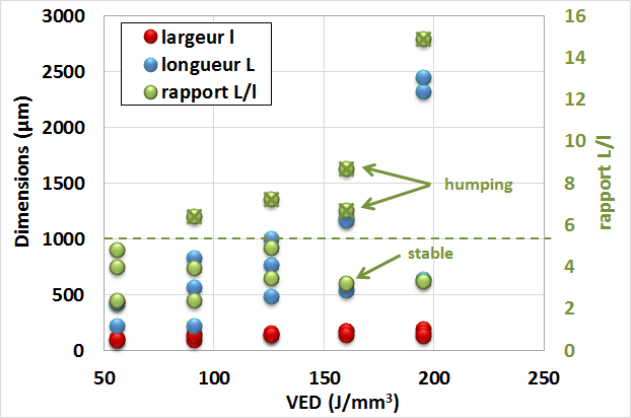


Figure III. 34 : Rapport L/l du bain liquide en fonction du VED (D100_E50).

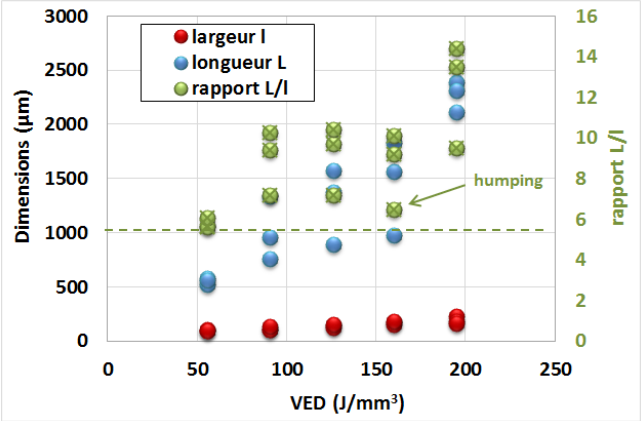


Figure III. 35 : Rapport L/l du bain liquide en fonction du VED (D100_E100).

Si on effectue les mêmes mesures sur les cordons réalisés sur la machine SLM (Figure III. 36) pour une épaisseur de poudre de 50 µm, le ratio seuil L/l est de ≈ 3 au lieu de 5.

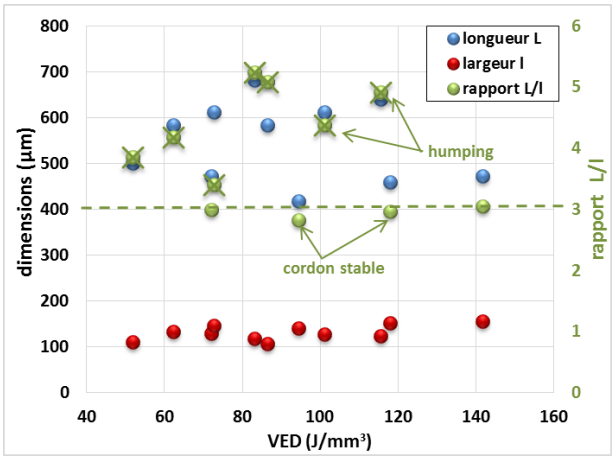


Figure III. 36 : Rapport L/l en fonction du VED pour la machine SLM (D70_E30).

Tous ces essais confirment la notion de seuil géométrique L/l conduisant à la déstabilisation des cordons. Ce seuil est globalement proche de 5 sur le banc SLM même pour des conditions paramétriques

différentes. Le fait que ce rapport L/l soit supérieur au rapport π conduisant à l'instabilité de type Plateau Rayleigh peut s'expliquer par la différence de conditions aux limites : le fluide formé en SLM n'est pas libre et est ancré dans un solide sous-jacent, ce qui nécessite des L/l supérieurs pour le déstabiliser. De même, la déstabilisation intervient à des puissances plus faibles lorsque l'épaisseur de poudre augmente car le rapport L/l augmente avec l'épaisseur de poudre. Dans le cas des fusions réalisées sur la machine SLM, le bain liquide est plus étroit (≈150 µm) par rapport à l'épaisseur du lit de poudre et se déstabilise plus facilement.

Nous allons revenir dans le paragraphe suivant sur l'évolution des dimensions des mono-cordons avec les paramètres du procédé.

III.2.3. Analyse des dimensions de cordons et mise en œuvre d'une approche analytique

L'analyse des longueurs et largeurs du bain liquide nous a permis de mettre en évidence un critère géométrique de déstabilisation des cordons soudés. A partir des mesures des dimensions de cordon (profondeur, largeur, hauteur) nous voulons maintenant tenter de valider un modèle analytique développé par Fabbro (2010 et 2017) pour le calcul des profondeurs soudées, et le tester dans le cas de la fusion SLM avec poudre. Si le modèle était validé, il pourrait permettre de prédire les conditions de densification de la matière.

III.2.3.1. Présentation des résultats

Les dimensions du cordon (profondeur, largeur, hauteur) considérées ici ont été estimées à partir d'analyses par microscopie optique de coupes transverses du cordon. Les hauteurs n'ont pas été représentées dans ce qui suit car ces valeurs sont très aléatoires en particulier en régime de humping. Nous nous sommes donc concentrés sur l'évolution des profondeurs et largeurs fondues pour deux conditions : (1) le banc instrumenté avec un diamètre laser top-hat de 200 µm (Figure III. 37) et (2) la machine SLM avec un faisceau laser gaussien de 70 µm (Figure III. 38). Nous avons utilisé le VED comme paramètre énergétique pertinent car il intervient dans les formulations analytiques estimant la profondeur fondue. Les résultats sont présentés pour différentes épaisseurs de poudre et comparés à ceux obtenus en fusion pleine tôle (sans poudre).

Outre la comparaison avec une approche analytique pour la fusion pleine tôle, l'objectif est de comprendre l'influence de l'épaisseur de poudre sur les dimensions du cordon.

Les différents graphiques ci-dessous montrent que, quelles que soit les conditions expérimentales (banc ou machine) :

- La largeur augmente approximativement avec la racine carrée du VED (Figure III. 37a et Figure III. 38a). La largeur de cordons tend à diminuer avec l'augmentation de l'épaisseur de couche (Figure III. 38a).
    - Les profondeurs augmentent de façon quasi linéaire avec le VED mais l'influence de l'épaisseur de poudre reste très aléatoire (Figure III. 37b et Figure III. 38b).

Pour les essais réalisés sur la machine SLM (Figure III. 38), on observe cependant de grandes fluctuations sur les valeurs de pénétration, en particulier à VED élevé. Par ailleurs, les pénétrations restent limitées à

moins de 150 µm. Il est important de préciser ici que ces essais mono-cordons ont été faits dans la direction du flux de gaz, ce qui correspond à une condition atypique pour la machine. Des problèmes d'interaction (absorption) du laser avec la colonne de vapeur métallique peuvent expliquer ces résultats comme nous le verrons dans le § III.4 de ce chapitre.

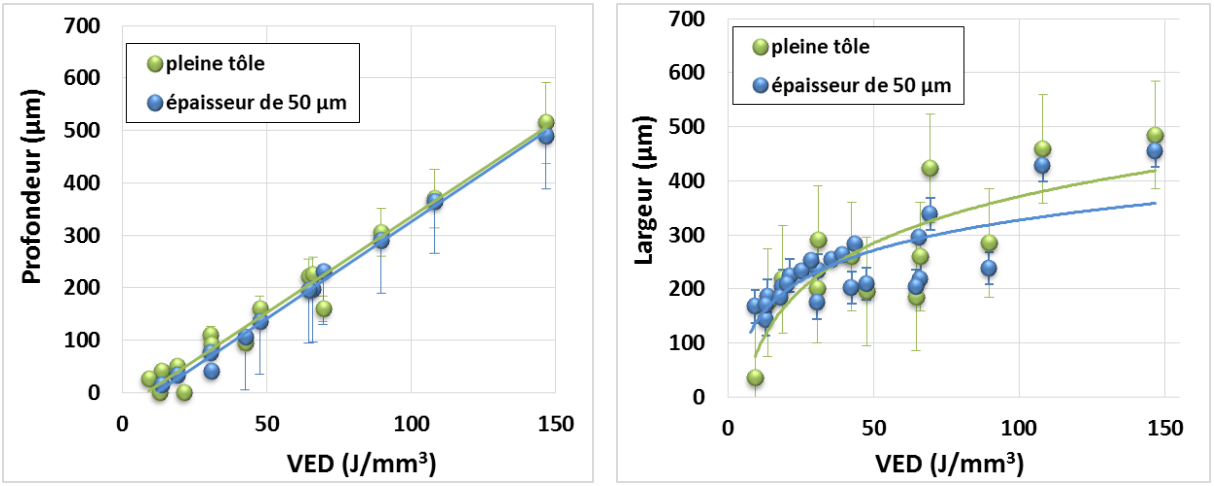


Figure III. 37: Dimensions des mono-cordons en fonction du VED pour le banc instrumenté avec D=200 µm et 50 µm de poudre (a) largeur (b) profondeur.

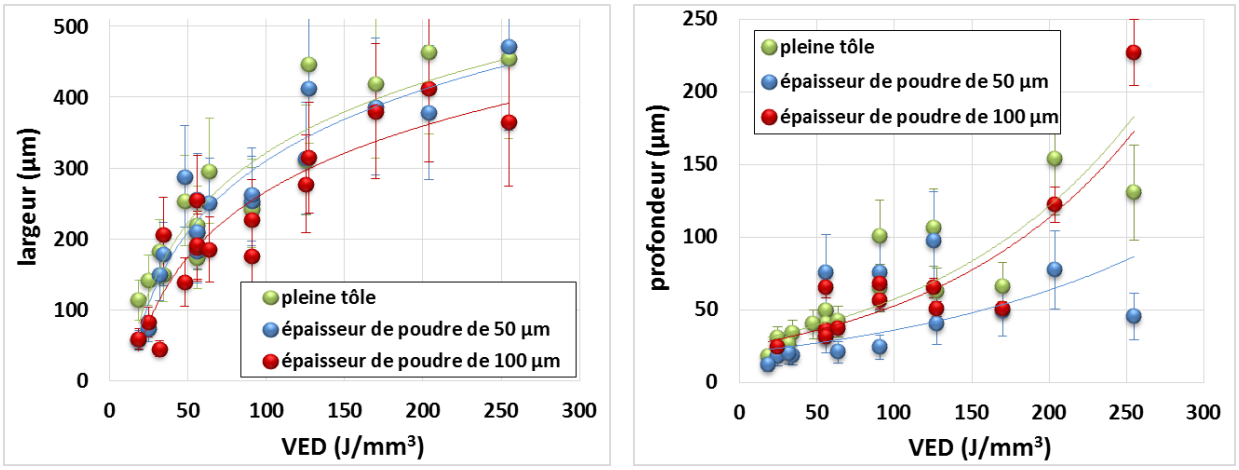


Figure III. 38 : Dimensions des mono-cordons en fonction du VED pour la machine SLM avec D = 70 µm (a) largeur (b) profondeur.

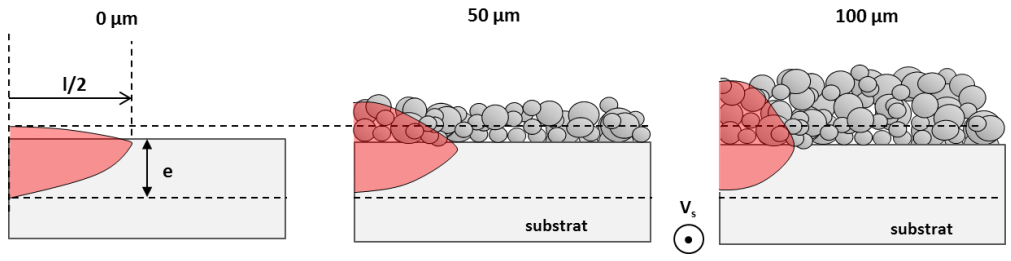


Figure III. 39 : Influence de l'épaisseur de poudre sur les dimensions des cordons SLM : lorsqu'elle augmente, la largeur des ZF diminue et la hauteur des cordons augmente à volume fondu constant.

Sur la Figure III. 40, la comparaison des profondeurs de cordons obtenues lors de la première couche de matière, et des profondeurs de cordons mesurées au cœur de pièces fabriquées (en moyenne après 7 à 10 mm de matière fabriquée) montrent clairement des profondeurs deux fois plus élevées au cœur des pièces. Deux explications sont possibles : (1) l'effet de préchauffage de la matière issu de l'accumulation de couches qui élargit les isothermes de fusion et (2) le fait que les mono-cordons aient été faits dans le sens parallèle au flux de gaz, contrairement aux pièces 3D.

Pour vérifier ces hypothèses, des pièces 3D (cubes) ont été fabriquées en forçant le sens de balayage, c'est-à-dire en imposant un sens parallèle au flux de gaz dans l'enceinte. Les résultats de la Figure IV. 30 dans le chapitre IV confirmeront bien une réduction des profondeurs de fusion. C'est essentiellement l'absorption ou la diffusion du rayonnement, modifiée par l'orientation relative direction de scanning/ flux de gaz, qui explique les faibles profondeurs fondues obtenues en mono-cordons.

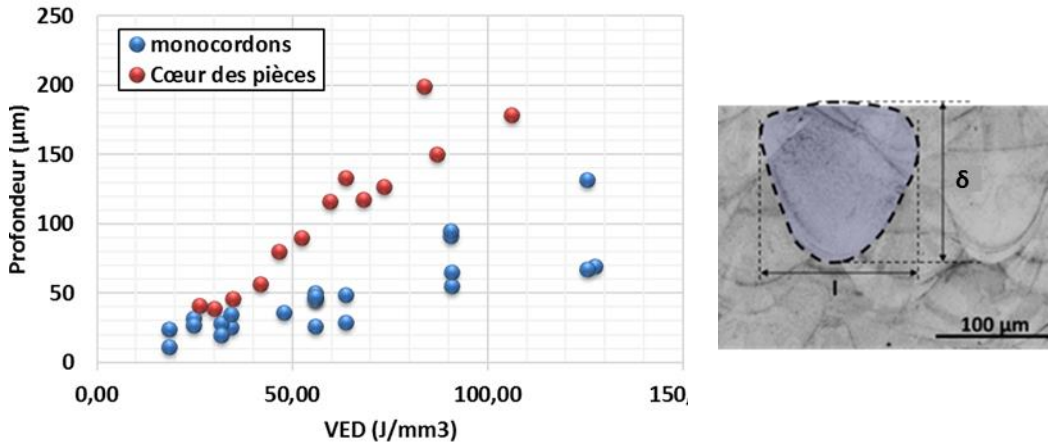


Figure III. 40 : (a) Profondeurs de fusion obtenues sur mono-cordons comparées à celles mesurées au cœur des pièces (b) dimensions considérées (ici machine SLM, D= 70 µm).

III.2.3.2 Utilisation d'un modèle analytique de soudage

III.2.3.2.1 Présentation du modèle

Le procédé SLM met en jeu des régimes d'interaction laser-matière intenses (intensité I_0 en W/cm² élevées) et des vitesses de balayage élevées (> 0,1 m/s) susceptibles de créer la vaporisation du métal liquide, et un dépôt d'énergie en volume à partir des parois d'un capillaire de vapeur. La seule différence du soudage avec la fusion SLM est la présence de la couche de poudre superficielle qui modifie les conditions aux limites thermiques (faible conductivité thermique équivalente), et des vitesses de balayage V élevées.

(Fabbro, 2010 et 2017) a proposé une approche analytique (§ I.3.3.2.2) permettant de calculer les profondeurs fondues issues d'un tel régime capillaire, et les seuils de formation du capillaire à partir des conditions d'éclairement laser (P, V, D) et des propriétés thermo-physiques du matériau considéré (un paramètre k reliant la vitesse de perçage V_p du capillaire à l'éclairement laser I_0, assimilable à l'inverse de l'enthalpie à la fusion ΔH_s). Ce modèle géométrique est potentiellement transposable au cas de la SLM, en considérant la poudre après fusion (hauteur réduite de moitié $\Delta h/2$ en raison du taux de compacité initial de 50 %) (Figure III. 41).

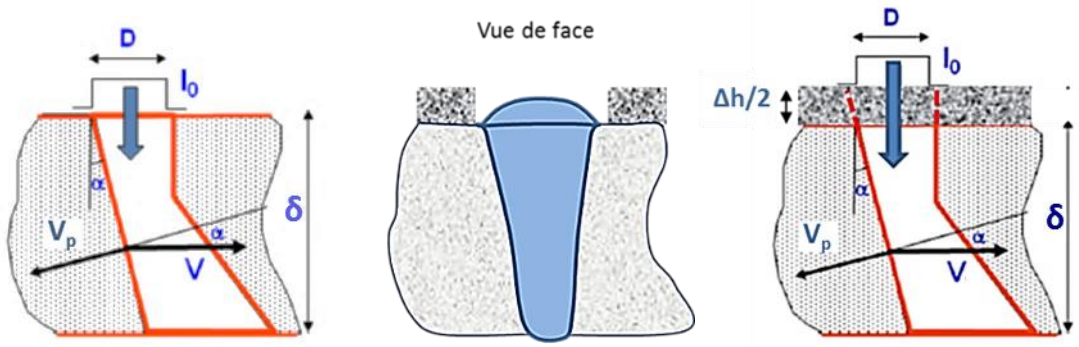


Figure III. 41 : Modèle géométrique du capillaire (a) sans poudre (b)-(c) avec poudre, en considérant un taux de densification de 50 %.

Ce modèle ne peut être appliqué directement sur les fusions SLM sur machine pour plusieurs raisons :

(1) Sur les pièces 3D, il y a une augmentation de la température moyenne avec l'accumulation de couches qui n'est pas prise en compte et qui peut modifier fortement les dimensions des cordons.

(2) Les mono-cordons, réalisés sur la machine SLM, ont été réalisés avec un flux de gaz parallèle au sens de balayage qui modifie les conditions d'interaction et réduit fortement les dimensions des cordons.

Finalement, seuls les cordons réalisés sur banc instrumenté à D200 et à fort VED (en keyhole) seront comparés au modèle de Fabbro (2010).

III.2.3.2.2 Seuil de formation du capillaire

Comme décrit dans le § I.3.3.2.2, on peut considérer que δ = D (α = 45°) ou $\delta + \Delta h/2 = D$ (avec poudre) au seuil de formation du keyhole. En effet, pour α > 45°, il n'y a pas de multi-réflexions possibles (le rayon est réfléchi vers le haut). On aboutit alors à la condition suivante pour le seuil de formation du keyhole :

$$\frac{P}{\pi V D^2} = \frac{H_0}{4A_0} \quad \text{ou} \quad VED = \frac{H_0}{A_0} \tag{33}$$

Avec H_0 (J/m^3) l'enthalpie à la fusion, A_0 l'absorptivité.

Lorsque D = δ, en considérant les résultats expérimentaux obtenus pour D200 (Figure III. 37), on aboutit à des valeurs VED seuils de l'ordre de 65 J/mm^3. Le calcul analytique avec les données thermo-physiques du Tableau III. 1 donne des valeurs deux fois inférieures, de l'ordre de 32 J/mm^3.

ρ (sol) (kg/m^3)	C_p (sol) (J/kg/K)	C_p (liq) (J/kg/K)	L_F (J/kg)	T_F (K)	Tv (K)	K(sol) (W/m.K)	A_0*
7800	480	720	$2.7.\ 10^5$	1680	3050	15	0.4

Tableau III. 1: Propriétés thermo-physiques du 316L (A_0* : en régime de conduction).

III.2.3.2.3 Estimation de la profondeur fondue : cas des essais sur banc instrumenté

Le modèle développé par Fabbro (2010) considère un régime de capillaire établi pour estimer les seuils de formation du capillaire (pour lesquels on considère $\delta \approx D$) et les profondeurs fondues. Ce calcul se base sur la distribution de puissance laser Pz (W/m) absorbée selon z à la surface du capillaire pour le maintenir à une température $T=T_{vap}$. On rappelle ci-dessous la formulation analytique de la profondeur fondue décrite dans le § I.3.3.2.2 une fusion pleine tôle.

$$\delta = \frac{P}{K.(T_v - T_0).g(Pe)} = \frac{P}{K.(T_v - T_0).(mPe+n))} \quad (34)$$

Avec Pe le nombre de Péclet.

Dans notre cas, les rapports d'aspect (profondeur δ / diamètre D) obtenus expérimentalement sont rarement supérieurs à 2 (Figure III. 37). Le régime de fusion laser utilisé en SLM correspond à un régime intermédiaire entre le régime de conduction et de keyhole. Afin de rendre compte de ce régime assez éloigné de celui d'un keyhole profond (absorptivité proche de 0.8), nous avons donc intégré un paramètre d'absorptivité A_0 qui varie avec le VED (entre 0.4 (absorptivité du liquide) à 20 J/mm^3 et 0.8 à 200 J/mm^3). Par ailleurs, en présence d'une hauteur de poudre Δh, on corrige la profondeur fondue du retrait de matière Δh.(1-ε), avec ε = taux de vide dans le lit de poudre initial (Figure III. 41b). En considérant un lit de poudre ayant une compacité de 50 %, on obtient donc :

$$\delta = \frac{P}{K.(T_v - T_0).g(Pe)} = \frac{A_0.P}{K.(T_v - T_0).(mPe+n))} - \frac{\Delta h}{2} \quad (35)$$

Pour appliquer le modèle, les paramètres m et n ont été estimés à m≈5 et n≈5 dans le cas de la fusion pleine tôle monocouche, en accord avec les valeurs recommandées par Fabbro (2017). Dans ces conditions, le modèle donne une bonne approximation des profondeurs fondues avec et sans poudre (Figure III. 42).

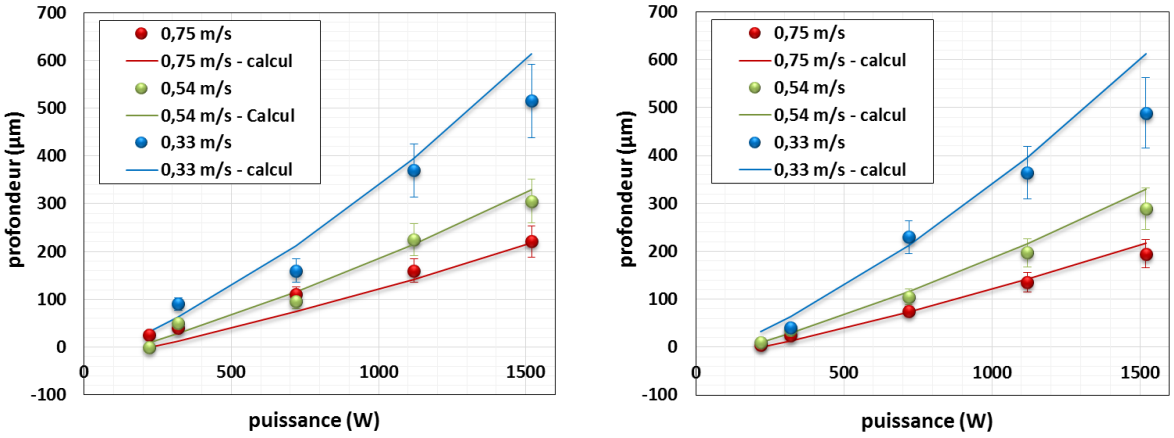


Figure III. 42 : Calcul analytique (m≈5 et n≈5) des profondeurs fondues sur banc instrumenté (D200) en (a) fusion pleine tôle et (b) avec 60 µm de poudre.

III.2.3.2.4 Mono-cordons réalisés sur machine SLM

Les profondeurs fondues mesurées sur des mono-cordons réalisés sur machine SLM (avec et sans poudre) sont inexploitables avec le modèle analytique car ces mono-cordons, réalisés dans la direction du flux de gaz protecteur, ont été perturbés par des phénomènes d'absorption ou diffusion du laser incident. Les profondeurs fondues maximales sont donc faibles (≈ 150 µm) par rapport aux profondeurs attendues dans de telles gammes de VED. Par contre, nous verrons au § III.5.2.4 que le modèle s'applique correctement aux mono-cordons SLM sur alliages d'aluminium, moins impactés par la vapeur métallique.

Le modèle analytique de soudage a également permis de valider une relation linéaire entre l'énergie volumique (VED) et les profondeurs fondues. Dans la suite de l'étude, nous utiliserons cette relation linéaire pour le calcul des conditions de densification (§ IV.4.1.2). Plus généralement, pour pouvoir utiliser le modèle prédictif dans le cas d'une fusion SLM multicouches, il serait nécessaire dans le futur d'ajuster les paramètres m et n de la fonction de Péclet g(Pe).

III.3 Analyse des éjections de matière

La limitation des éjections métalliques en SLM est un enjeu technologique majeur car en contaminant la surface du lit de poudre, elles affectent la stabilité du procédé et la santé matière des pièces fabriquées, via une augmentation du taux d'inclusions et de porosités. Dans la continuité des premières visualisations par caméra rapide réalisées avec un angle de vision de l'ordre de 60°, notre objectif était ici de visualiser les éjections, et de quantifier leur évolution en fonction des paramètres du procédé SLM grâce à une analyse latérale de la plume d'éjections, et de la colonne de vapeur métallique issues de l'interaction laser-zone fondue.

III.3.1 Analyse latérale des éjections par vidéo rapide

III.3.1.1 Validation du protocole expérimental

Afin de pouvoir disposer d'une analyse semi-quantitative des éjections métalliques, nous avons utilisé une caméra rapide disposée latéralement par rapport à la zone d'interaction (§ II.1.2.2.2.1). Les analyses vidéo ont été réalisées à une fréquence de 4000 im/s sur une fenêtre de 512 x 256 pixels (soit 6 x 3 mm) sans source de lumière annexe (les particules fondues sont suffisamment émissives) puis binarisées avec le logiciel Image J. Dans cette configuration, seules les particules se situant dans le plan de travail à suffisamment haute température (proche de la température de fusion) sont incandescentes donc visibles nettement par la caméra.

Après binarisation des images capturées, un même protocole de traitement d'image a été suivi, et appliqué à un plan paramétrique comprenant 5 puissances et 3 vitesses différentes, pour des longueurs de cordon de 2 cm. L'objectif visé est de représenter le nombre d'éjectas sur chaque gamme de taille de particule.

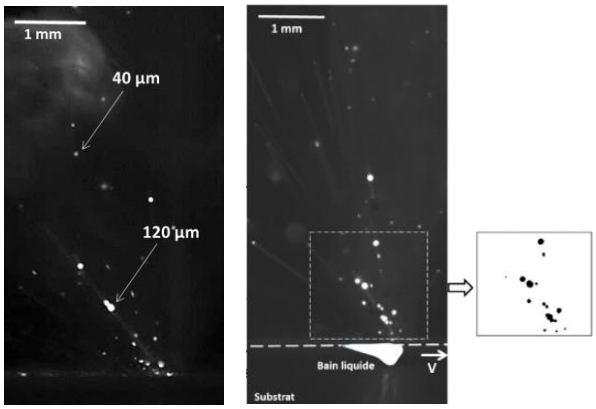


Figure III. 43 : (a) Exemple d'images obtenues par la caméra latérale (b) Définition de la zone binarisée utilisée pour les traitements d'image (P520_V330_D200_E60_B).

Plusieurs choix ont été faits pour le traitement d'images :

(1) Le début et la fin du tir n'ont pas été pris en compte pour considérer un régime établi du procédé de fusion.

(2) Le traitement d'images a été réalisé sur une fenêtre plus petite (150 x 140 pixels) pour éviter de compter une même particule à plusieurs reprises (Figure III. 43).

(3) Pour la même raison, on a considéré une image sur trois (valeur calculée par rapport à la vitesse la plus faible et à la taille de la fenêtre), soit 1333 im/s (au lieu des 4000 im/s initialement).

(4) Le niveau de seuillage pour binariser la vidéo a été maintenu constant (à 57). Ce niveau de seuillage permet de distinguer chacune des particules sans considérer la vapeur métallique visible parfois sur certaines vidéos et qui peut fausser les résultats.

(5) Nous avons considéré un même nombre d'images, soit 33 images au total, ce qui correspond à des longueurs de cordons différentes de 8,17 mm (0,33 m/s), 13,3 mm (0,54 m/s), 18,5 mm (0,75 m/s). On considère que chaque image en soi est représentative de la dynamique du procédé, c'est pourquoi on compare les résultats pour un même nombre d'images et non une même distance. Le fait d'en considérer plusieurs (33 images) nous donne un nombre cumulé et une valeur moyenne.

Dans un premier temps, nous avons voulu vérifier la reproductibilité des résultats : nous avons effectué à 8 reprises un cordon de 0,33 m/s à 720 W sur deux lits de poudre différents (Figure III. 44). Les essais 1 et 8 ont été réalisés sur le même lit de poudre et tous les autres (2 à 7) sur un autre lit de poudre. Les résultats obtenus montrent des différences au sein d'une même gamme de diamètres mais que le résultat est globalement cohérent (avec des variations maximales de l'ordre de +/- 15 % sur chaque gamme de diamètres).

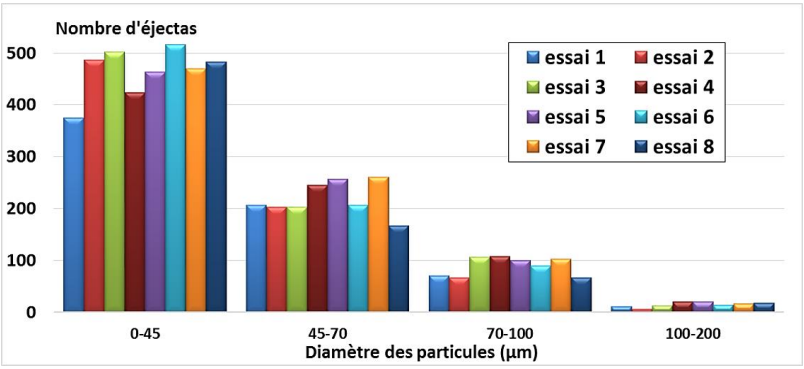


Figure III. 44: Etude de reproductibilité sur huit cordons distincts (P720_V330_D200_E60).

III.3.1.2 Vitesses et inclinaison des éjections

Comme nous l'avons montré précédemment, les éjections sont entraînées par la *plume* de vapeur métallique ascendante générée depuis la surface du métal fondu. Plus ces particules sont éjectées à grande vitesse, plus leur énergie cinétique est importante et plus elles risquent de contaminer les optiques et le lit de poudre sur de grandes distances.

Pour mesurer les vitesses, deux méthodes ont été utilisées :

- La fréquence *caméra* de 4000 im/s permet de suivre les particules les plus lentes sur plusieurs images successives (Figure III. 45 a, b, c).
- Le temps d'obturation d'une image est de 1/160 000 s, ce qui permet de suivre les particules les plus rapides. Pendant la durée d'acquisition, elles parcourent une distance qu'on peut mesurer à partir de la trainée visible de son parcours (Figure III. 45 d).

En couplant ces deux méthodes de mesure, on peut obtenir la distribution de vitesse en fonction de la taille (Figure III. 46). Les plus petites particules ont des vitesses autour de 30-50 m/s et les plus grosses (> 50 µm) ont une vitesse de l'ordre de 3+/-2 m/s. Ni la vitesse de balayage, ni la puissance laser n'influent de façon visible sur la vitesse de la particule éjectée. La vitesse des grains de poudre les plus petits est censée tendre vers la vitesse de la colonne de vapeur pour laquelle (Bidare, 2018) a calculé des valeurs de l'ordre de 300 m/s.

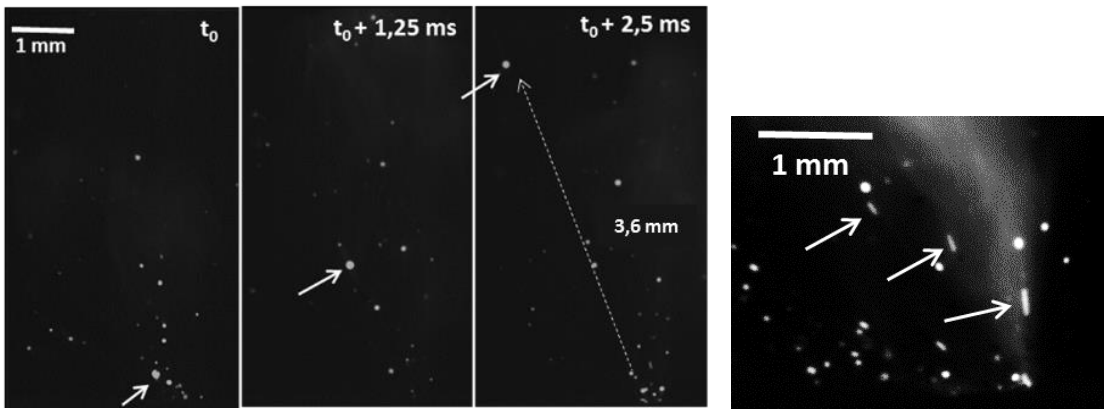


Figure III. 45 : (a) Suivi de particules éjectées (diamètre de 120 µm) : 3.6 mm sont parcourus en 2,5 ms soit V ≈ 1.44 m/s (b) Particules de diamètre 30-50 µm : 200 µm sont parcourus en 1/160 000 s soit V ≈ 31 m/s (P520_V330_D200_E60_B).

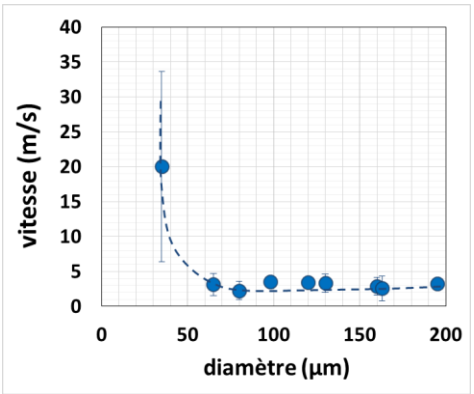


Figure III. 46 : Vitesse des particules éjectées en fonction de leur diamètre (D200_E60).

Sur un plan plus macroscopique, on peut également évaluer l'évolution de l'inclinaison du faisceau de particules éjectées (Figure III. 47) à partir d'une somme d'images (33 images) obtenue par Image J (Figure III. 48). Des angles d'éjection compris entre 35 et 70° par rapport à la verticale sont mis en évidence qui varient plus avec la vitesse qu'avec la puissance : plus la vitesse augmente plus l'inclinaison est importante, c'est-à-dire plus la colonne d'éjectas est proche du lit de poudre. Sur les images de la Figure III. 48, on voit nettement, en plus de la *plume* d'éjections très lumineuse, la présence d'une colonne de vapeur située au-dessus de la zone d'interaction. Cette colonne de vapeur sera étudiée plus en détail dans le § III.4.1.

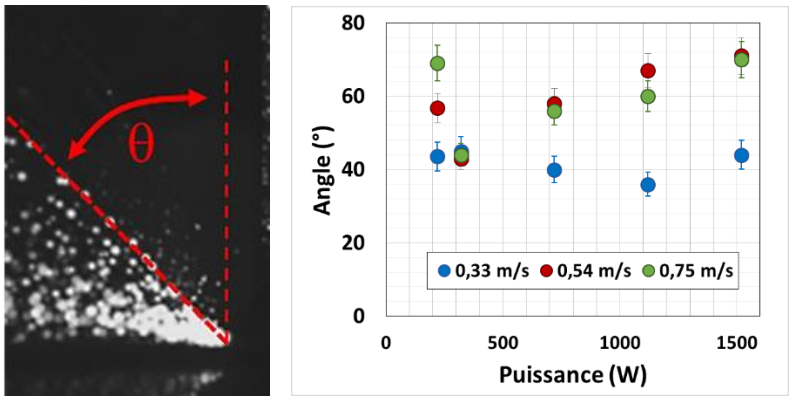


Figure III. 47 : (a) Angle considéré pour mesurer l'angle d'inclinaison de la *plume* d'éjections (b) Résultats en fonction de la puissance pour trois vitesses.

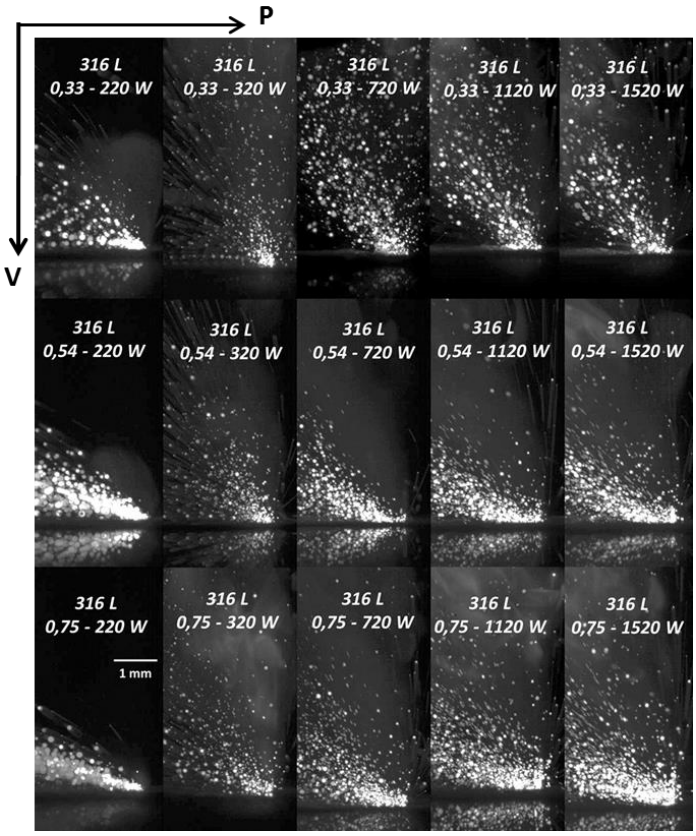


Figure III. 48 : Somme d'images représentant les éjections métalliques en fonction de la puissance (220 à 1520 W) et de la vitesse de balayage (0.33 à 0.75 m/s).

III.3.1.3 Nombre et taille des éjectas

A partir du protocole d'analyse d'images (ImageJ) décrit précédemment, on peut analyser une série d'images et obtenir le diamètre et le nombre de particules éjectées (Figure III. 49). On retiendra que :

- la taille maximale des éjectas est ~ 300 µm soit 10 fois plus grande que le grain initial.
- le nombre d'éjectas augmente avec la puissance et la vitesse.

Les cordons fabriqués à 220 W (surtout à 0.54 m/s et 0.75 m/s) sont singuliers car ils présentent plus d'éjectas. Ces cordons ne correspondent pas à un régime de fusion SLM optimisé puisqu'ils présentent du balling (les grains fondus et coalescés sous l'effet des tensions de surface sans dilution avec le substrat sont facilement vaporisables et entraînables par la *plume* de vapeur). Ils ne seront donc pas considérés comme représentatifs pour notre étude.

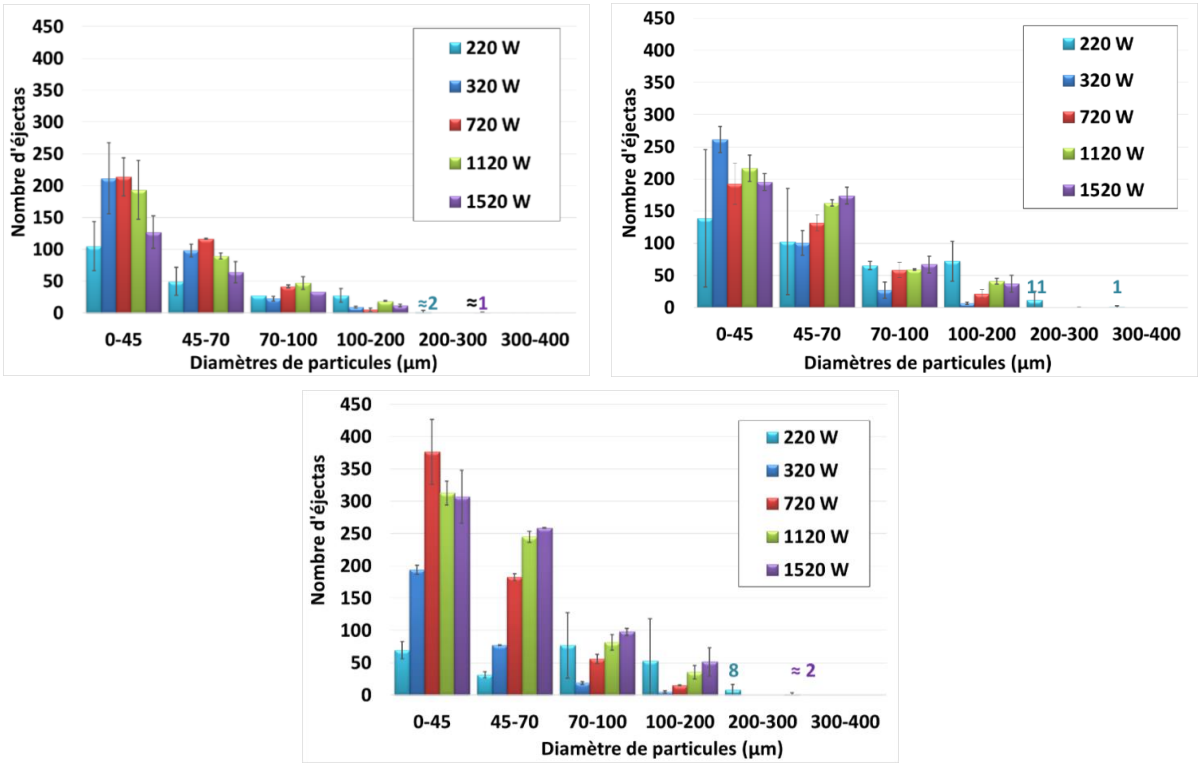


Figure III. 49 : Histogrammes du nombre de particules éjectées en fonction du diamètre (D200_E60) pour 33 images (a) 0.33 m/s (b) 0.54 m/s (c) 0.75 m/s.

Nous avons choisi de nous focaliser sur les grosses particules (D_p > 70 µm) qui peuvent être à l'origine de défauts dans les pièces SLM (§ I.4.2.2). En se concentrant sur l'évolution de ces particules avec la puissance et la vitesse (Figure III. 50a) on peut montrer que :

- Le régime de balling (220 W, 0.54 et 0.75 m/s) favorise la formation de gros éjectas (>70 µm), les gouttelettes liquides sphériques formées n'étant pas incorporées au substrat.
- A partir de 220 W : (1) une faible vitesse de balayage (0,33 m/s) permet de limiter l'éjection de grosses particules (2) la dynamique d'éjectas est importante et similaire pour 0,54 m/s et 0,75 m/s. L'augmentation des éjections coïncide avec la formation d'un régime hydrodynamique instable et l'apparition d'un jet de vapeur en sortie direct du capillaire (humping).

La Figure III. 50b représente un % d'éjections égal au rapport entre la surface totale d'éjection (= somme des pixels blancs après binarisation) sur toute la fenêtre analysée (= ensemble des pixels). On retiendra plus généralement que la dynamique d'éjection augmente avec la puissance quelle que soit la vitesse jusqu'à atteindre un seuil (ici autour de 8 %).
Dans un second temps, nous avons voulu savoir si cette dynamique d'éjection était périodique (en particulier pour le cas de humping c'est à dire à 0,75 m/s). Pour cela nous avons représenté le nombre d'éjections en fonction du temps pour les particules de diamètre supérieur à 70 µm (Figure III. 51). Pour un même nombre d'images, on constate qu'il n'y a aucune périodicité et que la dynamique d'éjections est similaire pour les deux puissances (320 et 1120 W).

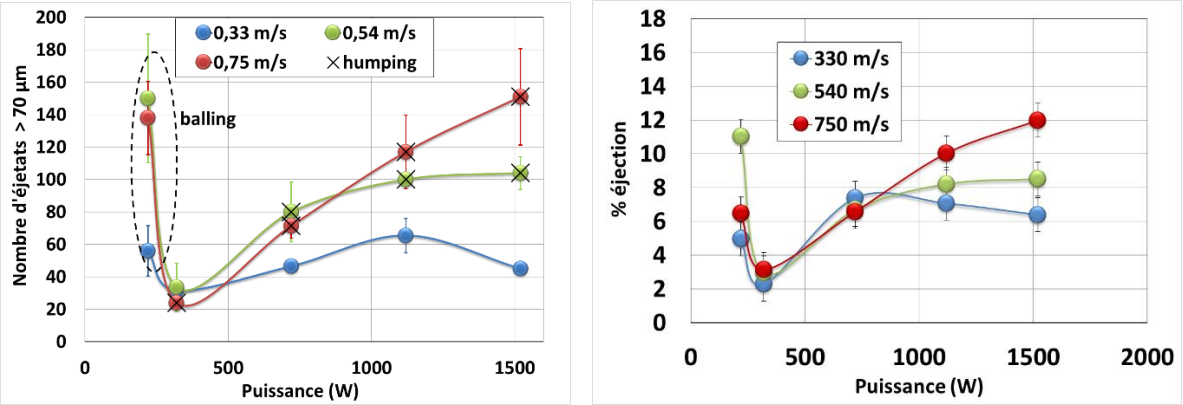


Figure III. 50 : (a) Evolution du nombre de grosses particules avec la puissance. Les cas présentant une oscillation verticale des ZF (proche du humping) sont représentés par des croix (b) Evolution du % ejection ($S_{éjection}$/ $S_{totale\ analysée}$) avec la puissance (D200_E60) (33 images).

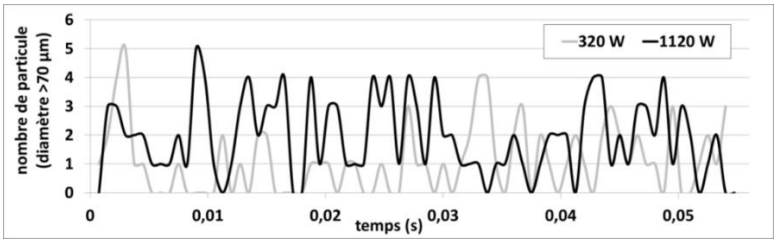


Figure III. 51 : Evolution temporelle du nombre d'éjections de diamètre > 70 µm pour deux puissances sur 73 images (V750_D200_E60).

III.3.1.4 Conclusion partielle : bilan des vidéos rapides

L'analyse des éjections métalliques par vidéo rapide en configuration rasante et sur une fusion de 50 µm de poudre, nous a permis de quantifier la dynamique d'éjection en fonction de (P, V, D) :

- Des diamètres maximum d'éjectas métalliques de l'ordre de 300 µm ont pu être détectés lors de ces analyses, soit 10 fois le diamètre des grains de poudre.
- Des essais complémentaires ont été réalisés avec un diamètre laser réduit (D=100 µm) à VED équivalent et montrent globalement que la dynamique d'éjections s'avère beaucoup plus intense.
- Enfin, une tendance est dégagée des résultats et montre une corrélation entre la dynamique d'éjections et les instabilités hydrodynamiques des zones fondues (proches du humping).

III.3.2 Analyse des particules éjectées

L'objectif de cette partie est d'approfondir l'étude des éjectas métalliques, tout en vérifiant si la gamme de diamètre mesurée est similaire aux résultats obtenus par la caméra.

III.3.2.1 Collecte d'éjectas sur banc instrumenté

En utilisant une procédure similaire à celle utilisée par Masmoudi (2016), une lame de verre (transparente au Yb :YAG) a été placée 3 mm au-dessus du lit de poudre (Figure III. 52) lors d'une fusion laser afin de collecter les éjectas (au-delà de 3 mm on ne collecte pas suffisamment d'éjectas, et en dessous de 3 mm la procédure devient complexe). La protection gazeuse a été assurée pendant la fusion par une buse placée entre le lit de poudre et la lame de verre. Dans un second temps, la lame de verre a été analysée au MEB. On observe que :

(1) La majorité des éjectas se situe dans une zone de 200 µm de largeur en vis-à-vis de l'interaction (jusqu'à 1 mm, condensats compris) (Figure III. 53a).
(2) Les particules ayant pu atteindre la lame de verre ont un diamètre maximal de 150 µm.
(3) Un dépôt continu est visible sur les lames. A plus fort grandissement, on remarque la présence d'agglomérats constitués de condensats quasi-hexagonaux de 20 nm (Figure III. 54), proches de ceux visualisés par Masmoudi (2016).

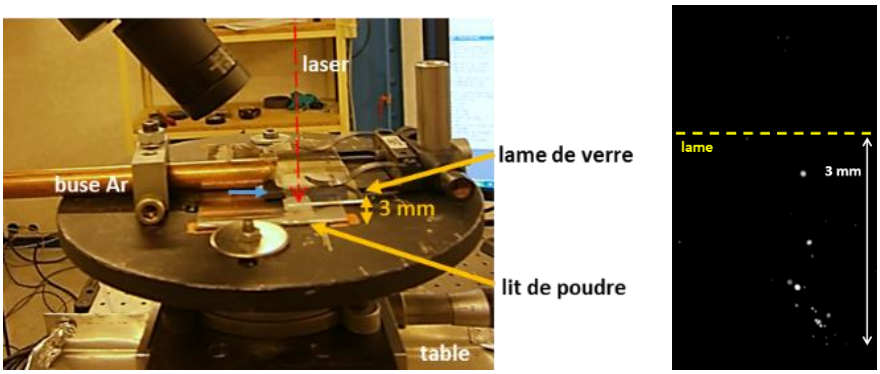


Figure III. 52: a) Montage : lame de verre placée au-dessus du lit de poudre avant le tir (b) La collecte ne prend en compte que les particules qui atteignent 3 mm de hauteur.

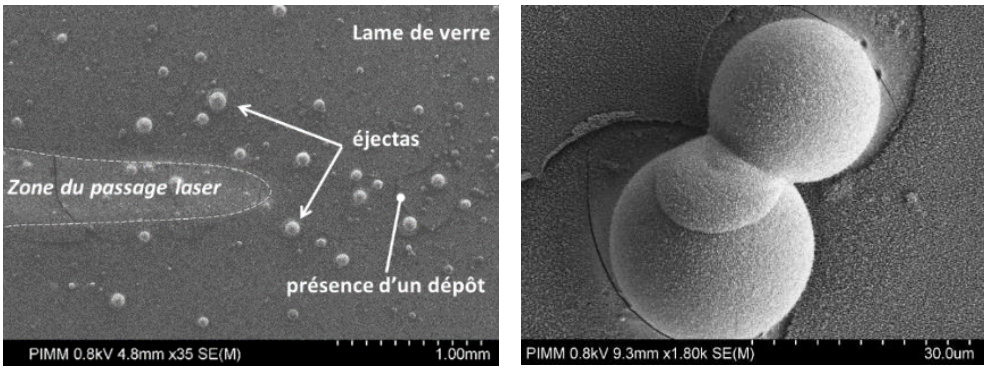


Figure III. 53 : (a) Image MEB de la lame de verre après le tir (b) Présence de microparticules (20 µm) (P320_V330_D200_E60).

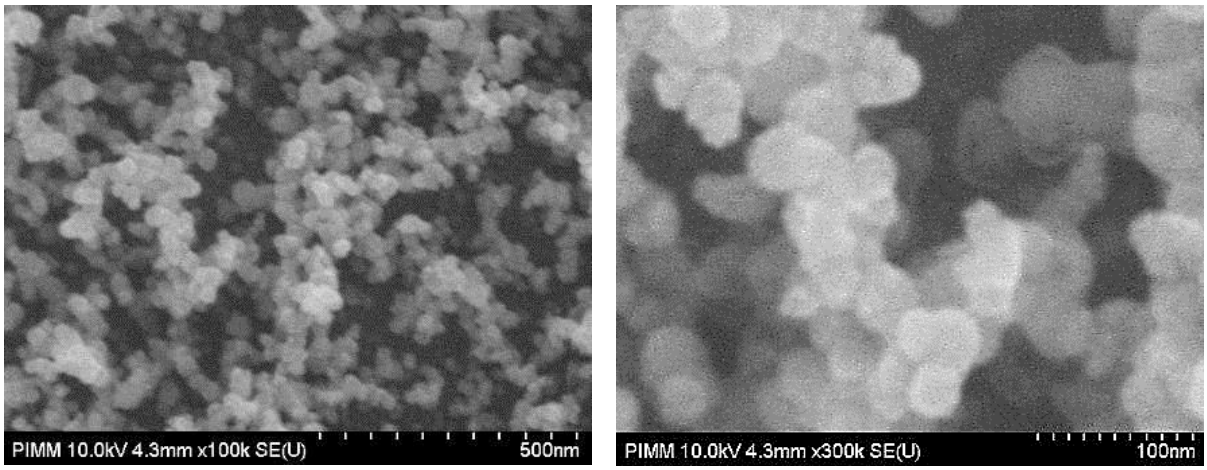


Figure III. 54 : Nano condensats (20 nm) (P320_V330_D200_E65).

III.3.2.2 Collecte d'éjectas sur machine SLM

En complément de l'étude précédente, une étude des éjectas sur la machine SLM a été réalisée sur deux populations de particules : (a) la poudre collectée par le racleur et (b) la poudre éjectée et déviée par le flux d'argon latéral sur le côté du plateau, avec deux objectifs différents. L'objectif est de distinguer au niveau des gammes de diamètre quelles sont les particules qui peuvent être balayées par le racleur, présentes soit sur le lit de poudre, soit sur les pièces, et celles qui peuvent être déviées suffisamment loin par le flux de gaz (éjectas) et les comparer avec les résultats du banc instrumenté.

III.3.2.2.1 Composition des éjectas

Nous nous focalisons sur les grosses particules, principale origine des inclusions dans les pièces SLM (§ I.4.2.2). Une partie de ces particules s'incruste sur la pièce, le reste est évacué au mieux par le racleur ou par le jet d'argon. Après la fabrication de pièces SLM (P200_V750_D70_E30), nous avons collecté : (1) la poudre provenant du bac de récupération, qui a été tamisée pour distinguer la poudre éjectée (soit les grosses particules de d_p > 75 µm), (2) la poudre déviée par le flux d'argon (récupérée directement à gauche du plateau de fabrication) (Figure III. 55).

L'analyse de ces poudres au granulomètre laser (Tableau III. 2) et (Figure III. 56) montre que :

(1) pour la poudre déviée par le flux d'argon : seule la poudre en dessous de 100 µm a pu être déviée par le flux et atteindre le bord du plateau.

(2) pour la poudre déviée par le racleur, les poudres coalescées et évacuées peuvent atteindre des diamètres de 400 µm alors que le diamètre maximale de la poudre initiale est de 100 µm.

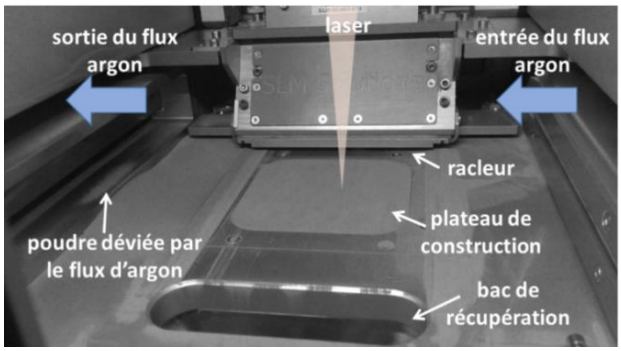


Figure III. 55 : Evacuation des éjectas au niveau de la machine SLM.

	Diamètre à 10%	Diamètre à 50%	Diamètre à 90%	Diamètre moyen
Poudre initiale	23	38	63	41
Poudre déviée par le flux de gaz	25	42	78	47

Tableau III. 2 : Distribution granulométrique pour les deux échantillons de poudre.

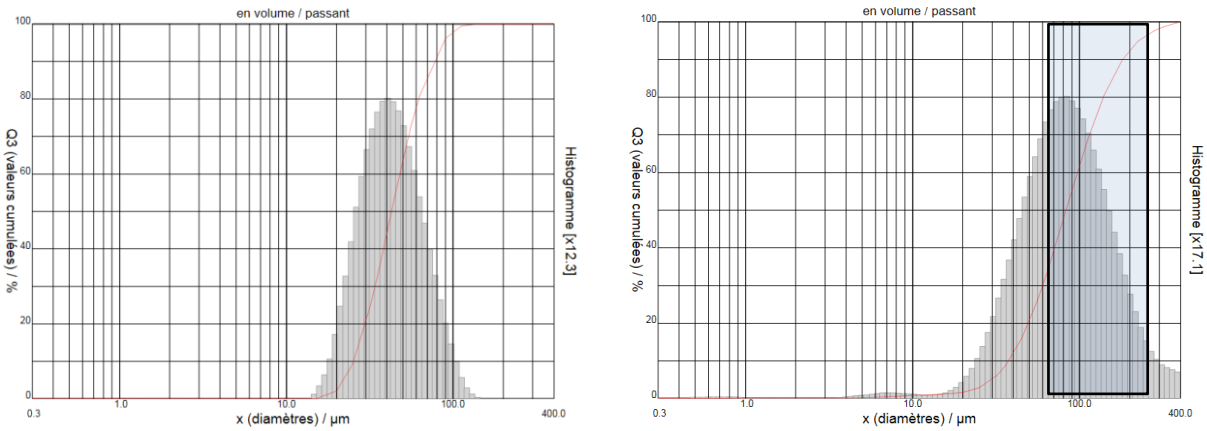


Figure III. 56 : Distribution granulométrique : (a) Poudre déviée par le flux de gaz (b) Poudre évacuée par le racleur.

Après analyse MEB (Figure III. 57) des particules évacuées par le racleur, on montre que :

- Ces particules sont constituées principalement d'agglomérats de poudre. Ces poudres entraînées par le racleur ont pu coalescer à proximité de la ZF ou correspondre à des éjectas retombés directement sur le lit de poudre.
- Le diamètre maximal est de 300-400 µm, du même ordre de grandeur que les résultats des analyses vidéo sur banc (Figure III. 49).
- Par analyse EDS, on remarque la présence de traces d'oxygène (0.5 à 1 %) dans la poudre évacuée par le racleur par rapport à la poudre initiale, qui traduisent une contamination lors du passage à l'état liquide.

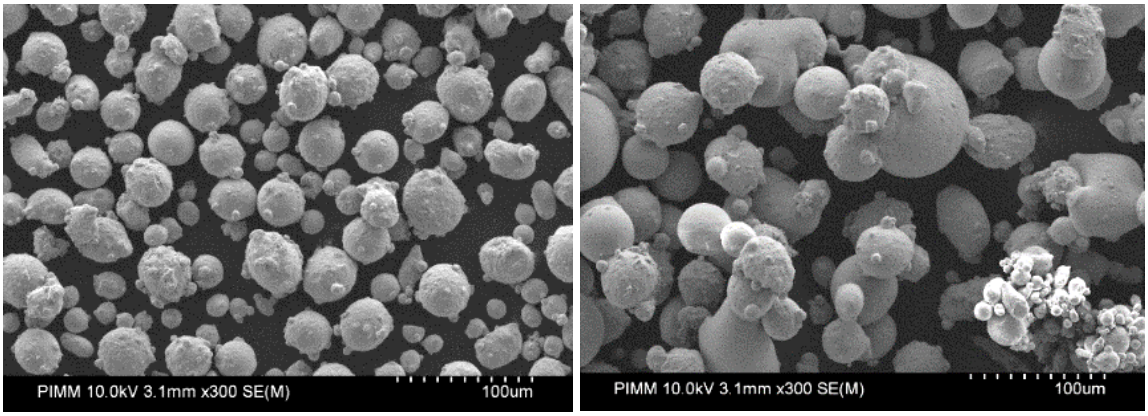


Figure III. 57 : Images MEB (a) poudre initiale de 15 à 45 µm (b) poudre évacuée par le racleur.

III.3.2.2.2 Influence des paramètres procédés

Pour confirmer l'influence de la densité d'énergie sur la quantité d'éjectas, deux pièces SLM (7x7x3 mm) ont été fabriquées sur un même plateau à deux puissances différentes (250 et 400 W) à 900 mm/s. Deux bacs (2 x 2 x 2 cm) ont été fixés sur le bord latéral (Figure III. 58) en vis-à-vis des pièces pour récupérer la poudre dans la direction du flux d'argon. Ces bacs de récupération, pesés avant et après fabrication, permettent de collecter la poudre pour un même angle solide de projection.

Après pesée et analyse MEB (Figure III. 60), on observe que :

- Le nombre d'éjectas est supérieur à 400 W qu'à 250 W, le nombre de grosses particules double (catégorie 80-100 et 100-200 µm) (Figure III. 59). Le nombre de grosses particules reste faible par rapport aux essais sur le banc instrumenté. Ces dernières ayant des cinétiques plus lentes et une masse plus importante retombent plus rapidement donc n'atteignent pas forcément la zone où se situaient les boîtes. Notre échantillon collecté suite à la déviation du jet de gaz n'est donc pas représentatif de la population des particules.
- Des condensats et des agglomérats de poudre sont identifiés (Figure III. 60).
- La fabrication SLM à forte puissance (400 W) éjecte 4 fois plus de masse de matière qu'à puissance inférieure (250 W) ce qui confirme en partie nos analyses vidéo, indiquant une augmentation de 60 % de la quantité d'éjectas avec la puissance.

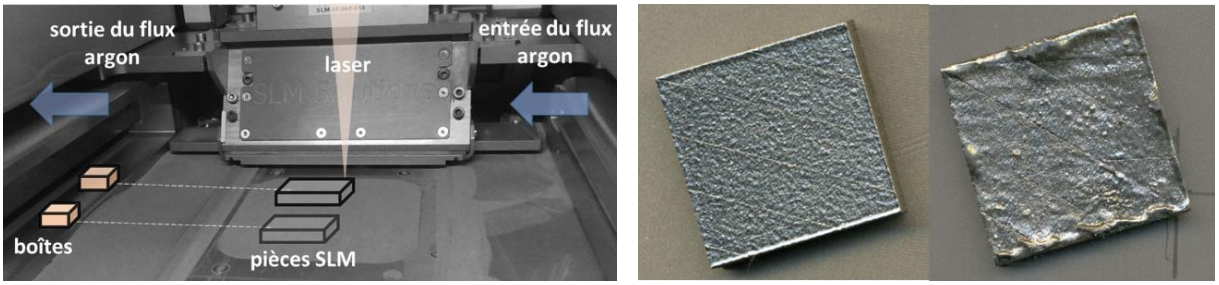


Figure III. 58 : (a) Montage sur la machine SLM, emplacement des boîtes de récupération de poudre (V900_D70_E30). Pièces SLM finales à (b) 250 W (c) 400W.

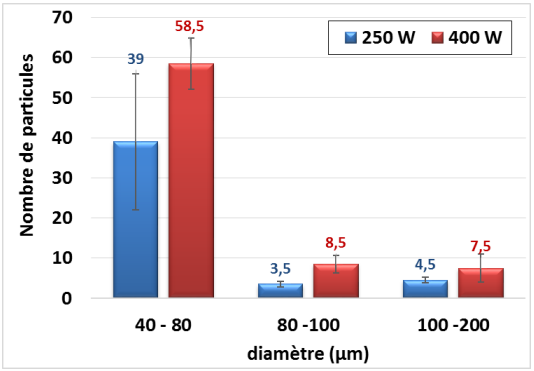


Figure III. 59: Histogramme des éjectas pour 250 et 400 W.

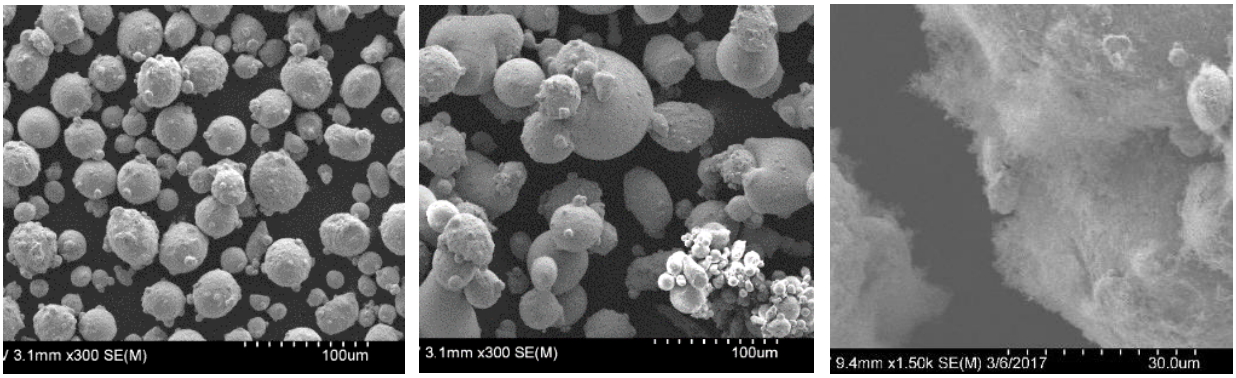


Figure III. 60 : Image MEB des éjectas collectés à 900 mm/s (a) 250 W (b) 400 W, (c) présence de condensats (P250_V900).

III.3.5 Estimation du % de métal fondu éjecté

En considérant maintenant non pas uniquement la quantité de poudre présente initialement en vis-à-vis des cordons formés (sur la largeur de fusion l), mais l'intégralité du volume de matière effectif de poudre $S_{poudre}^{total} \approx \varepsilon . l_{den} . \Delta h$ qui a disparu de la zone d'interaction (en considérant la largeur dénudée totale l_{den}), on peut également estimer au premier ordre la proportion de métal liquide éjecté. Ainsi, si $S_{poudre}^{total} > S_{fondu}$ alors la différence ($S_{poudre}^{total} - S_{fondu}$) correspondra à quantité de liquide éjecté (Figure III. 61). Ce bilan a été fait pour différentes puissances et une vitesse de 0,33 m/s car la dénudation y est plus distincte et uniforme qu'à 0,75 m/s. L'estimation des surfaces dénudées et des surfaces des cordons a été obtenue par analyse binoculaire et profilométrie optique.

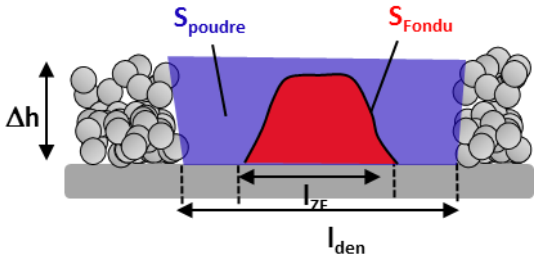


Figure III. 61: Utilisation du bilan de volume pour l'estimation du % de liquide éjecté.

Par exemple, si on calcule le cas à 920 W - 0,33 m/s :

- La surface de poudre initiale S_{poudre} estimée à partir de l'image vidéo (Figure III. 62) donne : $S_{poudre} = l_{den} \times \Delta h$ donc $S_{poudre} = 0.3 \times 950 \times 55 = 15700$ µm² (avec un taux de compacité de 30 %). L'analyse par profilométrie optique (Figure III. 63) des zones dénudées nous indique un taux de dénudation de l'ordre de 82 %, donc une surface initiale de l'ordre de 15700 × 0.82 = 12900 µm².
- La zone fondue finale S_{fondu} est calculée à partir des données obtenues par profilométrie : Figure III. 61 en considérant la zone fondue comme une demi-ellipse (S = 1/4. π. h .l) = ¼ ×π × 70 × 350 = 19200 µm² à laquelle on retire la surface du bombé d'origine thermique d'une surface fondue sans poudre (7260 µm²). On obtient donc une surface de poudre fondue = 19200 µm² - 7260 µm² = 12000 µm².
- Le % surfacique d'éjections est alors donné par (12900-12000)/12900 ≈ 7 %.

Plusieurs incertitudes interviennent dans ce calcul, avec notamment le taux de compacité, le taux de dénudation et l'épaisseur, locales du lit de poudre. Dans notre cas, le lit de poudre est étalé manuellement avec une lame, d'où une compacité faible de 0,3. Dans le cas contraire, le pourcentage d'éjection peut atteindre les 30% au lieu des 7%.

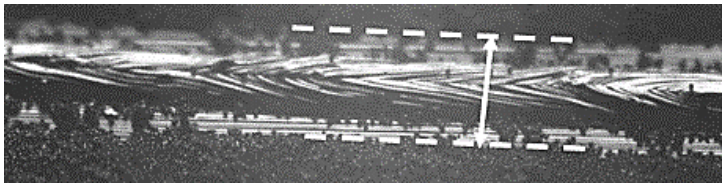


Figure III. 62 : Zone dénudée (P920_V330_D200_E60).

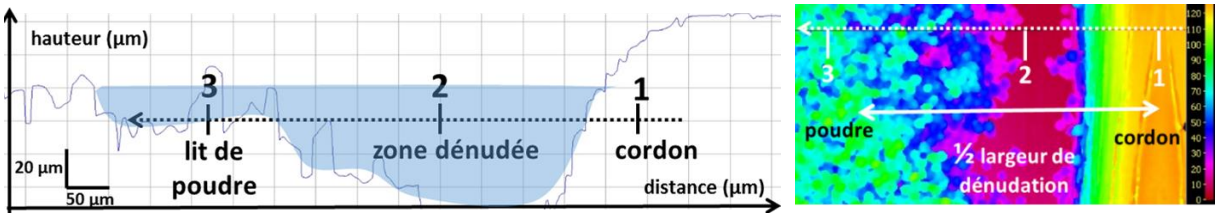


Figure III. 63: Analyse géométrique d'un cordon et de la poudre environnante par profilométrie optique.

On a effectué ce calcul sur d'autres paramètres (P, V). On observe que pour une vitesse de 0.33 m/s, la largeur de dénudation augmente avec la puissance mais pour 0.75 m/s, elle fluctue et reste faible (Figure III. 64). Par exemple pour une même puissance (700 W), la largeur de dénudation est de 450 µm à 0.75 m/s et le double à 0.33 m/s. On avait déjà observé que la dénudation était partielle à 0.75 m/s (Figure III. 13).

A partir du % de porosité obtenu par le bilan de volume, on observe que :

(1) à 0.33 m/s, on obtient : $S_{poudre} > S_{zone\ fondue}$ et un écart entre la surface de zone fondue et la surface de poudre initiale, qui augmente avec la puissance. On peut alors déduire selon cette estimation que la totalité des poudres dénudées a été attirée dans le cordon et que dans notre cas 10 % environ ont été éjectées. Ce bilan permet bien de confirmer nos résultats de la Figure III. 26 que la dynamique d'éjection augmente avec la puissance à 0.33 m/s.

(2) à 0.75 m/s, il faut cependant préciser que cette approche n'est pas envisageable pour tous les cordons présentant du humping, pour lesquels la fluctuation des hauteurs (humps/valleys) de cordon ne permet pas de calculer précisément S_{fondu}.

(3) enfin, ce bilan de volume permet de confirmer qu'une partie des poudres présentes avant fusion est attirée dans le cordon (origine de la dénudation) et de quantifier le pourcentage d'éjections maximal (10 %) par rapport à un volume de poudre de départ. Même si cette approche présente différentes sources d'incertitude (taux de compacité local, % de dénudation), elle fournit une base de discussion intéressante.

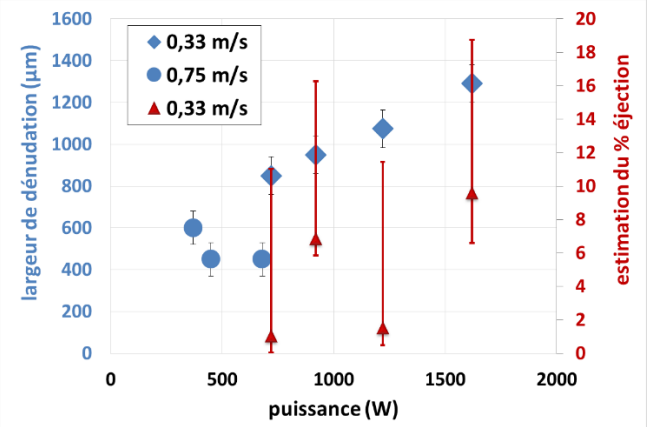


Figure III. 64 : Largeur de dénudation et estimation du % éjection à partir d'un bilan de volume en fonction de la puissance.

III.4 Etude de la colonne de vapeur

Nous avons pu observer que la dynamique d'éjection et le phénomène de dénudation sont associés à la présence d'une colonne de vapeur ascendante constituée de nanoparticules métalliques. Dans ce qui suit, on s'intéressera au comportement de cette colonne de vapeur (inclinaison, intensité…) afin de comprendre son impact sur l'interaction laser-matière et la fusion sélective.

III.4.1 Analyse de la colonne de vapeur sur le banc instrumenté

Sur les vidéos latérales à 4000 im/s la présence d'un halo lumineux situé au-dessus de la zone fondue est nettement visible et distinct de la *plume* d'éjections elle-même. En augmentant le contraste des images, on peut distinguer ce halo plus nettement. Il correspond à la détente d'une colonne de vapeur constituée de nanoparticules métalliques qui rayonnent. A partir des vidéos obtenues à D200, on peut étudier les angles d'inclinaison θ de cette vapeur par rapport à la verticale en fonction des paramètres (P, V) sur pleine tôle (Figure III. 65a) et sur lit de poudre (Figure III. 65b). On utilise pour cela la superposition de N images qui permet d'avoir une valeur angulaire moyenne représentative. Les inclinaisons des colonnes de vapeur (Figure III. 66) peuvent alors être comparées à la déformation de la surface du liquide (ou l'inclinaison α du front avant du capillaire de vapeur) puisqu'elles sont générées perpendiculairement à cette surface. On a donc α (keyhole) = π/2 – θ (vapeur métallique).

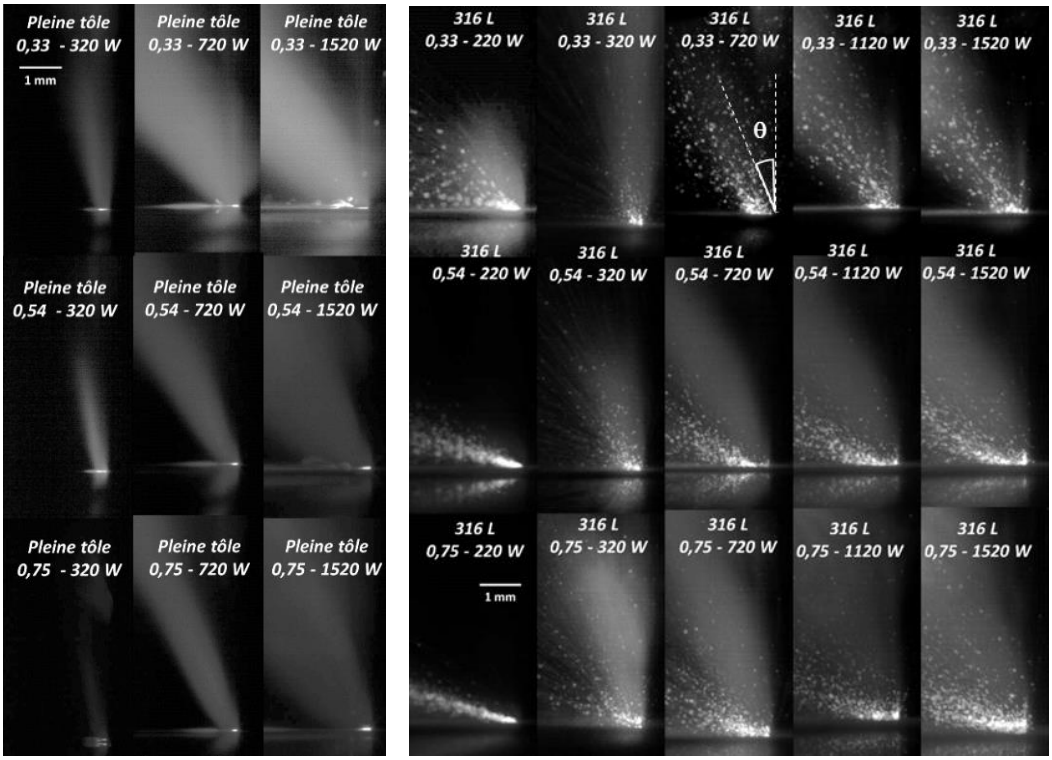


Figure III. 65 : Etude des colonnes de vapeur (D200) (a) cas peine tôle (b) fusion sur 60 µm de poudre.

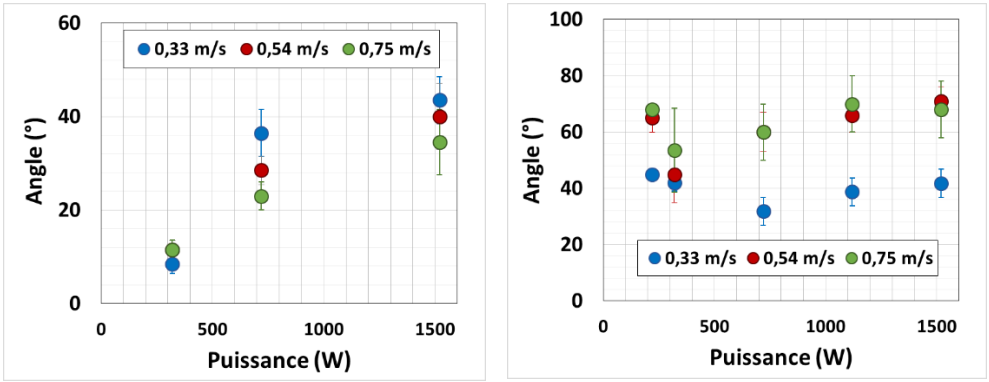


Figure III. 66 : Angle d'inclinaison θ de la colonne de vapeur en fonction de la puissance et de la vitesse (D200) (a) fusion pleine tôle (b) fusion sur lit de poudre de 60 µm.

L'analyse des vidéos montre que :

- En fusion pleine tôle comme en fusion lit de poudre, une colonne de vapeur apparaît (sauf à 220 W qui entraîne la formation de balling sur lit de poudre).
- Les angles d'inclinaison tendent à augmenter avec la puissance mais surtout avec la vitesse.
- La colonne de vapeur semble plus verticale sur lit de poudre qu'en pleine tôle à paramètres identiques.
- A faible puissance (320 W), on est proche d'un régime de soudage par conduction, la surface métallique est faiblement vaporisée et déformée, et la *plume* de vapeur est presque verticale (Figure III. 64a).

- A puissance supérieure (> 720 W), le capillaire est mieux formé et plus profond. La colonne de vapeur s'incline, passe par un minimum puis redevient verticale (à 1520 W), guidée par le front avant du capillaire (Figure III. 64b).
- Dans les gammes de puissance intermédiaires, l'augmentation de vitesse incline le capillaire et raidit la *plume* de vapeur qui se détend verticalement (Figure III. 64c).

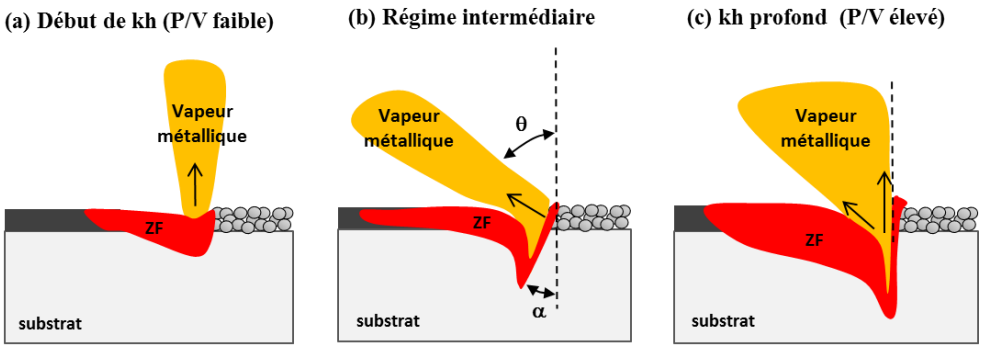


Figure III. 67 : Relation entre l'inclinaison de la colonne de vapeur et la géométrie du capillaire : la colonne de vapeur passe par une inclinaison maximale (θ élevé) avec la formation progressive du capillaire puis se raidit à fort P/V (rappel : θ = π/2 – α).

Les angles θ obtenus expérimentalement pour les colonnes de vapeur peuvent être comparés aux angles α d'inclinaison du front avant du capillaire issus du modèle de Fabbro (2010) en remarquant que θ = π/2 - α. On rappelle que l'angle d'inclinaison du capillaire de vapeur α suit la relation :

$$\tan\alpha = \frac{V}{(k_p I_0 . A_0)} \text{ ou } \tan\alpha = \frac{V.H_0}{I_0.A_0} \qquad (36)$$

L'inclinaison θ dépend alors essentiellement des deux paramètres I_0 et V. Des V élevées inclinent le capillaire et redressent la *plume* de vapeur, mais des intensités laser I_0 (W/m²) élevées augmentent la vitesse de perçage V_d et réduisent l'inclinaison de la colonne de vapeur.

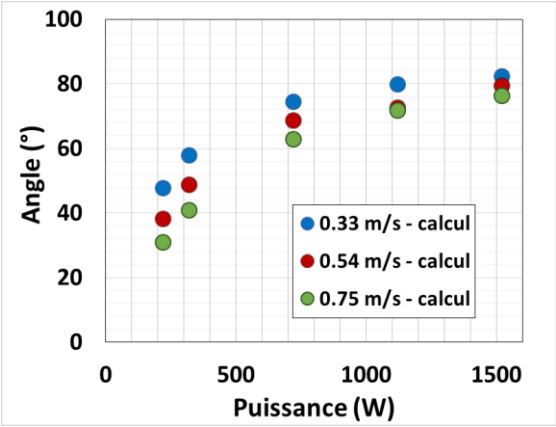


Figure III. 68 : Selon le modèle analytique (Fabbro, 2010), angles d'inclinaison de la colonne de vapeur en fonction de la puissance.

Si on compare les angles d'inclinaison obtenus expérimentalement avec le modèle analytique (Figure III. 26) :

- le cas pleine tôle (Figure III. 65 a) suit bien ce modèle.
- pour la fusion lit de poudre, le modèle n'est logiquement pas validé aux faibles puissances (220 W et 320 W) car ils ne correspondent pas à un régime de keyhole.
- l'effet de la vitesse n'est pas bien représenté par le modèle qui donne des valeurs de θ qui augmentent avec V alors qu'expérimentalement l'angle d'inclinaison à 0.33 m/s est plus faible (de -30°) par rapport à 0.54 et 0.75 m/s. Ce résultat pourrait être dû au fait que le lit de poudre se déplace par rapport au référentiel extérieur et non le faisceau laser, comme cela est le cas sur machine SLM (avec une tête scanner).

Au final, on peut distinguer 3 configurations différentes qui vont modifier les conditions d'éjection de la vapeur

(1) Le régime de soudage par conduction est défini par une absence de vaporisation ou une vaporisation suffisamment faible pour ne pas déformer la surface de liquide au-delà de 45°. Dans ce cas, le jet de vapeur se détendra proche de la verticale, sur une faible distance.
(2) Le régime de capillaire de vapeur est atteint pour des températures de surface dépassant celle de vaporisation, avec une déformation de la surface supérieure à 45° permettant un piégeage géométrique du faisceau qui raidit le front avant du capillaire (α diminue) et augmente θ (la colonne de vapeur s'incline).
(3) Pour un capillaire profond (P/V élevé), le front avant est raidi et la colonne de vapeur se détend verticalement (θ proche de 0).

Cette description admise en soudage ne semble pas être validée par les fusions de lits de poudre sur banc instrumenté, en particulier pour ce qui concerne l'effet de la vitesse. Elle nécessitera des expériences complémentaires avec utilisation d'une tête scanner. A terme, ce genre d'approche (mesure des inclinaisons de colonne de vapeur), pourrait servir à estimer les profondeurs fondues.

- Interaction du laser avec la colonne de vapeur

L'analyse des colonnes de vapeur est souvent gênée par l'interaction de la vapeur métallique avec le faisceau laser incident qui matérialise la caustique du laser. Ce phénomène peut être attribué à de l'absorption ou à de la diffusion de Rayleigh [4] du laser par les nanoparticules contenues dans la colonne de vapeur (Figure III. 69 b). Certaines éjections métalliques peuvent revenir dans l'axe du faisceau laser et retomber à grande vitesse (quelques centaines de m/s) sur le lit de poudre en étant propulsées par la vaporisation de la face irradiée (Figure III. 69 a). Ce phénomène n'a été observé que pour les puissances élevées (942W ou 1125 W) (Figure III. 70).

L'interaction du laser avec la colonne de vapeur métallique et les fumées peut également se faire par un changement de l'indice de réfraction du milieu chaud susceptible de provoquer une modification de la position du plan focal laser. Les essais réalisés à forte puissance pourraient alors ne pas présenter

[4] La diffusion élastique (sans changement de longueur d'onde) de Rayleigh concerne l'interaction entre une onde électromagnétique de longueur d'onde λ et un nuage de particules ne dépassant pas λ/10. Dans notre cas, λ = 1.03 µm et d ≈ 20 nm ≈ λ/50.

tout à fait le même diamètre focal qu'à puissance inférieure, ce qui pourrait expliquer la dispersion des profondeurs fondues. Cet effet a été mis en évidence par Bidare (2018) par strioscopie. Des expériences complémentaires du même type permettraient de confirmer ce type d'hypothèse.

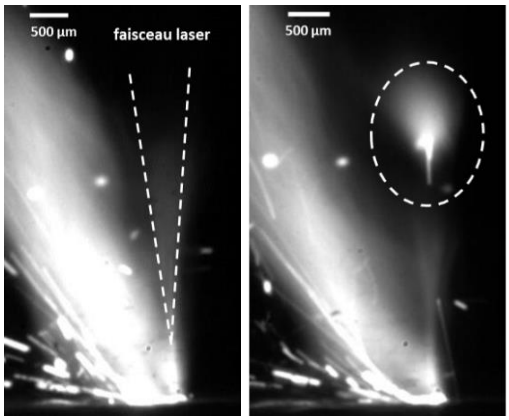


Figure III. 69 : (a) Matérialisation du faisceau laser par absorption ou diffusion de Rayleigh, (b) Interaction entre un éjecta et le faisceau laser incident (P942_V750_D100_E60).

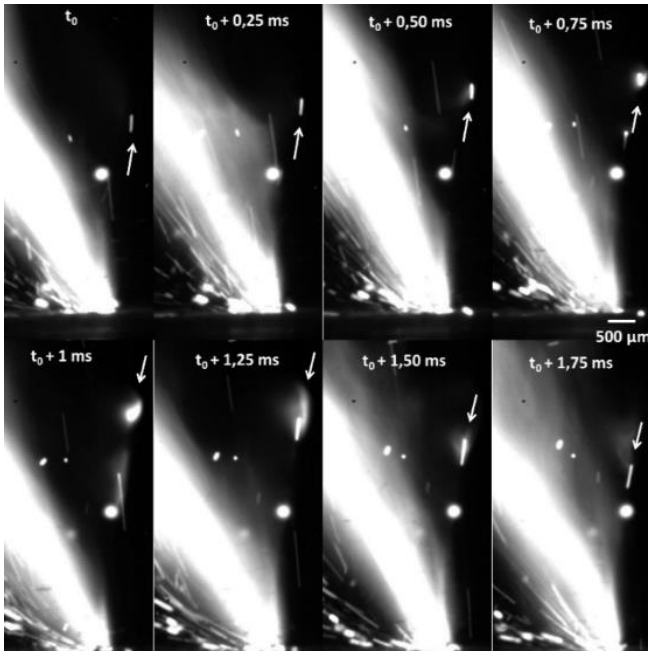


Figure III. 70 : Interaction entre les éjectas et le laser incident (P1125_V750_D100_E60).

III.4.2 Analyse de la colonne de vapeur sur la machine SLM

En complément des analyses de vidéo rapide réalisées sur le banc instrumenté, une campagne d'essais dédiée a été réalisée sur la machine SLM en configuration mono-cordons afin d'étudier les plumes d'éjection de matière – vapeur métallique pour différentes conditions (P, V, Δh).

Une caméra filmant à travers la fenêtre de contrôle de la chambre de fabrication (Figure II. 3b) a permis d'étudier le comportement de la *plume* de vapeur et des éjectas durant la fabrication de mono-cordons (Figure III. 71). La vidéo représente 512 x 352 pixels soit ~ 3 x 2 cm à des fréquences d'acquisition de 2000 im/s. Deux séries de mono-cordons de 5 cm ont été fabriqués à différents paramètres :

- Six puissances de 100 à 400 W et six vitesses de 300 à 1100 mm/s.
- Deux épaisseurs de poudre (30 et 100 µm).
- Deux directions de balayage, soit dans le sens du flux d'argon (de droite à gauche en regardant la machine) ou dans le sens opposé à ce flux (de la gauche vers la droite).

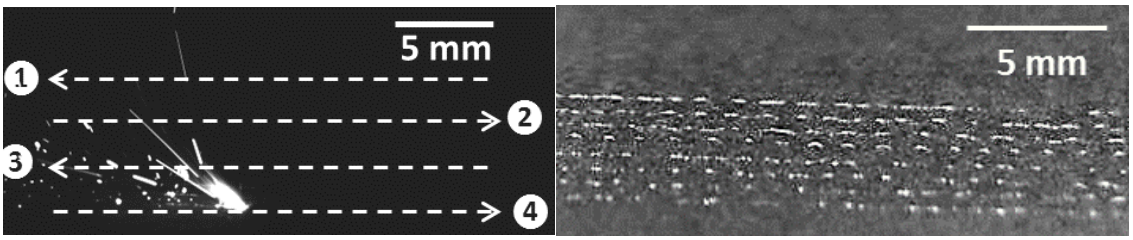


Figure III. 71 : Images capturées à 2000 im/s (a) pendant la fusion (b) après la fusion.

Pour éviter de compter plusieurs fois les éjectas et distinguer correctement la *plume* de vapeur et d'éjections, on a considéré 1 image sur 7 à 2000 Hz et réalisé une superposition d'images tout le long de son déplacement soit 26 mm. Globalement pour les deux campagnes d'essais en vidéo rapide, la *plume* d'interaction et les éjectas sont toujours inclinés vers l'arrière de la zone fondue, ce qui confirme les résultats obtenus sur banc instrumenté et diffère de la perception à l'œil nu, pour laquelle les éjectas semblent partir dans toutes les directions (Figure III. 72).

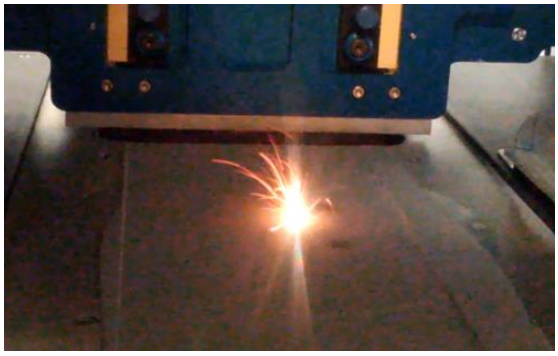


Figure III. 72 : Vision de la *plume* d'interaction à l'œil nu (environ 30 im/s). La *plume* semble partir dans toutes les directions.

Les résultats des superpositions d'images sont présentés en Figure III. 73. Si on considère l'influence du sens de balayage par rapport au flux d'argon (←), (Figure III. 73), on constate que lorsque les deux sens sont identiques (balayage laser = flux argon), il y a davantage d'éjections, et que la *plume* d'interaction est plus haute et moins inclinée. Une explication possible est que le gaz latéral (autour de 2-3 m/s en sortie) dévie le jet issu de l'interaction laser-lit de poudre vers la gauche en le rendant plus vertical, donc le ramène vers la caustique du laser, favorisant ainsi les interactions entre le laser incident et la colonne de vapeur ascendante. Toujours sur la Figure III. 73, l'effet de l'épaisseur du lit de poudre n'est visible ni sur la quantité d'éjectas, ni sur les angles d'éjections (encadré en rouge sur la figure).

Par contre, pour une épaisseur de poudre donnée (30 µm en Figure III. 74a), et un balayage dans le sens opposé au flux de gaz, le comportement de la *plume* d'interaction devient irrégulier à vitesse élevée (1100 mm/s) mais semble peu dépendant du VED. Dans tous les cas, l'instabilité est manifeste quand la *plume* de vapeur et éjections est verticale, et cette instabilité existe quel que soit le sens de balayage.

Lorsqu'on augmente l'épaisseur de couche à 100 µm (E100), le cas présenté en Figure III. 74b, avec un VED de 87 J/mm^3 présente des fluctuations sur toute la longueur du cordon. Une épaisseur plus importante favorise donc la formation de l'instabilité (§ III.2.1.2).

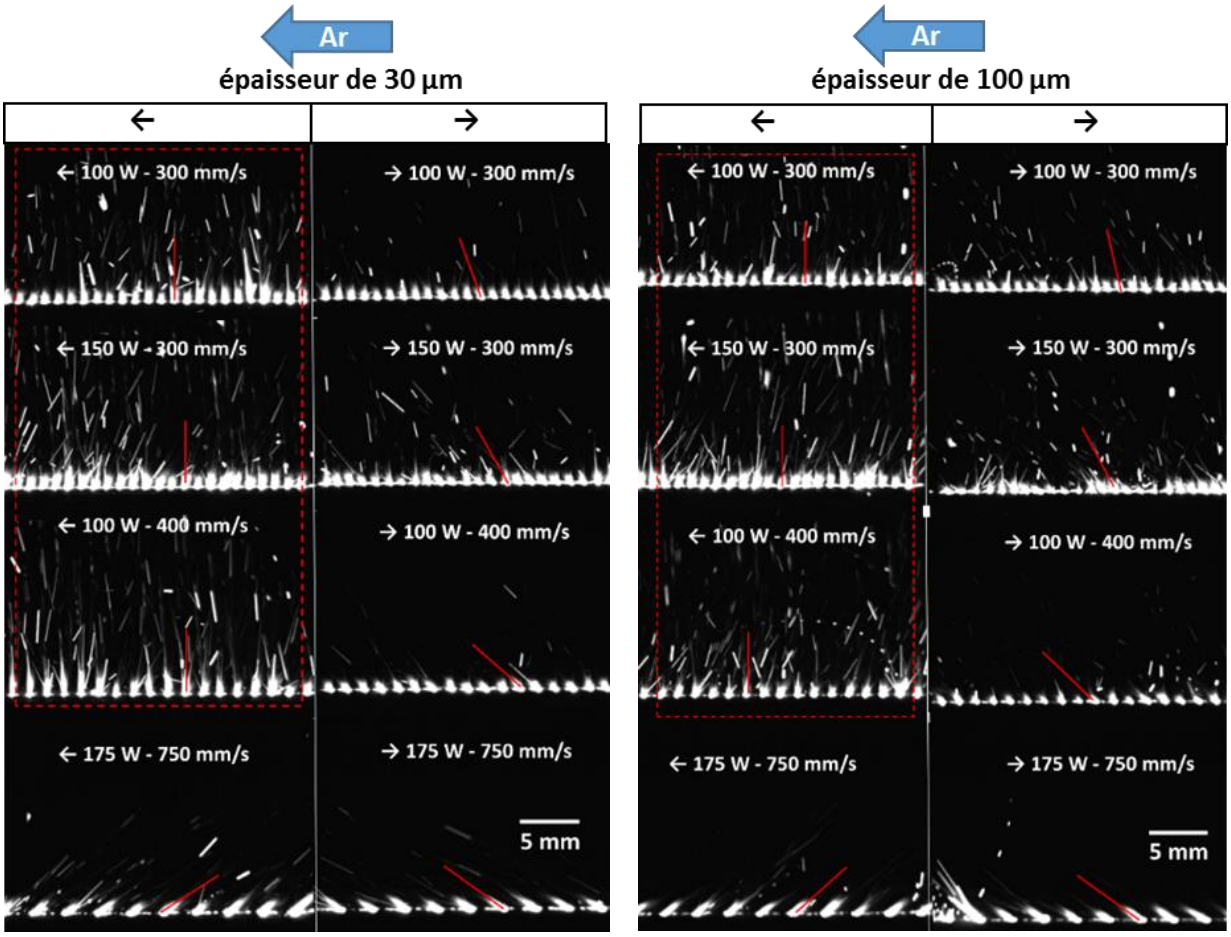


Figure III. 73 : Superposition d'images pour un cordon de 26 mm effectué dans les deux sens de balayage (indiqués par la flèche). Le flux d'argon est dans le sens ← : (a) 30 µm de poudre (b) 100 µm de poudre.

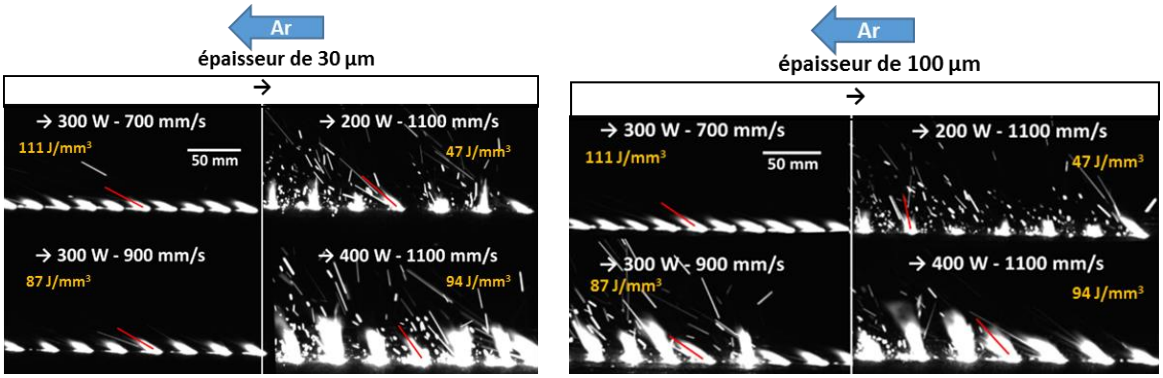


Figure III. 74 : Autres cas pour une épaisseur de (a) 30 µm (b) 100 µm (D70).

A partir des deux campagnes d'essais, nous avons mesuré les angles d'inclinaison de la *plume* en fonction de (P, V, E, sens de balayage).

Pour le cas sens balayage/laser identique (Figure III. 75), on peut montrer que ni l'épaisseur du lit de poudre, ni la variation de puissance (à vitesse fixe) ou de vitesse (à puissance fixe) n'ont d'effet sur l'angle d'inclinaison. Par contre, les angles d'inclinaison θ sont de l'ordre de 50° à puissances élevées (200 ou 400 W) et vitesse élevée (700 ou 900 mm/s), et proches de 0° (*plume* verticale) pour des puissances et vitesses faibles.

Pour le cas sens balayage/laser opposé (Figure III. 76), les angles d'inclinaison sont de 10-20° plus élevés que pour un balayage dans le sens du gaz, ce qui semble indiquer des keyholes plus pénétrants. De plus, l'angle d'inclinaison augmente avec la puissance et la vitesse. Enfin, l'augmentation de l'épaisseur du lit de poudre semble augmenter l'angle d'inclinaison à des vitesses élevées (1100 mm/s). Bien qu'intéressants, ces résultats mériteront d'être complétés ultérieurement avec des facteurs de grandissement plus importants, difficilement utilisables sur les machines actuelles.

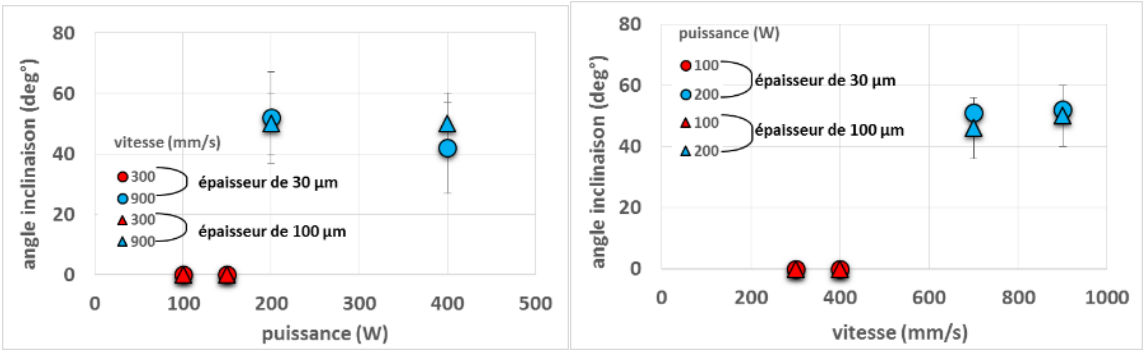


Figure III. 75 : Mesure des angles inclinaison θ pour le sens balayage laser/ Flux d'argon identique (← et ←) (a) influence de la puissance (b) influence de la vitesse.

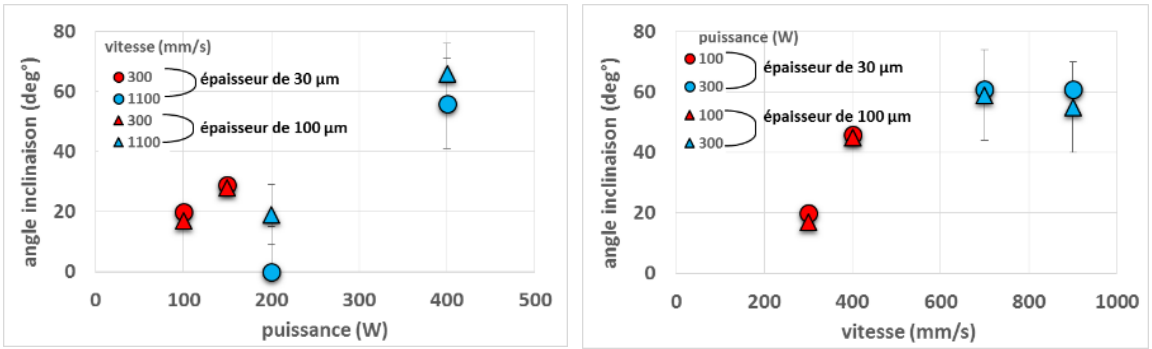


Figure III. 76: Mesure des angles inclinaison θ pour le sens balayage laser/flux d'argon opposé (⟶ et ←) (a) influence de la puissance (b) influence de la vitesse.

En complément des mono-cordons réalisés, des vidéos sur des pièces SLM ont été réalisées en cours de construction pour confirmer la présence de phénomènes de diffusion ou absorption du faisceau laser par la vapeur et les éjections issues de l'interaction. Sur plusieurs images (Figure III. 77), on peut matérialiser la caustique du faisceau laser qui traduit cette interaction. Cette dernière a lieu jusqu'à des hauteurs

pouvant dépasser ~1,5 cm dans les deux sens de balayage. Une telle interaction peut conduire à des modifications dans la forme et l'amplitude du dépôt de puissance laser, susceptible de conduire à des réductions de pénétration. Pour vérifier cette hypothèse, différents mono-cordons ont été réalisés dans la machine SLM avec des sens de balayage équivalents ou opposés au sens du gaz de protection latéral.

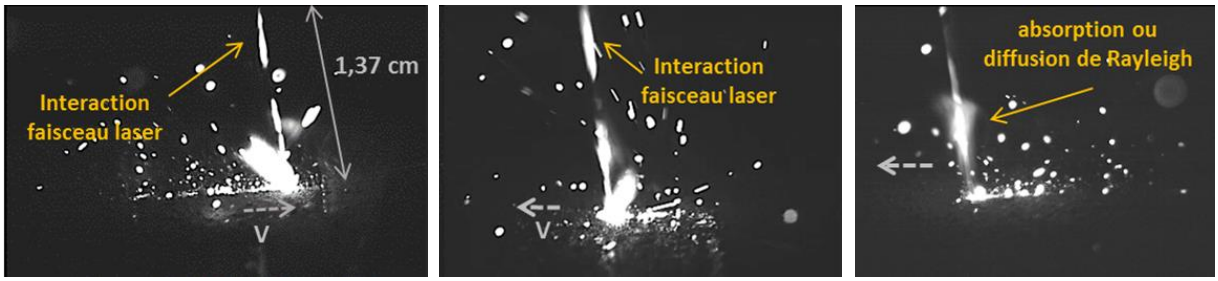


Figure III. 77 : Phénomène d'interaction particule-laser (diffusion de Rayleigh ou absorption) lors de la fabrication de pièce SLM (P400_V500_D70_E100).

L'effet du sens de balayage n'est pas simple à mettre en évidence au niveau des profondeurs fondues, car ces dernières fluctuent beaucoup au sein d'un même cordon (Figure III. 78). Cependant, dans les deux cas (lit de poudre ou pleine tôle), les profondeurs obtenues dans le sens inverse (= sens de balayage opposé au flux de gaz) sont plus faibles que celles obtenues dans le même sens. L'inclinaison verticale de la *plume* de vapeur/éjections ne semble pas pouvoir être reliée directement aux réductions de profondeurs fondues.

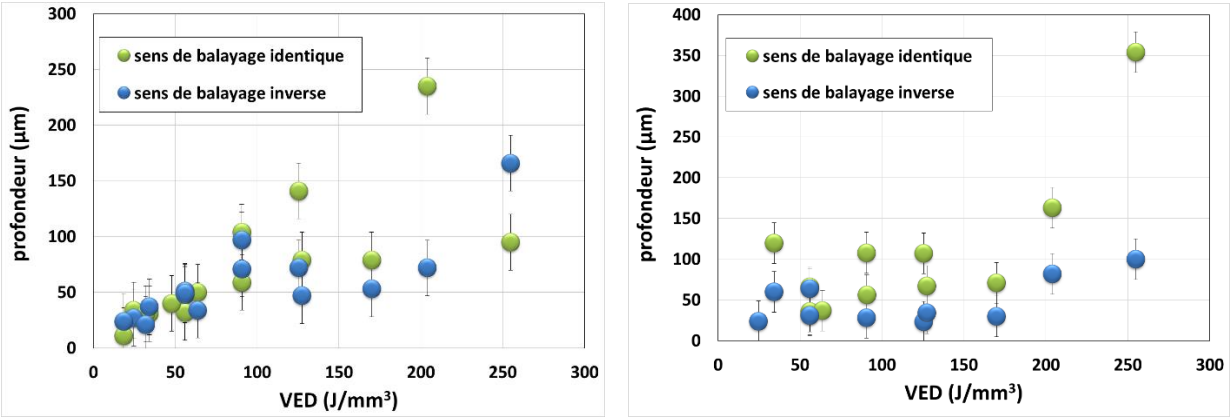


Figure III. 78 : Influence du sens de lasage sur la géométrie des cordons (a) pleine tôle (b) lit de poudre de 120 µm (Machine SLM, D100).

Au final, les essais réalisés sur la machine mettent en évidence de fortes fluctuations de pénétrations. Ces fluctuations pourraient être dues à l'interaction laser/[colonne de vapeur + éjections], favorisée par une focale longue (420 mm) et une faible ouverture optique (contrairement au banc instrumenté). Dans ces conditions, la colonne de vapeur peut soit absorber le rayonnement, soit créer un phénomène de diffusion de Rayleigh, soit une modification de l'indice de réfraction local. Dans les deux cas, cela pourrait se manifester par une dégradation des conditions de focalisation du laser.

III.5 Influence du matériau : essais sur aluminium

L'utilisation d'alliage d'aluminium en SLM est encore très limitée malgré l'engouement des industriels de l'automobile et de l'aérospatiale. Les propriétés thermo-physiques des alliages d'aluminium étant très éloignées de celle d'un acier inoxydable, nous avons cherché à identifier les différences éventuelles de comportement en SLM. Pour cela, nous avons reproduit les mêmes mono-cordons que pour le 316L afin d'étudier, l'influence de la nature du matériau sur la dynamique de fusion SLM.

Deux alliages (4047 et 5086) ont été utilisés sous forme de poudres (§ II.3.2). Considérés séparément, seule la présence de 4 % Mg volatile dans le 5086 le distingue du 4047 de fonderie, considéré comme plus fluide. Leurs propriétés sont résumées ci-dessous (Tableau III. 3). Les aluminiums diffèrent du 316L essentiellement par leur conductivité thermique 4 fois supérieure, et par des enthalpies h_{vap} de vaporisation deux fois supérieures. Le calcul des rapports enthalpiques h_{vap}/h_F pour les deux matériaux donne $h_{vap}/h_F \approx 9$ sur acier et $h_{vap}/h_F \approx 21$ sur alliage d'aluminium 4047 avec :

$$h_F = \rho . C_p^{sol} . (T_F - T_0) \quad (37)$$

$$h_{vap} = \rho^{sol} . (C_p^{sol} . (T_F - T_0) + L_F) + \rho^{liq} . (C_p^{liq} . (T_{vap} - T_F) + L_{vap}) \quad (38)$$

Alliage	ρ^* (kg/m^3)	K (W/m/K)	T_m (K)	T_{vap} (K)	C_p^* (J/Kg.K)	σ (N/m)	L_F^* (J/kg)	L_{vap} (J/kg)
316L	7600	15	1700	2850	600	1.6	$2.7.10^5$	$6.3.10^6$
Al4047	2590	60	860	2700	1020	0.9	$3.8.10^5$	$10.9.10^6$

Tableau III. 3 : Propriétés thermo-physiques des matériaux (316L, Al4047) (Mills, 2002).

Avec ρ^* la masse volumique à la température de fusion T_m, K la conductivité thermique, T_{vap} la température de vaporisation, C_p^* la capacité calorifique à T_m, σ la tension de surface, L_F^* la chaleur latente à Tm et L_{vap} la chaleur latente à T_{vap}.

III.5.1 Etude de la fusion SLM sur aluminium par vidéo rapide

Différentes vidéos de la dynamique par caméra rapide ont été obtenues sur Al4047 et Al5086 avec un diamètre laser de 200 µm et 60 µm de poudre. La Figure III. 79 correspond à des images vidéo successives durant la fusion sur Al4047 et permet d'avoir une première approche. On observe :

- Un bain plus large et moins long (quasi circulaire) par rapport au 316L
- La présence d'une pression de vapeur (cavité formée au centre du bain)
- Une longueur de bain liquide stable sans compétition entre solidification et écoulement
- Une solidification très rapide car les chevrons à l'arrière sont resserrés et circulaires
- Peu de dénudation.

Pour étudier l'influence de l'alliage, nous comparons avec une autre vidéo aux mêmes paramètres (P, V) pour l'Al5086 (Figure III. 80). On observe sur l'Al5086:

- Un bain liquide beaucoup plus instable, on distingue difficilement la poudre du cordon.
- De grosses et nombreuses éjections qui se produisent à l'avant du bain, certains provenant d'une partie du liquide qui s'est détaché du bain.
- Des fluctuations importantes à l'arrière du bain.

On retrouve cette instabilité sur Al4047 à des vitesses élevés V750 (Figure III. 81). Les vidéos sur l'Al 4047 permettent de mieux visualiser l'environnement poudre et le bain. On remarque que l'Al4047 éjecte moins, même en étant instable. Lorsqu'une éjection se produit, elle se forme au front du bain puis est éjecté vers l'arrière (Figure III. 82) comme pour le 316L.

Parmi les deux alliages, l'Al5086 est celui qui présente le plus d'instabilités sous forme de fluctuations brutales du contour de la ZF contrairement à Al4047 qui est plus stable. On peut penser que le comportement particulier du Al5086 est dû à son fort taux de Mg, qui se vaporise facilement sous éclairement laser (Tv = 1090°C).

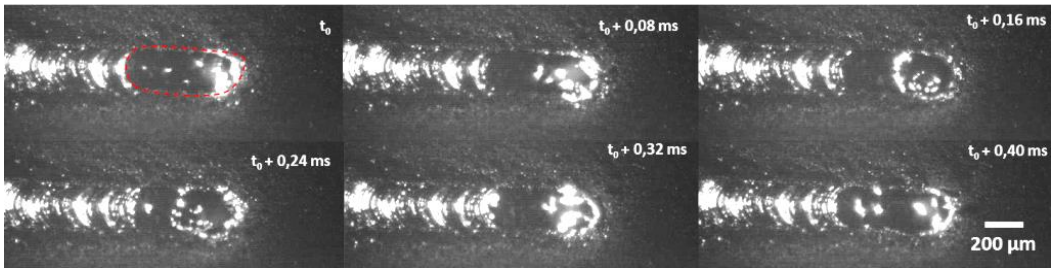


Figure III. 79: Images vidéo successives (12500 im/s) sur Al 4047. Bain liquide stable (P720_V330_D200_E60_C2).

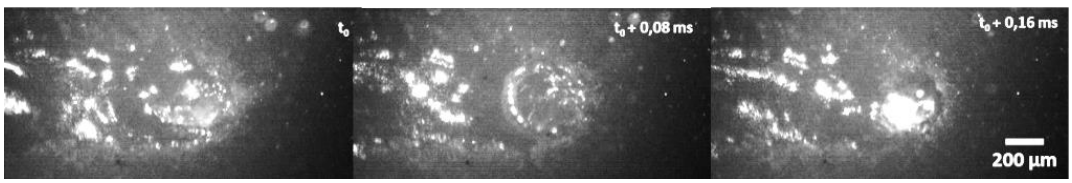


Figure III. 80: Images vidéo successives pour Al 5086. Instabilité du bain liquide (P720_V330_D200_E60_C2).

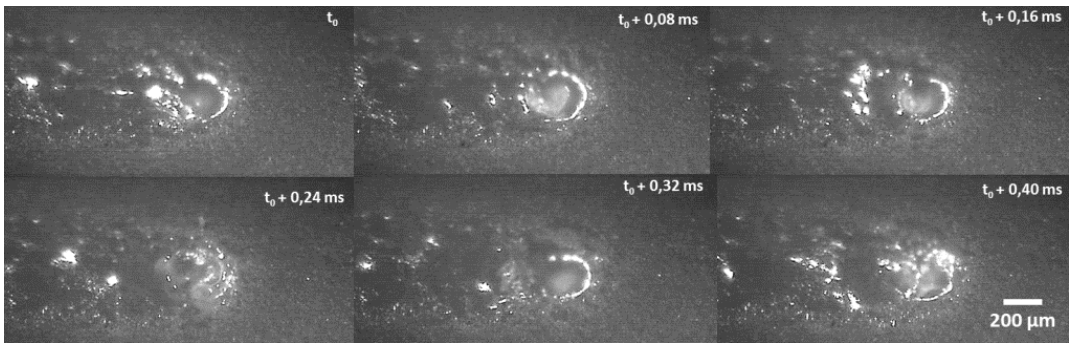


Figure III. 81: Bain liquide instable pour des vitesses importantes pour Al4047 (P1120_V750_D200_E60_C2).

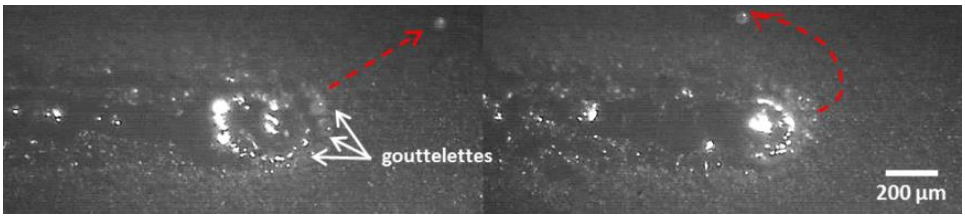


Figure III. 82: Deux trajectoires prises par les éjectas pour Al4047 (P720_V750_D200_E60_C2).

III.5.2 Analyse des cordons solidifiés

Comme aucune des vidéos ne permet de distinguer le phénomène de dénudation, les images au microscope après fusion ont été utilisées pour quantifier la largeur de dénudation.

III.5.2.1 Dénudation de poudre

Les puissances utilisées pour l'aluminium (320 à 3230 W) sont supérieures à celles utilisées sur 316 L en raison des conductivités thermiques quatre fois plus élevée que sur 316L. Une cartographie a été effectuée pour Al4047 (Figure III. 83 a) et Al5086 (Figure III. 83 b) pour cinq puissances et trois vitesses. Pour les deux alliages, la dénudation n'est pas uniforme, en particulier à fort VED. Pour le cas le plus stable Al4047, les mesures de largeur dénudée (Figure III. 84) montrent que :

- La largeur de dénudation reste constante quel que soit le VED (~75 µm).
- Les fluctuations ne suivent pas de tendance avec le VED.

Pour l'alliage 5086, la dénudation est d'environ 100 µm et le comportement est identique à l'Al4047. A partir de 1920 W et 540 mm/s, des instabilités (fluctuations) de zones fondues apparaissent.

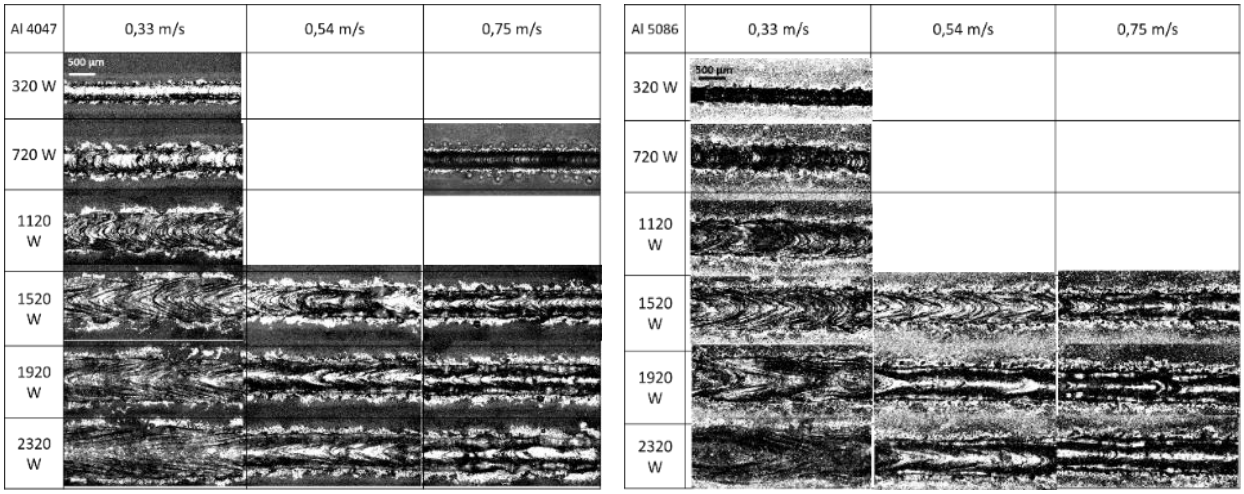


Figure III. 83 : Morphologie des cordons, avec présence du lit de poudre après fusion (D200_E65) pour (a) Al4047 (b) Al5086.

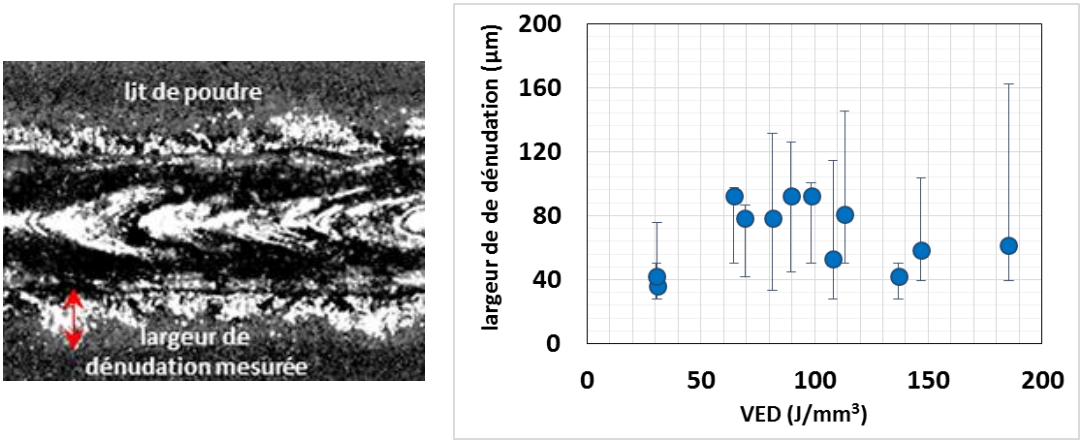


Figure III. 84 : (a) Largeur de dénudation considérée (b) Mesure sur Al4047 des largeurs dénudées (les barres d'erreur correspondent aux maximums et aux minimums) (D200_E65).

III.5.2.2 Hydrodynamique et régimes de fusion

Les morphologies des cordons ont été étudiées au MEB (Figure III. 85) et sur coupe transverse. Globalement, les cordons paraissent moins bombés (meilleur mouillage) que sur acier. Comme sur 316L, ces essais ont permis d'étudier des seuils d'instabilité hydrodynamique et de représenter une cartographie des régimes (Figure III. 86).

Ces données sur Al4047 et Al5086 montrent que le seuil de déstabilisation des cordons est plus élevé pour aluminium que pour le 316L (50 J/mm^3) car le bain liquide pour l'Al est plus large et moins long que pour l'acier. L'instabilité hydrodynamique (proche de humping) apparait à densité d'énergie plus élevée, sans vraie distinction entre les deux alliages, et sans structure de hump prononcé (comparé au 316 L).

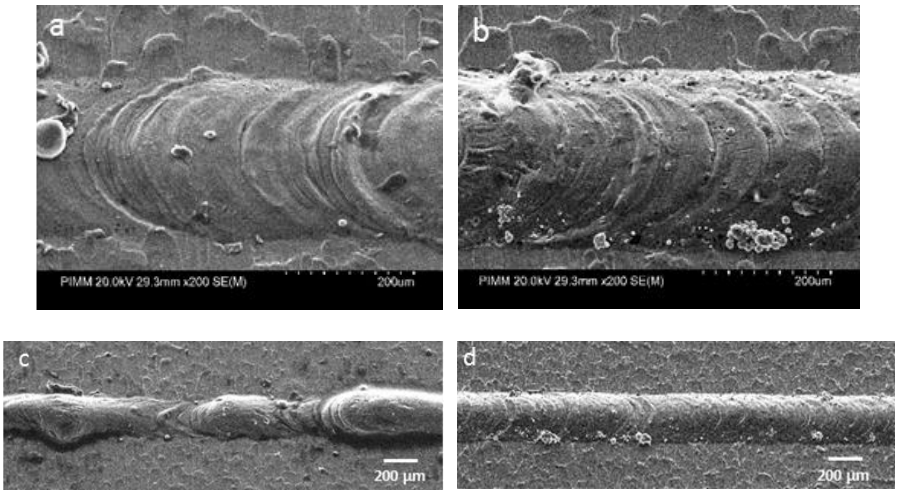


Figure III. 85 : Morphologie des cordons pour à P320_V330_D200 (a) Al4047 (b) Al5086 (c) deux exemples de cordons: (c) avec humping (d) stable.

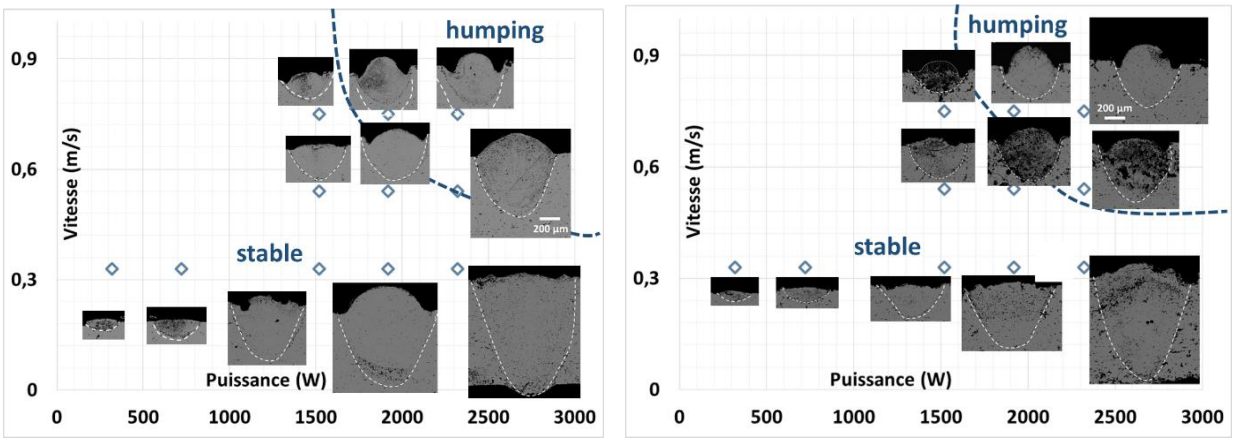


Figure III. 86: Cartographie vitesse en fonction de la puissance avec les coupes transverses associées aux points pour (a) Al4047 (b) Al5086.

III.5.2.3 Dimensions des cordons

Trois campagnes d'essais ont été effectuées à différentes épaisseurs pour un VED compris entre 50 et 200 J/mm^3 :

- Sur la machine SLM (D = 95 µm): des essais pleine tôle, et sur 60 µm de poudre pour Al5086 (Figure III. 87).
- Sur le banc instrumenté (D = 200 µm): des fusions pleine tôle, et sur 60 µm de poudre pour Al5086 (Figure III. 88) et pour Al4047 (Figure III. 89).

En comparant les trois cas, on observe que :

- Les largeurs et les profondeurs maximales obtenues sur lit de poudre représentent ~ 5 fois le diamètre du spot respectif dans les 3 cas (machine ou banc).
- Sur le banc instrumenté, et comme sur 316L, les profondeurs augmentent linéairement avec le VED.
- Sur machine SLM (D = 95 µm) on observe un effet de seuil, Figure III. 87. Les profondeurs et largeurs de fusion augmentent plus rapidement (= à faible VED) en fusion lit de poudre qu'en pleine tôle (> 100 J/mm^3). Cela pourrait traduire un effet d'absorptivité du lit de poudre supérieure à celle du substrat, qui tend à décaler les seuils de keyhole.
- A VED équivalent, les profondeurs fondues sont plus faibles en fusion pleine tôle sur la machine SLM (D = 95 µm, longue focale), et quasiment équivalentes sur le banc instrumenté (D = 200 µm, courte focale).
- Les profondeurs fondues sont moins dispersées que sur le 316 L.

Ces résultats semblent indiquer dans tous les cas moins de fluctuations dans l'interaction laser-poudre zone fondue, et des régimes hydrodynamiques plus stables, en particulier sur la machine SLM.

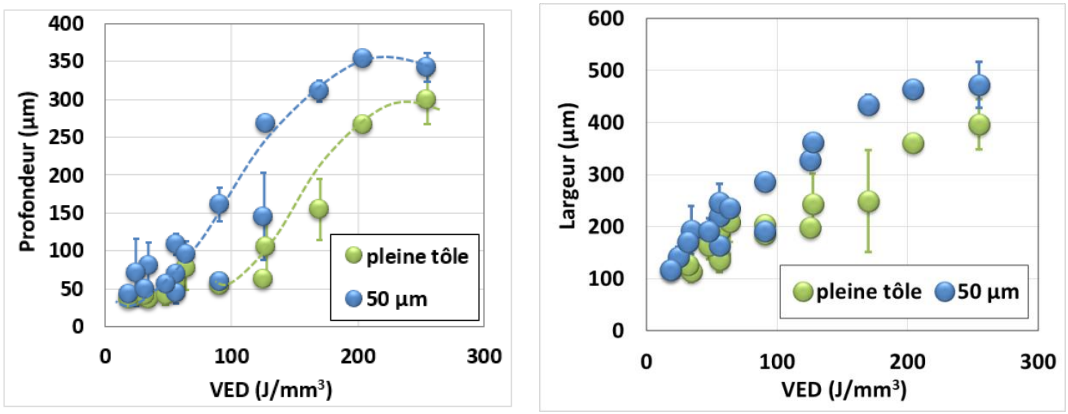


Figure III. 87: Dimensions des cordons sur la machines SLM pour Al5086 (D95).

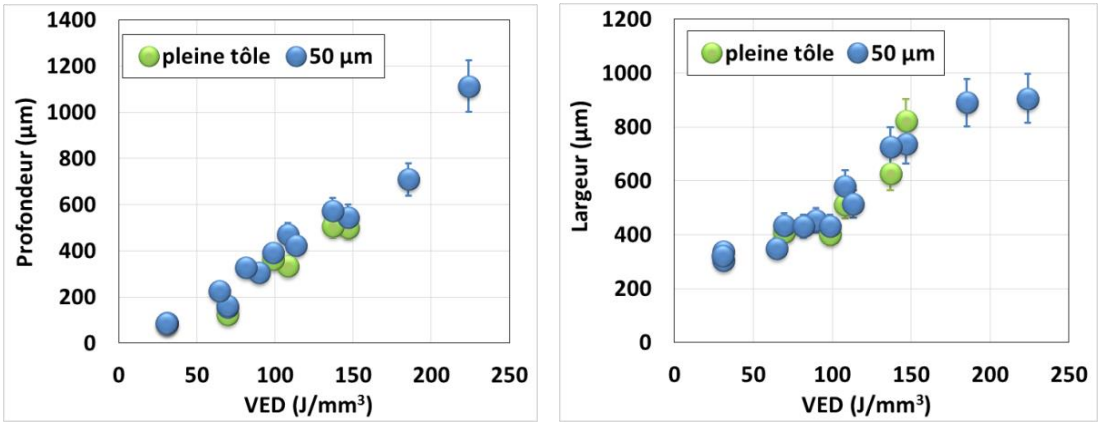


Figure III. 88: Dimensions des cordons sur le banc instrumenté pour Al5086 (D200).

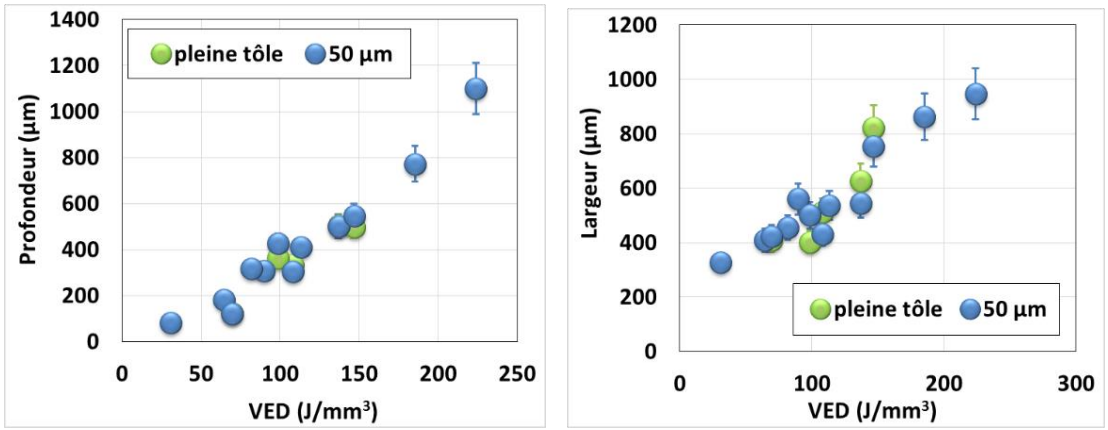


Figure III. 89: Dimensions des cordons sur le banc instrumenté pour Al4047 (D200).

Les valeurs des profondeurs fondues sur Al4047 ont été comparées à celles obtenues sur 316L dans le cas des essais sur banc instrumenté. Des évolutions assez similaires sont obtenues, avec des pénétrations légèrement supérieures sur aluminium.

Compte tenu de l'approche de Hann (2011) (Figure I. 37) déjà utilisée par King (2014), on a essayé de corréler les rapports de pénétrations normalisées (δ/D) pour les deux matériaux avec la valeur

de l'enthalpie normalisé $\Delta H/\Delta H_s$ incorporant les propriétés thermo-physiques des matériaux irradiés (diffusivité a). Dans une échelle logarithmique, et compte tenu des données de réflectivité récentes, les pénétrations obtenues sur 316L et Al4047 peuvent être correctement représentées sur une courbe unique (Figure III. 90).

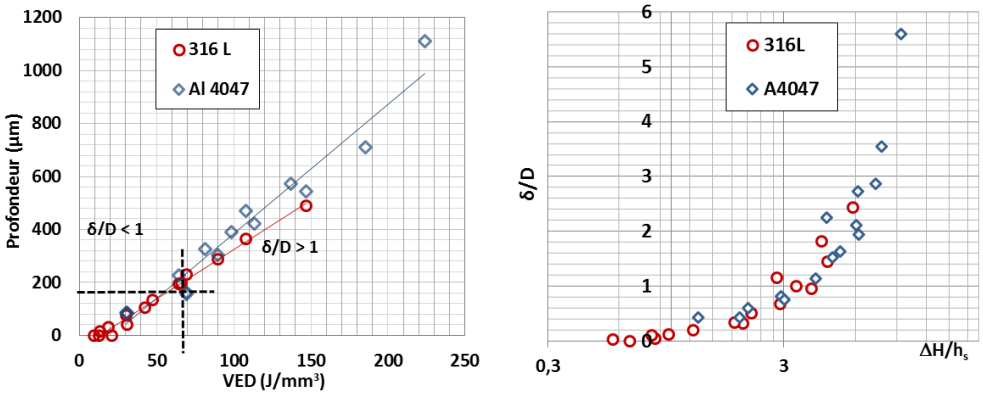


Figure III. 90: (a) Profondeurs fondues sur 316L et Al4047, (b) Rapport de pénétrations (δ/D) en fonction de la valeur de l'enthalpie normalisé $\Delta H/\Delta H_s$ selon l'approche de Hann (2011) (banc instrumenté, D200_E60).

III.5.2.4 Utilisation du modèle de soudage pour la fusion SLM sur aluminium

Comme cela a déjà été fait sur acier 316L, nous avons évalué l'aptitude du modèle analytique de soudage à calculer les profondeurs fondues dans le cas des alliages d'aluminium, que ce soit sur banc instrumenté ou machine SLM.

Dans les deux cas, avec et sans poudre, en prenant en compte une fonction d'absorptivité A_0 pour l'aluminium (entre 0.18 à faible VED et 0.6 à 200 J/mm^3) permettant de considérer des régimes de soudage peu profonds (rapports δ/D compris entre 1 et 5), le modèle reproduit à peu près correctement les profondeurs fondues (Figure III. 91.a), avec la même fonction g(Pe) = 5 Pe + 5 que sur acier 316L, ce qui valide sa pertinence.

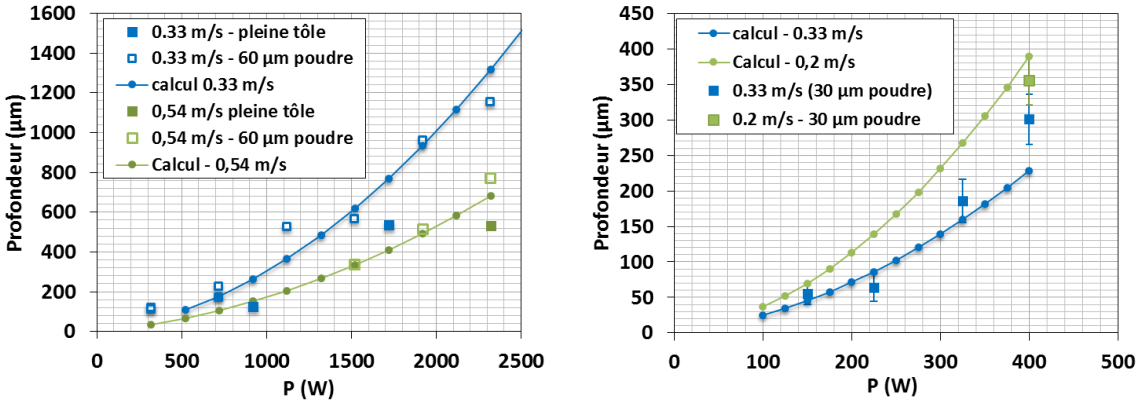


Figure III. 91 : Calcul analytique (m≈5 et n≈5) des profondeurs fondues (a) sur banc instrumenté (D200) (b) sur machine SLM (D95).

Contrairement à la comparaison modèle/expérience réalisée sur acier 316L, le modèle analytique appliqué au cas des alliages d'aluminium est validé à la fois pour les essais sur banc instrumenté (D=200 µm, focale 200 mm) et sur machine SLM (D = 95 µm, focale 420 mm). Ce résultat semble indiquer que l'interaction laser-matière est moins perturbée par la vapeur métallique dans le cas des alliages d'aluminium, ce qui permet d'atteindre des profondeurs fondues proches des prévisions analytiques (par exemple : 350 µm pour P = 400 W, V = 0.2 m/s, Figure III. 91.b).

III.5.2.5 Analyse des éjections de matière

La méthode utilisée pour l'étude des éjections sur Al est similaire à celle utilisée pour le 316L (§ III.3.1.1).

Plusieurs éléments ont pu être observés :

- A partir des sommes d'images obtenues à partir des films, on remarque que le nombre d'éjections sur Al4047 est moins important que sur 316L (Figure III. 92) malgré des profondeurs fondues équivalentes. Ce résultat peut s'expliquer en partie par la forte diffusivité des alliages d'Al et par des enthalpies de vaporisation très supérieures à celles des aciers.
- l'alliage 5086 a un % d'éjection (proportion de pixels blancs sur la somme des images après binarisation) deux plus important que le 4047 sans doute à cause de la présence d'éléments volatils (4.5 % Mg) dans l'Al5086 (Figure III. 93).
- Les vitesses des éjectas des particules fines sont cinq fois plus faibles que sur 316 L.
- On retrouve la présence de microparticules et nano-condensats qui confirment la présence de vaporisation (Figure III. 94), au même titre que les grandes profondeurs fondues qui indiquent le passage en mode keyhole.

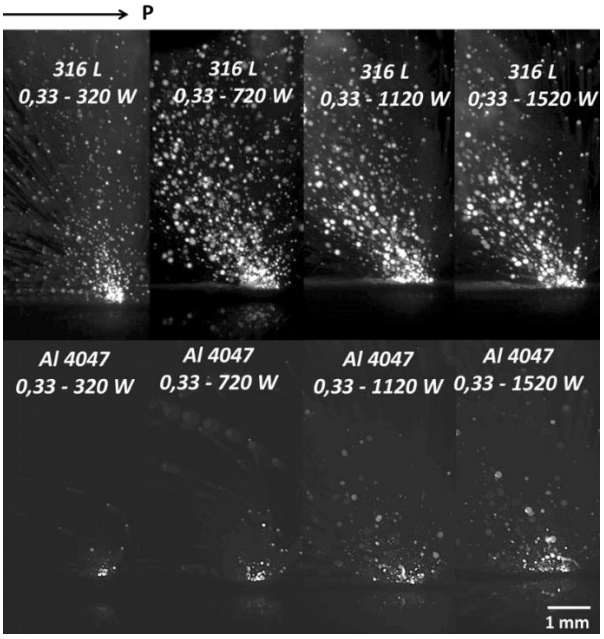


Figure III. 92 : Comparaison de la dynamique d'éjection entre le 316L et Al4047 (somme de 33 images) (V330_D200_E60_C4).

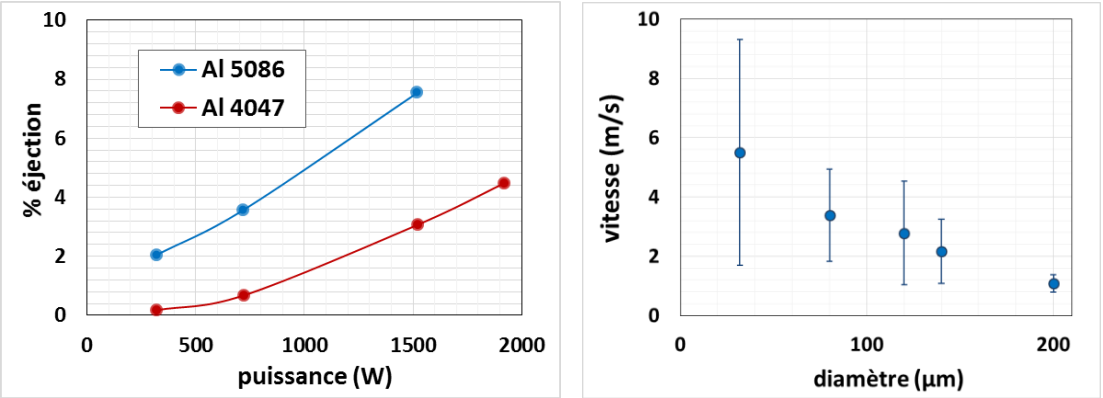


Figure III. 93 : (a) Pourcentage d'éjection en fonction de la puissance pour Al5086 et Al4047 et (b) Vitesse des éjectas (D200_E65) sur Al4047.

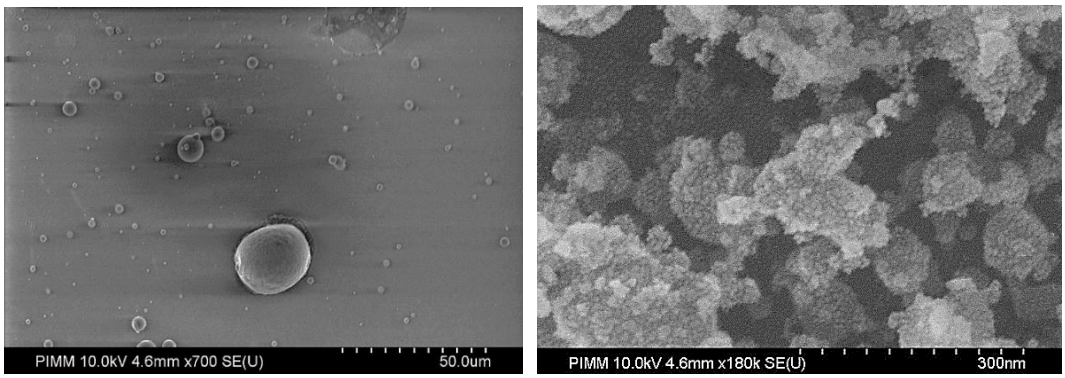


Figure III. 94 : Présence de microparticules et de condensats (P1220_V330_D200_E60) sur la lame de verre de prélèvement.

III.5.2.6 Discussion : Influence de la nature du matériau en SLM

Sur banc instrumenté, les résultats obtenus sur aluminium mettent en évidence à la fois des pénétrations importantes des mono-cordons sur lit de poudre, mais également une meilleure stabilité des zones fondues, et la quasi suppression des éjections.

Sur machine SLM, on obtient également des niveaux de pénétration importants (supérieurs à ceux mesurés sur acier 316L) sur l'alliage 5086, mais surtout une faible dispersion des résultats qui semble indiquer moins d'interaction (diffusion ou absorption) entre le laser incident et la vapeur métallique générée, malgré un régime de keyhole assez profond ($\delta/D \approx 5$).
Pour mieux comprendre cette différence de comportement entre les deux matériaux, nous avons effectué des tirs statiques. Sur l'acier (Figure III. 95), quelle que soit la densité d'énergie, le bain liquide est complètement éjecté sous forme de microgouttelettes sphériques. On observe une intense vaporisation à t_0 + 1,75 ms.

Sur aluminium aucune gouttelette n'est éjectée. On forme une macro-gouttelette par coalescence sur 4047 sans éjection, et un grand nombre de micro-coalescences sur 5086 qui restent ancrées dans le lit de poudre. Ces vidéos traduisent bien une différence de comportement de la zone fondue formée sur un lit de

poudre en acier ou en aluminium. Plusieurs facteurs peuvent expliquer cette différence de comportement entre Al et l'acier :

(1) la présence d'oxydes d'Al_2O_3 solides flottant au niveau du bain peut contribuer à réduire son aptitude à l'écoulement par rapport aux autres matériaux. Ce phénomène explique en partie pourquoi la densification est difficile à réaliser pour les alliages en Al en SLM.
(2) les tensions de surface sont deux fois plus faibles sur les alliages d'Al que sur les aciers 316L. Cette dernière propriété devrait limiter la formation de gouttelettes sphéroïdisées sur aluminium.
(3) la chaleur latente de vaporisation est presque deux fois plus importante (Tableau III. 3) pour l'Al que pour le 316L. A VED équivalent, le taux de vaporisation est censé être réduit.

Plus généralement, les cordons sur aluminium sont moins fluctuants en pénétration que sur acier. Simultanément, les colonnes de vapeur sont moins présentes et émissives. On peut donc supposer que le laser interagit moins avec la colonne de vapeur (Al/Ar) qu'avec une colonne de vapeur (Fe/Ar).

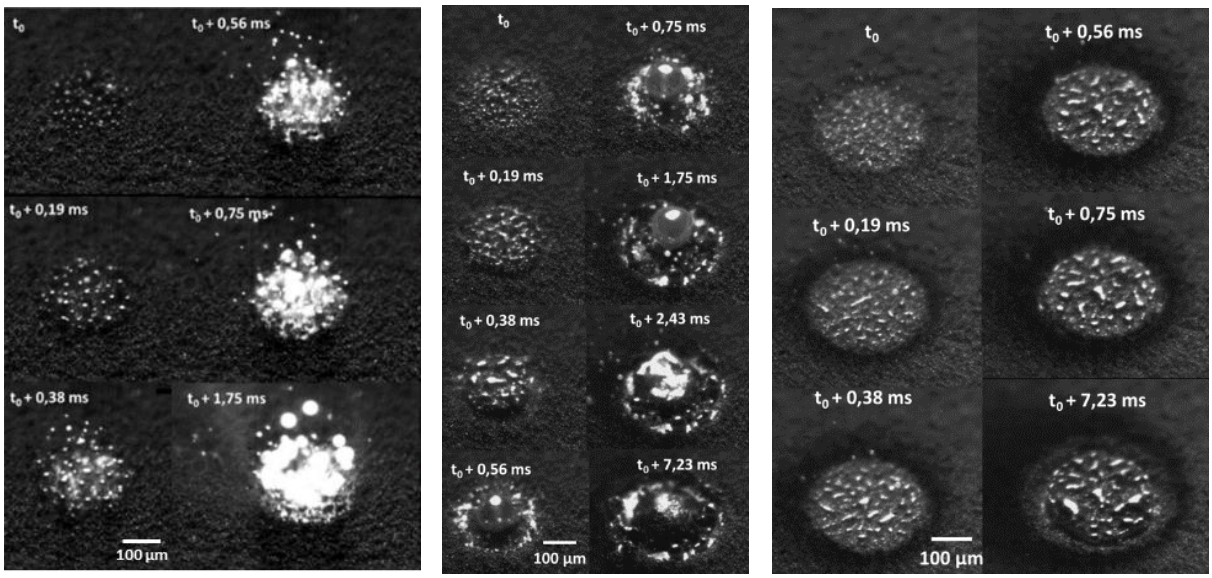


Figure III. 95: Tir laser statique (D200, τ = 2 à 7 ms) sur (a) 316L (b) Al4047 et (c) Al5086.

III.6 Conclusion du chapitre

Ce chapitre était consacré à l'étude expérimentale de l'interaction laser-poudre-zone fondue en SLM, essentiellement basée sur des analyses par vidéo rapide sous différents angles de vision, et des analyses post-mortem de mono-cordons. Ces essais ont été réalisés essentiellement sur un banc de SLM instrumenté, mais également sur une machine industrielle plus limitée dans sa capacité d'instrumentation. Deux matériaux ont été utilisés : un acier inoxydable 316L (pour la majeure partie du chapitre), et des poudres d'aluminium 4047 (Al-12Si) ou 5086 (Al-4.5 Mg).

Tous ces essais mettent en évidence différents mécanismes physiques comme la formation des éjections métalliques, localisées à l'interface lit de poudre/ front avant de la zone fondue, la dénudation en poudre initiée latéralement au niveau de la zone de dépôt d'énergie laser, et l'hydrodynamique des zones fondues qui peut conduire à des instabilités assimilables à du "humping" en soudage laser.

Tous ces phénomènes sont en grande partie explicables par les fortes densités de puissance utilisées en SLM, qui favorisent des régimes de soudage proches du régime de capillaire, avec vaporisation plus ou moins prononcée de la surface des zones fondues. Physiquement, la vaporisation se manifeste par une déformation verticale et un creusement du bain liquide métallique sous l'effet de la pression de recul de la vapeur métallique. Cette vaporisation se traduit par la formation d'une colonne de vapeur qui se détend verticalement à grande vitesse (> 100 m/s) et crée une dépression locale en surface de ZF. En accord avec les résultats présentés récemment au LLL (Matthews, 2016), cette dépression locale est à l'origine d'un flux de gaz transversal induit qui entraîne les particules vers les zones fondues et provoque la dénudation des zones adjacentes.

Le même phénomène de pression de recul-vaporisation est à l'origine de l'éjection de microgouttelettes métalliques, dont la quantité augmente avec la densité d'énergie laser, comme en témoignent les analyses latérales des éjectas.

L'utilisation de modèles analytiques de soudage, susceptibles de calculer la géométrie des cordons SLM n'a été que partiellement validée en raison des régimes de soudage intermédiaires mis en jeu, assez éloignés des régimes de soudage en capillaire profond (avec un rapport d'aspect ($\delta/D >> 1$).

Les résultats obtenus sur poudre d'aluminium ont indiqué une forte réduction des éjections métalliques. Ce résultat peut s'expliquer en partie par la forte diffusivité des alliages d'Al et par des enthalpies de vaporisation très supérieures à celles des aciers, mais également par un comportement atypique des zones fondues, confirmé sur des essais de fusion statique.

Enfin, les différents analyses vidéo présentées dans ce chapitre, à la fois sur machine industrielle et banc instrumenté, semblent indiquer une forte interaction (de type diffusion de Rayleigh ou plus certainement absorption) entre le faisceau laser incident et les nanoparticules contenues dans la *plume* de vapeur métallique issue de l'interaction laser zone fondue. Une étude plus approfondie de ces phénomènes serait intéressante afin de mieux en identifier les effets.

CHAPITRE IV: OPTIMISATION DE LA DENSIFICATION SUR DES PIECES SLM EN ACIER 316L

Dans le chapitre précédent, nous avons étudié l'interaction laser-poudre-bain liquide au niveau d'un mono-cordon. Cependant, une pièce SLM correspond à des kilomètres de cordon de soudure, il faut donc étudier à l'échelle d'une pièce le rendu de cette structure composée d'une accumulation de cordons. L'objectif des essais réalisés sur la machine industrielle de SLM, est une exploration paramétrique du taux de porosité (β) dans le but de proposer une approche analytique pour estimer le taux de densification à partir des paramètres du procédé. Dans un second temps, la corrélation entre densification et dimensions des cordons unitaires sera explorée.

IV.1 Plan paramétrique des essais réalisés sur des pièces SLM

IV.1.1 Choix des paramètres procédés et des stratégies de balayage

IV.1.1.1 Paramètres procédés

Les paramètres procédés recommandés par défaut par le constructeur pour cette machine pour le 316L sont : P175_V750_H120_D70. Nous avons choisi d'élargir très largement la gamme paramétrique afin d'évaluer les effets spécifiques ou combinés des principaux paramètres du procédé :

- puissance de 150 à 400 W (la machine est limitée à 400 W)
- vitesse de 500 à 1600 mm/s
- hatch (écart vecteur entre cordons) de 60 à 170 µm
- épaisseur du lit de poudre (30, 60, 100 µm)
- diamètre du faisceau laser (70 et 95 µm).

Des cubes de 10 mm de côté ont été fabriqués et analysés (Figure IV. 1). L'objectif est d'étudier l'influence de ces paramètres sur :

- la morphologie de la surface de construction
- la validité d'un paramètre énergétique comme le VED (Volume Energy Density) pour représenter l'état de densification du matériau
- les dimensions des cordons, considérées au cœur des pièces
- le taux de porosité β.

La corrélation entre tous ces éléments commence à être étudiée (Figure IV. 2) mais l'origine de β (taux de porosité), en particulier celle des porosités résiduelles, reste encore sujette à discussion. L'objectif de notre étude sera donc d'apporter un éclairage nouveau sur les relations entre les paramètres d'entrée du procédé et le taux de porosités résiduelles (ainsi que leur morphologie et leur localisation), en considérant comme donnée intermédiaire la géométrie des mono-cordons fabriqués.

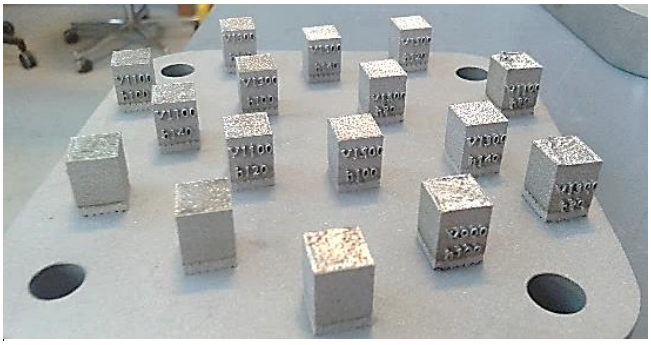


Figure IV. 1 : Fabrication de cubes de 10 mm en 316L sur le plateau de la machine SLM 125HL.

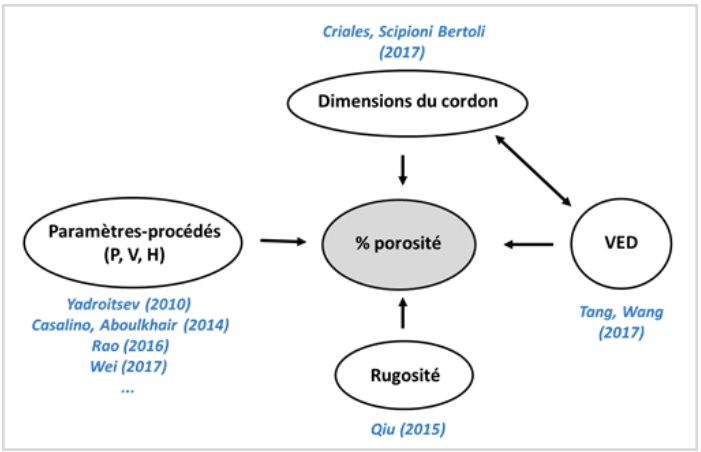


Figure IV. 2 : Schéma des différents paramètres ou données déjà corrélés au taux de porosités (NB : la rugosité correspond à la rugosité de la surface de construction).

IV.1.1.2 Stratégie de balayage

Deux stratégies de balayage ont été testées. La stratégie préconisée par SLM Solution Gmbh, dite "multi-angulaire" consiste à modifier systématiquement l'angle de la direction de lasage d'une couche à une autre avec un angle d'incrément de 67° pour améliorer l'homogénéité de la densification. La stratégie "croisée" impose un angle de lasage de 90° (Figure IV. 3) entre couches successives. Cette stratégie permet de distinguer plus facilement sur une coupe transverse les différentes strates de fabrication et en particulier de distinguer les cordons individuels tout en assurant l'homogénéité de la densification (contrairement à une stratégie de 180°). Ainsi, lors de l'analyse métallographique, la découpe des échantillons est réalisée perpendiculairement aux cordons et leurs dimensions (profondeur et largeur)

correspondent bien aux dimensions réelles à une hauteur de fabrication donnée, sachant que les conditions thermiques locales (température moyenne) élargissent les isothermes de fusion par rapport à un cordon fabriqué sur un substrat froid.

La dernière couche d'une pièce permet toutefois de visualiser les dimensions des cordons quelle que soit la stratégie choisie: il suffit de couper et d'observer la pièce perpendiculairement à la direction de lasage de la dernière couche. En général, sur une pièce SLM fabriquée avec les paramètres recommandés par le constructeur, la face supérieure est soumise à une passe de fusion spécifique (dite upskin), avec une paramétrie différente du reste de la pièce (Figure IV. 4), destinée à améliorer l'état de surface. Pour visualiser les dimensions des cordons sur la dernière couche, cette option a été désactivée. L'analyse de la dernière couche permet alors d'avoir la forme entière du cordon (Figure IV. 5). Le Tableau A. 1 récapitule tous les paramètres testés. Pour rappel, les conditions expérimentales de chaque essai sont précisées avec le formalisme suivant : P175_V750_H120_D70_E30_croisée qui signifie une puissance laser de 175 W, une vitesse de balayage de 750 mm/s, un écart-vecteur de 120 µm, un diamètre de faisceau laser de 70 µm sur la surface du lit de poudre, une épaisseur de poudre de 30 µm et une stratégie de balayage "croisée".

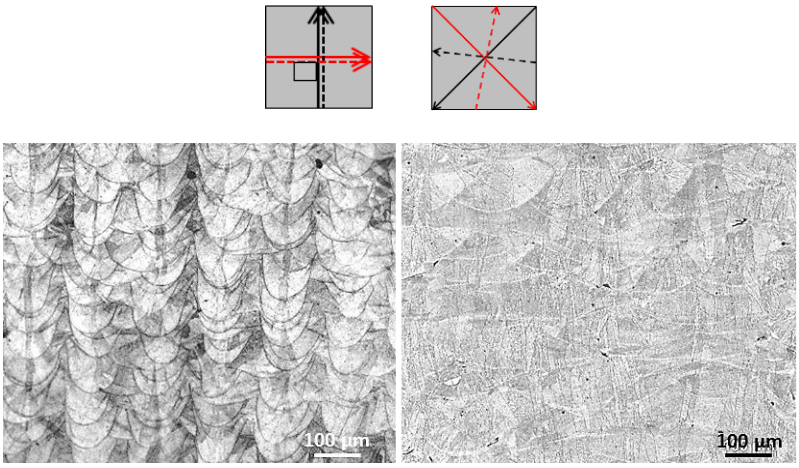


Figure IV. 3 : Micrographies de coupes transverses fabriquées avec une (a) stratégie croisée avec un angle de balayage fixé à 90° (b) stratégie multi-angulaire.

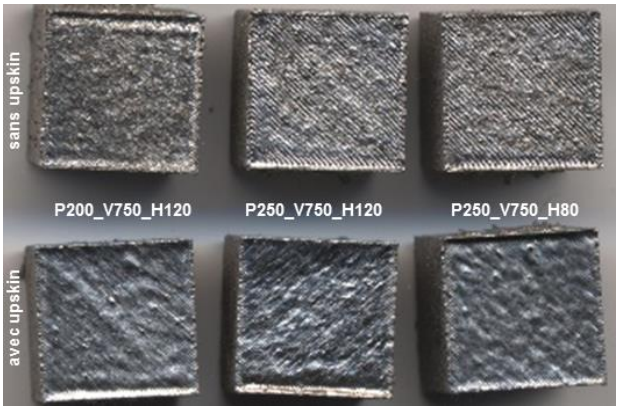


Figure IV. 4 : Effet du up-skin sur l'état de surface de la dernière couche fabriquée : cubes sans up-skin (en haut) et cubes avec up-skin (en bas).

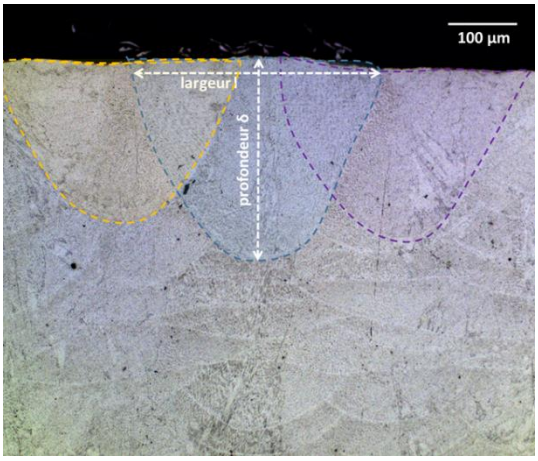


Figure IV. 5 : Identification des dimensions des cordons (profondeur, largeur) sur la dernière couche fabriquée (P250_V750_H120_E30_D70).

IV.1.1.3 Relation entre épaisseur de poudre et épaisseur de couche

Les lits de poudre mis en œuvre sur la machine SLM présentent une compacité proche de 50 %, comme sur la plupart des machines industrielles. Dans ces conditions, un retrait de matière de l'ordre d'un facteur 2 intervient après la fusion qui a un effet direct sur l'épaisseur réelle Δh* des couches de poudre utilisées, qui va tendre vers 2 fois la hauteur de descente du plateau Δh au bout de quelques couches. Cet effet est schématisé sur la figure Figure IV. 6. Une formulation analytique de cet effet prend la forme d'une suite géométrique (39) déjà mise en évidence par Vilaro (2011). Ainsi, au bout de 4 couches, la hauteur Δh* réelle est de Δh.(1 + 0.5 + 0.25 + 0.125) = 1.87.Δh. Une conséquence directe de cet effet concerne la comparaison des mono-cordons (faits avec des hauteurs Δh et des cordons réalisés sur pièce 3D réalisés avec des couches de poudre Δh* ≈ 2.Δh.

$$\Delta h^{*} = \Delta h \,.\left(1 + \sum_{1}^{i} \left(\frac{1}{2}\right)^{i}\right) \qquad (39)$$

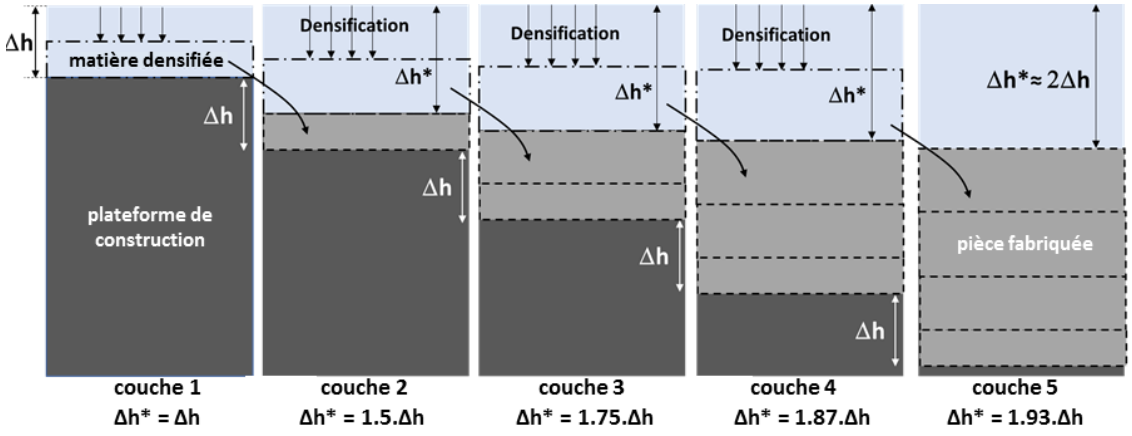


Figure IV. 6 : Evolution des hauteurs de couche de poudre avec le nombre de couches.

IV.1.2 Méthodes de mesure du taux de porosité

IV.1.2.1 Coupes métallographiques

Des coupes métallographiques permettent de mesurer le taux de porosité. C'est la méthode la plus utilisée dans la littérature. Le protocole utilisé ici consiste à effectuer une coupe du cube SLM, transverse à la stratégie de balayage de la dernière couche, qui permet d'obtenir les profondeurs avec le bon angle. Des micrographies sont réalisées au microscope optique puis seuillées et binarisées par analyse d'image sur le logiciel Image J (Figure IV. 7) afin d'extraire le % de pixels noirs, donc de porosités.

Nous avons choisi de considérer une moyenne sur cinq images à un grandissement de 100 (soit 11,9 % d'une face) pour calculer β. Pour information, à un grandissement de 100, la résolution de la caméra ne permet pas de détecter des pores inférieurs à la taille du pixel (0.68 µm) (Tableau I. 1)

Pour valider le choix du grossissement (x100), des mesures complémentaires réalisées à un grandissement de 200 sur 24 images (soit 14,2 % d'une face) montrent qu'on obtient le même taux de porosités.

Au final, cette méthode permet d'obtenir:

- le pourcentage de porosité, la forme (irrégulière, sphérique…) et la taille des pores
- la localisation dans la pièce (près des contours, en début de construction…).

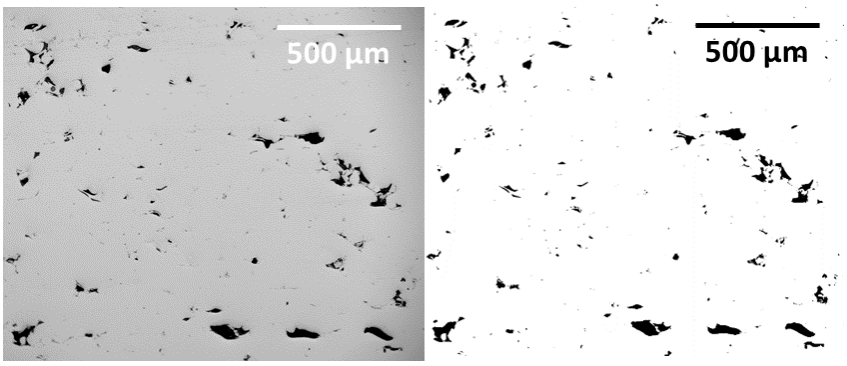


Figure IV. 7 : Exemple de traitement image sur Image J par binarisation (2,5% porosité).

Grossissement	Dimension (en pixel) d'une image	Dimension (en µm) d'une image	Taille de pixel en µm
x 100	2452 x 2056	1685 x 1415	0.687
x 200	2452 x 2056	841x 704	0.343

Tableau IV. 1: Caractéristiques des images obtenues par le microscope optique.

IV.1.2.2 Double pesée

La méthode d'analyse non destructive dite de double pesée est basée sur le principe d'Archimède : "Tout volume immergé dans un liquide subit une poussée verticale ascendante égale au poids du volume de liquide déplacé". On effectue une mesure de la pièce dans l'air puis dans un fluide (éthanol, eau, acétone…) (Figure IV. 8), ce qui permet d'obtenir la masse volumique de la pièce telle que :

$$\rho_{pièce} = \frac{m_{air} \times \rho_{liquide}}{m_{air} - m_{liquide}} \quad (40)$$

Avec $\rho_{pièce}$ la densité de la pièce, m_{air} la masse apparente de la pièce dans l'air (kg), $m_{liquide}$ la masse apparente de la pièce dans le liquide (kg) et $\rho_{liquide}$ la masse volumique du liquide (kg.m^{-3}).

Le pourcentage de porosité est calculé selon :

$$\%\ \text{porosité}\ \beta = 100 - \frac{100 \times \rho_{pièce}}{\rho_{316L}} \quad (41)$$

Avec ρ_{316L} la densité du 316L égale à 7,96 à 20°C.

Cette méthode est a priori beaucoup plus rapide de mise en œuvre que l'analyse métallographique et fournit une mesure plus globale (l'analyse métallographique demande un certain nombre de fenêtres d'analyse représentatives). Elle présente cependant différentes limitations. Au fil des différentes campagnes, plusieurs constats ont été faits :

(1) Influence de la pièce. Les mesures dépendent de l'état de surface : si les pièces comportent des porosités ouvertes ou une rugosité trop prononcée, des bulles d'air resteront adsorbées et, en augmentant le volume apparent de la pièce, fausseront les résultats.

(2) Influence du liquide. La double pesée est souvent moins utilisée car la connaissance exacte de la masse volumique du liquide est difficile. Le choix du liquide est un compromis entre sa stabilité en température (taux d'évaporation) et la bonne mouillabilité du solide fabriqué pour éviter la formation de bulles d'air (propriétés tensioactives). Les résultats d'essais de reproductibilité montrent que les mesures avec éthanol sont plus reproductibles qu'avec l'eau car l'éthanol a une tension de surface plus faible et mouille donc mieux les cubes SLM. Par contre, sa densité varie beaucoup plus que celle de l'eau avec la température. Il est donc nécessaire de maîtriser précisément la température du liquide.

(3) Influence de l'environnement de travail. Le paramètre $\rho_{éthanol}$ est difficile à définir à cause de son taux d'évaporation élevé. Il dépend de sa composition chimique (éthanol absolu ou éthanol dilué donc % d'éthanol) et de sa température. Une faible variation du % éthanol modifie grandement le résultat (Tableau A. 2). Par exemple pour des mêmes masses (m_{air}, m_{liq}) et une température fixe de 23°C, une erreur du pourcentage d'éthanol (95 au lieu de 99 %) fait basculer le taux de porosité de 1,33 à 2,4 %.

Dans l'ensemble des résultats qui suivent, la double pesée s'effectue avec de l'éthanol et les mesures ont été reproduites au minimum trois fois et espacées dans le temps (pour favoriser le séchage des pièces). Dans nos différentes campagnes, $\rho_{éthanol}$ varie entre 0,801-0,807 soit 23°C (en fonction des campagnes d'essais) et de l'éthanol à 94 %.

Caractéristiques	éthanol	eau
Densité (g.cm $^{-3}$)	0.796	0.997
Tension superficielle (dyn.cm^{-1})	22	73

Figure IV. 8 : (a) Balance de double pesée (Mettler Toledo) (b) Propriétés caractéristiques des liquides utilisés en double pesée à 25°C.

La méthode par double pesée a un caractère global par rapport à la méthode par coupes métallographiques, plus locale. Cette dernière ne prend pas en compte les singularités en bords de pièces, par exemple avec les porosités dues au sky-writting (Figure IV. 22). La comparaison des deux méthodes montre cependant des résultats globalement similaires (Figure IV. 9). L'estimation du % éthanol et de la température induisent une incertitude de mesure en double pesée c'est pourquoi dans la suite des études, nous avons utilisé la méthode par coupes, la double pesée permettant de confirmer les résultats obtenus.

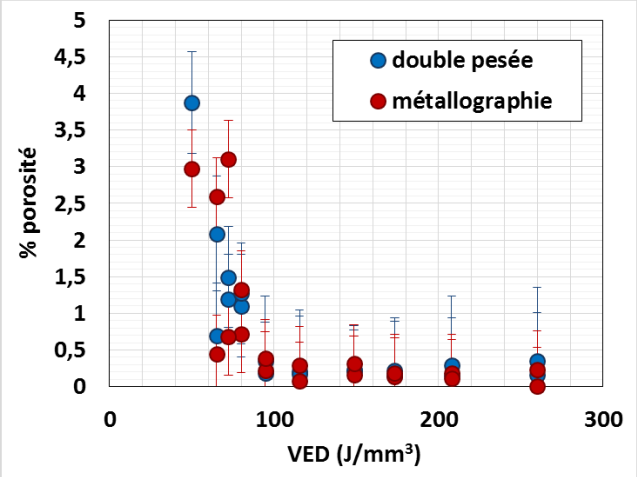


Figure IV. 9 : Comparaison entre les deux méthodes de mesure (D70_E30).

IV.2 Les porosités et leur origine

IV.2.1 Localisation, forme et taille des porosités

IV.2.1.1 Type et localisation des porosités

La **localisation et la forme** des pores sont liées à leur origine physique. On en observe trois types principaux visibles sur coupe métallographique:

- Des porosités (irrégulières) verticales sont liées à un mauvais recouvrement latéral, un écart-vecteur insuffisant ou un manque de dilution entre couches successives. A vitesse trop élevée, on rencontre ainsi des alignements verticaux de porosités (Figure IV. 10c).
- Des porosités à la frontière contour-remplissage, dû soit à un espacement trop grand entre bord des contours et du remplissage (*fill contour offset*) trop grand ou au mode delay (Figure IV. 10b en haut à droite).
- Les porosités (sphériques) sont distribuées aléatoirement et sont assimilables à des soufflures en soudage (contenant du gaz occlus) (Figure IV. 10a).

Quelques essais ont été réalisés par tomographie X. Cette méthode non destructive permet d'identifier la taille et la position des pores en z sur toute la pièce, avec une résolution qui dépend de l'épaisseur de la pièce considérée. On y retrouve (Figure IV. 11) les mêmes défauts rencontrés sur coupes sur une même pièce.

Les coupes métallographiques, après attaque chimique, permettent de localiser les pores au sein de la microstructure. Les pores irréguliers (Figure IV. 12a) sont généralement situés entre les cordons adjacents ou entre les couches, dues à un mauvais recouvrement (manque de fusion ou présence d'inclusions résiduelles (Figure IV. 12b). Les pores sphériques (Figure IV. 12c) sont généralement localisés au cœur même des cordons et correspondent à du gaz piégé dans le bain liquide (exemple dans un cordon formé en régime de capillaire de vapeur (Figure IV. 12d). Dans de nombreux cas, les porosités sont localisées dans des points triples, à l'intersection entre deux cordons et la couche du dessous.

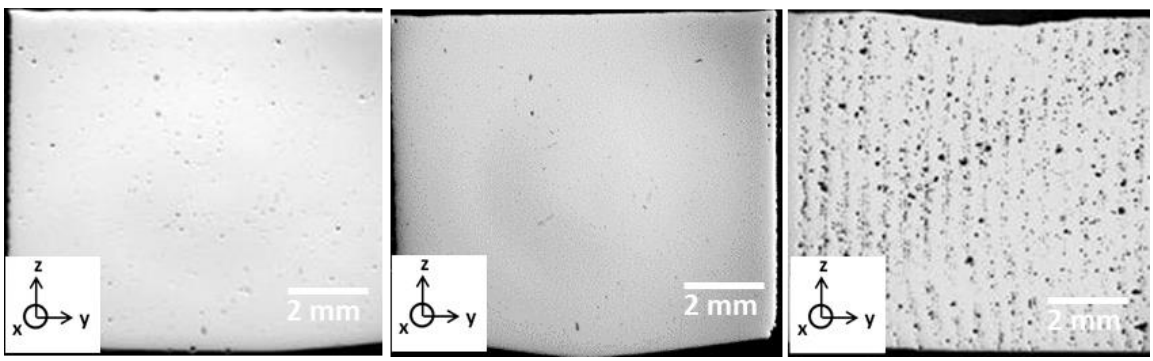


Figure IV. 10: Position des pores au niveau de la pièce, exemples (a) P150_V750, (b) P250_V750, (c) P175_V1600.

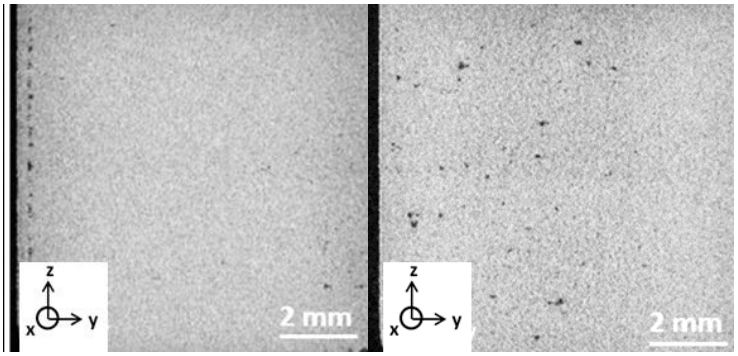


Figure IV. 11 : Exemple de résultat obtenu par tomographie X (P175_V900_H120_D70_E30) (a) x = 5 mm porosités de contour (b) x = 7 mm porosité sphérique.

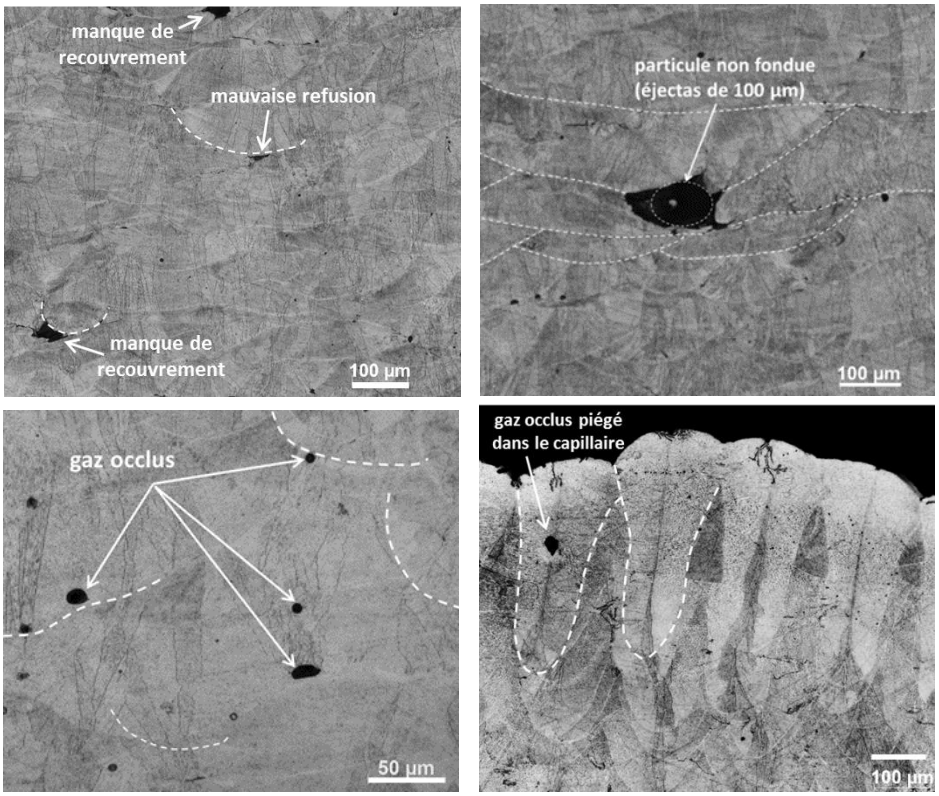


Figure IV. 12: Pores sphériques et irréguliers visible au niveau de la structure SLM (a) pores irréguliers (b) inclusion (éjecta) (c) pores sphériques (d) pore sphérique piégé dans un keyhole.

Un dernier type de porosité, très spécifique est souvent rencontré en périphérie d'échantillon, à proximité de la zone de contour. Ces porosités sont généralement présentes dans des cordons dont la profondeur de fusion (environ 300-400 µm sur la Figure IV. 22) est largement supérieure à la profondeur moyenne de fusion sur un échantillon donné. Ces porosités sont attribuables à un mode keyhole prononcé au début et à la fin des vecteurs de remplissage. Dans ces zones, le déplacement laser n'atteint pas sa vitesse de consigne en raison de l'inertie (accélération ou décélération) de la tête scanner (Figure I. 50). Il en résulte des vitesses beaucoup plus faibles que celles programmées, des VED beaucoup plus grands, et des profondeurs de fusion 2 à 3 fois supérieures aux profondeurs usuelles. Ces porosités en régime keyhole

sont dues à des fermetures aléatoires du capillaire (le liquide environnant s'écoule dans le capillaire et vient le reboucher) qui les piègent dans le bas des zones fondues. De meilleures gestions de trajectoires dans les zones proches des zones de contour sont possibles en remplaçant le *mode delay* classique par une gestion plus évoluée des trajectoires (le *skywriting mode*) qui permet, en faisant accélérer la tête scanner en dehors de la trajectoire prévue, de stabiliser les vitesses de scanning dans les débuts de vecteurs de lasage.

IV.2.1.2 Forme et taille des porosités

Pour dénombrer la proportion de pores sphériques dans une pièce, on a utilisé le logiciel Image J et une image binarisée avec un facteur de grandissement de 200. Le logiciel calcule pour chaque pore :

(1) un facteur de circularité qui correspond à :

$$\text{circularité} = \frac{4\pi \times \text{aire}}{\text{périmètre}^2} \qquad (42)$$

Les pores sphériques (gazeux) correspondent dans notre cas à une circularité supérieure à 0.7. Différents exemples de géométries sont présentés ci-dessous (Figure IV. 13).

(2) le diamètre de Féret qui correspond au diamètre maximal, c'est à dire à la distance maximale entre deux tangentes parallèles à des côtés opposés.

Exemple de formes de porosité					
Circularité	0,845	0,806	0,749	0,537	0,394

Figure IV. 13: Exemple d'analyse image J pour définir le facteur de circularité d'un pore.

Cette analyse a été effectuée pour une variation de vitesse de 500 à 1600 mm/s. La Figure IV. 14 présente à la moyenne de circularité sur tous les pores présents qui diminue avec la vitesse. Proche de 1 pour 500 à 900 mm/s, elle tend vers 0.8 quand la vitesse augmente car on dénombre un grand nombre de pores sphériques encore présents à vitesse élevée (environ 80) (Figure IV. 15a). Logiquement le nombre de pores irréguliers augmente avec la vitesse à cause du manque de fusion. Leur diamètre est nettement supérieur (20-120 µm) à celui des pores sphériques (0-20 µm), en particulier ceux formés à vitesse élevée (Figure IV. 15b).

L'augmentation du nombre et du taux de porosités non sphériques avec la vitesse correspond surtout à l'apparition progressive d'un manque de recouvrement entre les cordons, donc d'un manque de fusion. On passe donc d'un régime de gaz occlus (vitesse faible) qui peut être favorisé par des zones fondues turbulentes (VED élevé), à un régime de manque de fusion caractérisé par des porosités de grandes dimensions, et non sphériques.

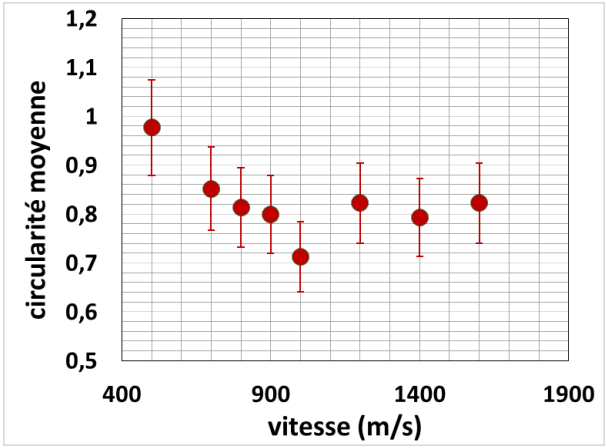


Figure IV. 14: Evolution de la circularité de tous les pores en fonction de la vitesse.

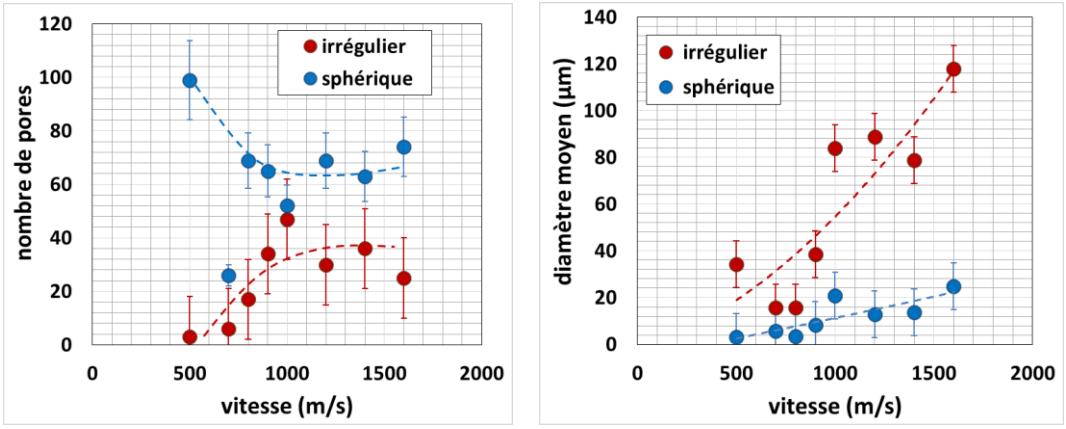


Figure IV. 15 : Analyse du (a) nombre et (b) diamètre en fonction du type de pores en fonction de la vitesse (P175_D70).

IV.2.2 Influence des paramètres du procédé sur le taux de porosité

L'objectif est d'étudier l'influence spécifique des trois paramètres d'ordre 1 du procédé de SLM (puissance laser, vitesse de scanning et écart-vecteur) sur le taux de porosité β. Logiquement, β diminue avec l'augmentation de la puissance et la diminution de la vitesse (Figure IV. 16).

L'écart vecteur correspond au recouvrement latéral qui a un impact sur le taux de porosité, surtout si l'on considère la présence d'une zone de dénudation en poudre en bord de cordon. L'influence de l'écart-vecteur s'avère néanmoins moins marquée que celle de P ou V. Les résultats (Figure IV. 17) indiquent que l'influence de l'écart-vecteur n'est significative qu'au-dessus d'un seuil (120-140 µm) qui augmente avec le VED. En dessous de ce seuil, les taux de porosité sont quasi constants quel que soit l'écart-vecteur. Pour cette raison, la prise en compte de l'écart-vecteur dans la définition possible du VED n'a pas été considérée par la suite comme obligatoire pour aborder la densification de la matière pour des écarts-vecteurs en dessous de 120-140 µm.

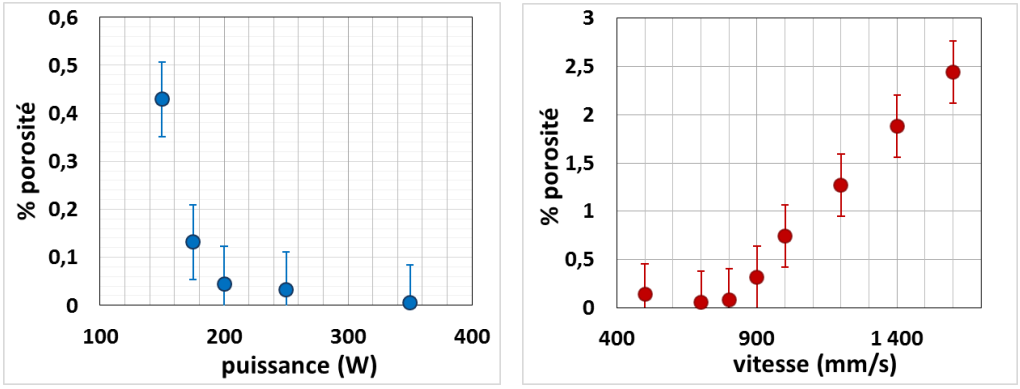


Figure IV. 16 : Influence des paramètres procédé sur le taux de porosité (H120_D70_stratégie croisée) (a) cas de la puissance (V750) (b) cas de la vitesse (P400).

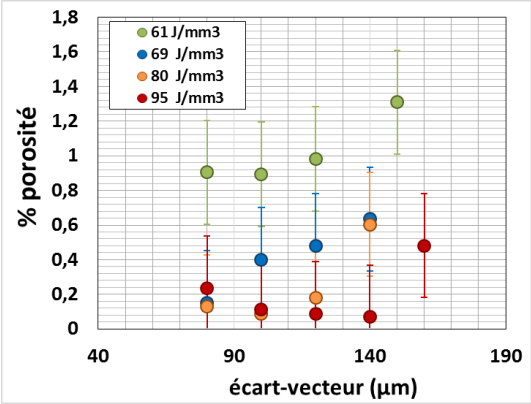


Figure IV. 17 : Influence de l'écart-vecteur sur le taux de porosité (P175_V750_D70_stratégie croisée).

IV.2.3 Influence de la stratégie de balayage

L'objectif de cette partie est d'étudier l'influence de la stratégie de balayage sur le taux de porosité β. Lorsqu'on compare des pièces fabriquées avec une **stratégie de balayage croisée à une stratégie multi-angulaire**, on observe une différence de β jusqu'à 0,1 % (Figure IV. 18). Plus la puissance est faible plus la différence entre les deux stratégies sera marquée au niveau de β. La stratégie aléatoire permet une homogénéisation de la structure et limite les défauts issus de la superposition des cordons les uns au-dessus des autres.

Certaines porosités peuvent être directement dues à la **discrétisation en sous-parties de la surface lasée** (Figure IV. 20) (Figure IV. 21). Une couche peut être balayée de nombreuses façons : en lignes (stripes), en damier (chess). Chaque frontière entre sous-partie (zone de recouvrement) crée une discontinuité au niveau de la surface et peut être source de porosité, et visible à la couche suivante (Figure IV. 19). On peut éviter cette décomposition en sous-parties en choisissant une longueur caractéristique L (au-delà de laquelle le logiciel génère une sous-partie distincte) plus grande que la pièce par exemple. Cette stratégie de réseaux provoque au sein de la pièce une lignée de porosité visible sur les coupes transverses. Cette combinaison de [L distance du réseau, θ l'angle de rotation et le décalage successif du point de lasage] peut aboutir à des lignes de porosité en diagonale assez surprenantes (Figure IV. 20). L'origine des

alignements de porosités est attribuée à un décalage angulaire des transitions de zone qui expliquerait l'orientation des porosités selon l'angle ω (Figure IV. 21).

Ces porosités sont donc dues à un recouvrement mal maîtrisé dans les zones de transition entre deux sous-parties lasées adjacentes. Si ces porosités ne correspondent pas à l'effet recherché dans notre étude, une telle stratégie pourrait s'avérer intéressante pour générer une micro-architecturation interne de la matière sous forme de zones périodiques présentant des taux de porosité distincts. Dans la suite de l'étude, nous avons systématiquement évité ce type de discontinuités en imposant des distances L supérieures à la longueur diagonale du cube (14 mm).

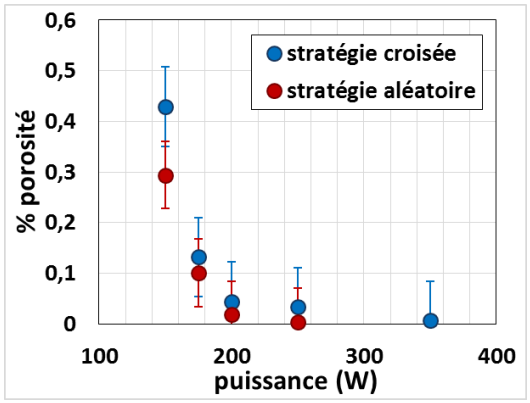


Figure IV. 18 : Taux de porosité en fonction de deux stratégies (V750_H120_D70).

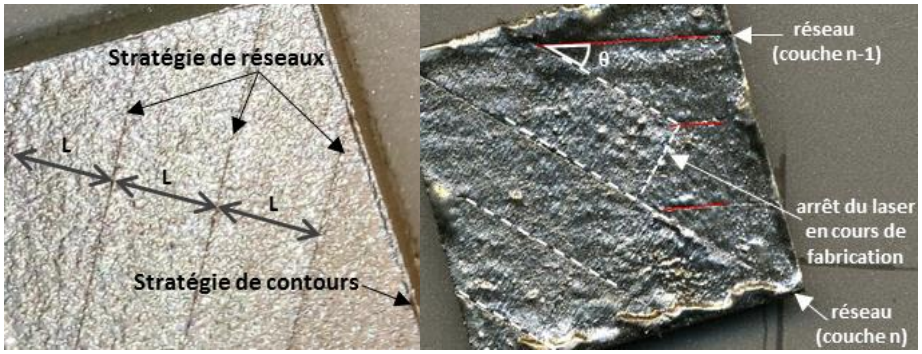


Figure IV. 19: (a) Système de stratégie en réseaux (P250_V900). (b) Accentuation des irrégularités créées par ces réseaux avec le mauvais choix de paramétrage (P400_V900_D70).

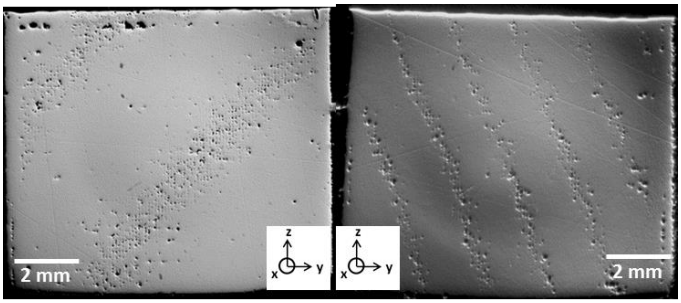


Figure IV. 20 : La stratégie de réseaux et la combinaison des autres éléments de balayage par couche peuvent mener à des alignements de porosités en diagonale.

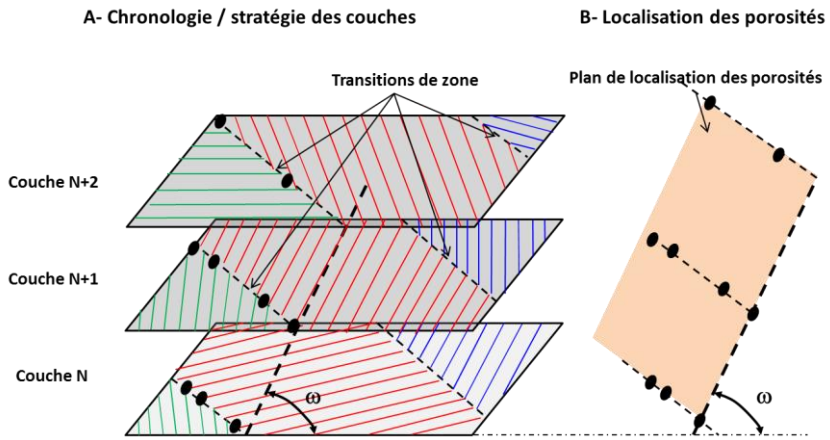


Figure IV. 21 : Origine des alignements de porosités : le décalage angulaire des transitions de zone explique l'orientation des porosités selon l'angle ω.

Comme indiqué précédemment, certaines porosités de grande taille et non sphériques sont présentes à l'interface contour-remplissage. Sur la Figure IV. 22, ces **porosités de contours** sont localisées à 250 µm aux environs du bord de la pièce et leur présence peut faire augmenter au maximum de 0,16 % le taux de porosité moyen sur des cubes de 10 mm. On rappelle que ces porosités peuvent être évitées en limitant les phases d'accélération-décélération des têtes scanner en début ou fin de vecteur de lasage par une stratégie de sky-writing.

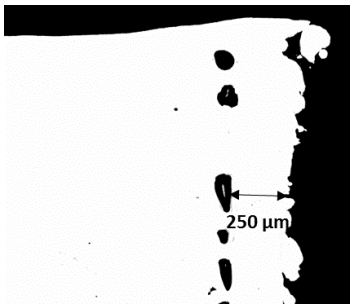


Figure IV. 22 : Image binarisée de porosités en bord de pièces.

IV.3 Evolution des taux de porosité avec la densité d'énergie

Plusieurs campagnes (Tableau A. 1 en annexe) ont été réalisées pour différents paramètres (P, V), trois épaisseurs de poudre (30, 60, 100 µm) et deux diamètres de spot (70 et 95 µm) afin d'étudier les conditions de densification de la matière, et en particulier les manques de fusion. Une approche géométrique simple considérant les manques de recouvrement entre cordons permet de déduire que β augmentera avec l'épaisseur de poudre (Figure IV. 23 : 20 µm de poudre supplémentaire entraine une

augmentation de 2% du taux de vide). Cette étude permettra de le vérifier et de comparer l'impact du recouvrement vertical par rapport au recouvrement horizontal. L'objectif sera de définir des seuils de densification correspondant au passage des porosités inter-couche (par manque de fusion) aux porosités résiduelles.

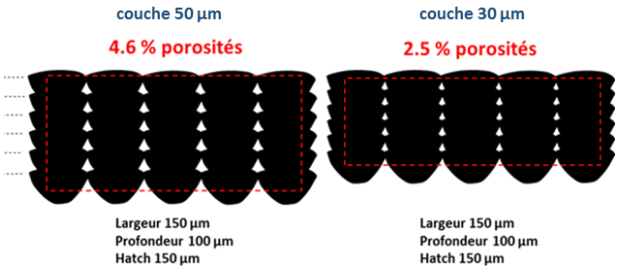


Figure IV. 23 : Approche géométrique de l'estimation des manques de recouvrement.

IV.3.1 Validation du VED

Comme nous l'avons déjà évoqué, de nombreuses publications antérieures ont proposé des expressions analytiques permettant de synthétiser l'apport des paramètres procédé à travers des grandeurs énergétiques unifiées. Celle que nous avons retenue pour le calcul de la densité d'énergie volumique (VED) n'intègre que les conditions d'éclairement laser P, V, D. L'intérêt d'un tel paramètre est, pour un utilisateur du procédé de SLM, de pouvoir ajuster rapidement les paramètres opératoires afin de prévoir un état de densification de la matière. Encore faut-il vérifier que ce paramètre VED tel qu'il a été défini ($VED = (4.P/(\pi.D^2.V))$, est approprié pour décrire l'évolution du taux de porosité β dans les pièces fabriquées. La Figure IV. 24 représente les taux de porosité β pour différentes épaisseurs de poudre E (30, 60, 100 µm) avec un diamètre laser D de 70 µm et 95 µm sur une gamme de VED de 0 à 400 J/m^3. Ces valeurs expérimentales montrent que les valeurs de β s'alignent sur trois courbes distinctes (une pour chaque épaisseur de poudre), quel que soit le diamètre de faisceau, ce qui permet de valider l'utilisation du VED.

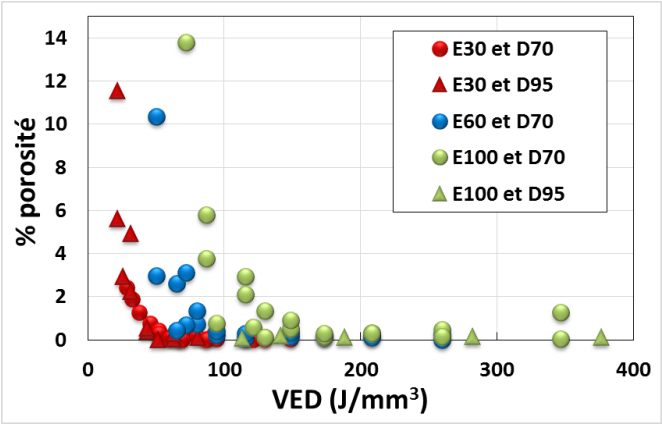


Figure IV. 24 : Taux de porosité β (mesures expérimentales) en fonction du VED pour trois épaisseurs de couche (H120 _D70).

Dans tous les cas, les courbes suivent une évolution similaire et tendent vers de faibles taux de porosité à VED croissant. A VED optimisé, le taux de porosité minimum atteint tend à augmenter avec la hauteur de couche (0.002 % pour 30 µm, 0,01 % pour 60 µm et 0,02 % pour 100 µm). Par ailleurs, on observe une légère ré-augmentation de β à fort VED (> 300 J/mm^3) pour la couche de 100 µm, qu'on peut attribuer à des porosités de type keyhole (fortes pénétrations de cordons), ou à l'augmentation du nombre d'éjections qui se re-déposent sur les pièces en cours de fabrication).
L'écart vecteur entre cordons juxtaposés a aussi un effet sur les conditions de densification. Ce paramètre n'est cependant pas pris en compte dans notre représentation de l'apport d'énergie VED. Son influence n'est réelle qu'au-delà d'un certain seuil (Figure IV. 17). Le fait de ne pas le considérer dans la formulation du VED est non seulement plus physique du point de vue de l'interaction laser-matière, mais semble acceptable au vu des résultats.

IV.3.2 Représentation analytique de la densification

En considérant la variation du taux de porosité avec VED, une dépendance claire est montrée Figure IV. 25, qui peut être représentée, quelle que soit l'épaisseur du lit de poudre, par une formulation analytique simple :

Pour VED > $VED_{th,\Delta z}$:

$$\beta\,(\%) = \beta_{0,\,\Delta z}(\%) + \left(\mathrm{VED}_{\mathrm{th},\Delta z}/(\mathrm{VED} - \mathrm{VED}_{\mathrm{th},\Delta z})\right)^2 \qquad (43)$$

Et pour VED < $VED_{th,\Delta z}$:

$$\beta\,(\%) = 100.C$$

Avec β le pourcentage de porosité et deux fonctions $\beta_{0,\Delta z}$ et $VED_{th,,\Delta z}$ dépendant de l'épaisseur de poudre (Figure IV. 26). $\beta_{0,\Delta z}$ *représente le taux de porosité résiduelle minimum en fonction de l'épaisseur de poudre et* $VED_{th,,\Delta z}$ *l'asymptote verticale de la courbe assimilable à un seuil de densification, C la compacité du lit de poudre (proche de 0,5 dans notre cas).*

Une telle représentation analytique permet de reproduire très correctement le taux de porosité en fonction du VED pour des valeurs de P, V, D variables, tout en distinguant l'influence de la hauteur par couche. L'identification des paramètres $VED_{th,\,\Delta z}$ et $\beta_{0,\Delta z}$ pour les trois hauteurs de couche indique une évolution linéaire avec Δz (la hauteur de descente du plateau de fabrication). Si la signification physique des seuils de densification sera corrélée plus loin à la profondeur de zone fondue (on a montré au § III.2.3.1 que la profondeur évoluait linéairement avec le VED), les valeurs minimales des taux de porosités $\beta_{0,\Delta z}$ qu'on peut atteindre peuvent être corrélées au volume de gaz présent dans le lit de poudre avant fusion (qui augmente linéairement avec l'épaisseur de poudre).

Les résultats présentés ci-dessus mettent donc en évidence une décroissance parabolique du taux de porosité en fonction du VED tel que nous l'avons défini. Ce résultat valide la capacité du VED, intégrant P, V et D comme paramètres principaux, à prédire le taux de porosité sur une certaine plage d'écarts vecteur. Un opérateur travaillant sur une machine de SLM peut alors, pour un matériau donné, trouver assez facilement des conditions de densification optimales à partir d'abaques de ce type.

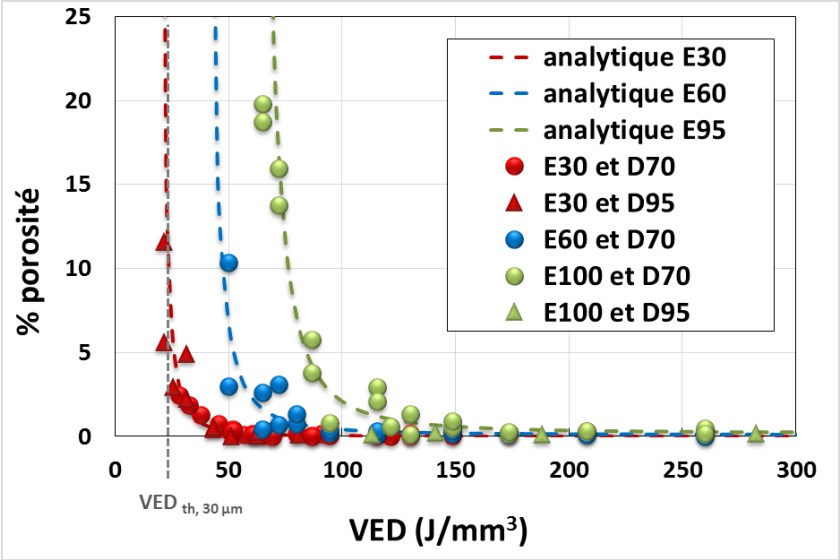


Figure IV. 25 : Modèle analytique et résultats expérimentaux.

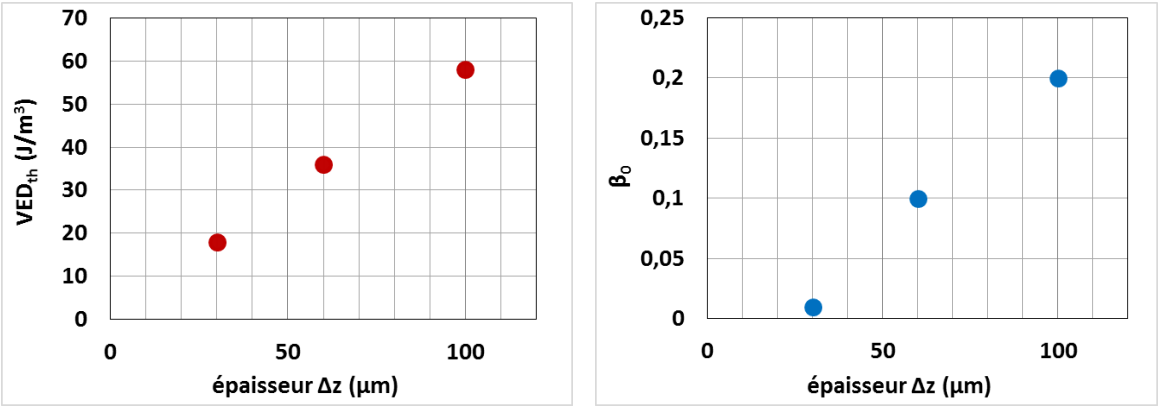


Figure IV. 26 : Fonctions VED_{th} et β_0 utilisés dans le modèle.

IV.4 Relation entre densification et dimensions des cordons de fusion

Le choix du VED tel que défini ($VED = (4.P/(\pi.D^2.V))$) comme paramètre énergétique représentatif représente globalement mieux d'interaction laser-matière que les autres VED mentionnés dans la littérature – qui intègrent l'épaisseur de poudre ou l'écart vecteur. L'objectif de cette partie est de tester les corrélations possibles entre le taux de porosité et les dimensions des cordons. Comme précédemment avec la définition d'un VED seuil, on suppose qu'il faut un volume fondu minimal pour densifier. Nous

décidons d'étudier non pas un volume mais les dimensions (largeur et profondeur) des cordons de pièces SLM ***mesurées sur pièces SLM*** *(exemple Figure IV. 5).*

IV.4.1 Dimensions des cordons en fonction des paramètres procédé

L'objectif est de relier les dimensions dans un premier temps au VED puis à β. Dans tout ce qui suit, les dimensions des zones fondues ont été considérées au cœur des cubes, en moyenne à une hauteur de 7 à 10 mm par rapport au plateau de fabrication.

IV.4.1.1 Profondeurs et largeurs fondues

En soudage laser, les profondeurs fondues sont souvent représentées en fonction d'énergies linéiques P/V (J/m) ou de paramètres dérivés $P/V^{0.5}$. **Les mesures des dimensions sont faites sur des coupes transverses** puis analysées au microscope. Dans une première approche, on compare la profondeur et la largeur obtenues en fonction du rapport P/V (Figure IV. 27) pour une épaisseur de poudre de 30 µm et un diamètre de 70 µm. Dans les deux cas, la relation est quasi-linéaire à faible P/V (< 300 J/m) puis les résultats deviennent très dispersés à plus haute énergie linéique. Des profondeurs maximales de l'ordre de 400 µm (soit 13 couches) peuvent alors être obtenues entre 100 et 500 J/m. Les largeurs pour cette gamme de P, V augmentent de 50 à 200 µm, soit 3 fois le diamètre du faisceau laser.

Dans les deux cas (profondeur ou largeur), ces résultats indiquent une forte dispersion des dimensions de cordons pour des P/V élevés. On peut penser que ces dispersions, comme en mono-cordons (Figure III. 38), sont liées à l'interaction laser-vapeur métallique, et à un cross-jet d'argon inefficace pour nettoyer le dessus de la surface d'interaction laser-lit de poudre. Cette interaction laser-vapeur métallique peut être lié soit à (1) l'absorption du laser, la puissance transmise est alors amoindrie (2) de la diffusion qui fait diverger le faisceau et augmente le diamètre d'interaction (Figure IV. 28).

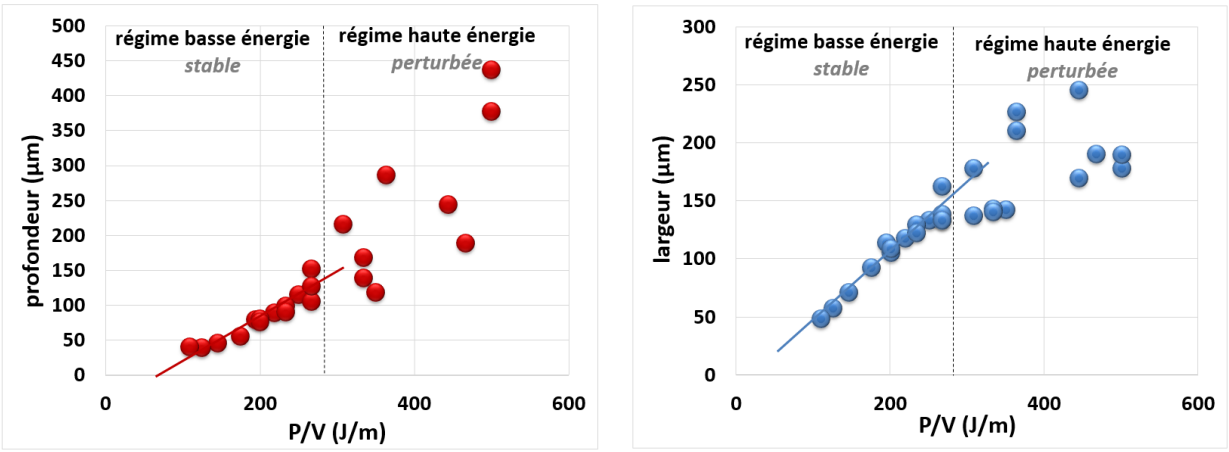


Figure IV. 27 : (a) Profondeur et (b) largeur fondue en fonction de P/V (E30_D70).

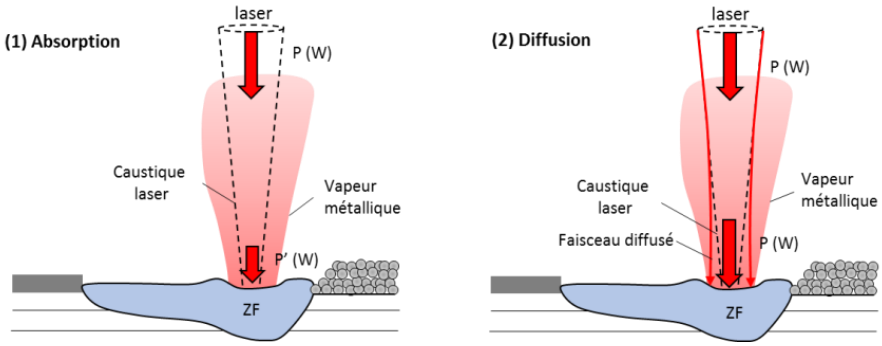


Figure IV. 28 : Interaction laser/vapeur métallique. Deux mécanismes qui peuvent diminuer la densité de puissance déposée (W/cm²) à la surface de la ZF : (a) l'absorption du laser : la puissance transmise P' < P initiale, (b) la diffusion du rayonnement qui fait diverger le faisceau et augmente le diamètre d'interaction.

IV.4.1.2 Corrélation des profondeurs fondues avec le VED

Si on trace les profondeurs fondues en fonction du VED (Figure IV. 29) à partir de plusieurs campagnes d'essais, réalisées pour deux épaisseurs (30 et 100 µm) et deux diamètres de spot (70 et 95 µm). A bas VED (< 200 J/mm^3), on observe que les profondeurs augmentent quasi-linéairement avec le VED quel que soit le diamètre (pour Δh = 30 µm), puis deviennent dispersées (pour Δh = 30 µm et Δh = 100 µm). Malgré les dispersions sur les mesures, à haut VED (< 80-90 J/mm^3) on retrouve donc une relation linéaire profondeur – VED déjà confirmée sur mono-cordons pour VED < 80-90 J/mm^3.

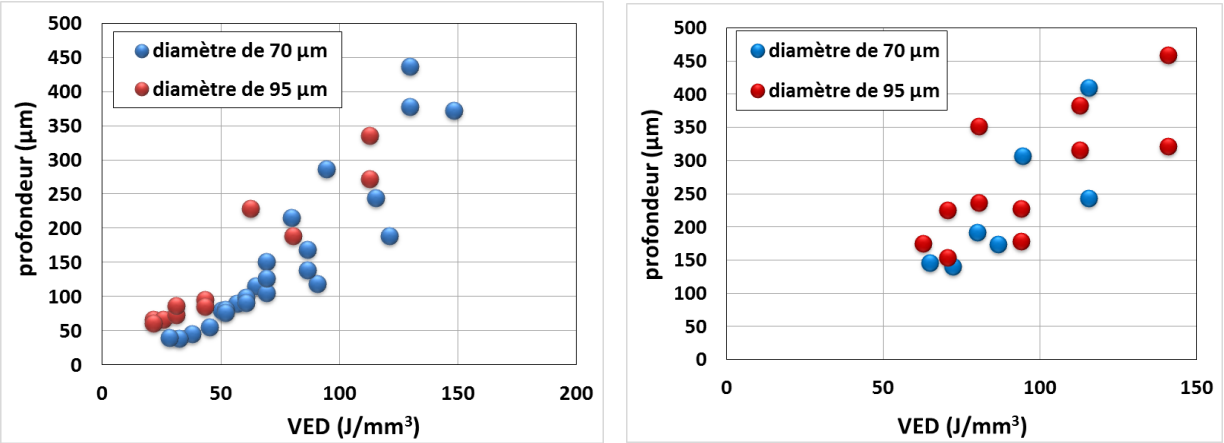


Figure IV. 29 : Profondeur en fonction du VED pour (a) Δh= 30 µm et (b) Δh= 100 µm.

IV.4.1.3 Influence de la direction de lasage

Des essais spécifiques ont été réalisés (Figure IV. 30) afin d'évaluer l'influence de la direction de lasage au sein de l'enceinte sur les profondeurs fondues. Des cubes ont donc été élaborés en utilisant une

direction de lasage unique, parallèle au gaz de protection (flux d'argon), et comparés à ceux obtenus avec la configuration multi-angulaire utilisée par défaut sur la machine SLM 125HL. Ils indiquent une forte chute de pénétration des cordons à VED équivalent, pour des largeurs de fusion globalement équivalentes. Ces résultats peuvent être comparés aux analyses de colonnes de vapeur métalliques présentées en III.2.3.1 qui, dans le cas de direction de lasage parallèle au flux de gaz, montraient de fortes fluctuations de luminosité en fonction du sens de déplacement du laser. Dans le cas des pièces élaborées en stratégie multi-angulaire classique, une certaine plage angulaire (autour de la direction du flux de gaz) est interdite par défaut dans la stratégie de lasage. On comprend mieux ici pourquoi : l'interaction laser-matière est perturbée lorsque les vecteurs de lasage sont orientés dans la direction du gaz. La nature même de la perturbation (sans doute une absorption du laser dans la colonne de vapeur en raison de la grande distance focale du laser) mériterait davantage d'études futures.

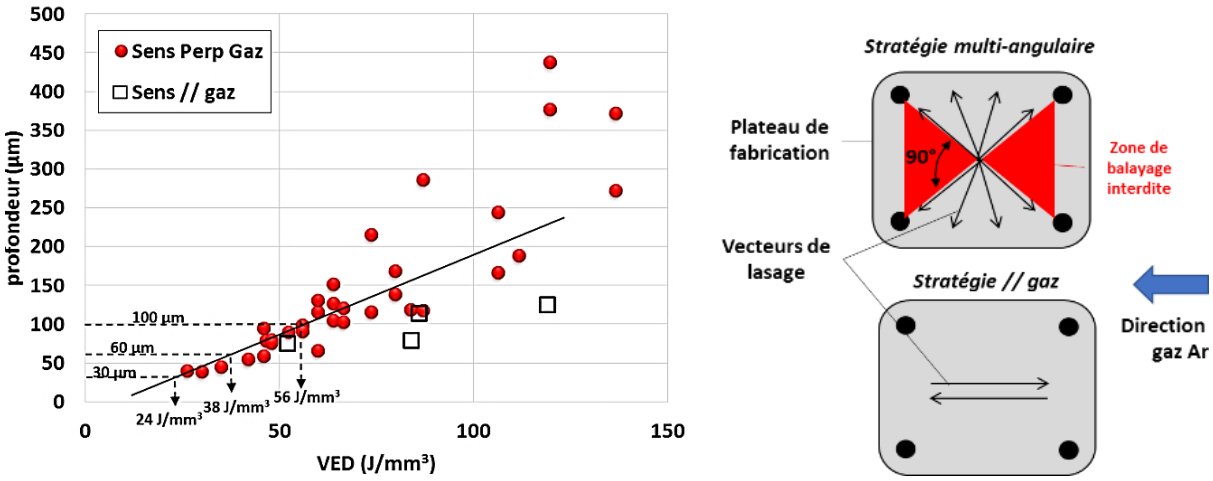


Figure IV. 30 : (a) Effet des directions de lasage sur les profondeurs fondues (les seuils de début de densification pour les trois épaisseurs de couches utilisées sont également représentés) (b) Plage angulaire interdite par défaut dans la stratégie de lasage.

IV.4.2 Taux de porosité en fonction des dimensions de cordons

L'objectif final est de : (1) vérifier si la maîtrise des dimensions des cordons est suffisante pour maîtriser la densification, au moins pour ce qui concerne les manques de matière, (2) relier les seuils de densification aux profondeurs de fusion des couches de poudre.

Les Figure IV. 31 (largeur/hatch) et Figure IV. 32 (profondeur) représentent β en fonction des dimensions de cordons pour deux épaisseurs de couche (E30 et E100) et deux diamètres laser (D70 et D95). A écart vecteur constant, la corrélation des taux de porosité β avec les largeurs fondues (Figure IV. 31) ne donne pas de résultats satisfaisants. Le recouvrement latéral entre cordons ne suffit donc pas à prédire la densification. Par contre, une corrélation assez nette se dégage entre le taux de porosité et les profondeurs fondues, quel que soit le diamètre laser ou l'épaisseur de poudre (Figure IV. 32).

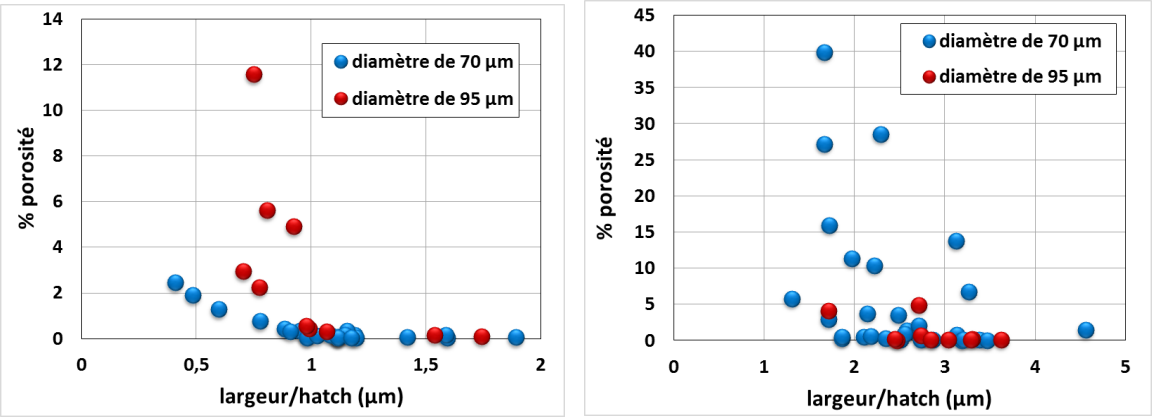


Figure IV. 31 : Taux de porosité en fonction de l/H pour (a) Δh = 30 µm, (b) Δh = 100 µm.

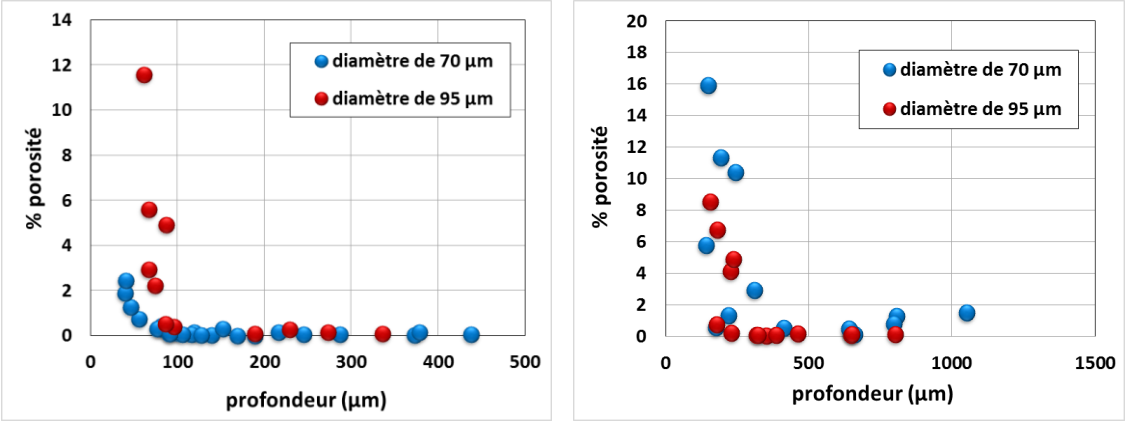


Figure IV. 32 : Taux de porosité en fonction de la profondeur pour (a) Δh= 30 µm, (b) Δh = 100 µm.

En divisant la profondeur fondue par l'épaisseur de couche, on obtient alors une courbe de densification unique (Figure IV. 33) quel que soient le diamètre et l'épaisseur de poudre. Ce résultat traduit donc l'effet du facteur de dilution selon l'axe de construction (nombre de couches refondues).

Le seuil de densification $VED_{th,\Delta z}$ correspond donc logiquement à $\delta = \Delta h$: on commence à densifier dès que la profondeur affecte la couche du dessous. Par ailleurs, la densification optimale (taux de porosité < 0.2 %) intervient donc pour des rapports $(\delta/\Delta h) \approx 3$, donc pour 2 couches refondues sous la couche en cours de fabrication. On en déduit donc la relation analytique ci-dessous, qui traduit simplement la relation linéaire qui existe entre la profondeur et le VED.

Pour $\delta > \Delta h$:

$$\beta\,(\%) = \beta_0\,(\%) + \left(\frac{\Delta h}{\delta - \Delta h}\right)^2 = \beta_0\,(\%) + \left(1/(\frac{L}{\Delta h} - 1)\right)^2 \quad (44)$$

Et pour $\delta < \Delta h$:

$$\beta\,(\%) = 100 \times C$$

avec β le taux de porosité, β_0 la porosité moyenne minimale quelle que soit l'épaisseur, δ la profondeur de fusion, Δh la hauteur de couche, C la compacité du lit de poudre.

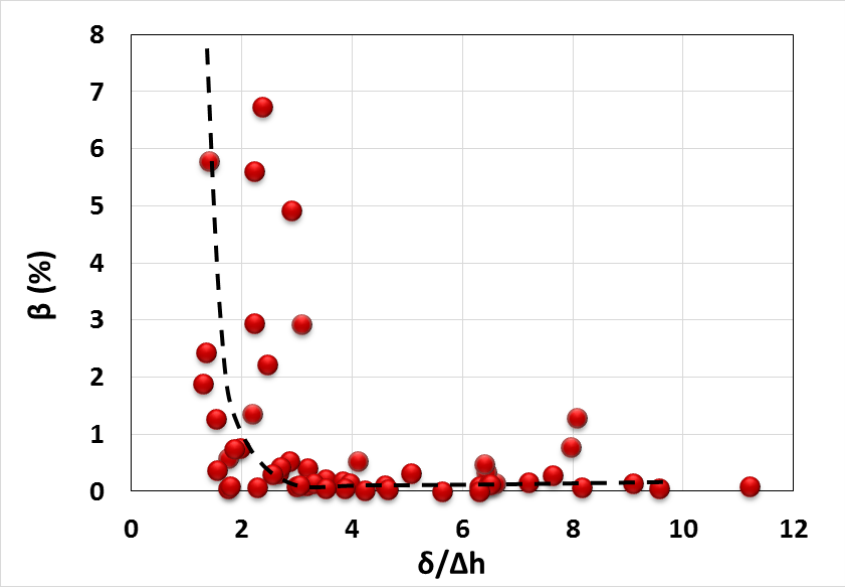


Figure IV. 33 : Pourcentage de porosité en fonction du rapport profondeur/épaisseur pour un diamètre de 70 µm et 95 µm.

Une dernière approche possible, un peu plus avancée que celle que nous proposons a été proposée récemment par Tang (2017) pour définir des conditions seuils de densification, en considérant à la fois les rapports (profondeur/hauteur de couche) et (largeur/écart-vecteur). Nous avons testé sa formulation analytique représentée ci-dessous avec nos résultats expérimentaux. Cette formulation correspond à un critère de densification :

$$\left(\frac{h}{l}\right)^2 + \left(\frac{\Delta h}{\delta}\right)^2 \leq 1 \qquad (45)$$

avec h l'écart-vecteur, l la largeur de cordon, δ la profondeur de cordon, Δh la hauteur de couche.

Les résultats obtenus sont présentés en Figure IV. 34, les étiquettes de données correspondant aux taux de porosité mesurés, et les rapports dimensionnels étant également issus de nos résultats. Globalement, pour une épaisseur de 30 µm, le modèle peut être validé car les taux de porosité deviennent sensiblement plus élevés lorsqu'on franchit la fonction seuil :

$$\left(\frac{H}{W}\right)^2 + \left(\frac{\Delta h}{\delta}\right)^2 > 1$$

et qu'en dessous de 1, les taux de porosité sont faibles correspondant à une matière dense.

Par contre, le modèle n'est plus représentatif pour des épaisseurs de couche de 60 µm et de 100 µm. La représentation des zones fondues par des sommes de demi-ellipses est alors peut-être moins réaliste. En particulier, la forme des cordons à VED élevé (avec formation d'un keyhole profond) s'éloigne très largement d'une demi-ellipse (Figure IV. 35). De plus, sur le même type de résultats, les dimensions de cordons sont d'autant plus dispersées que le VED est élevé, ce qui rend difficile la tentative de corrélation entre manque de matière (taux de vide) et densification.

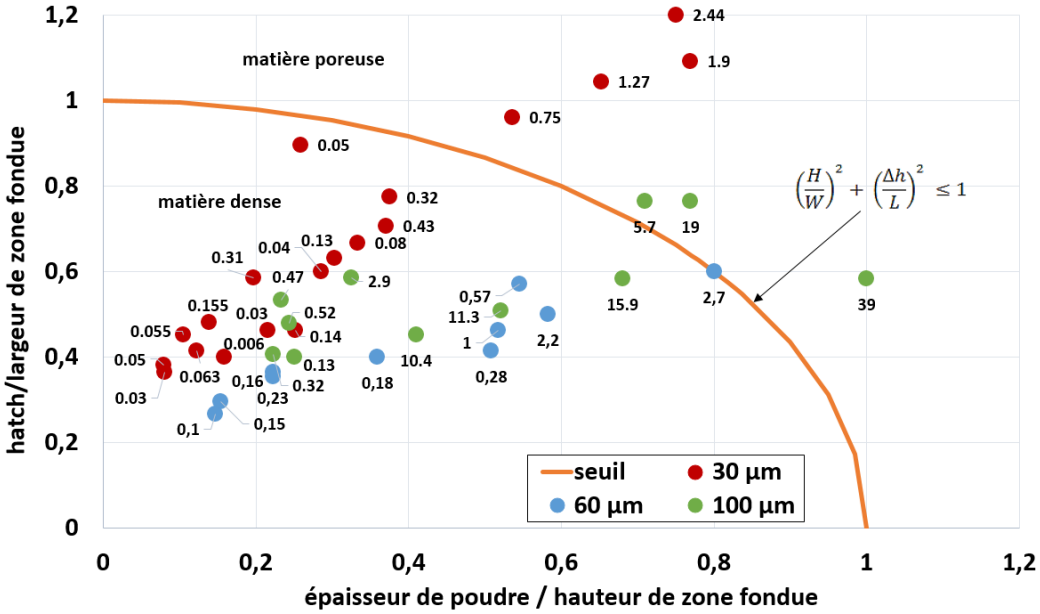


Figure IV. 34 : Application du modèle de Tang (2017) à nos résultats expérimentaux (taux de porosité en étiquette).

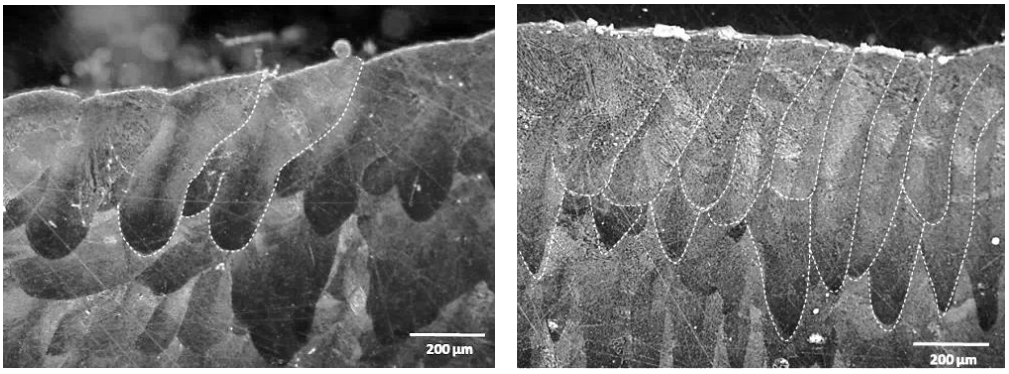


Figure IV. 35 : Morphologie de cordons en mode keyhole sur une même pièce (a) proche du contour (b) au milieu (P400_V400_H120_E100_D70_croisée).

IV.5 Influence de la rugosité de la surface de fabrication sur le taux de porosités

L'objectif de cette partie est de savoir si l'état de surface de la face supérieure d'une pièce en cours de construction peut renseigner sur le taux de porosité à travers des variations locales d'épaisseurs de poudre (Figure IV. 36). Une telle corrélation a déjà été validée par Li (2015). Si c'était le cas, les machines pourraient être dotées d'un scanner optique de contrôle de la surface de construction, afin d'en

déduire en temps réel le taux de porosité à partir de l'analyse de l'état de surface (Figure IV. 37). Comme indiqué ci-dessous, cet état de surface est une conséquence directe des paramètres procédé et ne doit pas être confondu avec l'état de surface des bords de pièces.

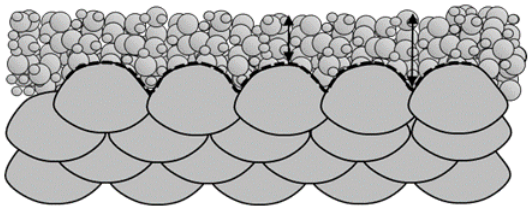


Figure IV. 36 : Fluctuations d'épaisseur de poudre en fonction de l'état de surface de fabrication.

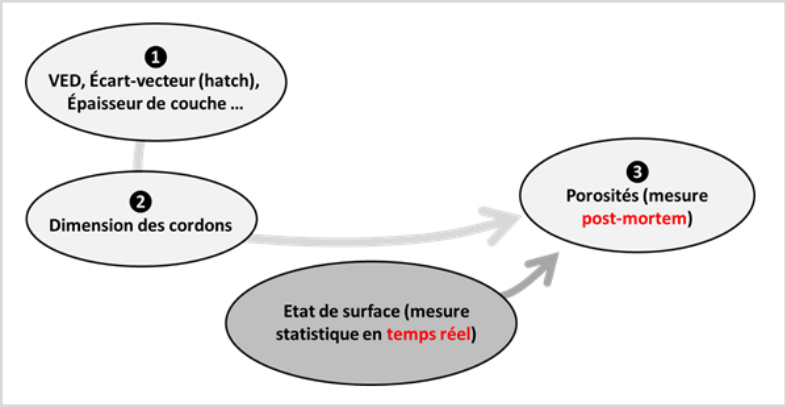


Figure IV. 37 : Schéma de différents paramètres prédictifs du taux de porosité.

IV.5.1 Etude des surfaces de fabrication

L'objectif de cette partie est d'évaluer l'impact de fluctuations plus ou moins importantes de l'épaisseur de poudre. On part de l'hypothèse que plus une surface est rugueuse, plus l'amplitude de variation locale selon (O, z) de la surface fabriquée augmente, plus la hauteur de poudre à fondre par le laser est grande et peut finalement engendrer des zones de poudre non-fondues. L'objectif est donc de tenter de corréler, avec un paramètre morphologique pertinent, les fluctuations en épaisseur du lit de poudre étalé et la formation des porosités.

Une simple analyse binoculaire sur des cubes fabriqués montre que lorsqu'on diminue la puissance de 250 à 175 W (Figure IV. 38) ou lorsqu'on augmente la vitesse de 500 à 900 mm/s (Figure IV. 39), l'état de surface est plus dégradé, en particulier au centre où l'on ne parvient pas à distinguer les cordons. Ces premiers résultats traduisent l'effet bénéfique de l'apport énergétique, et en particulier du VED (J/mm^3) vis-à-vis des rugosités des surfaces de construction. La dégradation des états de surface de construction provient: (1) d'un mauvais recouvrement entre cordons (rapport largeur/écart-vecteur insuffisant) qui favorise l'ondulation (Figure IV. 40), (2) de protubérances macroscopiques (proches du mm^2) qui apparaissent sur les surfaces de façon plus ou moins aléatoires, ou encore (3) de particules agglomérées présentes parfois en grand nombre.

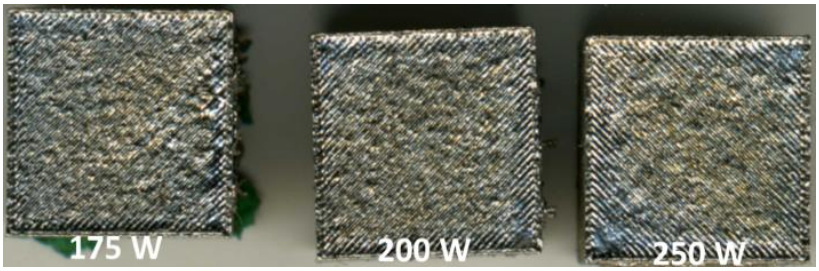


Figure IV. 38 : Surface de fabrication d'une pièce élaborée à différentes puissances (V750_H120_croisée).

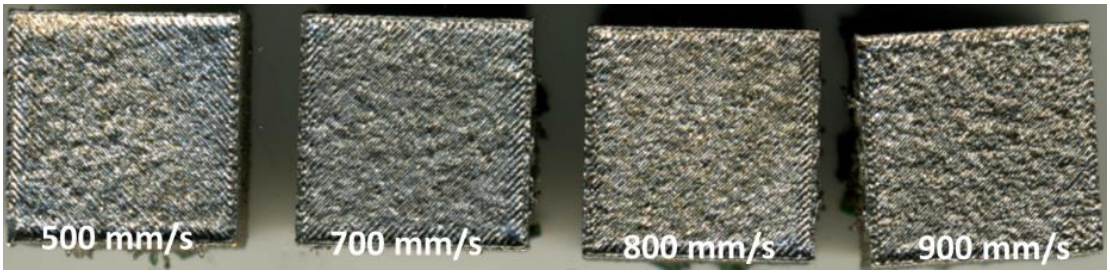


Figure IV. 39 : Surface de fabrication d'une pièce élaborée à différentes vitesses (P175_H120_croisée).

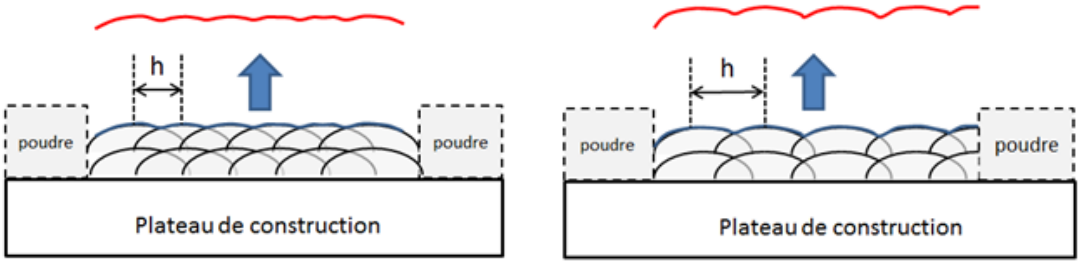


Figure IV. 40 : Influence de l'écart vecteur sur l'ondulation de la surface de fabrication.

IV.5.2 Caractérisation géométrique des surfaces de construction

Différentes mesures de rugosité ont été réalisées sur profilomètre mécanique à stylet (Dektak 150) afin d'être corrélées aux taux de porosité. L'une des principales difficultés rencontrée a été de définir un paramètre géométrique pertinent susceptible de représenter la variabilité de l'épaisseur de poudre via un paramètre morphologique de la surface de construction. Les paramètres de rugosité surfacique qui traduisent la présence de creux et de vallée par rapport à une surface moyenne ont été sélectionnés (Figure IV. 41 a) et mesurés pour trois puissances (Figure IV. 41 b). Alors qu'on a vu clairement que le taux de porosité diminue avec la puissance, aucun des paramètres de rugosité de surface de fabrication ne varie clairement avec la puissance. Les valeurs de rugosité surfacique classique ne permettent ni une corrélation directe entre l'état de la surface de construction et les paramètres du procédé ni (et surtout) une corrélation avec le taux de porosité présent à cœur du matériau.

Sa	rugosité moyenne arithmétique du profil	amplitude de la rugosité du profil.
St	hauteur totale du profil	hauteur entre la vallée la plus profonde et le pic le plus haut sur la longueur d'évaluation.
Sz	hauteur maximale du profil	présence de pics extrêmes.
Sp	hauteur maximale des pics	hauteur du pic le plus haut par rapport à la ligne moyenne.
Sv	profondeur maximale des vallées	profondeur de la vallée la plus profonde par rapport à la ligne moyenne.

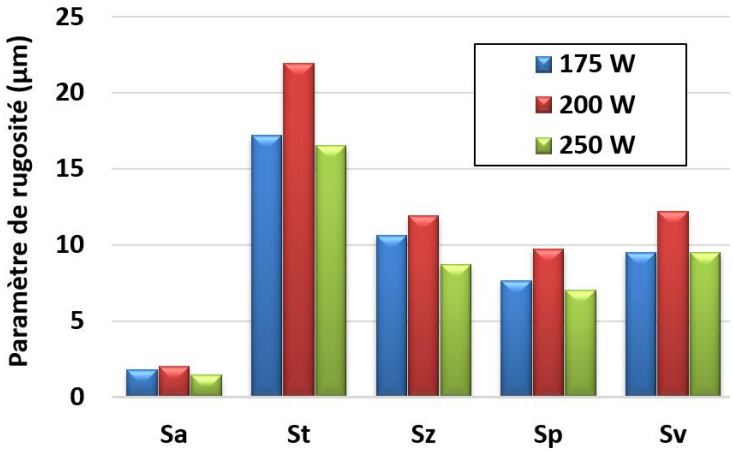


Figure IV. 41 : (a) Rappel de la signification de différentes valeurs de rugosité surfacique. (b) Influence de la puissance (V750_E30_D70).

Le taux de porosité étant une valeur statistique représentative de l'accumulation de surfaces de fabrication de 10x10 mm², nous avons choisi de définir un critère géométrique (à partir du logiciel Vision) correspondant au % de la surface totale inférieur à un seuil en hauteur choisi (= 30 µm par rapport à la ligne médiane du profil correspondant à l'épaisseur de lit de poudre (Figure IV. 42) afin de déterminer le % de zones en "creux" correspondant aux % surfaciques présentant des surépaisseurs de couche de poudre importantes.

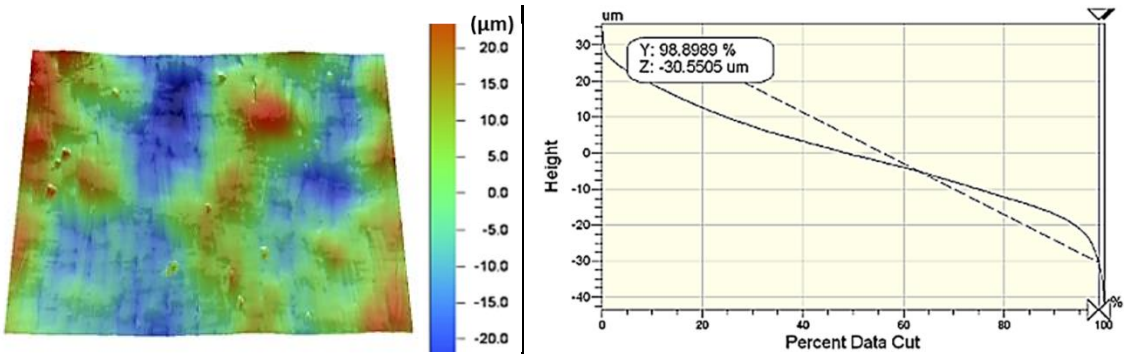


Figure IV. 42: (a) profil 3D d'une surface (b) % de surface totale inférieur à 30 µm.

La Figure IV. 43 représente le taux de porosité β en fonction de cette proportion de surface présentant une surépaisseur de poudre pour des variations de l'écart-vecteur et de la puissance laser. Ces résultats montrent une tendance : β augmente avec le % de surface "en creux" mais de façon non linéaire. Au final, les surépaisseurs de couche de poudre importantes peuvent contribuer à la formation de porosité, mais semblent difficilement pouvoir être utilisées comme outil de contrôle.

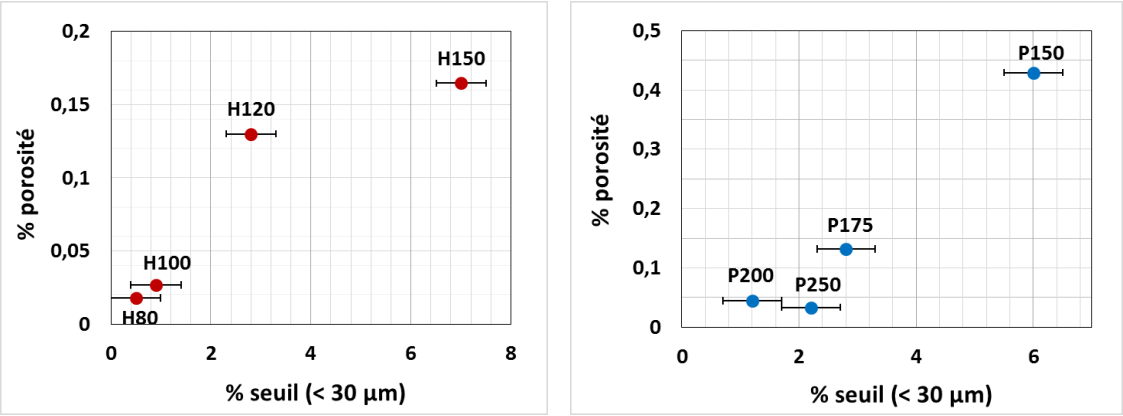


Figure IV. 43 : Variation du taux de porosité en fonction du paramètre morphologique (a) effet de l'écart-vecteur (b) effet de la puissance.

IV.6 Vers une amélioration du procédé de SLM

IV.6.1 Bilan des résultats

Les mesures de densité β réalisées nous ont permis de tracer des courbes d'évolution en fonction du VED et de l'épaisseur de poudre, et d'en tirer un modèle analytique relativement fiable. Ce modèle a été validé et présente une réalité physique : le début de la densification commence lorsque l'épaisseur fondue est égale à l'épaisseur de matière fabriquée Δh. Couplé à un modèle analytique de prédiction des profondeurs fondues, *en partie validé sur 316L et alliages d'aluminium*, un tel modèle de densification pourrait être envisagé a priori pour la prédiction des densités matière, quels que soient les paramètres du procédé et la nature du matériau. Ce modèle de densification est surtout valable pour prédire les manques de fusion (faible VED) et les seuils de densification. Par contre, dans le chapitre III, on a pu constater que différentes instabilités (hydrodynamique, éjection, dénudation) pouvant entrainer à VED élevé des porosités, ont un facteur commun : la vaporisation de la surface de la zone fondue et le passage en mode keyhole (Figure IV. 44). Dans notre cas, on n'observe pas une réelle montée du taux de porosité en mode keyhole pour la gamme de VED choisi (Figure IV. 24), mais l'augmentation du nombre d'éjectas et la contamination des lits de poudre est réelle.

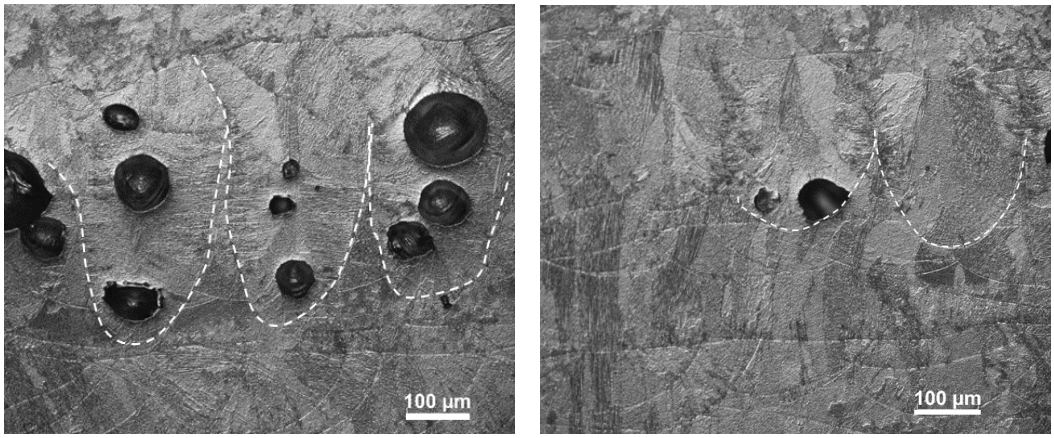


Figure IV. 44 : Pores piégés en bord de pièce. Mise en évidence d'un régime de keyhole à VED élevé (260 J/mm^3).

Dans le chapitre IV, on a pu observer que les profondeurs atteintes en keyhole permettaient globalement d'effacer les défauts générés par l'interaction laser-poudre-zone fondue et d'obtenir des pièces de faible taux de porosité (<1%) (Figure IV. 33). Toutefois, il parait difficile d'atteindre des taux de porosité très faibles (< 0.2 %) dans ces régimes à VED élevé. Dans ce qui suit, nous proposons une alternative au keyhole afin de stabiliser le procédé SLM.

IV.6.2 Perspectives : Régime de conduction, fusion avec un spot défocalisé

Afin de réduire l'apport d'énergie et de stabiliser le procédé, on peut envisager d'utiliser un spot laser plus grand, combiné à des vitesses de scanning réduites. L'objectif est de favoriser une fusion laser dans un régime de conduction thermique stable, à très faible densité de puissance (Φ = P/S) pour éviter une forte vaporisation, mais, à faible vitesse pour favoriser la conduction thermique.

IV.6.2.1 Essais sur machine SLM

Une première approche sur machine SLM avec un diamètre de 150 µm montre que le humping est moins présent en condition laser défocalisée (150 µm au lieu de 70 µm) à (P, V) équivalents (Figure IV. 45). Deux aspects expliquent ce résultat :

(1) Un grand spot laser permet d'éviter des rapports longueur/largeur du bain liquide élevés qui favorisent les instabilités de Rayleigh-Plateau.
(2) A puissance équivalente, le passage de 70 à 150 µm diminue d'un facteur supérieur à 4 le VED, limitant la vaporisation et l'hydrodynamique associée.

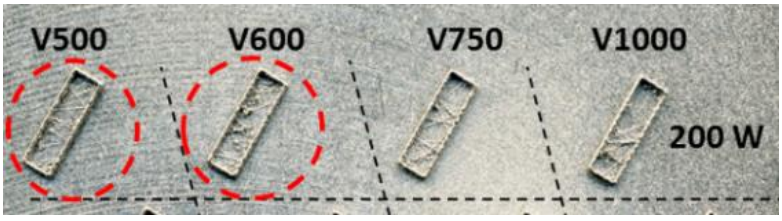


Figure IV. 45 : Mur SLM pour 200 W pour 4 vitesses (a) D150 (b) D70. Les murs fabriqués à D150 (défocalisé) ont un VED 4 fois plus faible et ne présentent pas de humping (en rouge).

IV.6.2.2 Mono-cordons sur banc instrumenté

Des cordons ont été réalisés sur le banc instrumenté avec un diamètre top-hat de 600 µm (contre 200 µm précédemment) (Figure IV. 46a), pour deux vitesses (0.33 et 0.75 m/s) et quatre puissances (320, 720, 1120, 1520 W) sur 60 µm de poudre. Les cordons sont globalement plus stables avec un faisceau de 600 µm (Figure IV. 46b), même si quelques éjections sont encore formées depuis l'avant de la zone fondue (Figure IV. 47). Une fusion plus douce (faible VED, grand faisceau) limitant le phénomène de vaporisation est donc bénéfique. Les vidéos latérales des éjections (Figure IV. 48) permettent de confirmer cette stabilisation. La comparaison montre nettement moins d'éjections à D600 (VED ≈ 15 J/mm^3) qu'à D200 (VED ≈ 150 J/mm^3), qui confirme les images du bain liquide. Par contre, la réduction d'un facteur 10 du VED, si elle permet de quasiment supprimer la vaporisation, ne supprime pas complètement les éjections de métal liquide.

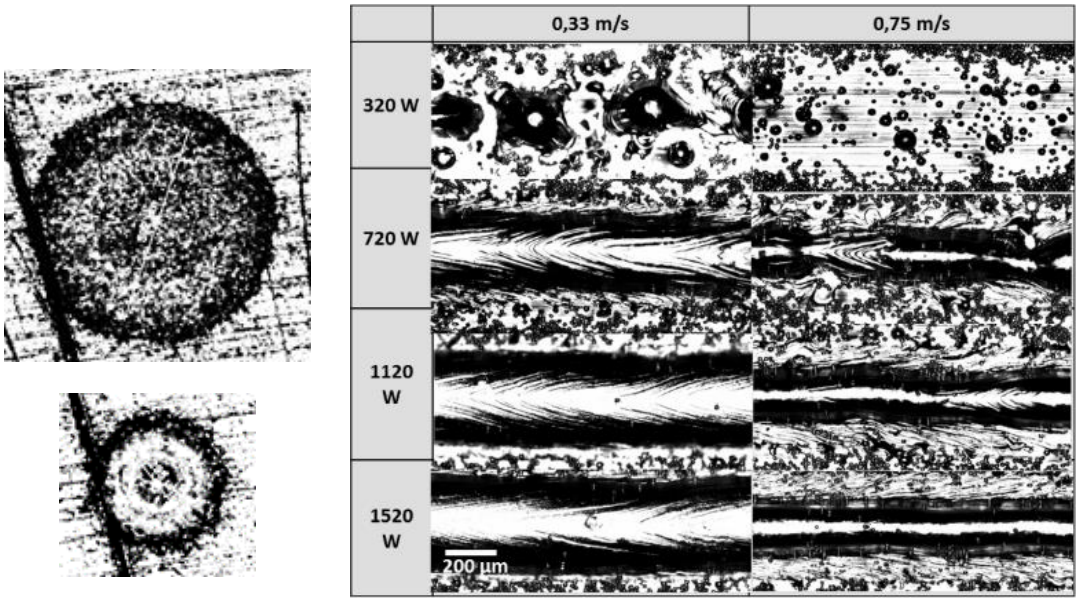


Figure IV. 46 : (a) Diamètres 600 µm et 200 µm lors de tirs statiques, (b) Morphologies de cordons fabriqués à D600 (2 J/mm^3 < VED < 16 J/mm^3).

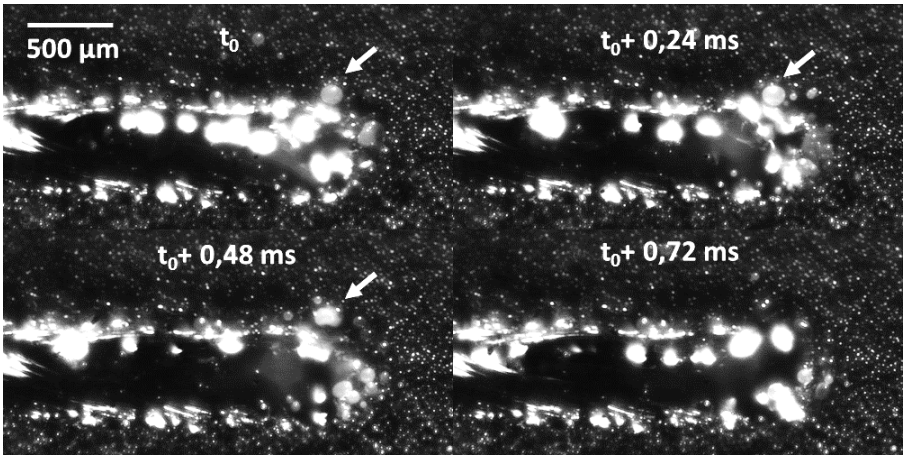


Figure IV. 47 : Images successives par caméra rapide. Suivi d'un éjecta (formé et intégré au bain liquide) à P720_V330_D600, soit 8 J/mm^3.

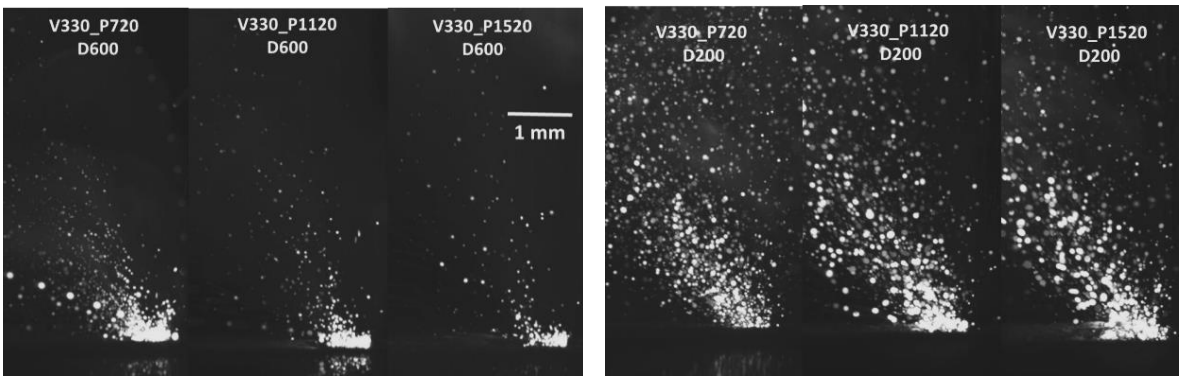


Figure IV. 48 : Somme d'images pour trois puissances (720, 1120, 1520 W) pour deux diamètres de spot (a) D600 défocalisé (b) D200.

IV.6.2.3 Réalisation d'une structure multicouches

Une série de mono-cordons est réalisée afin de vérifier si l'alternative proposée (utiliser des grands diamètres de faisceau) est viable pour élaborer de la matière dense. En utilisant un faisceau laser top-hat de 600 µm de diamètre, nous avons réalisé sur banc instrumenté des recouvrements de 15 cordons, avec un écart-vecteur de 250 µm, répétés sur 3 couches successives (avec un croisement à 90° entre couches), pour une épaisseur de 50-60 µm de poudre (correspondant à 30 µm sur machine). Deux paramétries à VED équivalents (11 J/mm^3) ont été testées : (1) V=0.1 m/s P=320 W et (2) V=0.2 m/s P = 640 W. Dans ces conditions, la surface de la couche fabriquée présente de bonnes qualités géométriques (Figure IV. 49) et, sur coupe transverse, une absence de porosité (Figure IV. 50). Les conditions utilisées, entraînent un régime de soudage par conduction (cordon évasés) et permettent des recouvrements latéraux et une dilution selon z entre cordons suffisants pour assurer la densification, tout en supprimant la formation d'éjectas. Une telle solution, inaccessible actuellement sur les machines SLM pourrait résoudre les problèmes de pollution des lits de poudre.

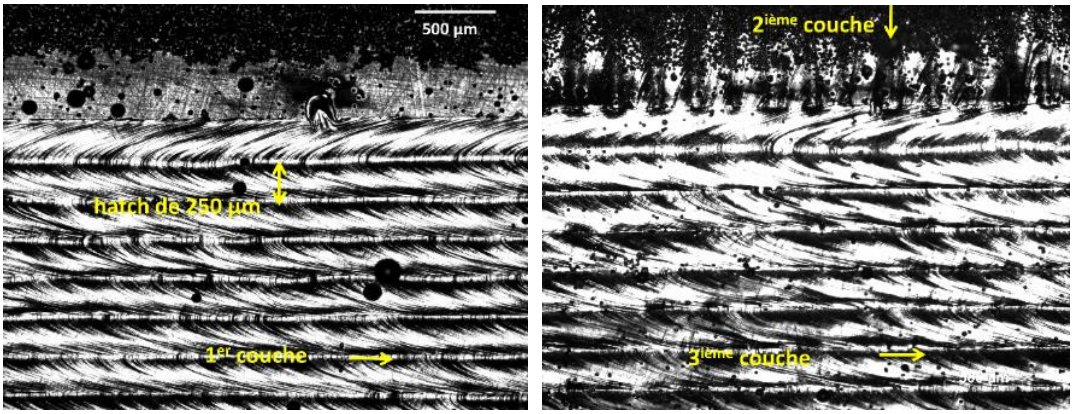


Figure IV. 49 : Vue de dessus d'une structure composée de 15 cordons sur trois couches à D600 (P640_V200_H250) (a) première couche fondue, (b) deuxième couche partiellement recouverte par la 3ème couche.

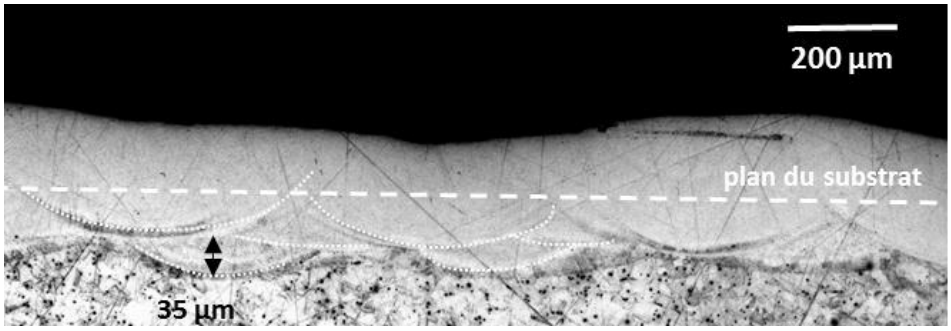


Figure IV. 50 : Coupe transversale de la surface fondue avec un faisceau de 600 µm de diamètre top-hat (P320_V100_E60).

Au final, ce concept de SLM stabilisée, a permis la création d'une matière dense avec moins d'éjectas. Il reste à explorer si une optimisation paramétrique ne peut pas être réalisée sur davantage de couches, voire sur la machine SLM. De même, sous des conditions de pression réduite (Yadroistev et al, 2016) une fusion laser de ce type combinée à un écoulement maîtrisé du liquide pourrait s'avérer favorable.

IV.7 Conclusion du chapitre

Le chapitre IV a présenté une étude expérimentale sur l'origine des porosités en SLM à partir d'une exploration paramétrique permettant de proposer une approche analytique pour estimer le taux de densification à partir des paramètres du procédé. Deux types de pores ont été observés des pores sphériques (gaz occlus) et des pores irréguliers (manque de fusion) avec des origines diverses (1) la stratégie de balayage (stratégie en réseaux, mode delay de la tête scanner, transition contour-remplissage) (2) une mauvaise optimisation des paramètres procédés (puissance, vitesse, écart-vecteur…).

Pour aider un utilisateur de SLM à optimiser les paramètres procédé afin de supprimer les manques de fusion, nous avons retenu une définition de la densité d'énergie volumique (VED) qui n'intègre que les conditions d'éclairement laser (puissance, vitesse, diamètre du spot laser). Un modèle analytique de densification permettant de déduire le pourcentage de porosité issue d'un manque de fusion a alors été proposé et validé.

Ces conditions de densification ont alors été reliées aux dimensions des cordons, le seuil de début de densification étant associé au VED nécessaire pour fondre l'épaisseur de couche Δh, en accord avec les relations quasi-linéaire existant entre le VED et la profondeur fondue (§ III.2.3.1). A VED élevé, la formation de cordons pénétrants via un régime de keyhole profond, entraînant un grand nombre d'éjections peut avoir un effet néfaste et faire ré-augmenter le taux de porosité β. Ce régime n'est pas intégré dans notre modèle très simplifié de densification basé sur les recouvrements inter-cordons.

Enfin, nous avons proposé de faire évoluer les conditions de fusion laser SLM vers un régime de soudage par conduction thermique stable, à très faible VED permettant de réduire la dynamique d'éjections et les instabilités tout en assurant des profondeurs de fusion suffisantes pour densifier correctement.

CONCLUSION GENERALE

Au cours de cette thèse, nous nous sommes intéressés à un problème récurrent en fusion sélective « lit de poudre » (SLM) : la maîtrise des porosités, qui souvent limitent les applications industrielles du procédé et sont d'origine multiple. Une pièce SLM représentant plusieurs centaines de mètres de cordons de soudure, il nous a semblé important de comprendre les phénomènes qui se produisent pendant l'interaction laser-poudre-bain liquide, avant d'étudier les conditions de densification de la matière. Deux types de matériaux ont été choisis : un acier 316L et deux alliages d'aluminium (5086 et 4047) afin d'évaluer l'influence des propriétés thermo-physiques du matériau fondu sur sa capacité de mise en œuvre en SLM.

Pour répondre à ces objectifs nous avons choisi deux approches :

(1) Réaliser des mono-cordons SLM sur un banc instrumenté pour visualiser l'interaction laser-matière à partir d'une caméra rapide (> 10 000 images / s).

(2) Réaliser des pièces 3D sur une machine SLM pour évaluer l'origine et le taux de porosités à partir d'une étude paramétrique, dans le but de proposer un modèle analytique simplifié.

Dans le chapitre III, consacré à l'étude expérimentale de l'interaction laser-poudre-zone fondue en SLM, nous avons pu caractériser et quantifier : (1) les conditions de formation des éjections métalliques à l'interface lit de poudre/ front avant de la zone fondue, (2) la dénudation en poudre initiée latéralement au niveau de la zone de dépôt d'énergie laser, et (3) l'hydrodynamique des zones fondues qui peut conduire à des instabilités assimilables à du "humping" en soudage laser.

Tous ces phénomènes sont en grande partie explicables par les fortes densités de puissance utilisées en SLM, qui favorisent des régimes de soudage avec keyhole, et une vaporisation plus ou moins prononcée de la surface des zones fondues. Physiquement, cette vaporisation crée une déformation verticale et un creusement du bain liquide métallique sous l'effet de la pression de recul de la vapeur métallique. Cette colonne de vapeur se détend verticalement à grande vitesse (> 100 m/s) et crée une dépression locale en surface de la zone fondue qui, en accord avec les résultats récents du Laboratoire Lawrence Livermore (Matthews, 2016), est à l'origine d'un flux de gaz transversal induit qui entraîne les particules vers les zones fondues et provoque la dénudation des zones adjacentes. Le même phénomène de pression de recul-vaporisation est à l'origine de l'éjection de gouttelettes métalliques à l'interface zone fondue/lit de poudre, dont la quantité augmente avec la densité d'énergie laser, comme en témoignent les analyses latérales des éjectas.

L'utilisation de modèles analytiques de soudage, susceptibles de calculer la géométrie des cordons SLM n'a été que partiellement validée (sur 316L) en raison des régimes de soudage intermédiaires mis en jeu, assez éloignés des régimes de soudage en capillaire profond (avec un rapport d'aspect (profondeur /diamètre de faisceau >> 1). Le modèle retenu établit une relation linéaire entre la profondeur fondue et une représentation particulière de l'apport d'énergie ($VED = 4P/(\pi.D^2.V)$), que nous avons pu valider et utiliser dans toute l'étude.

Pour ce qui concerne l'influence de la nature du matériau, les résultats obtenus sur poudre d'aluminium ont indiqué une forte réduction des éjections métalliques qui peut s'expliquer en partie par la forte

diffusivité des alliages d'Al et par des enthalpies de vaporisation très supérieures à celles des aciers mais également et surtout par un comportement atypique des zones fondues, confirmé sur des essais de fusion statique. Les propriétés des aluminiums liquides et la présence possible d'oxydes à la surface des ZF sont donc sans doute la cause de la réduction des éjectas, malgré des niveaux de pénétration des cordons aussi importants que sur acier.

Les différents analyses vidéo présentées dans le chapitre III, à la fois sur machine industrielle et banc instrumenté, semblent indiquer une forte interaction (diffusion de Rayleigh ou absorption) entre le faisceau laser incident et les nanoparticules contenues dans la *plume* de vapeur métallique issue de l'interaction laser zone fondue. Une étude plus approfondie de ces phénomènes serait intéressante afin de mieux en identifier les effets néfastes (forte dispersion des profondeurs de fusion).

Le chapitre IV a été dédié à une étude expérimentale sur l'origine et le nombre de porosités en SLM à partir d'une exploration paramétrique, dans le but de proposer un modèle analytique de densification. Dans un premier temps, nous avons mis en évidence différents types de porosités, et leur relation avec les conditions de mises en œuvre SLM (mauvaise optimisation de l'apport d'énergie laser ou relation directe avec la stratégie de fabrication).

Puis, grâce à plusieurs campagnes réalisées pour trois épaisseurs de couches (30, 60, 100 µm), deux diamètres de spot (70 et 95 µm) et un grand nombre de valeurs de puissances et vitesses, nous avons pu vérifier que le paramètre énergétique VED permettait de décrire l'évolution du taux de porosité β dans les pièces fabriquées, quelle que soit l'épaisseur de poudre. Une formulation analytique de la densification, dépendante du VED et basée sur une réalité physique, a alors été proposée et validée par l'étude expérimentale des taux de porosité.

Dans une dernière partie, nous avons relié les conditions de densification aux dimensions des cordons de fusion, au moins pour ce qui concerne les manques de matière, les seuils de début de densification correspondant aux VED nécessaires pour fondre l'épaisseur de couche considérée.

Enfin, nous avons proposé un nouveau mode de fusion SLM en régime de soudage par conduction qui permet d'éviter les inconvénients rencontrés lors de la formation de vapeur métallique. Un tel régime, mettant en œuvre de grands diamètres de faisceaux et de faibles VED, permet de réduire la dynamique d'éjection et les instabilités hydrodynamiques tout en densifiant correctement la matière.

Bibliographie

Antony, K., Arivazhagan, N. (2015). Studies on energy penetration and marangoni effect during laser melting process. Journal of Engineering Science and Technology 10, 509–525.

Anwar, A.B., Pham, Q.C. (2017). Selective laser melting of AlSi10Mg: Effects of scan direction, part placement and inert gas flow velocity on tensile strength. Journal of Materials Processing Technology 240, 388–396.

Berger, P., Hügel, H., Hess, A., Weber, R., and Graf, T. (2011). Understanding of Humping Based on Conservation of Volume Flow. Physics Procedia 12, 232–240.

Bidare, P., Bitharas, I., Ward, R.M., Attallah, M.M., and Moore, A.J. (2018). Fluid and particle dynamics in laser powder bed fusion. Acta Materialia 142, 107–120.

Boschetto, A., Bottini, L., and Veniali, F. (2017). Roughness modeling of AlSi10Mg parts fabricated by selective laser melting. Journal of Materials Processing Technology 241, 154–163.

Cabanettes, F., Joubert, A., Chardon, G., Dumas, V., Rech, J., Grosjean, C., and Dimkovski, Z. (2018). Topography of as built surfaces generated in metal additive manufacturing: A multi scale analysis from form to roughness. Precision Engineering.

Cacace, S., Demir, A.G., and Semeraro, Q. (2017). Densification Mechanism for Different Types of Stainless Steel Powders in Selective Laser Melting. Procedia CIRP 62, 475–480.

Casalino, G., Campanelli, S.L., Contuzzi, N., and Ludovico, A.D. (2015). Experimental investigation and statistical optimisation of the selective laser melting process of a maraging steel. Optics & Laser Technology 65, 151–158.

Chapuis, J. (2011). Une approche pour l'optimisation des opérations de soudage à l'arc. Thèse, Université de Montpellier 2.

Cloots, M., Kunze, K., Uggowitzer, P.J., and Wegener, K. (2016). Microstructural characteristics of the nickel-based alloy IN738LC and the cobalt-based alloy Mar-M509 produced by selective laser melting. Materials Science and Engineering: A 658, 68–76.

Criales, L.E., Arısoy, Y.M., Lane, B., Moylan, S., Donmez, A., and Özel, T. (2017). Laser powder bed fusion of nickel alloy 625: Experimental investigations of effects of process parameters on melt pool size and shape with spatter analysis. International Journal of Machine Tools and Manufacture 121, 22–36.

Dai, D., & Gu, D. (2014). Thermal behavior and densification mechanism during selective laser melting of copper matrix composites: Simulation and experiments. Materials & Design, 55, 482-491.

Dai, D., & Gu, D. (2015). Tailoring surface quality through mass and momentum transfer modeling using a volume of fluid method in selective laser melting of TiC/AlSi10Mg powder. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 88, 95-107.

Eriksson, I., Powell, J., and Kaplan, A.F.H. (2011). Measurements of fluid flow on keyhole front during laser welding. Science and Technology of Welding and Joining 16, 636–641.

Fabbro, R. (2010). Introduction au cours sur les Procédés Laser. Cours MAGIS.

Fabbro, R. (2010). Melt pool and keyhole behaviour analysis for deep penetration laser welding. J. Phys. D: Appl. Phys. 43, 445501.

Fabbro, R., Dal, M., Peyre, P., Frederic, C., Schneider, M., and Gunenthiram, V. (2017). Analysis and possible estimation of keyhole depths evolution using laser parameters and material properties.

Fabregue, F. (2004). Microstructure et fissuration chaud lors du soudage laser d'alliages d'aluminium 6000. Thèse, Institut National Polytechnique de Grenoble (INPG).

Ferrar, B., Mullen, L., Jones, E., Stamp, R., and Sutcliffe, C.J. (2012). Gas flow effects on selective laser melting (SLM) manufacturing performance. Journal of Materials Processing Technology 212, 355–364.

Gu, D., and Shen, Y. (2009). Balling phenomena in direct laser sintering of stainless steel powder: Metallurgical mechanisms and control methods. Materials & Design 30, 2903–2910.

Gusarov, A.V., Kruth, J.-P. (2005). Modelling of radiation transfer in metallic powders at laser treatment. International Journal of Heat and Mass Transfer 48, 3423–3434.

Hann, D.B., Iammi, J., and Folkes, J. (2011). A simple methodology for predicting laser-weld properties from material and laser parameters. J. Phys. D: Appl. Phys. 44, 445401.

Hanna, M. (2012). Sources laser à fibre et applications. Techniques de l'ingénieur, E6450 V2.

ISO 17296-2. (2015). Fabrication additive -- Principes généraux -- Partie 2: Vue d'ensemble des catégories de procédés et des matières premières (norme).

Kasperovich, G., Gussone, J., Haubrich, J., Schulte, D., Requena, G. (2016). Correlation between porosity and processing parameters in TiAl6V4 produced by selective laser melting. Materials and Design 105, 160–170.

Khairallah, S.A., Anderson, A.T., Rubenchik, A., and King, W.E. (2016). Laser powder-bed fusion additive manufacturing: Physics of complex melt flow and formation mechanisms of pores, spatter, and denudation zones. Acta Materialia 108, 36–45.

King, W.E., Barth, H.D., Castillo, V.M., Gallegos, G.F., Gibbs, J.W., Hahn, D.E., Kamath, C., and Rubenchik, A.M. (2014). Observation of keyhole-mode laser melting in laser powder-bed fusion additive manufacturing. Journal of Materials Processing Technology 214, 2915–2925.

Knight, C. J. (1979). Theorical modelling of rapid surface vaporization with back pressure. AAIA J. 17 519–23.

Kong, C.-J., Tuck, C., Ashcroft, I., Wildman, R., and Hague, R. (2011). High density TI6AL4V via SLM processing: Microstructure and mechanical properties. 22nd Annual International Solid Freeform Fabrication Symposium - An Additive Manufacturing Conference, SFF 2011 475–483.

Krauss, H., and Zaeh, M.F. (2013). Investigations on Manufacturability and Process Reliability of Selective Laser Melting. Physics Procedia 41, 815–822.

Kruth, J. P., Froyen, L., Van Vaerenbergh, J., Mercelis, P., Rombouts, M., & Lauwers, B. (2004). Selective laser melting of iron-based powder. Journal of Materials Processing Technology, 149(1–3), 616-622.

Ladewig, A., Schlick, G., Fisser, M., Schulze, V., & Glatzel, U. (2016). Influence of the shielding gas flow on the removal of process by-products in the selective laser melting process. Additive

Manufacturing, 10, 1-9.

Li, C., Guo, Y.B., and Zhao, J.B. (2017). Interfacial phenomena and characteristics between the deposited material and substrate in selective laser melting Inconel 625. Journal of Materials Processing Technology 243, 269–281.

Liu, Y., Yang, Y., Mai, S., Wang, D., & Song, C. (2015). Investigation into spatter behavior during selective laser melting of AISI 316L stainless steel powder. Materials & Design, 87, 797-806.

Liu, Y., Zhang, J., Yang, Y., Li, J., and Chen, J. (2017). Study on the influence of process parameters on the clearance feature in non-assembly mechanism manufactured by selective laser melting. Journal of Manufacturing Processes 27, 98–107.

Louvis, E., Fox, P., and Sutcliffe, C.J. (2011). Selective laser melting of aluminium components. Journal of Materials Processing Technology 211, 275–284.

Masmoudi, A. (2016). Modélisation et développement expérimental du procédé de fabrication sélective par fusion laser d'un lit de poudre métallique – Influence de la pression atmosphérique. Thèse, Université de technologie de Belfort-Montbéliard.

Masmoudi, A., Bolot, R., and Coddet, C. (2015). Investigation of the laser–powder–atmosphere interaction zone during the selective laser melting process. Journal of Materials Processing Technology 225, 122–132.

Matthews, M. J., Guss, G., Khairallah, S. A., Rubenchik, A. M., Depond, P. J., & King, W. E. (2016). Denudation of metal powder layers in laser powder bed fusion processes. Acta Materialia, 114, 33-42.

Mumtaz, K., and Hopkinson, N. (2010). Selective laser melting of Inconel 625 using pulse shaping. Rapid Prototyping Journal 16, 248–257.

Okunkova, A., Volosova, M., Peretyagin, P., Vladimirov, Y., Zhirnov, I., & Gusarov, A. V. (2014). Experimental Approbation of Selective Laser Melting of Powders by the Use of Non-Gaussian Power Density Distributions. Physics Procedia, 56, 48-57.

Özel, T., Arısoy, Y.M., Criales, L.E. (2016). Computational Simulation of Thermal and Spattering Phenomena and Microstructure in Selective Laser Melting of Inconel 625. Physics Procedia, Volume 83, 1435-1443.

Peyre, P. (2010). Mise en forme à l'état fluide - Procédés laser. Cours MAGIS.

Peyre, P. (2012). Traitements de surface par laser et tenue à la corrosion aqueuse. Techniques de l'Ingénieur.

PIPAME (Pôle interministériel de Prospective et d'Anticipation des Mutations économiques). (2017). Futur de la fabrication additive (rapport).

Qiu, C., Adkins, N.J.E., and Attallah, M.M. (2013). Microstructure and tensile properties of selectively laser-melted and of HIPed laser-melted Ti–6Al–4V. Materials Science and Engineering: A 578, 230–239.

Qiu, C., Panwisawas, C., Ward, M., Basoalto, H. C., Brooks, J. W., & Attallah, M. M. (2015). On the role of melt flow into the surface structure and porosity development during selective laser melting. Acta Materialia, 96, 72-79.

Rao, H., Giet, S., Yang, K., Wu, X., and Davies, C.H.J. (2016). The influence of processing parameters on aluminium alloy A357 manufactured by Selective Laser Melting. Materials & Design 109, 334–346.

Read, N., Wang, W., Essa, K., and Attallah, M.M. (2015). Selective laser melting of AlSi10Mg alloy: Process optimisation and mechanical properties development. Materials&Design 65, 417-424.

Repossini, G., Laguzza, V., Grasso, M., and Colosimo, B.M. (2017). On the use of spatter signature for in-situ monitoring of Laser Powder Bed Fusion. Additive Manufacturing 16, 35–48.

Royer, F. (2014). Fonctionnement et singularités du procédé de fusion laser sélective. Thèse, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.

Samokhin, A.A. (1990). First order phase transitions induced by laser radiation in absorbing condensed matter Effect of Laser Radiation on Absorbing. Condensed Matter vol 13, 1–47.

Schneider, M. (2008). Perçage profond par laser : Analyse des processus physiques. Thèse, Université Paris VI.

Scipioni Bertoli, U., Wolfer, A. J., Matthews, M. J., Delplanque, J.-P. R., & Schoenung, J. M. (2017). On the limitations of Volumetric Energy Density as a design parameter for Selective Laser Melting. Materials & Design, 113, 331-340.

Seiler, M., Patschger, A., Bliedtner, J. (2016). Investigations of welding instabilities and weld seam formation during laser. microwelding of ultrathin metal sheets. Journal of Laser Applications 28.

Shi, X., Ma, S., Liu, C., and Wu, Q. (2017). Parameter optimization for Ti-47Al-2Cr-2Nb in selective laser melting based on geometric characteristics of single scan tracks. Optics & Laser Technology 90, 71–79.

Shifeng, W., Shuai, L., Qingsong, W., Yan, C., Sheng, Z., and Yusheng, S. (2014). Effect of molten pool boundaries on the mechanical properties of selective laser melting parts. Journal of Materials Processing Technology 214, 2660–2667.

Siddique, S., Imran, M., Wycisk, E., Emmelmann, C., and Walther, F. (2015). Influence of process-induced microstructure and imperfections on mechanical properties of AlSi12 processed by selective laser melting. Journal of Materials Processing Technology 221, 205–213.

Simonelli, M., Tuck, C., Aboulkhair, N.T., Maskery, I., Ashcroft, I., Wildman, RD., Hague R. (2015). A study on the laser spatter and the oxidation reactions during selective laser melting of 316L stainless steel, Al-Si10-Mg, and Ti-6Al-4V. Metall Mater Trans A 46(9), 3842–385.

Strano, G., Hao, L., Everson, R.M., Evans, K.M. (2013). Surface Roughness Analysis, Modelling and Prediction in Selective Laser Melting. Journal of Materials Processing Technolog, 213, 589–597.

Sun, S., Brandt, M., and Easton, M. (2017). 2 - Powder bed fusion processes: An overview. In Laser Additive Manufacturing, (Woodhead Publishing), 55–77.

Sun, Z., Tan, X., Tor, S.B., and Yeong, W.Y. (2016). Selective laser melting of stainless steel 316L with low porosity and high build rates. Materials & Design 104, 197–204.

Taheri Andani, M., Dehghani, R., Karamooz-Ravari, M.R., Mirzaeifar, R., and Ni, J. (2017). Spatter formation in selective laser melting process using multi-laser technology. Materials & Design 131, 460–469.

Taheri Andani, M., Dehghani, R., Karamooz-Ravari, M.R., Mirzaeifar, R., and Ni, J. (2018). A study on the effect of energy input on spatter particles creation during selective laser melting process. Additive Manufacturing 20, 33–43.

Tang, M., and Pistorius, P.C. (2017). Oxides, porosity and fatigue performance of AlSi10Mg parts produced by selective laser melting. International Journal of Fatigue 94, 192–201.

Thijs, L., Van Humbeeck, J., Kempen, K., Yasa, E., Kruth, J.-P., and Rombouts, M. (2012). Investigation on the inclusions in maraging steel produced by selective laser melting. (CRC Press/Balkema), 297–304.

Trapp, J., Rubenchik, A.M., Guss, G., and Matthews, M.J. (2017). In situ absorptivity measurements of metallic powders during laser powder-bed fusion additive manufacturing. Applied Materials Today 9, 341–349.

Van Belle, L. (2013). Analyse, modélisation et simulation de l'apparition de contraintes en fusion laser métallique. Thèse, INSA de Lyon.

Vandenbroucke, B., and Kruth, J.-P. (2007). Selective laser melting of biocompatible metals for rapid manufacturing of medical parts. Rapid Prototyping Journal 13, 196–203.

Vayre, B. (2014). Conception pour la fabrication additive, application à la technologie EBM. Thèse, Université de Grenoble.

Vilaro, T., Colin, C., Bartout, J.D., Nazé L., Sennour, S. (2012). Microstructural and mechanical approaches of the selective laser melting process applied to a nickel-base superalloy. Materials Science and Engineering, 534, 446-451.

Wang, D., Wu, S., Fu, F., Mai, S., Yang, Y., Liu, Y., & Song, C. (2017). Mechanisms and characteristics of spatter generation in SLM processing and its effect on the properties. Materials & Design, 117, 121-130.

Wei, P.S. (2012). The Physics of Weld Bead Defects Welding processes. Intech Publication, Chapter 16.

Weingarten, C., Buchbinder, D., Pirch, N., Meiners, W., Wissenbach, K., and Poprawe, R. (2015). Formation and reduction of hydrogen porosity during selective laser melting of AlSi10Mg. Journal of Materials Processing Technology 221, 112–120.

Wohlers, T., Caffrey, T. (2015) Wohlers Report 2015: 3D Printing and Additive Manufacturing State of the Industry Annual Worldwide Progress Report. Wohlers Associates.

Wu, D., Hua, X., Ye, D., and Li, F. (2017). Understanding of humping formation and suppression mechanisms using the numerical simulation. International Journal of Heat and Mass Transfer 104, 634–643.

Xia, M., Gu, D., Yu, G., Dai, D., Chen, H., and Shi, Q. (2017). Porosity evolution and its thermodynamic mechanism of randomly packed powder-bed during selective laser melting of Inconel 718 alloy. International Journal of Machine Tools and Manufacture 116, 96–106.

Yadroitsev, I., & Smurov, I. (2011). Surface Morphology in Selective Laser Melting of Metal Powders. Physics Procedia, 12, Part A, 264-270.

Yadroitsev, I., Gusarov, A., Yadroitsava, I., & Smurov, I. (2010). Single track formation in selective laser melting of metal powders. Journal of Materials Processing Technology, 210(12), 1624-1631.

Yadroitsev, I., Krakhmalev, P., and Yadroitsava, I. (2015). Hierarchical design principles of selective laser melting for high quality metallic objects. Additive Manufacturing 7, 45–56.

Zhao, H., Niu, W., Zhang, B., Lei, Y., Kodama, M., Ishide, T. (2011). Modelling of keyhole dynamics and porosity formation considering the adaptive keyhole shape and three-phase coupling during deep-

penetration laser welding. Journal of Physics D: Applied Physics, 44(48), 485302.

Zhou, X., Liu, X., Zhang, D., Shen, Z., & Liu, W. (2015). Balling phenomena in selective laser melted tungsten. Journal of Materials Processing Technology, 222, 33-42.

Table des illustrations

LISTE DES FIGURES

Chapitre I

Figure I. 1: (a)* Evolution de la part en valeur de la production directe de pièces (b)* Répartition en volume des applications FA (Rapport PIPAME, 2017). 14
Figure I. 2 : Culbuteur moteur Renault Euro 6 DTI5 (a) Version originale (b) Version après reconception par fabrication additive avec moins 25 % de la masse initiale (Metal Additive Manufacturing, 2017). 15
Figure I. 3 : (a) Sonde gazeuse en Inconel 718 (Metal Additive Manufacturing, 2017). (b) Reproduction de maxillaire humain sur support (Fraunhofer IFAM). 15
Figure I. 4 : Classification des différents procédés à l'origine du prototypage rapide. 16
Figure I. 5 : Principales étapes de la fabrication additive. 17
Figure I. 6 : Différentes étapes de la conception topologique (3D Natives, 2016). 17
Figure I. 7 : Fabrication de poudre métallique. (a) Tour d'atomisation de l'ONERA (b) Schéma simplifié du fonctionnement. 19
Figure I. 8 : Schémas du principe des procédés (a) LMD et (b) EBM. 20
Figure I. 9 : Schéma du fonctionnement du procédé SLM. 21
Figure I. 10 : Exemple de pièce SLM. Support de panneaux de verre en titane (Metal Additive Manufacturing, 2017). 21
Figure I. 11 : (a) Inclinaison des pièces pour minimiser le nombre de couches et le temps de fabrication (Krauss, 2013) (b) Positionnement des pièces sur un plateau : inclinées par rapport à la direction d'étalement pour ne pas endommager le racleur (Shifeng, 2014). 23
Figure I. 12 : Paramètres de contours (écart-vecteur, nombre de contours, zone de transition contour-remplissage) (Louvis, 2011). 24
Figure I. 13 : Quatre configurations (variation du sens et de l'ordre de lasage) possibles. Le cas Pattern 3 correspond à un temps de lasage maximum (Olakanmi, 2015). 24
Figure I. 14 : (a) Exemple de remplissage en damier d'une couche. (b) Alternance d'orientation entre couches, ici variation angulaire de l'axe de lasage de 90° (Mumtaz, 2008). 24
Figure I. 15 : Synthèse des principaux paramètres intervenant en SLM. 25
Figure I. 16 : La fabrication additive métallique: le cycle global d'élaboration. 26
Figure I. 17 : Exemples d'améliorations possibles sur machine pour réduire le temps de fabrication en SLM. 27
Figure I. 18 : Absorption d'un rayonnement laser par une surface métallique, états de la matière et grandeurs thermiques associées (gradient thermique G (K/m), vitesse de solidification Vs (m/s)) (Peyre, 2012). 28
Figure I. 19 : Extinction du rayonnement laser à 1.06 µm pour différents mélanges de poudres métalliques (calcul par lancer de rayons (pointillé) ou modèle équivalent (solide)) (Gusarov, 2005). 29
Figure I. 20 : (a) Diagramme durée d'impulsion – densité de puissance. (b) Cordon obtenu par soudage conventionnel à l'arc (c) Cordon laser Nd-YAG en régime keyhole (Fabbro, 2010). 30
Figure I. 21 : Formation du capillaire de vapeur. 30

Figure I. 22 : Transition conduction - keyhole sur acier avec un laser CO_2. Evolution de la pénétration des cordons de soudage et de la réflectivité du matériau en fonction de l'intensité laser (Fabbro, 2010). 31
Figure I. 23 : (a) Schéma du soudage en mode keyhole (b) Pressions exercées sur le capillaire (Peyre, 2010). 32
Figure I. 24 : Modèle du piston: (a) configuration statique (cas du perçage), (b) avec déplacement relatif du métal irradié (cas du soudage) et inclinaison du capillaire d'un angle α par rapport à la normale. 32
Figure I. 25 : (a) Modèle de Fabbro (2017) : Lorsque la profondeur fondue > au diamètre du faisceau, les rayons laser sont dirigés vers le bas et le keyhole peut se former. (b) Application du modèle au calcul des profondeurs adimensionnées 1/R en fonction de la vitesse de soudage. 34
Figure I. 26 : Calcul des profondeurs adimensionnées de soudage en fonction du rapport enthalpique ΔH/ΔHs (Hann, 2011) et validation sur différents matériaux (la transition de pente à $\Delta H=10.\Delta H_s$ correspond à l'enthalpie de vaporisation et au seuil de formation du keyhole). 35
Figure I. 27 : Représentation schématique des mouvements de Marangoni selon le gradient de température à la surface du bain liquide (Mills, 1998). 36
Figure I. 28 : Forme des mouvements convectifs en cours de soudage (a, c) à faible vitesse (<5 m/min), (b, d) en mode humping (> 20 m/min) (Fabbro, 2010). 37
Figure I. 29 : (a) Phénomène de humping en soudage à l'arc. Macrographies (b) d'un hump (c) et d'une valley (Chapuis, 2011). 37
Figure I. 30 : Schéma du mécanisme d'instabilité de Rayleigh. Le bain liquide est instable lorsque (a) $1R2 \gg 1R1$ **et stable pour (b)** $1R1 \gg 1R2$ **au point A (Wei, 2012).** 38
Figure I. 31 : Condition d'apparition du humping pour (a) différents diamètres df, (b) seuils de humping sur 316L en fonction du rapport L/D (Seiler, 2016). 38
Figure I. 32 : Observation de la formation des humps (Berger, 2011). 39
Figure I. 33 : (a) Profondeur de mono-cordons en fonction de P, V (Li, 2017). (b) Méthode de mesure des géométries de cordons sur coupes métallographiques sur la dernière couche (Cloots, 2016). 41
Figure I. 34 : (a) Détermination de la profondeur sur mono-cordon. (b) et (c) Corrélation linéaire de la profondeur D et de la surface inférieure Ap avec des paramètres combinés (Shi, 2017). 41
Figure I. 35 : Etude des géométries sur poudre In 625. (a) Distinction entre les cordons proches (type I) ou non (type II) de la ZAT du lasage précédent (b) et (c) La largeur est plus sensible à la ZAT que la profondeur (Criales, 2017). 42
Figure I. 36 : Utilisation d'un VED en fonction de (a) la largeur et (b) de la profondeur. Le VED décrit mieux l'évolution de la largeur du mono-cordon que celle de la profondeur (Scipioni Bertoli, 2017). 43
Figure I. 37 : Utilisation du modèle de King (2014) [dérivé de (Hann, 2011)]. Rapport profondeur sur diamètre du spot (δ/D) en fonction de l'enthalpie normalisée $\Delta H/\Delta H_s$ pour une couche de 316L de 50 µm (Scipioni Bertoli, 2017). 43
Figure I. 38 : (a) Porosités sphériques liées à la présence de gaz occlus (Kasperovich, 2016) (b) pore non sphérique lié à une mauvaise dilution inter-couches et à une mauvaise optimisation des paramètres opératoires (Aboulkhair, 2014). 44
Figure I. 39 : Inclusions et porosités - (a) Rupture en fatigue amorcée sur une porosité à proximité d'une inclusion de grande taille (200 µm) issue des éjections de matière (Ben Haj Khaled, 2017) (b) Pores non sphériques formés à proximité d'inclusions (Kasperovich, 2016). 44
Figure I. 40 : Exemples de cartographies (P, V) utilisées pour l'optimisation du taux de porosités en SLM (a) acier maraging (Casalino, 2014) (b) alliage aluminium A357 (Rao, 2016). 45
Figure I. 41 : Densité de la matière en fonction de l'écart-vecteur pour AlSi10Mg. Présence de lignes de pores orientés verticalement entre les écarts vecteurs (cas des écarts-vecteur élevés) (Aboulkhair, 2014). 45
Figure I. 42 : Fusion en keyhole, la fermeture du capillaire piège des gaz dans le bain liquide d'où les porosités (a) vue de profil (b) vue de face sur un mono-cordon (King, 2014). 46
Figure I. 43 : Schéma du piégeage de bulles de gaz dans le capillaire (Zhao, 2011). 46

Figure I. 44 : (a) Carte de procédé définie par des rapports dimensionnels (b) Schéma de principe résumant le lien entre porosité et densité d'énergie (Tang, 2017). 46
Figure I. 45 : (a) Le séchage de la poudre favorise la densification sur Al-12Si (Li, 2016) (b) Des gaz occlus présents au sein des particules de poudre favorisent les porosités (Aboulkhair, 2014). 47
Figure I. 46 : Temps de solidification en fonction de la température pour différents matériaux (Zhou, 2015). 48
Figure I. 47 : Densités obtenues avec des poudres atomisées à l'eau (WA) et au gaz (GA). Les poudres atomisées au gaz ont une meilleure aptitude à la densification (Cacace, 2017). 48
Figure I. 48 : Taux de porosités en fonction de l'épaisseur de couche (20 à 100 µm) pour une poudre de Ti–6Al–4V de diamètre (20-50 µm) (Qiu, 2015). 49
Figure I. 49 : (a) Interface entre damiers. La multiplication des zones de transition provoque des irrégularités en surface (ici du balling) et est génératrice de porosités (Boschetto, 2017) (b) Une stratégie de balayage aléatoire permet une meilleure densification (Wei, 2017). 49
Figure I. 50 : Influence des deux modes de lasage. Accélération et décélération de la tête scanner (a)-(b) Mode delay à l'origine de porosités, (c)-(d) : mode sky-writing (SLM Solutions, 2016). 50
Figure I. 51 : (a) Effet de la nature du gaz de protection sur la densité. (b) L'argon stabilise la profondeur des zones fondues et permet donc une meilleure densification (Dai, 2015). 50
Figure I. 52 : Diminution des porosités ouvertes avec la focalisation de la fente d'entrée d'argon. (a) Montage (b) Surfaces de construction (Ti6Al4V) pour différentes densités d'énergie (d : 0.70 J/mm, e : 0.80 J/mm) avec une vitesse d'Ar (faible en haut, élevée en bas) (Kong, 2011). 51
Figure I. 53 : Corrélation entre écoulement gazeux dans la chambre (à droite, calculé sous Fluent) et taux de porosités (Ferrar, 2012). 51
Figure I. 54 : Particules éjectées incrustées (a) sur la surface d'une pièce SLM (Wang, 2017) (b) au niveau d'un mono-cordon (Aboulkhair, 2016). 52
Figure I. 55 : Formation d'une inclusion à partir d'éjectas (Taheri, 2017). 52
Figure I. 56 : La diminution d'énergie entraine une diminution du nombre d'éjectas (a) en fonction de la vitesse (b) en fonction de la puissance (Taheri, 2018). 52
Figure I. 57 : Etude d'une particule éjectée récupérée sur une lame de verre placée au-dessus de l'interaction, observation de condensats et nano-particules de 316 L (Masmoudi, 2016). 53
Figure I. 58 : Nombre d'éjectas en fonction de leur taille avec l'utilisation (a) d'un laser et (b) de deux lasers. L'utilisation de deux lasers accentue la dynamique d'éjection (Taheri, 2017). 53
Figure I. 59 : (a) L'inclinaison de la pièce et (b) l'effet escalier (Liu, 2017) et (c) les éjectas (Wang, 2017) jouent un rôle sur la rugosité des surfaces inférieures (downskin). 54
Figure I. 60 : Modèle de simulation permettant de prédire la rugosité. (a) Marche d'escalier unitaire avec et sans ajout des zones fondues-particules agglomérées, (b) Résultat du calcul (Boschetto, 2017). 54
Figure I. 61 : (a) La rugosité Ra augmente avec l'épaisseur de couche. (b) Corrélation entre porosité et rugosité sur du Ti–6Al–4V (Qiu, 2015). 55
Figure I. 62 : Comparaisons de l'état de surface entre la face supérieure et inférieure pour différents angles d'inclinaison (Liu, 2017). 55
Figure I. 63 : (a) Exemples de fissures en SLM (Li, 2010) (b) Fissures provoquées par le mode delay au niveau de la zone de forte pénétration (keyhole) située entre contour et remplissage (Cloots, 2016). 56
Figure I. 64 : (a) Comparaison de l'absorptivité d'un lit de poudre et d'un substrat (b) Absorptivité en fonction de la puissance pour différents matériaux (Trapp, 2017). 57
Figure I. 65: (a) Fusion d'un liquide sur un substrat, équation de Young avec σ_{SV}, σ_{SL} and σ_{LV} les tensions superficielles des interfaces entre solide, vapeur et liquide. (b) Critère de balling: au-delà de l/D > 2, le bain liquide approximé par un demi cylindre sphéroïdise (Kruth, 2004). 57
Figure I. 66 : (a) Balling au niveau d'une surface SLM (Aboulkhair, 2016). (b) Balling au niveau d'un mono-cordon (Yadroitstev, 2007). 58

Figure I. 67 : Cartographie de stabilité du procédé en fonction des paramètres procédé (P, V) avec une zone de balling à faible densité d'énergie (a) (Yadroitsev, 2010) (b) (Kruth, 2004). 58
Figure I. 68: Influence du sens de balayage sur l'évacuation des éjectas. Cas défavorable (A) : sens de balayage identique au sens du gaz, les éjectas se retrouvent sous le faisceau laser, se désintègrent en fines particules. Cas favorable (B) : sens de balayage contraire au sens du gaz, les éjectas sont facilement évacués de la zone de construction (Answar, 2016). 59
Figure I. 69 : Images des éjections en caméra rapide (400 W - 2.4 m/s) pour cinq épaisseurs de couches (a) 20 µm, (b) 40 µm, (c) 60 µm, (d) 80 µm, (e) 100 µm. La flèche rouge représente la direction de balayage. La dynamique d'éjection augmente avec l'épaisseur (Qiu, 2015). 59
Figure I. 70 : (a) Schéma du mécanisme de formation d'éjectas (b) Exemple d'images par caméra rapide (Wang, 2017). 60
Figure I. 71 : (a) Vue du dessus de la zone dénudée après le passage du laser. (b) Réduction successive du volume de poudre fondue due à la dénudation en poudre (Yadroitsev, 2011). 61
Figure I. 72 : Mécanisme de dénudation. (a) A fortes pressions, la colonne de vapeur métallique à grande vitesse créée une dépression à la surface de la zone fondue et induit un flux d'Ar latéral centripète par effet Bernoulli, entrainant la poudre dans le bain liquide. (b) A faible pression, l'expansion de la colonne de vapeur pousse les particules vers l'extérieur (Matthews, 2016). 62
Figure I. 73 : Mouvements de particules autour de la zone fondue (en bleu : particules attirées vers la ZF, en jaune, particules éjectées) (Matthews, 2016). 62
Figure I. 74 : (a) Images SLM 50 W-0.1 m/s, 100 W-0.5 m/s et 200 W-1 m/s (de haut en bas). L'augmentation de P et V incline la colonne vers l'arrière et renforce la dénudation. (b) Images Schlieren des colonnes de vapeur sous Ar (avec cross-jet latéral) et sous He respectivement (Bidare, 2018). 63
Figure I. 75 : Simulation numérique des vitesses de colonnes de vapeur et de gaz induits. (a) Représentation 2D des vitesses pour des puissances croissantes. (b) Vitesses radiales d'Ar conduisant à la dénudation, en fonction de la distance (Bidare, 2018). 63

Chapitre II

Figure II. 1: (a) Machine SLM Solutions GmbH (b) Intérieur de la chambre de fabrication. **66**
Figure II. 2 : Caustique du faisceau laser sur la machine SLM. **66**
Figure II. 3 : Exemples de données récupérées à partir de la machine : (a) pièces SLM (cubes de 10 x 10 x 10 mm) (b) observation de l'interaction laser-lit de poudre à partir d'une caméra rapide située à l'extérieur de l'enceinte. **68**
Figure II. 4 : Images du banc instrumenté (a) vue globale (b) détail de la zone d'analyse. **69**
Figure II. 5 : Configuration utilisées pour les essais statiques. **70**
Figure II. 6 : Principe du banc instrumenté avec les deux configurations d'analyse (latérales pour étude des éjections et inclinée à 45-60° pour étude des ZF). **70**
Figure II. 7 : Protection gazeuse de la zone fondue dans la configuration de tir en déplacement. **71**
Figure II. 8 : Traitement sur Image J. Définition des zones saturée et génération d'une image binarisée à partir des vidéos d'éjectas. **71**
Figure II. 9 : Exemple d'image caméra par éclairage halogène (C1). **72**
Figure II. 10 : Schéma des filtres utilisés. **73**
Figure II. 11 : Exemple d'image caméra obtenu avec éclairage diode (C2). **73**
Figure II. 12 : Exemple d'image caméra par éclairage par laser vert (Quantronix) (C3). **73**
Figure II. 13 : Montage avec une nouvelle focale (100 µm) et l'éclairage par laser vert (Quantronix). **74**
Figure II. 14 : (a) Système de bridage (b) Image caméra sur ce système. **75**

Figure II. 15 : Système du piston. 75
Figure II. 16 : (a) Méthode d'étalement de la poudre (b) exemple de lit de poudre étalé avec du scotch en aluminium (c) état du lit de poudre après plusieurs tirs. 75
Figure II. 17 : Granulomètre CILAS 920L (voie liquide). 77
Figure II. 18 : (a) Profilomètre mécanique VEECO Dektak Stylus 150 (b) Profilomètre optique 3D Alicona Infinite FocusSL (c) Résultats obtenus par Alicona d'un lit de poudre de 100 µm (d) Profil 1D correspondant. 78
Figure II. 19 : MEB Hitachi 4800 II. 79
Figure II. 20 : Poudre de 316 L utilisée sur le banc (a) Distribution granulométrique (b) Image MEB. 80
Figure II. 21 : Poudre acier inoxydable 316 L utilisé sur la machine SLM (a) Distribution granulométrique (b) Image MEB. 80
Figure II. 22 : Images MEB de la poudre en Al5086 et sa distribution granulométrique 81
Figure II. 23 : Images MEB de la poudre en Al4047 et sa distribution granulométrique. 81
Figure II. 24 : (a) Montage et (b) schéma de la sphère intégrante. 82
Figure II. 25 : (a) Configurations utilisées pour obtenir R (b) Reproductibilité des essais sur lit de poudre Al5086. 83
Figure II. 26 : Signal étalon U(t) de l'impulsion laser d'une durée de 10 ms, mesuré sur la photodiode de la sphère intégrante. 83
Figure II. 27 : Résultat de réflectivité sur lit de poudre en fonction du temps pour l'acier 316L. 84
Figure II. 28 : Résultat de réflectivité sur lit de poudre en fonction du temps pour l'alliage Al5086. 84

Chapitre III

Figure III. 1 : Mise en évidence des quatre phénomènes principaux présents pendant la fusion SLM d'un lit de poudre en acier 316L (P320_V540_D200_E60_C1). 86
Figure III. 2 : Chronologie de la fusion SLM. Mise en évidence de la déformation de la surface du bain liquide et de la formation des éjections métalliques (P1270_V750_D200_E60_C2). 87
Figure III. 3 : Observation de différents mécanismes au niveau du bain liquide et dans la zone environnante (P1270_V750_D200_E60_C2). 87
Figure III. 4 : Distinction de deux parties dans les zones fondues (P750_V540_D100_E50_C3). 87
Figure III. 5 : Influence de la puissance sur la morphologie des zones fondues (V330_D200_C3) à (a) 520 W, (b) 1220 W. 88
Figure III. 6 : Fusion sur lit de poudre (P1520_D200_E60_C2). Différence de régimes pour deux vitesses (a) 330 mm/s (b) 750 mm/s. 88
Figure III. 7 : Essais de fusion pleine tôle (V330_D200_E60_C2) pour a) 320W (b) 750 W. 89
Figure III. 8 : Point de départ des éjectas (P570_V330_D200_E50_C2). 90
Figure III. 9 : Images vidéo (16000 im/s) des zones fondues avec un diamètre de faisceau D= 100 µm (P450_V540_E50_C3) (largeur de fenêtre = 1.5 mm). 90
Figure III. 10 : Description schématique de la fusion SLM. 91
Figure III. 11 : Décrochement de gouttelettes métalliques depuis le front avant de la ZF déformée par la pression de recul. 91
Figure III. 12 : Phénomène de dépeuplement en poudre (P520_V330_E60_D200). 92
Figure III. 13 : Evolution de la zone de dénudation en fonction de la puissance laser à 0,33 m/s et 0, 75 m/s (D200_E60). 93
Figure III. 14 : (a) Cas d'une gouttelette attirée dans le bain liquide (b) Trajectoire de grains mis en mouvement puis incorporés à l'arrière du bain liquide (P570_V330_D200_E60_C2). 93
Figure III. 15 : Ecoulement latéral du gaz induit à l'origine de l'attraction des particules. 94

Figure III. 16 : Lien entre éjection et dénudation. (a) Au contact du bain liquide, les particules de poudre coalescent et peuvent être (b) soit incorporées par capillarité (dénudation) soit être cisaillées par le flux induit par la colonne de vapeur et éjectées. 94
Figure III. 17 : Bilan surfacique avant et après fusion de poudre (la zone encadrée correspond au volume de poudre présent sous le cordon avant fusion). 95
Figure III. 18 : Analyse par vidéo rapide (12500 im/s) des instabilités hydrodynamiques : formation de humps (bosses) à l'arrière de la zone d'interaction laser-matière par remontée de la zone fondue (P263_V600_E60_D200). 96
Figure III. 19 : Deux morphologies de mono-cordons (a) vue de dessus et (b) en coupe avec humping (à gauche) et en régime de fusion stable avec capillaire (à droite). 96
Figure III. 20 : Morphologies de mono-cordons sur la machine SLM (E50_D70). 96
Figure III. 21 : Schéma de la dynamique du bain liquide en régime de keyhole et formation de humps. 97
Figure III. 22: Images des morphologies de cordon sur banc instrumenté. Les pointillés rouges marquent le passage au humping à haute puissance (D200_E60). 99
Figure III. 23 : Coupes transversales de cordons SLM réalisés sur le banc instrumenté (D200_E60) (a) à 0.33 m/s, cordons stables (b) 0.75 m/s, humping à partir de 720 W. 99
Figure III. 24 : Cartographie des différents régimes rencontrés en fusion SLM (D200). 100
Figure III. 25 : Cartographie des morphologies de cordon pleine tôle pour D100. 100
Figure III. 26 : Cartographie des morphologies de cordon sur banc (E60_D100) pour (a) 60 µm de poudre, (b) 100 µm de poudre. 101
Figure III. 27 : Influence de l'épaisseur de poudre sur les seuils de formation des instabilités (D100) (a) pleine tôle, (b) 50 µm, (c) 100 µm. 102
Figure III. 28 : Murs (10 cordons superposés) fabriqués sur machine SLM (D70_E30). 102
Figure III. 29 : Variation de l'écart moyen entre deux humps pour les mono-cordons fabriqué par machine SLM (D70_E30). 103
Figure III. 30 : Exemple d'images : (a, b) longueur L (extraites de vidéos rapides) et (c, d) la largeur résiduelle l du bain liquide (images MEB). 103
Figure III. 31 : Estimation des dimensions du bain liquide à partir de l'analyse de la fin de cordon solidifié (images microscope). 104
Figure III. 32 : Rapport L/l du bain liquide en fonction du VED (D200_E60). Les croix correspondent aux cordons qui présentent du humping. 104
Figure III. 33 : Rapport L/l du bain liquide en fonction du VED (D100_pleine tôle). 104
Figure III. 34 : Rapport L/l du bain liquide en fonction du VED (D100_E50). 105
Figure III. 35 : Rapport L/l du bain liquide en fonction du VED (D100_E100). 105
Figure III. 36 : Rapport L/l en fonction du VED pour la machine SLM (D70_E30). 105
Figure III. 37: Dimensions des mono-cordons en fonction du VED pour le banc instrumenté avec D=200 µm et 50 µm de poudre (a) largeur (b) profondeur. 107
Figure III. 38 : Dimensions des mono-cordons en fonction du VED pour la machine SLM avec D = 70 µm (a) largeur (b) profondeur. 107
Figure III. 39 : Influence de l'épaisseur de poudre sur les dimensions des cordons SLM : lorsqu'elle augmente, la largeur des ZF diminue et la hauteur des cordons augmente à volume fondu constant. 107
Figure III. 40 : (a) Profondeurs de fusion obtenues sur mono-cordons comparées à celles mesurées au cœur des pièces (b) dimensions considérées (ici machine SLM, D= 70 µm). 108
Figure III. 41 : Modèle géométrique du capillaire (a) sans poudre (b)-(c) avec poudre, en considérant un taux de densification de 50 %. 109
Figure III. 42 : Calcul analytique (m≈5 et n≈5) des profondeurs fondues sur banc instrumenté (D200) en (a) fusion pleine tôle et (b) avec 60 µm de poudre. 110

Figure III. 43 : (a) Exemple d'images obtenues par la caméra latérale (b) Définition de la zone binarisée utilisée pour les traitements d'image (P520_V330_D200_E60_B). 112
Figure III. 44: Etude de reproductibilité sur huit cordons distincts (P720_V330_D200_E60). 112
Figure III. 45 : (a) Suivi de particules éjectées (diamètre de 120 µm) : 3.6 mm sont parcourus en 2,5 ms soit V ≈ 1.44 m/s (b) Particules de diamètre 30-50 µm : 200 µm sont parcourus en 1/160 000 s soit V ≈ 31 m/s (P520_V330_D200_E60_B). 113
Figure III. 46 : Vitesse des particules éjectées en fonction de leur diamètre (D200_E60). 113
Figure III. 47 : (a) Angle considéré pour mesurer l'angle d'inclinaison de la plume d'éjections (b) Résultats en fonction de la puissance pour trois vitesses. 114
Figure III. 48 : Somme d'images représentant les éjections métalliques en fonction de la puissance (220 à 1520 W) et de la vitesse de balayage (0.33 à 0.75 m/s). 114
Figure III. 49 : Histogrammes du nombre de particules éjectées en fonction du diamètre (D200_E60) pour 33 images (a) 0.33 m/s (b) 0.54 m/s (c) 0.75 m/s. 115
Figure III. 50 : (a) Evolution du nombre de grosses particules avec la puissance. Les cas présentant une oscillation verticale des ZF (proche du humping) sont représentés par des croix (b) Evolution du % ejection ($S_{éjection}$/ $S_{totale\ analysée}$) avec la puissance (D200_E60) (33 images). 116
Figure III. 51 : Evolution temporelle du nombre d'éjections de diamètre > 70 µm pour deux puissances sur 73 images (V750_D200_E60). 116
Figure III. 52: a) Montage : lame de verre placé au-dessus du lit de poudre avant le tir (b) La collecte ne prend en compte que les particules qui atteignent 3 mm de hauteur. 117
Figure III. 53 : (a) Image MEB de la lame de verre après le tir (b) Présence de microparticules (20 µm) (P320_V330_D200_E60). 117
Figure III. 54 : Nano condensats (20 nm) (P320_V330_D200_E65). 118
Figure III. 55 : Evacuation des éjectas au niveau de la machine SLM. 119
Figure III. 56 : Distribution granulométrique : (a) Poudre déviée par le flux de gaz (b) Poudre évacuée par le racleur. 119
Figure III. 57 : Images MEB (a) poudre initiale de 15 à 45 µm (b) poudre évacuée par le racleur. 120
Figure III. 58 : (a) Montage sur la machine SLM, emplacement des boîtes de récupération de poudre (V900_D70_E30). Pièces SLM finales à (b) 250 W (c) 400W. 120
Figure III. 59: Histogramme des éjectas pour 250 et 400 W. 121
Figure III. 60 : Image MEB des éjectas collectés à 900 mm/s (a) 250 W (b) 400 W, (c) présence de condensat (P250_V900). 121
Figure III. 61: Utilisation du bilan de volume pour l'estimation du % de liquide éjecté. 121
Figure III. 62 : Zone dénudée (P920_V330_D200_E60). 122
Figure III. 63: Analyse géométrique d'un cordon et de la poudre environnante par profilométrie optique. 122
Figure III. 64 : Largeur de dénudation et estimation du % éjection à partir d'un bilan de volume en fonction de la puissance. 123
Figure III. 65 : Etude des colonnes de vapeur (D200) (a) cas peine tôle (b) fusion sur 60 µm de poudre. 124
Figure III. 66 : Angle d'inclinaison θ de la colonne de vapeur en fonction de la puissance et de la vitesse (D200) (a) fusion pleine tôle (b) fusion sur lit de poudre de 60 µm. 124
Figure III. 67 : Relation entre l'inclinaison de la colonne de vapeur et la géométrie du capillaire : la colonne de vapeur passe par une inclinaison maximale (□ élevé) avec la formation progressive du capillaire puis se raidit à fort P/V (rappel : □□= □/2 – □). 125
Figure III. 68 : Selon le modèle analytique (Fabbro, 2010), angles d'inclinaison de la colonne de vapeur en fonction de la puissance. 125
Figure III. 69 : (a) Matérialisation du faisceau laser par absorption ou diffusion de Rayleigh, (b) Interaction entre un éjecta et le faisceau laser incident (P942_V750_D100_E60). 127
Figure III. 70 : Interaction entre les éjectas et le laser incident (P1125_V750_D100_E60). 127

Figure III. 71 : Images capturées à 2000 im/s (a) pendant la fusion (b) après la fusion. 128
Figure III. 72 : Vision de la plume d'interaction à l'œil nu (environ 30 im/s). La plume semble partir dans toutes les directions. 128
Figure III. 73 : Superposition d'images pour un cordon de 26 mm effectué dans les deux sens de balayage (indiqués par la flèche). Le flux d'argon est dans le sens ← : (a) 30 µm de poudre (b) 100 µm de poudre. 129
Figure III. 74 : Autres cas pour une épaisseur de (a) 30 µm (b) 100 µm (D70). 129
Figure III. 75 : Mesure des angles inclinaison pour le sens balayage laser/ Flux d'argon identique (← et ←) (a) influence de la puissance (b) influence de la vitesse. 130
Figure III. 76: Mesure des angles inclinaison pour le sens balayage laser/flux d'argon opposé (⟶ et ←) (a) influence de la puissance (b) influence de la vitesse. 130
Figure III. 77 : Phénomène d'interaction particule-laser (diffusion de Rayleigh ou absorption) lors de la fabrication de pièce SLM (P400_V500_D70_E100). 131
Figure III. 78 : Influence du sens de lasage sur la géométrie des cordons (a) pleine tôle (b) lit de poudre de 120 µm (Machine SLM, D100). 131
Figure III. 79: Images vidéo successives (12500 im/s) sur Al 4047. Bain liquide stable (P720_V330_D200_E60_C2). 133
Figure III. 80: Images vidéo successives pour Al 5086. Instabilité du bain liquide (P720_V330_D200_E60_C2). .. 133
Figure III. 81: Bain liquide instable pour des vitesses importantes pour Al4047 (P1120_V750_D200_E60_C2). .. 133
Figure III. 82: Deux trajectoires prises par les éjectas pour Al4047 (P720_V750_D200_E60_C2). 134
Figure III. 83 : Morphologie des cordons, avec présence du lit de poudre après fusion (D200_E65) pour (a) Al4047 (b) Al5086. 134
Figure III. 84 : (a) Largeur de dénudation considérée (b) Mesure sur Al4047 des largeurs dénudées (les barres d'erreur correspondent aux maximums et aux minimums) (D200_E65). 135
Figure III. 85 : Morphologie des cordons pour à P320_V330_D200 (a) Al4047 (b) Al5086 (c) deux exemples de cordons: (c) avec humping (d) stable. 135
Figure III. 86: Cartographie vitesse en fonction de la puissance avec les coupes transverses associées aux points pour (a) Al4047 (b) Al5086. 136
Figure III. 87: Dimensions des cordons sur la machines SLM pour Al5086 (D95). 137
Figure III. 88: Dimensions des cordons sur le banc instrumenté pour Al5086 (D200). 137
Figure III. 89: Dimensions des cordons sur le banc instrumenté pour Al4047 (D200). 137
Figure III. 90: (a) Profondeurs fondues sur 316L et Al4047, (b) Rapport de pénétrations (δ/D) en fonction de la valeur de l'enthalpie normalisé $\Delta H/\Delta H_s$ selon l'approche de Hann (2011) (banc instrumenté, D200_E60). 138
Figure III. 91 : Calcul analytique (m≈5 et n≈5) des profondeurs fondues (a) sur banc instrumenté (D200) (b) sur machine SLM (D95). 138
Figure III. 92 : Comparaison de la dynamique d'éjection entre le 316L et Al4047 (somme de 33 images) (V330_D200_E60_C4). 139
Figure III. 93 : (a) Pourcentage d'éjection en fonction de la puissance pour Al5086 et Al4047 et (b) Vitesse des éjectas (D200_E65) sur Al4047. 140
Figure III. 94 : Présence de microparticules et de condensats (P1220_V330_D200_E60) sur la lame de verre de prélèvement. 140
Figure III. 95: Tir laser statique (D200, = 2 à 7 ms) sur (a) 316L (b) Al4047 et (c) Al5086. 141

Chapitre IV

Figure IV. 1 : Fabrication de cubes de 10 mm sur le plateau de la machine SLM 125HL. 144

Figure IV. 2 : Schéma des différents paramètres ou données déjà corrélés au taux de porosités (NB : la rugosité correspond à la rugosité de la surface de construction). 144
Figure IV. 3 : Micrographies de coupes transverses fabriquées avec une (a) stratégie croisée avec un angle de balayage fixé à 90° (b) stratégie multi-angulaire. 145
Figure IV. 4 : Effet du up-skin sur l'état de surface de la dernière couche fabriquée : cubes sans up-skin (en haut) et cubes avec up-skin (en bas). 145
Figure IV. 5 : Identification des dimensions des cordons (profondeur, largeur) sur la dernière couche fabriquée (P250_V750_H120_E30_D70). 146
Figure IV. 6 : Evolution des hauteurs de couche de poudre avec le nombre de couches. 146
Figure IV. 7 : Exemple de traitement image sur Image J par binarisation (2,5% porosité). 147
Figure IV. 8 : (a) Balance de double pesée (Mettler Toledo) (b) Propriétés caractéristique des liquides utilisés en double pesée à 25°C. 149
Figure IV. 9 : Comparaison entre les deux méthodes de mesure (D70_E30). 149
Figure IV. 10: Position des pores au niveau de la pièce, exemples (a) P150, (b) P250, (c) V1600. 150
Figure IV. 11 : Exemple de résultat obtenu par tomographie X (P175_V900_H120_D70_E30) (a) x = 5 mm porosités de contour (b) x = 7 mm porosité sphérique. 151
Figure IV. 12: Pores sphériques et irréguliers visible au niveau de la structure SLM (a) pores irréguliers (b) inclusion (éjecta) (c) pores sphériques (d) pore sphérique piégé dans un keyhole. 151
Figure IV. 13: Exemple d'analyse image J pour définir le facteur de circularité d'un pore. 152
Figure IV. 14: Evolution de la circularité de tous les pores en fonction de la vitesse. 153
Figure IV. 15 : Analyse du (a) nombre et (b) diamètre en fonction du type de pores en fonction de la vitesse (P175_D70). 153
Figure IV. 16 : Influence des paramètres procédés sur le taux de porosité (H120_D70_stratégie croisée) (a) cas de a puissance (V750) (b) cas de la vitesse (P400). 154
Figure IV. 17 : Influence de l'écart-vecteur sur le taux de porosité par la méthode de double pesée (P175_V750_D70_stratégie croisée). 154
Figure IV. 18 : Taux de porosité en fonction de deux stratégies (V750_H120_D70). 155
Figure IV. 19: (a) Système de stratégie en réseaux (P250_V900). (b) Accentuation des irrégularités créées par ces réseaux avec le mauvais choix de paramétrage (P400_V900_D70). 155
Figure IV. 20 : La stratégie de réseaux et la combinaison des autres éléments de balayage par couche peuvent mener à des alignements de porosités en diagonale. 155
Figure IV. 21 : Origine des alignements de porosités : le décalage angulaire des transitions de zone explique l'orientation des porosités selon l'angle ω. 156
Figure IV. 22 : Image binarisée de porosités en bord de pièces. 156
Figure IV. 23 : Approche géométrique de l'estimation des manques de recouvrement. 157
Figure IV. 24 : Taux de porosité β (mesures expérimentales) en fonction du VED pour trois épaisseurs de couche (H120 _D70). 157
Figure IV. 25 : Modèle analytique et résultats expérimentaux. 159
Figure IV. 26 : Fonctions VED_{th} et β_0 utilisés dans le modèle. 159
Figure IV. 27 : (a) Profondeur et (b) largeur fondue en fonction de P/V (E30_D70). 160
Figure IV. 28 : Interaction laser/vapeur métallique. Deux mécanismes qui peuvent diminuer la densité de puissance déposée (W/cm²) à la surface de la ZF : (a) l'absorption du laser : la puissance transmise P' < P initiale, (b) la diffusion du rayonnement qui fait diverger le faisceau et augmente le diamètre d'interaction. 161
Figure IV. 29 : Profondeur en fonction du VED pour (a) h= 30 µm et (b) h= 100 µm. 161
Figure IV. 30 : (a) Effet des directions de lasage sur les profondeurs fondues (les seuils de début de densification pour les trois épaisseurs de couches utilisées sont également représentés) (b) Plage angulaire interdite par défaut dans la stratégie de lasage. 162
Figure IV. 31 : Taux de porosité en fonction de l/H pour (a) Δh = 30 µm, (b) Δh = 100 µm. 163

Figure IV. 32 : Taux de porosité en fonction de la profondeur pour (a) ⍰h= 30 µm, (b) ⍰h = 100 µm. 163
Figure IV. 33 : Pourcentage de porosité en fonction du rapport profondeur/épaisseur pour un diamètre de 70 µm et 95 µm. 164
Figure IV. 34 : Application du modèle de Tang (2017) à nos résultats expérimentaux (taux de porosité en étiquette)..... 165
Figure IV. 35 : Morphologie de cordons en mode keyhole sur une même pièce (a) proche du contour (b) au milieu (P400_V400_H120_E100_D70_croisée). 165
Figure IV. 36 : Fluctuations d'épaisseur de poudre en fonction de l'état de surface de fabrication. 166
Figure IV. 37 : Schéma de différents paramètres prédictifs du taux de porosité. 166
Figure IV. 38 : Surface de fabrication d'une pièce élaborée à différentes puissances (V750_H120_croisée). 167
Figure IV. 39 : Surface de fabrication d'une pièce élaborée à différentes vitesses (P175_H120_croisée). 167
Figure IV. 40 : Influence de l'écart vecteur sur l'ondulation de la surface de fabrication. 167
Figure IV. 41 : (a) Rappel de la signification de différentes valeurs de rugosité surfacique. (b) Influence de la puissance (V750_E30_D70). 168
Figure IV. 42: (a) profil 3D d'une surface (b) % de surface totale inférieur à 30 µm. 168
Figure IV. 43 : Variation du taux de porosité en fonction du paramètre morphologique (a) effet de l'écart-vecteur (b) effet de la puissance. 169
Figure IV. 44 : Pores piégés en bord de pièce. Mise en évidence d'un régime de keyhole à VED élevé (260 J/mm^3). 170
Figure IV. 45 : Mur SLM pour 200 W pour 4 vitesses (a) D150 (b) D70. Les murs fabriqués à D150 (défocalisé) ont un VED 4 fois plus faible et ne présentent pas de humping (en rouge). 171
Figure IV. 46 : (a) Diamètres 600 µm et 200 µm lors de tirs statiques, (b) Morphologies de cordons fabriqués à D600 (2 J/mm^3 < VED < 16 J/mm^3). 171
Figure IV. 47 : Images successives par caméra rapide. Suivi d'un éjecta (formé et intégré au bain liquide) à P720_V330_D600, soit 8 J/mm^3. 172
Figure IV. 48 : Somme d'images pour trois puissances (720, 1120, 1520 W) pour deux diamètres de spot (a) D600 défocalisé (b) D200. 172
Figure IV. 49 : Vue de dessus d'une structure composée de 15 cordons sur trois couches à D600 (P640_V200_H250) (a) première couche fondue, (b) deuxième couche partiellement recouverte par la 3ème couche. 173
Figure IV. 50 : Coupe transversale de la surface fondue avec un faisceau de 600 µm de diamètre top-hat (P320_V100_E60). 173

LISTE DES TABLEAUX

Chapitre I

Tableau I. 1 : Les marchés FA à l'échelle mondiale (Rapport PIPAME, 2017). 15
Tableau I. 2: Sept grandes familles de procédés FA en fonction des matériaux utilisés selon la norme ISO 17296-2. 18
Tableau I. 3: Constructeurs de machines de fabrication directe et leurs nationalités. 19
Tableau I. 4 : Caractéristiques du procédé SLM. 22
Tableau I. 5 : Caractéristiques des pièces et de la fusion SLM. 22
Tableau I. 6: Comparaison des procédés (PIPAME, 2017) (Cabanettes, 2018). 25
Tableau I. 7 : Les différentes formulations de la densité d'énergie utilisées dans la littérature. 40

Chapitre II

Tableau II. 1: Récapitulatif des différentes configurations choisies. 74
Tableau II. 2 : Récapitulatif des paramètres et domaines d'étude entre ces deux approches. 76
Tableau II. 3 : Différentes étapes de polissage. 79
Tableau II. 4 : Composition chimique du 316 L (% massique). 79
Tableau II. 5 : Composition chimique des différents alliages aluminium (% massique). 81
Tableau II. 6: Récapitulatif des différences de distribution granulométrique. 81
Tableau II. 7 : Absorptivité (soit 1-R) en fonction du matériau et de l'état de la matière. 84

Chapitre III

Tableau III. 1: Propriétés thermo-physiques du 316L (A_0* : en régime de conduction). 109
Tableau III. 2 : Distribution granulométrique pour les deux échantillons de poudre. 119
Tableau III. 3 : Propriétés thermo-physiques des matériaux (316L, Al4047) (Mills, 2002). 132

Chapitre IV

Tableau IV. 1: Caractéristiques des images obtenues par le microscope optique. 147

Annexes

Tableau A. 1: Récapitulatif des paramètres procédé et stratégies (a : aléatoire, c : croisée) utilisés pour la fabrication des pièces utilisées chapitre IV.

stratégie	épaisseur de poudre (µm)	focale (µm)	puissance	vitesse (mm/s)	hatch (µm)	VED (J/mm3)
a/c	60	70	400	1300	120	56
a/c	60	70	400	1100	120	66
a/c	60	70	400	900	120	81
a/c	60	70	400	700	120	104
a/c	60	70	400	600	120	121
a/c	60	70	400	500	120	146
a/c	60	70	400	400	120	182
a/c	60	70	250	1300	120	35
a/c	60	70	250	1000	120	45
a/c	30	95	400	1300	170	41
a	30	95	400	1100	170	49
a/c	30	95	400	900	170	60
a	30	95	400	700	170	77
a/c	30	95	400	500	170	107
a/c	30	95	200	1300	170	21
a	30	95	200	1100	170	24
a/c	30	95	200	900	170	30
a	30	70	250	900	160	51
a	30	70	250	900	140	51
a	30	70	250	900	120	51
a	30	70	175	750	60	42
a/c	30	70	175	750	100	42
a/c	30	70	175	750	120	42
c	30	70	175	750	150	42
a/c	30	70	175	750	80	42
a	30	70	175	750	140	42
a	30	70	400	900	80	81
a	30	70	400	900	100	81
a	30	70	400	900	120	81
a	30	70	400	900	140	81
a	30	70	400	1100	80	66
a	30	70	400	1100	100	66
a	30	70	400	1100	120	66
a	30	70	400	1100	140	66
a	30	70	400	1100	160	66
a	30	70	400	1300	80	56

a	30	70	400	1300	100	56
a	30	70	400	1300	120	56
a	30	70	400	1300	140	56
a	30	70	400	1500	80	49
a	30	70	400	1500	100	49
a	30	70	400	1500	120	49
a	30	70	400	1500	140	49
c	30	70	175	900	120	35
c	30	70	175	1000	120	32
c	30	70	175	1200	120	27
c	30	70	175	1400	120	23
c	30	70	175	1600	120	20
a/c	30	70	150	750	120	36
a/c	30	70	175	750	120	42
a/c	30	70	200	750	120	49
a/c	30	70	250	750	120	61
c	30	70	350	750	120	85
c	30	70	400	800	160	91
c	30	70	400	700	160	104
c	30	70	400	800	120	91
c	30	70	400	1500	120	49
c	30	70	400	1300	120	56
c	30	70	400	1100	120	66
c	30	70	400	900	120	81
a/c	100	70	400	1300	120	56
a/c	100	70	400	1100	120	66
a/c	100	70	400	900	120	81
a/c	100	70	400	700	120	104
a/c	100	70	400	600	120	121
a/c	100	70	400	500	120	146
a/c	100	70	400	400	120	182
a/c	100	70	400	300	120	243
a/c	100	70	400	200	120	364
a/c	100	70	400	250	120	291
a/c	100	70	400	150	120	485
a/c	100	70	250	1300	120	35
a/c	100	70	250	1000	120	45
a/c	100	70	250	900	120	51
a/c	100	70	250	750	120	61
a	100	70	350	750	120	85
a/c	100	70	400	800	120	91
a/c	100	95	400	900	120	60
a/c	100	95	400	700	120	77
a/c	100	95	400	600	120	89
a/c	100	95	400	500	120	107
a/c	100	95	400	400	120	134

a/c	100	95	400	300	120	179
a/c	100	95	400	200	120	268
a/c	100	95	400	150	120	358
a/c	100	95	400	800	120	67

Tableau A. 2 : Extrait des tables alcoométriques internationales de l'organisation internationale de métrologie légale, masse volumique de l'éthanol ($kg.m^{-3}$) en fonction de la température en °C et du pourcentage d'éthanol.

T° / % éthanol	20°	21°	22°	23°	24°	25°
90	817.88	817.01	816.15	815.27	814.40	813.53
91	815.21	814.34	813.47	812.60	811.73	810.85
92	812.49	811.63	810.76	809.89	809.02	808.15
93	809.75	808.88	808.02	807.15	806.28	805.41
94	806.97	806.10	805.23	804.37	803.50	802.63
95	804.14	803.28	802.41	801.55	800.68	799.81
96	801.27	800.41	799.55	798.68	797.82	796.95
97	798.36	797.49	796.63	795.77	794.90	794.04
98	795.38	794.52	793.66	792.80	791.94	791.07
99	792.35	791.49	790.63	789.77	788.91	788.05
100	789.24	788.38	787.53	786.67	785.81	784.95

COMPREHENSION DE LA FORMATION DE POROSITES EN FABRICATION ADDITIVE (LBM). ANALYSE EXPERIMENTALE DE L'INTERACTION LASER - LIT DE POUDRE - BAIN LIQUIDE

RESUME :

Le procédé de fusion sélective « lit de poudre » (SLM) permet d'élaborer des pièces métalliques bonne matière (denses) directement à partir de la fusion de couches de poudres successives. De nombreux problèmes techniques doivent encore être surmontés pour faire du SLM un processus de fabrication entièrement viable. C'est le cas de l'état de surface et de l'apparition systématique de porosités, qui nécessitent des étapes de post-traitements. Jusqu'à présent, l'origine de la porosité reste incertaine mais est supposée être liée à la stabilité du procédé. Cette thèse propose une étude originale de l'interaction laser-poudre-bain liquide sur 316L et sur deux alliages d'aluminium (5086 et 4047) avant d'étudier les conditions de densification de la matière. Le travail de cette thèse s'articule en deux parties. Dans la première partie, une étude expérimentale de l'interaction laser-matière a été effectuée sur un banc instrumenté à partir d'imagerie par caméra rapide (>10 000 images /s). Les conditions de formation des éjections métalliques, de dénudation en poudre, l'hydrodynamique des zones fondues (dont le humping) ont été caractérisées et quantifiées. Tous ces phénomènes sont liés aux fortes densités de puissance utilisées en SLM, qui favorisent le régime de keyhole et la vaporisation. La deuxième partie de ce travail de thèse a consisté à évaluer l'origine et le taux de porosités sur une machine SLM. Une formulation analytique de la densification, dépendante d'un paramètre énergétique VED, a été validée par une étude expérimentale de l'évolution du taux de porosité, quelle que soit l'épaisseur de poudre. Un premier lien a été réalisé entre les dimensions des cordons de fusion et les conditions de densification. Enfin, une forte interaction (diffusion de Rayleigh ou absorption) a été observée entre le faisceau laser incident et les nanoparticules contenues dans la colonne de vapeur métallique, à l'origine de la dispersion importante des profondeurs de fusion.

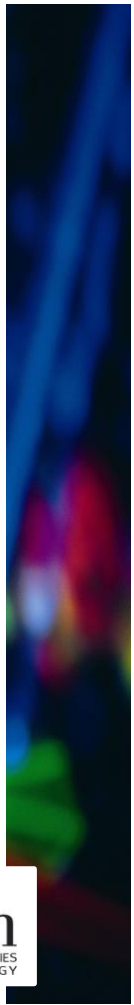
Mots clés : Fabrication additive, fusion, poudre, laser, porosité, acier inoxydable, aluminium, humping, keyhole.

STUDY OF THE POROSITY FORMATION BY THE ADDITIVE MANUFACTURING (LBM). EXPERIMENTAL ANALYSIS OF LASER - POWDER BED - MELT POOL INTERACTION

ABSTRACT :

The selective laser melting (SLM) process allows to produce dense metal parts directly from the melting of successive powder layers. However, many technical issues are still to overcome for making SLM a fully viable manufacturing process. This is the case of surface finishing and the systematic occurrence of porosities, which require post machining steps. Up till now, the origin of porosities remains unclear but is expected to be related to the stability of the process. This thesis proposes an original study of the laser-powder-melt pool interaction on 316 L and on two aluminum alloys (5086 and 4047) before studying the material's densification conditions. The work is structured in two parts. In the first part, an experimental study of the laser-matter interaction has been carried out on an instrumented SLM setup equipped with a fast camera (>10 000 images /s). The conditions of formation of metal ejections, denudation and hydrodynamics of melt pool (including humping) have been characterized and quantified. All these phenomena are related to the high power densities used in SLM, which favor keyhole regime and vaporization. The aim of the second part of this work was to characterize the origin and the porosity fraction on an SLM machine. A first correlation has been made between the dimensions of the fusion beads and the densification conditions. A strong interaction (Rayleigh scattering or absorption) has been observed between the incident laser beam and the nanoparticles contained in the metal vapor column: this interaction is responsible for the significant dispersion of melting depths.

Keywords : Additive manufacturing, fusion, powder, laser, porosity, stainless steel, aluminum, humping, keyhole.



ARTS ET MÉTIERS ParisTech

ParisTech INSTITUT DES SCIENCES ET TECHNOLOGIES PARIS INSTITUTE OF TECHNOLOGY