



HAL
open science

Corrélation des flux d'éjectas avec l'hydrodynamique du bain liquide en fabrication additive L-PBF pour alliages d'aluminium
Gwenaëlle Chebil

► **To cite this version:**

Gwenaëlle Chebil. Corrélation des flux d'éjectas avec l'hydrodynamique du bain liquide en fabrication additive L-PBF pour alliages d'aluminium. Matériaux. HESAM Université, 2023. Français. ⟨NNT: 2023HESAE003⟩. ⟨tel-04072938⟩

HAL Id: tel-04072938

<https://pastel.hal.science/tel-04072938v1>

Submitted on 18 Apr 2023

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire HAL, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.



HAL Authorization

ÉCOLE DOCTORALE SCIENCES ET MÉTIERS DE L'INGÉNIEUR
Laboratoire PIMM - Campus de Paris

THÈSE

présentée par : **Gwenaëlle CHEBIL**

soutenue le 24 février 2023

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

préparée à : **École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers**

spécialité : **Matériaux**

**Corrélation des flux d'éjectas avec
l'hydrodynamique du bain liquide en fabrication
additive L-PBF pour alliages d'aluminium**

Thèse dirigée par :

M. Matthieu SCHNEIDER

Et co-encadrée par :

Mme. Cécile DAVOINE, Mme. Véronique FAVIER

Jury

Mme Sophie COSTIL

M. Pascal AUBRY

M. Guilhem MARTIN

M. Patrice PEYRE

M. Marc THOMAS

Mme Cécile DAVOINE

Mme Véronique FAVIER

M. Matthieu SCHNEIDER

M. Béchir CHEHAB

M. Matthieu PACHOUTINSKY

Professeure des universités, UTBM/ICB/PMDM/LERMPS

Directeur de recherche, CEA-Université Paris Saclay

Maître de conférences, SIMaP/GMP2

Directeur de recherche, CNRS/PIMM

Directeur de recherche, DMAS-ONERA

Chargée de recherche, DMAS-ONERA

Professeure des universités, Arts et Métiers/PIMM

Maître de conférences, Arts et Métiers/PIMM

Ingénieur de recherche, Constellium

Ingénieur, Dassault Aviation

Présidente

Rapporteur

Rapporteur

Examinateur

Examinateur

Examinatrice

Examinatrice

Examinateur

Invité

Invité

Remerciements

Je tiens tout d'abord à remercier les membres du jury d'avoir accepté d'évaluer mes travaux de thèse : Sophie Costil, Pascal Aubry, Guilhem Martin, Patrice Peyre, Béchir Chehab et Matthieu Pachoutinsky. Vos remarques pertinentes et la complémentarité de vos points de vue ont donné lieu à un échange scientifique que j'ai beaucoup apprécié.

J'adresse ensuite mes remerciements à l'équipe encadrante de cette thèse : Matthieu Schneider qui a dirigé ces travaux et dont j'ai apprécié la disponibilité et les conseils en fin de thèse ; Cécile Davoine et Véronique Favier qui ont co-encadré ces travaux en me faisant confiance et en m'accordant une grande autonomie. Je pense également à Marc Thomas, qui a suivi mon avancement avec beaucoup d'attention et que je remercie pour les conversations très enrichissantes que nous avons eues sur la fabrication additive.

Au PIMM, merci à tous les membres de l'équipe LASER. Je pense en particulier à Pierre Lapouge et Frédéric Coste pour m'avoir formée sur la plateforme L-PBF, à Corinne Dupuy pour son aide avec la SLM125, mais aussi à Cyril Gorny pour m'avoir ouvert les portes du DED. J'ai également une pensée pour Thierry Malot, Imade Koutiri, Patrice Peyre, Morgan Dal, Laurent Berthe et Yann Rouchausse, qui participent à la bonne humeur du labo !

À l'ONERA, merci à toute l'unité SIAM mais aussi aux membres d'EPIC et de MS² qui m'ont aidée pendant ces trois ans. Je pense en particulier à Yves Renollet pour s'être impliqué tout au long de la thèse dans la problématique de comptage, ainsi qu'à Dimitri Bettebghor pour m'avoir introduit à l'intelligence artificielle. Merci aussi à Catherine Rio pour sa disponibilité au MEB, mais aussi à Agnès Bachelier-Locq et Théo Guerin pour leur aide et divers conseils dans la préparation de mes (nombreux) échantillons. J'ai également une pensée pour Didier Locq, Louise Toualbi, Matthieu Degeiter, Sébastien Mercier, Etienne Rimpot et Thomas Gheno, avec qui les pauses café n'étaient jamais de tout repos !

Je souhaite également remercier les étudiants qui ont eu l'occasion de contribuer à ces travaux à travers leurs stages : Jordan Ngucho pour son apport significatif au système SP(AM)² ; Maxence Pepin pour son aide à l'analyse des éjectas ; Adrien Garcette et Doriane Ferrandez pour leur contribution à l'analyse des échantillons.

Enfin, merci à tous les doctorants (et post-doctorants) à l'ONERA comme au PIMM, avec qui j'ai pu partager ces années : Socona Traore, Yaasin Mayi, Thomas Vaubois, Antoine Lacour, Louise Sevin, Guillaume Nordet, Dimitri Goutaudier, Mohammad Ayad, Luis Eon, Marine Scius Bertrand, Selen Unaldi, Maxime Guerbois, Lucas Lapostolle, Romain Delannoy, Jason Guy, Lucas Fournet-Fayard, Thibaut Froeliger, Camille Salsi, Julien Daligault, Julien Rodrigues Da Silva, Xavier Majnoni D'Intignano, Thibaut Armani et Baptiste Egreteau. Je souhaite aux nouveaux d'en profiter tout autant : Pierre Hebrard, Ines Sma, Samy Touzouirt, Sabrina Ghanes, Pauline Stricot, Lucille Bornowsky et Florian Girault.

Je terminerai, bien sûr, par remercier Hugo, partenaire et soutien de longue date, et par avoir une pensée pour Phasme, qui fête à 40 mois sa première thèse.

Résumé

La fabrication additive sur lit de poudre (L-PBF) de l'aluminium présente un intérêt majeur pour des pièces à forte valeur ajoutée. Néanmoins, certaines limites inhérentes à ce matériau, ainsi qu'un manque de connaissance des phénomènes physiques mis en jeu au cours du procédé, ralentissent son industrialisation à grande échelle. En particulier, des éjections de métal issues de l'interaction laser-matière pouvant atteindre des rayons cinq fois supérieurs à ceux de la poudre initiale, contaminent le lit de poudre et génèrent des défauts. L'objectif de cette thèse est d'améliorer la compréhension et la maîtrise du procédé L-PBF pour les alliages d'aluminium, en corrélant deux observables : les éjectas et les comportements hydrodynamiques du bain liquide. Deux alliages de fonderie largement répandus en L-PBF sont étudiés (AlSi7Mg et AlSi10Mg), ainsi que deux alliages développés par Constellium et spécifiquement conçus pour la fabrication additive (Aheadd®HT1 et Aheadd®CP1). L'originalité de ces travaux repose sur la mise en place d'une méthode numérique automatisée utilisant des outils d'apprentissage profond issus de l'intelligence artificielle, qui ont montré des performances supérieures aux méthodes d'analyse d'image traditionnelles. Elle permet d'étudier les éjectas à partir d'observations *in situ* de l'interaction laser-matière sur un banc laser instrumenté. L'adaptabilité du banc laser permet de travailler avec des puissances et des diamètres de faisceau supérieurs à ceux habituellement présentés dans la littérature, permettant ainsi d'explorer un domaine plus étendu que celui des machines de fabrication courantes. Grâce à cette méthode innovante et au traitement statistique des données résultantes, le flux de particules éjectées est étudié à la fois qualitativement et quantitativement. Ces données sont mises en parallèle avec les comportements hydrodynamiques du bain liquide, observés *in situ* mais également à travers l'analyse des échantillons en coupe. Des différences apparaissent clairement suivant la paramétrie laser appliquée, et sont liées à la morphologie du bain (profondeur, orientation du front avant) qui conditionne l'orientation de la plume de vapeur. De même, les alliages présentent des comportements distincts vis-à-vis des éjectas, avec notamment un flux de particule 30% plus important pour l'AlSi7Mg par rapport à l'AlSi10Mg. L'étude de ces observables de l'interaction laser-matière s'avère donc prometteuse pour améliorer les méthodes de contrôle *in situ* et *in operando* ainsi que les stratégies de protection gazeuse en L-PBF, tout en identifiant des plages de paramètres adaptées afin, à terme, de prédire et limiter certains défauts.

Mots-clés : fabrication additive, interaction laser-matière, éjectas, hydrodynamique, aluminium, détection d'objet, intelligence artificielle.

Abstract

Laser-Powder Bed Fusion (L-PBF) additive manufacturing of aluminum alloys is very promising for state-of-the-art components. However, it is still difficult to apply widely in industry because of some limits inherent to aluminum, as well as a lack of knowledge of the physic phenomena involved during the process. In particular, metal spatters ejected from the laser-matter interaction pollute the surrounding powder bed, which can result in defects due to their size (up to five times the radius of the feedstock powder). The aim of this work is to improve the understanding and the control of L-PBF process for different aluminum alloys, by correlating two observables : the metal spatters and the hydrodynamics of the melt pool. Two cast alloys frequently used in L-PBF (AlSi7Mg and AlSi10Mg) as well as two alloys designed by Constellium and dedicated to additive manufacturing (Aheadd®HT1 et Aheadd®CP1) are studied. The originality of this work relies on the development of an automated method using artificial intelligence and deep learning, which demonstrates higher performance than traditional computer vision methods. It enables the analysis of spatters from *in situ* observations of the laser matter interaction, captured on a dedicated open L-PBF cell. This setup gives the opportunity to work at higher power and larger beam diameter compared to those usually approached in the literature. It thus goes beyond the field of common industrial machine. With this innovative method, the spatter ejections are investigated in quantitative and qualitative ways. These data are correlated to the hydrodynamic regimes observed *in situ* in the meltpool and through metallographic analysis of the final samples. Disparities arise between the parameters applied and are related to the depth and to the front orientation of the meltpool, which affect the ejection of the vapor plume. Also, AlSi7Mg exhibits 30% more spatter than AlSi10Mg and aluminum alloys designed for additive manufacturing clearly present a different behavior than cast aluminum alloys. This work paves the way for better *in situ* and *in operando* control methods in L-PBF and better cross jet strategies, while identifying appropriate parameters, in order to predict and limit certain defects.

Keywords : additive manufacturing, laser-matter interaction, spatters, hydrodynamic, aluminum, object detection, artificial intelligence.

Table des matières

Remerciements	iii
Résumé	v
Abstract	vii
Table des matières	xii
Liste des figures	xxviii
Liste des tableaux	xxx
Liste des symboles	xxxii
Introduction	1
I Étude bibliographique : la fabrication additive L-PBF des alliages d'aluminium	3
I.1 La fabrication additive	5
I.1.1 Principe de base de la fabrication additive	5
I.1.2 Le marché de la fabrication additive	6
I.1.3 La fabrication additive métallique	7
I.1.3.1 Les principaux procédés	7
I.1.3.2 Le procédé <i>Laser-Powder Bed Fusion</i>	9
I.2 Physique de l'interaction laser-matière en L-PBF	10
I.2.1 Les différents régimes de fusion	10
I.2.1.1 Le régime de conduction	12
I.2.1.2 Le régime de capillaire	13
I.2.1.3 Généralités	13
I.2.2 Les instabilités liées à la dynamique du bain liquide	15
I.2.2.1 L'instabilité de <i>balling</i>	15
I.2.2.2 L'instabilité de <i>humping</i>	16
I.2.3 Les éjectas	17
I.2.3.1 Origines des éjectas	18
I.2.3.2 Impact des éjectas sur le procédé	23

TABLE DES MATIÈRES

I.2.3.3	Effet des paramètres laser sur les éjectas	29
I.2.3.4	Effet de l’atmosphère de fabrication sur les éjectas	33
I.2.3.5	Méthode d’observation et d’analyse des éjectas	35
I.3	Les alliages d’aluminium	42
I.3.1	Métallurgie des alliages d’aluminium	43
I.3.2	La fabrication additive des alliages d’aluminium	44
I.3.3	Les alliages d’aluminium de fonderie	46
I.3.4	Les alliages d’aluminium pour la fabrication additive	48
I.4	Conclusion du chapitre	50
II	Présentation des matériaux et de l’environnement expérimental	53
II.1	Généralités sur les matériaux d’étude	55
II.1.1	Alliages d’aluminium de fonderie	55
II.1.2	Alliages d’aluminium dédiés à la fabrication additive	57
II.1.2.1	CP1	57
II.1.2.2	HT1	59
II.2	Caractérisation des matériaux d’étude	60
II.2.1	Analyse chimique	60
II.2.2	Caractérisation des poudres	61
II.2.3	Mesures des propriétés physiques	64
II.2.3.1	Analyse thermique	64
II.2.3.2	Mesures d’absorptivité	65
II.2.3.3	Mesures de diffusivité	68
II.3	Matériel expérimental	69
II.3.1	Banc laser instrumenté	70
II.3.1.1	Description de l’équipement	70
II.3.1.2	Préparation des échantillons	72
II.3.2	Machine L-PBF commerciale	74
II.3.3	Méthode expérimentale	75
II.4	Méthodes d’analyse des échantillons	76
II.4.1	Évaluation des domaines de stabilité	76
II.4.2	Mesure des dimensions de cordons	78
II.4.3	Évaluation de la porosité des pièces 3D	78
II.5	Conclusion du chapitre	79
III	Développement d’une méthode d’analyse d’image pour l’étude des éjections de matière	81
III.1	Description des images	83
III.2	Choix du modèle de détection	85
III.2.1	Critères de performance de détection	86
III.2.2	Méthodes traditionnelles	89
III.2.2.1	Méthode globale (Otsu)	89
III.2.2.2	Méthode locale (MSER)	92

TABLE DES MATIÈRES

III.2.3 Intelligence artificielle et <i>Deep Learning</i>	94
III.2.3.1 Choix de l'algorithme	96
III.2.3.2 Création de la base de données	97
III.2.3.3 Apprentissage	98
III.2.3.4 Validation du modèle	98
III.3 Méthode de suivi des particules	101
III.4 Conclusion du chapitre et discussion	106
IV Analyse de la dynamique d'éjection de matière en L-PBF	109
IV.1 Étude préliminaire dans un domaine stable	111
IV.1.1 Influence du taux d'oxygène dans l'atmosphère	111
IV.1.2 Influence de la puissance laser	114
IV.1.3 Différences de comportement entre matériaux	116
IV.1.4 Collecte et analyse des éjectas	122
IV.2 Étude étendue	125
IV.2.1 Identification des régimes en L-PBF	126
IV.2.1.1 Caractérisation morphologique des cordons	126
IV.2.1.2 Étude des cartographies en monocordons (1D)	129
IV.2.1.3 Étude des cartographies en multicordons (2D)	134
IV.2.2 Quantification du flux d'éjectas en monocordon (1D)	135
IV.2.2.1 Effet de la puissance laser	139
IV.2.2.2 Effet de la vitesse de scan	141
IV.2.2.3 Effet du diamètre de faisceau laser	142
IV.2.2.4 Effet de l'épaisseur de couche de poudre	143
IV.2.3 Analyse des trajectoires d'éjection	145
IV.2.3.1 Évaluation de la hauteur atteinte par les éjectas	146
IV.2.3.2 Évaluation de la distance parcourue par les éjectas	150
IV.2.4 Quantification du flux d'éjectas en multicordons (2D)	154
IV.3 Corrélation avec les pièces 3D	158
IV.3.1 Évaluation de la porosité	159
IV.3.2 Corrélation avec les cartographies du procédé	161
IV.3.3 Mesure des dimensions des cordons sur les échantillons	162
IV.3.4 Lien avec les éjections de matière	164
IV.4 Conclusion du chapitre et discussion	165
Conclusions	171
Bibliographie	175
Annexes	A
A Compléments du Chapitre II	B
A.1 Protocole de préparation métallographique	B

TABLE DES MATIÈRES

	A.1.1	Enrobage et polissage	B
	A.1.2	Attaque chimique	B
	A.2	Évaluation du taux de porosité des pièces 3D	B
B		Compléments du Chapitre III	C
	B.1	Influence des paramètres de détection de la méthode MSER	C
C		Compléments du Chapitre IV	E
	C.1	Cartographies des régimes de stabilité 1D en fonction de l'intensité . . .	E

Publications et conférences

Table des figures

1	Illustration du procédé L-PBF par les éjections de matière incandescentes (source : AFH).	1
I.1	Principe de la fabrication additive (impression 3D) : (a) Conception numérique ; (b) Découpe virtuelle des couches ; (c) Impression des couches.	5
I.2	Première pièce en aluminium fabriquée par FA et qualifiée pour le spatial d’Airbus Defence and Space UK, conçue par optimisation topologique (PIPAME, 2017).	6
I.3	Les principales techniques d’atomisation : (a),(b) le métal solide est fondu puis éjecté par une buse. À la sortie de la buse, du gaz (a) ou de l’eau (b) sont utilisés pour refroidir les gouttelettes et former les poudres ; (c),(d) le métal sous forme de barre est frappé par un arc plasma. Ce dernier fond l’extrémité de la barre pour expulser des gouttelettes qui formeront les poudres. La barre est en rotation à grande vitesse (PREP) dans le cas (d) (MOGHIMIAN et al., 2021).	7
I.4	Schéma de principe du procédé L-PBF. Sont présentés : la tête scanner équipée de miroir, le système d’étalement de poudre, le plateau qui descend grâce au piston (LOUVIS et al., 2011).	9
I.5	Densité d’énergie volumique définie en fonction des paramètres de fabrication en L-PBF (CETIM, 2019).	11
I.6	Représentation des effets de Marangoni en fonction du gradient de tension de surface d’après MILLS et al., 1998 (a) mouvements centrifuges entraînant un cordon large et peu pénétrant ; (b) mouvements centripètes entraînant un cordon plus profond et étroit.	12
I.7	Les étapes de formation du capillaire de vapeur d’après GUNENTHIRAM et al., 2017.	13
I.8	Schéma de la géométrie du <i>keyhole</i> en fonction de la vitesse de déplacement du laser (de gauche à droite) (a) faible vitesse : $1 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$; (b) forte vitesse : $5 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$; (c) Angles d’inclinaison mesurés du front avant du <i>keyhole</i> (“Direct” en rouge) et de la plume de vapeur (“Indirect” en bleu) en fonction de la vitesse de déplacement du laser, pour une puissance appliquée de 3 kW (FABBRO et al., 2006).	14

TABLE DES FIGURES

I.9 Cordons d'AlSi10Mg réalisés dans les conditions suivantes : $d=80\ \mu\text{m}$, $V=300\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $e=60\ \mu\text{m}$, vus en coupe (a) $P=400\ \text{W}$: régime conductif avec $\text{RA}_L < 1$; (b) $P=1000\ \text{W}$: régime de capillaire avec $\text{RA}_L > 1$. La profondeur est indiquée en jaune. 14

I.10 Simulation de KHAIRALLAH et al., 2016 illustrant les trois régions du bain, réalisée dans les conditions suivantes : $d=54\ \mu\text{m}$, $P=200\ \text{W}$, $V=1500\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $e=30\ \mu\text{m}$. Le laser se déplace de gauche à droite. La couleur bleue ($V_x < 0$) illustre les mouvements du bain liquide principalement vers l'arrière dans les zones de dépression et de transition. Les mouvements vers l'avant (couleur rouge, $V_x > 0$) sont négligeables. 15

I.11 Phénomène de *balling* avec sphéroïdisation du métal liquide d'AlSi10Mg, observé sur le banc instrumenté du PIMM dans les conditions suivantes : $d=200\ \mu\text{m}$, $P=400\ \text{W}$, $V=1500\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $e=60\ \mu\text{m}$ 16

I.12 Phénomène de *humping* avec observation de bosses (flèches jaunes) et de creux (flèches bleues) d'AlSi10Mg, observé sur le banc instrumenté du PIMM dans les conditions suivantes : $d=150\ \mu\text{m}$, $P=1600\ \text{W}$, $V=1500\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $e=120\ \mu\text{m}$. 17

I.13 Exemple d'éjectas en L-PBF observés sur banc instrumenté au PIMM. 18

I.14 Nombre de publications scientifiques à propos du phénomène d'éjectas en L-PBF depuis 2015 (d'après les recherches de Z. LI et al., 2022 sur *Web of Science* avec les mots clés "*spatter*" associés à "*laser-powder bed fusion*" ou "*selective laser melting*"). 18

I.15 Les différents types d'éjectas issus du bain liquide décrits par D. WANG et al., 2017 : I. Particule sphérique issue du jet de métal liquide à forte composante verticale ; II. Particule quasi sphérique présentant des satellites, issue du jet de métal liquide vers l'arrière du bain ; III. Particule agglomérée très irrégulière, issue d'une déferlante de liquide à l'avant du bain. 19

I.16 Les différents types d'éjectas issus d'un entraînement de poudre décrits par LY et al., 2017 : (1) Particule entraînée directement au sein du bain liquide ; (2) Particule "froide" entraînée loin de l'interaction laser-matière ; (3) Particule entraînée proche de l'interaction laser-matière, qui devient "chaude" au contact de la plume de vapeur ou du laser. 20

I.17 Phénomène d'entraînement de particule à l'origine de la dénudation, décrit par MATTHEWS et al., 2016. (a) cas des fortes pressions qui créent un flux de gaz ambiant ; (b) cas des faibles pressions où l'effet du gaz environnant est négligeable. 21

I.18 Simulation KHAIRALLAH et al., 2016 illustrant les effets de capillarité en partie à l'origine du phénomène de dénudation, réalisée dans les conditions suivantes : $d=54\ \mu\text{m}$, $P=200\ \text{W}$, $V=1500\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $e=30\ \mu\text{m}$ 21

TABLE DES FIGURES

I.19	Les différents types d'éjectas décrits par YOUNG et al., 2020 : (a) particules de poudre entraînées à l'état solide ; (b) particule issue d'un jet de métal liquide ; (c) agglomérats générés soit par collision de deux gouttelettes liquides (A) soit par une déferlante de liquide sur la poudre à l'avant du bain (C) ; (d) particules entraînées vers la zone d'interaction laser-matière par le flux de gaz ambiant induit ; (e) particule issue d'une instabilité du bain liquide au passage du laser sur un défaut.	22
I.20	Éjectas d'AlSi10Mg observés par LUTTER-GÜNTHER et al., 2018 : (1) particule de poudre entraînée par le flux de gaz ; (2) particule sphérique issue d'un jet de métal liquide ; (3) agglomérat issu de la collision de particules chaudes ou de la chute d'une goutte liquide sur le lit de poudre.	24
I.21	Défauts générés en fonction de la taille des éjectas : éjecta (A) petite particule recouverte de poudre à la couche suivante et refondue, pouvant générer une inclusion d'oxyde ; éjecta (B) grosse particule entravant l'étalement de la couche suivante et ne pouvant pas être refondue, générant des porosités et des inclusions (Y. LIU et al., 2015).	24
I.22	Défauts issus des éjectas observés par GONG et al., 2015 sur des éprouvettes de TA6V fabriquées par L-PBF : (a) particules de poudre non fondues observées sur le faciès de rupture ductile d'une éprouvette de traction ; (b) particule de poudre non fondue à l'origine de l'initiation de la fissure en surface, observée sur le faciès de rupture d'une éprouvette de fatigue.	25
I.23	Observation des éjectas de 316L au cours du temps par Y. LIU et al., 2015, avec une densité d'énergie de $1.04 \times 10^6 \text{ W.cm}^{-3}$	26
I.24	Phénomène de dénudation visible sur un cordon d'AlSi10Mg réalisé sur banc instrumenté dans les conditions suivantes : $d=150 \mu\text{m}$, $P=1400 \text{ W}$, $V=500 \text{ mm.s}^{-1}$, $e=120 \mu\text{m}$	26
I.25	Schéma décrivant l'irrégularité de taille de cordons successifs, due au phénomène de dénudation (YADROITSEV & SMUROV, 2011).	27
I.26	Granulométrie des poudres d'AlSi10Mg (a) avant fabrication ; (b) après fabrication (TAHERI et al., 2018).	27
I.27	(a), (b) Défauts observés au MEB par D. WANG et al., 2017 en surface des pièces fabriquées avec des poudres recyclées (6 cycles) de CoCr.	28
I.28	Effet du recyclage de la poudre sur les propriétés en traction d'alliage CoCr fabriqué par L-PBF. La courbe I correspond au premier cycle d'utilisation de la poudre (poudre vierge) tandis que la courbe VI correspond au sixième cycle de la poudre (D. WANG et al., 2020).	28
I.29	Influence de la puissance et de la vitesse du laser sur la génération de gros éjectas ($>70 \mu\text{m}$ de diamètre) de 316L. Le nombre augmente avec l'énergie apportée, en dehors du phénomène de <i>balling</i> (GUNENTHIRAM et al., 2018). . .	29

TABLE DES FIGURES

I.30	Cartographies d'apparition des éjectas d'AlSi10Mg par type, en fonction de la puissance et de la vitesse de scan du laser, d'après YOUNG et al., 2020 : (a) particules de poudre entraînées à l'état solide; (b) particules issues d'un jet de métal liquide; (c) agglomérats générés soit par collision de deux gouttelettes liquides soit par une déferlante de liquide sur la poudre à l'avant du bain; (d) particules entraînées vers la zone d'interaction laser-matière par le flux de gaz ambiant induit.	30
I.31	Observation d'un jet de métal liquide à $t=150 \mu\text{s}$, qui est ensuite réabsorbé dans le bain à $t=350 \mu\text{s}$ dans le cas de l'Inconel 718 au cours du procédé L-PBF dans les conditions suivantes : $d=159 \mu\text{m}$, $P=750 \text{ W}$, $V=1000 \text{ mm.s}^{-1}$, $e=40 \mu\text{m}$ (YIN et al., 2019).	31
I.32	Variation recommandée de la puissance au cours du temps afin d'éviter l'augmentation du nombre d'éjectas en début et fin de cordon, établie par simulation sur acier 316L à l'aide d'un critère de stabilité du bain KHAIRALLAH et al., 2020.	32
I.33	Représentation de la vitesse moyenne et de l'angle d'éjection moyen des particules pour différentes puissances laser dans le cas de l'Inconel 718 YIN et al., 2019.	32
I.34	Simulations de LY et al., 2017 indiquant par une flèche la direction de la plume de vapeur par rapport au front avant du bain (le laser se déplaçant de gauche à droite).	33
I.35	Schéma de GUO et al., 2018 illustrant l'effet de la pression sur la dynamique des éjectas en fonction du temps. θ_i représente l'angle de divergence de la plume de vapeur, qui augmente lorsque la pression diminue. Les flèches rouges représentent l'effet de la pression de vapeur. Les flèches noires représentent l'effet du flux de gaz environnant. Leur taille est proportionnelle à la pression relative exercée. Les flèches vertes représentent les mouvements des particules de poudre.	34
I.36	Observations par YOU et al., 2014 de la plume et des éjectas au cours du soudage d'acier austénitique (a) acquisition caméra dans le visible (320-750 nm) à 90° ; (b) acquisition caméra dans le proche IR (960-990 nm) à 45°	35
I.37	Instrumentation d'une machine Renishaw AM250 par REPOSSINI et al., 2017.	36
I.38	Exemples de visualisation des éjectas par instrumentation de machine commerciale sans éclairage : (a) TAHERI et al., 2018; (b) Y. LIU et al., 2015; (c) YANG et al., 2020; (d) TAN et al., 2020.	37
I.39	Montage d'observation par stéréovision de BARRETT et al., 2019 instrumenté sur une machine EOS M290 : (a) schéma du dispositif à deux caméras; (b) système de calibration des caméras; (c) visualisation des éjectas.	37
I.40	Exemples de visualisation des éjectas par instrumentation d'un banc laser dédié sans éclairage : (a) LY et al., 2017; (b) Y. ZHANG et al., 2019.	38

TABLE DES FIGURES

I.41	Montage d'observation par stéréovision de ESCHNER et al., 2019 instrumenté sur un banc dédié : (a) schéma du dispositif à deux caméras et visualisation des éjectas : (b) sans éclairage; (c) avec éclairage.	38
I.42	Résultats de la méthode de seuillage appliquée par TAHERI et al., 2018 pour détecter les éjectas : (a) image brute; (b) image segmentée.	39
I.43	Résultats de la méthode de segmentation par deep learning de TAN et al., 2020 : (a) image brute; (b) image segmentée; (c) résultat final d'extraction des éjectas; (d) contours des éjectas extraits superposés à l'image brute.	40
I.44	Montage d'observation des éjectas par YIN et al., 2019 sur un banc instrumenté dédié : (a) schéma du dispositif; (b) visualisation des éjectas.	40
I.45	Montage d'observation par rayons X des éjectas par GUO et al., 2018; YOUNG et al., 2020 : (a) schéma du dispositif; (b) visualisation des éjectas.	41
I.46	Observations du flux de gaz et des éjectas de 316L par strioscopie (BIDARE et al., 2018a). Le laser se déplace de gauche à droite.	41
I.47	Formation de films d'oxyde au bord du bain liquide, générant des défauts (LOUVIS et al., 2011).	45
I.48	Exemple de porosités sur un échantillon d'AlSi10Mg fabriqué par L-PBF. Les imperfections décrivent des porosités irrégulières issues d'un manque de fusion. Les porosités sphériques sont elles liées à la présence de gaz (WEINGARTEN et al., 2015).	46
I.49	Diagramme de phase aluminium-silicium.	47
I.50	(a) Courbes de solidification des alliages Al7075 et AlSi10Mg; (b) Représentation des étapes de solidification : (i) exemple de l'Al7075 avec un large intervalle de solidification, induisant d'importantes régions interdendritiques sensibles aux contractions du liquide; (ii) exemple de l'AlSi10Mg avec un faible intervalle de solidification, induisant de petites régions interdendritiques qui peuvent être facilement comblées (MARTIN et al., 2017).	47
II.1	Microstructure de l'alliage AlSi10 fabriqué par L-PBF (machine Trumpf Trumaform Lf250) dans les conditions suivantes : $d=230 \mu\text{m}$, $P=325 \text{ W}$, $V=300 \text{ mm.s}^{-1}$, $e=50 \mu\text{m}$, $h=150 \mu\text{m}$ (X. LIU et al., 2019).	55
II.2	Schéma illustrant la formation des trois zones de microstructure distinctes de l'alliage AlSi10 fabriqué par L-PBF (machine Trumpf Trumaform Lf250) dans les conditions suivantes : $d=230 \mu\text{m}$, $P=325 \text{ W}$, $V=300 \text{ mm.s}^{-1}$, $e=50 \mu\text{m}$, $h=150 \mu\text{m}$ (X. LIU et al., 2019). T_L et T_S sont respectivement les températures de liquidus et solidus.	56
II.3	Comparaison des propriétés en traction d'éprouvettes d'AlSi10 produites par L-PBF dans les conditions suivantes : $d=100 \mu\text{m}$, $P=370 \text{ W}$, $V=1300 \text{ mm.s}^{-1}$, $e=30 \mu\text{m}$. Les trois courbes présentent les résultats pour deux températures de chauffage du plateau (35°C et 200°C) et un traitement thermique <i>Friction Stir Process</i> (FSP) (ZHAO et al., 2020).	56

TABLE DES FIGURES

II.4	Microstructure de l'alliage CP1 fabriqué par L-PBF (machine EOS M290) dans les conditions suivantes : $d=100\ \mu\text{m}$, $P=370\ \text{W}$, $V=1400\ \text{mm.s}^{-1}$, $e=60\ \mu\text{m}$, $h=130\ \mu\text{m}$. (a) après le traitement de détensionnement ; (b) après le traitement de vieillissement (PAUZON et al., 2022).	58
II.5	Propriétés de l'alliage CP1 issu de fabrication additive L-PBF en fonction des traitements thermiques appliqués (a) courbe de contrainte - déformation technique ; (b) diagramme d'Ashby représentant la limite élastique et la conductivité thermique (PAUZON et al., 2022).	58
II.6	Microstructure de l'alliage HT1 fabriqué par L-PBF (machine EOS M290) dans les conditions suivantes : $d=80\ \mu\text{m}$, $P=370\ \text{W}$, $V=1613\ \text{mm.s}^{-1}$, $e=60\ \mu\text{m}$, $h=143\ \mu\text{m}$. (a) orientation EBSD des grains au sein des cordons ; (b-c) vues EBSD élargies des dendrites sur la zone grossière - équiaxe (CEZ) et la zone colonnaire (CZ) ; (f-g-h) vues au MEB des trois différentes microstructures observées à l'état brut de fabrication : zone de grains fins équiaxes (FEZ), zone colonnaire (CZ) et zone grossière - équiaxe (CEZ) (BUTTARD et al., 2021).	59
II.7	Courbe de contrainte - déformation de l'alliage HT1 issu de fabrication additive L-PBF après traitement de détensionnement (BUTTARD et al., 2021).	60
II.8	Vue au MEB des poudres atomisées au gaz (a) AlSi7 ; (b) AlSi10.	61
II.9	Vue au MEB des poudres atomisées au gaz (a) CP1 ; (b) HT1.	62
II.10	Vue en coupe au microscope optique des poudres atomisées au gaz (a) AlSi7 ; (b) AlSi10 ; (c) CP1 ; (d) HT1.	62
II.11	Distribution logarithmique en volume de la granulométrie des poudres d'AlSi7, AlSi10, CP1 et HT1.	63
II.12	Répartition granulométrique des poudres (CETIM, 2019).	63
II.13	Courbe d'analyse thermique différentielle de l'AlSi7 (a) cycle de chauffe ; (b) cycle de refroidissement.	65
II.14	Taux d'absorption du laser vert (515 nm) et du laser standard (1064 nm) par différents métaux (source : KEYENCE).	66
II.15	Schéma du dispositif de sphère intégrante (NORDET et al., 2022).	67
II.16	Courbes de réflectivité de différents métaux à différentes puissances, mesurées par méthode de sphère intégrante.	67
II.17	Schéma de principe de la méthode flash pour mesurer la diffusivité.	69
II.18	Courbes de diffusivité des différents alliages d'aluminium coulés en fonction de la température, établies par méthode flash.	69
II.19	Schéma de principe du banc laser instrumenté, équipé d'un laser fixe et d'une table mobile. Deux caméras sont disposées pour observer l'interaction laser-matière à 90° et en vision coaxiale.	70
II.20	Banc laser instrumenté, équipé des deux caméras et des systèmes d'éclairage laser CAVILUX afin d'observer l'interaction laser-matière.	70

TABLE DES FIGURES

II.21 Exemple d'acquisition (a) en champ latéral; (b) en champ coaxial dans les conditions suivantes : $d=150\ \mu\text{m}$, $P=3000\ \text{W}$, $V=500\ \text{mm.s}^{-1}$, $e=60\ \mu\text{m}$. Les flèches jaunes pointent un exemple d'éjecta poudre. Les flèches bleues pointent une goutte de métal liquide de $400\ \mu\text{m}$ de diamètre. Le bain liquide est en surbrillance.	71
II.22 Les deux types de distribution énergétique du laser, obtenues grâce à un analyseur de faisceau : (a) monomode ou gaussien; (b) multimode ou <i>top hat</i>	72
II.23 Comparaison de l'aspect des cordons en fonction de la puissance pour différentes poudres (P) et différents substrats (S) dans les conditions suivantes : $d=150\ \mu\text{m}$, $V=500\ \text{mm.s}^{-1}$, $e=60\ \mu\text{m}$	73
II.24 Observations au microscope optique de l'aspect des cordons (a) d'AlSi10; (b) de CP1, réalisés avec des substrats de même composition que la poudre, dans les conditions suivantes : $d=150\ \mu\text{m}$, $P=1000\ \text{W}$, $V=500\ \text{mm.s}^{-1}$, $e=60\ \mu\text{m}$	73
II.25 (a) Observations au MEB; (b) cartographies chimiques EDX des cordons de CP1 réalisés avec un substrat d'aluminium pur sur les images de gauche et un substrat de même composition que la poudre sur les images de droite, dans les conditions suivantes : $d=150\ \mu\text{m}$, $P=1000\ \text{W}$, $V=500\ \text{mm.s}^{-1}$, $e=60\ \mu\text{m}$	74
II.26 Machine L-PBF industrielle (a) SLM®125; (b) schéma simplifié de la chambre de fabrication.	75
II.27 Différentes échelles de fabrication L-PBF de 10 mm de côté (a) monocordon 1D; (b) surface 2D; (c) pièce 3D.	76
II.28 Exemple des domaines de stabilité identifiés sur les cordons solidifiés pour l'alliage AlSi10 avec $d=200\ \mu\text{m}$: (a) balling avec $V=1500\ \text{mm.s}^{-1}$ et $P=400\ \text{W}$; (b) "autre" avec $V=1000\ \text{mm.s}^{-1}$ et $P=400\ \text{W}$; (c) stable avec $V=500\ \text{mm.s}^{-1}$ et $P=2800\ \text{W}$; (d) <i>pre-humping</i> avec $V=1000\ \text{mm.s}^{-1}$ et $P=1300\ \text{W}$; (e) <i>humping</i> avec $V=1000\ \text{mm.s}^{-1}$ et $P=2800\ \text{W}$. La flèche rouge indique le sens de déplacement du laser par rapport au lit de poudre.	77
II.29 Vue en coupe des bains de fusion d'AlSi10 à différentes échelles (a) monocordon 1D avec $d=80\ \mu\text{m}$, $P=900\ \text{W}$, $V=300\ \text{mm.s}^{-1}$, $e=60\ \mu\text{m}$; (b) surface 2D avec $d=150\ \mu\text{m}$, $P=2600\ \text{W}$, $V=750\ \text{mm.s}^{-1}$, $e=60\ \mu\text{m}$, $h=260\ \mu\text{m}$; (c) pièce 3D (après attaque chimique) avec $d=60\ \mu\text{m}$, $P=350\ \text{W}$, $V=1750\ \text{mm.s}^{-1}$, $e=30\ \mu\text{m}$, $h=130\ \mu\text{m}$	78
II.30 Exemple de binarisation sur les images en coupe des pièces 3D pour l'évaluation du taux de porosité.	79
III.1 Exemple d'images brutes acquises par la caméra latérale du banc instrumenté à analyser (a) image complète de $480\text{p} \times 1280\text{p}$; (b) histogramme relatif à cette image; (c) zoom sur l'interaction laser-matière (d) plusieurs images successives superposées.	84
III.2 Schéma du champ d'acquisition latéral de la caméra et son équivalent en vue de dessus.	84

TABLE DES FIGURES

III.3 Classification des différentes techniques de vision par ordinateur (LÜRIG et al., 2021). 85

III.4 Outil Ybat utilisé pour l'étiquetage des données (création de *bounding box* autour des éjectas) afin de constituer la base *ground truth*. 86

III.5 Définition schématique de l'IoU pour évaluer le recouvrement entre les résultats d'un système de détection et la base *ground truth*. 87

III.6 Exemple de (a) Vrai Positif : le système trace une BB (en vert) autour d'une particule bien présente; (b) Faux Négatif : une particule est bien présente mais le système ne trace pas de BB; (c) Faux Positif : le système trace une BB (en vert) alors qu'aucune particule n'est présente d'après l'utilisateur. 88

III.7 Exemple de seuillage Otsu pour deux histogrammes distincts : (a) vallée; (b) pic unique (MALARVEL et al., 2017). 89

III.8 Valeurs de seuil d'Otsu pour un seuillage automatique (a) sur les images brutes, qui présentent deux populations de valeur sous l'effet de la plume de vapeur; (b) sur les images pré-filtrées par *top hat* pour retirer la plume, qui ne présentent qu'une population (RENOLLET, 2020). 90

III.9 Effet d'une valeur seuil erronée suite à la présence d'une intense plume de vapeur. Le seuillage détecte la plume comme un éjecta (a) image avant seuillage; (b) image après seuillage (RENOLLET, 2020). 90

III.10 Résultat de détection d'éjectas pour les systèmes (a) Otsu, Rappel : 49 %, Précision : 71 %; (b) MSER, Rappel : 56 %, Précision : 99 %, avec un contraste rehaussé pour la visualisation. 91

III.11 Illustration de la variation d'intensité au bord d'une particule. 93

III.12 Variation surfacique VS exprimée en fonction du rayon r pour différentes valeurs de Δr . Pour les particules de petites tailles ($r < 2$ px), la surface varie de plus de 50% entre seuillages successifs. 93

III.13 Exemple schématique d'un réseau de neurones à trois couches (la couche d'entrée n'est pas comptée dans le réseau). Les neurones de la couche n sont connectés en entrée à tous les neurones de la couche $n-1$ et en sortie à tous les neurones de la couche $n+1$. Les neurones d'une même couche n'ont pas d'interaction entre eux (source : GITHUB). 95

III.14 Les 80 classes d'objets étiquetés sur les images de la base de données COCO. Il existe en outre près de 90 classes de "*stuff*" qui représentent des éléments aux contours plus abstraits (route, herbe, ciel...) (source : GITHUB). 97

III.15 Les différentes étapes d'apprentissage. 98

III.16 Comparaison du nombre d'éjectas détectés cumulés par centimètre de cordon lasé via MSER et via YOLO sur l'AlSi10 dans les conditions suivantes : $d=150$ μm , $e=120$ μm , $V=500$ $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $P=800$ W. 99

TABLE DES FIGURES

III.17(a) image brute ; (b) image annotée par l'utilisateur correspondant à $BB_{groundtruth}$;
(c) $BB_{detected}$ générés via le **Modèle A** (Rappel : 64%, Précision : 96%) ; (d)
 $BB_{detected}$ générés via le **Modèle B** (Rappel : 82%, Précision : 95%) (NGUCHO
MBEUTCHOU et al., 2021). 100

III.18(a) Dispositif expérimental équipé d'une buse d'écoulement, d'une lampe halogène éclairant la poudre et d'une caméra ; (b) Comparaison du rayon des particules évalué par Otsu sur des images de poudre brute avec les mesures de granulométrie pour les trois alliages suivants : AlSi10, CP1, HT1. 101

III.19(a) exemple des trajectoires non corrigées d'AlSi10, cumulées sur la totalité d'un film (300 images ici) ; (b) ces mêmes trajectoires extrapolées et projetées en 2D avec correction du déplacement de la table selon \vec{x} , le champ initial de 4 mm \times 11 mm étant représenté en rouge, dans les conditions d'essais suivantes : $d=150 \mu\text{m}$, $P=1000 \text{ W}$, $V=500 \text{ mm.s}^{-1}$, $e=60 \mu\text{m}$. Le sens de déplacement du laser par rapport au lit de poudre est indiqué en rouge. 102

III.20Nombres moyen et maximum d'éjectas par trajectoire (équivalent au nombre d'images successives sur lesquelles il est possible de suivre un éjecta) en fonction de la vitesse et de la puissance, pour l'AlSi10 dans les conditions suivantes : $d=150 \mu\text{m}$, $e=60 \mu\text{m}$ 103

III.21Trajectoires non corrigées cumulées sur la totalité d'un film pour différentes vitesses (croissantes de gauche à droite) : $v_1=300 \text{ mm.s}^{-1}$ (350 images), $v_2=500 \text{ mm.s}^{-1}$ (300 images), $v_3=750 \text{ mm.s}^{-1}$ (250 images), $v_4=1000 \text{ mm.s}^{-1}$ (200 images), $v_5=1500 \text{ mm.s}^{-1}$ (100 images), pour la réalisation de monocordons d'1 cm d'AlSi10 dans les conditions suivantes : $d=150 \mu\text{m}$, $e=60 \mu\text{m}$, $P=1200 \text{ W}$. Le sens de déplacement du laser par rapport au lit de poudre est indiqué en rouge. 104

IV.1 Étude des éjectas exprimés (a) en nombre ; (b) en volume, par centimètre, en fonction du taux d'oxygène, pour l'AlSi10 dans les conditions suivantes : $d=150 \mu\text{m}$, $V=500 \text{ mm.s}^{-1}$, $e=120 \mu\text{m}$, $P=1000 \text{ W}$ 112

IV.2 Distribution des vitesses des éjectas en fonction de leur taille pour l'AlSi10, dans les conditions suivantes : $d=150 \mu\text{m}$, $V=500 \text{ mm.s}^{-1}$, $e=120 \mu\text{m}$, $P=1000 \text{ W}$. . 113

IV.3 Dimension des cordons d'AlSi10 pour différentes puissances, en fonction du taux d'oxygène, dans les conditions suivantes : $d=150 \mu\text{m}$, $V=500 \text{ mm.s}^{-1}$, $e=120 \mu\text{m}$. 113

IV.4 Observations au MEB de la microstructure de la zone fondue d'un cordon d'AlSi10 réalisé sous atmosphère contenant (a) 400 ppm ; (b) 2000 ppm d'oxygène, dans les conditions suivantes : $d=150 \mu\text{m}$, $V=500 \text{ mm.s}^{-1}$, $e=120 \mu\text{m}$, $P=1000 \text{ W}$ 114

IV.5 Monocordons solidifiés d'AlSi10 réalisés dans les conditions suivantes : $d=150 \mu\text{m}$, $V=500 \text{ mm.s}^{-1}$, $e=120 \mu\text{m}$. La puissance varie de 700 à 1400 W tous les 100 W. La flèche rouge indique le sens de déplacement du laser par rapport au lit de poudre. Les clichés sont réalisés au microscope optique. 115

TABLE DES FIGURES

IV.6 Évolution de la vitesse des éjectas en fonction de leur rayon pour différentes puissances laser, pour l'AlSi10 dans les conditions suivantes : $d=150\ \mu\text{m}$, $V=500\ \text{mm.s}^{-1}$, $e=120\ \mu\text{m}$ 115

IV.7 Nombre d'éjectas émis par centimètre, en fonction de la puissance, pour l'AlSi10 dans les conditions suivantes : $d=150\ \mu\text{m}$, $V=500\ \text{mm.s}^{-1}$, $e=120\ \mu\text{m}$ 116

IV.8 Étude des éjectas exprimés (a) en nombre; (b) en volume, par centimètre, en fonction de la puissance, pour les quatre nuances d'aluminium AlSi7, AlSi10, CP1 et HT1, dans les conditions suivantes : $d=150\ \mu\text{m}$, $V=500\ \text{mm.s}^{-1}$, $e=120\ \mu\text{m}$. 117

IV.9 Vitesse moyenne des éjectas, en fonction de leur rayon pour les quatre nuances d'aluminium AlSi7, AlSi10, CP1 et HT1, pour les trois puissances étudiées, dans les conditions suivantes : $d=150\ \mu\text{m}$, $V=500\ \text{mm.s}^{-1}$, $e=120\ \mu\text{m}$. L'incertitude est représentée en transparence. 117

IV.10 Distribution de la population en taille des éjectas détectés et suivis pour les quatre nuances d'aluminium, pour des puissances différentes, dans les conditions suivantes : $d=150\ \mu\text{m}$, $V=500\ \text{mm.s}^{-1}$, $e=120\ \mu\text{m}$. Les courbes grises représentent la granulométrie de la poudre initiale. N représente le nombre d'éjectas détectés et suivis par centimètre. 118

IV.11 Répartition en taille du nombre d'éjectas détectés et suivis par centimètre pour les quatre nuances d'aluminium, pour des puissances différentes, dans les conditions suivantes : $d=150\ \mu\text{m}$, $V=500\ \text{mm.s}^{-1}$, $e=120\ \mu\text{m}$ 118

IV.12 Observations de l'interaction laser-matière (avec rehaussement de contraste) via le banc instrumenté du PIMM pour l'AlSi7 et l'AlSi10, à différents instants, dans les conditions suivantes : $d=150\ \mu\text{m}$, $e=120\ \mu\text{m}$, $V=500\ \text{mm.s}^{-1}$, $P=750\ \text{W}$. 119

IV.13 Répartition relative des éjectas (non corrigée) au cours d'un essai pour les quatre matériaux étudiés, à différentes puissances, dans les conditions suivantes : $d=150\ \mu\text{m}$, $e=120\ \mu\text{m}$, $V=500\ \text{mm.s}^{-1}$. θ représente l'angle d'éjection moyen des particules par rapport au laser fixe. 120

IV.14 Évolution de l'angle d'éjection (non corrigé) privilégié (θ) et moyen ($\bar{\theta}$) des particules par rapport au laser fixe, en fonction de la puissance, pour les quatre nuances étudiées, dans les conditions suivantes : $d=150\ \mu\text{m}$, $e=120\ \mu\text{m}$, $V=500\ \text{mm.s}^{-1}$ 121

IV.15 Cordons d' (a) AlSi10 observé au microscope optique; (b) AlSi7 observé au MEB, réalisés dans les conditions suivantes : $d=150\ \mu\text{m}$, $V=500\ \text{mm.s}^{-1}$, $e=120\ \mu\text{m}$, $P=750\ \text{W}$ 122

IV.16 Observations MEB de poudre non lasée et d'éjectas récupérés après plusieurs essais. Les éjectas de Type I et II (en rouge) se distinguent de la poudre par leur taille, tandis que les éjectas de Type 3 (en bleu) sont plus difficilement discernables de la poudre vierge (en vert). Ils présentent tous un aspect irrégulier par rapport à la poudre. 122

IV.17 Analyse chimique (EDX) sur un éjecta (en orange) et sur de la poudre. 123

TABLE DES FIGURES

IV.18 Observations au MEB de gros éjectas ($r > 50 \mu\text{m}$) de Type I, II et III pour les quatre alliages d'aluminium : AlSi7 (orange), AlSi10 (bleu), CP1 (vert) et HT1 (violet). 124

IV.19 Observations au MEB d'éjectas oxydés (a) d'AlSi10; (b) d'HT1. 124

IV.20 Exemples de particules observées par DELACROIX et al., 2022 dans des poudres recyclées de 316L. 125

IV.21 Rapport de la profondeur sur le diamètre (RA_L) en fonction de la VED, pour AlSi10 et CP1, d'après les monocordons (1D) et les surfaces (2D) à $d=150 \mu\text{m}$ et $d=200 \mu\text{m}$ 127

IV.22 Rapport de la profondeur sur le diamètre (RA_L) en fonction de la puissance pour différentes vitesses de scan, pour AlSi10 et CP1, d'après les monocordons (1D) et les surfaces (2D) à $d=150 \mu\text{m}$ et $d=200 \mu\text{m}$ 127

IV.23 Largeur mesurée des monocordons en fonction de la puissance, à différentes vitesses, pour l'AlSi10 dans les conditions suivantes : $d=150 \mu\text{m}$, $e=60 \mu\text{m}$. . . 128

IV.24 Rapport de la profondeur sur la largeur (RA_C) en fonction de la VED pour AlSi10 et CP1, d'après les monocordons (1D) et les surfaces (2D) à $d=150 \mu\text{m}$ et $d=200 \mu\text{m}$ 128

IV.25 Rapport de la profondeur sur la largeur (RA_C) en fonction de la puissance pour différentes vitesses de scan, pour AlSi10 et CP1, d'après les monocordons (1D) et les surfaces (2D) à $d=150 \mu\text{m}$ et $d=200 \mu\text{m}$ 129

IV.26 Cartographie du procédé en fonction de la puissance et de la vitesse de déplacement du laser pour l'AlSi10 et CP1, en monocordon (1D) dans les conditions suivantes : $d=150 \mu\text{m}$, $e=60 \mu\text{m}$ 130

IV.27 Cartographie du procédé en fonction de la puissance et de la vitesse de déplacement du laser pour l'AlSi10 et CP1, en monocordon (1D) dans les conditions suivantes : $d=200 \mu\text{m}$, $e=60 \mu\text{m}$ 130

IV.28 Localisation des cinq régimes de stabilité (R : Rosenthal, S : Onde simple, E : *keyhole* allongé, P : *Pre-humping*, H : *Humping*) et des deux régimes de fusion (K : *keyhole* ou capillaire et C : Conduction) en soudage, en fonction de la puissance du laser et de la vitesse de scan, en monocordon avec $d=450 \mu\text{m}$, pour l'acier 304. L'angle du front avant est également indiqué (FABBRO, 2010). 131

IV.29 Relation entre les régimes de stabilité en soudage et les rapports d'aspect RA_L . Les illustrations correspondent à l'AlSi10 avec $d=150 \mu\text{m}$ 131

IV.30 Cordons d'AlSi10 d'1 cm de long, réalisés à $V=1000 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ pour $d=150 \mu\text{m}$ et $d=200 \mu\text{m}$, en fonction de différentes puissances. Le sens de déplacement du laser est indiqué en rouge. 132

IV.31 Cartographie du procédé en fonction de la puissance et de la vitesse de déplacement du laser pour l'AlSi10 et CP1, en monocordon (1D) dans les conditions suivantes : $d=150 \mu\text{m}$, $e=120 \mu\text{m}$ 133

IV.32 Cartographie du procédé en fonction de la puissance et de la vitesse de déplacement du laser pour l'AlSi10 et CP1, dans le cas d'une surface (2D) dans les conditions suivantes : $d=150\ \mu\text{m}$, $e=60\ \mu\text{m}$. Les marqueurs circulaires rappellent les données 1D tandis que les marqueurs en losange représentent les données 2D. 134

IV.33 Cartographie du procédé en fonction de la puissance et de la vitesse de déplacement du laser pour l'AlSi10 et CP1, dans le cas d'une surface (2D) dans les conditions suivantes : $d=200\ \mu\text{m}$, $e=60\ \mu\text{m}$. Les marqueurs circulaires rappellent les données 1D tandis que les marqueurs en losange représentent les données 2D. 134

IV.34 Schéma d'un cordon unique et d'un enchaînement de cordons, vue en coupe et vue de dessus. Les clichés associés représentent une surface d'AlSi10 réalisée dans les conditions suivantes : $d=150\ \mu\text{m}$, $e=60\ \mu\text{m}$, $V=500\ \text{mm.s}^{-1}$, $P=1000\ \text{W}$. 135

IV.35 Nombre d'éjectas émis par centimètre, pour AlSi10 et CP1, avec un spot laser de $d=150\ \mu\text{m}$ et une épaisseur $e=60\ \mu\text{m}$. Les vitesses sont croissantes de haut en bas ($v_1=300\ \text{mm.s}^{-1}$, $v_2=500\ \text{mm.s}^{-1}$, $v_3=750\ \text{mm.s}^{-1}$, $v_4=1000\ \text{mm.s}^{-1}$, $v_5=1500\ \text{mm.s}^{-1}$) et les puissances croissantes de gauche à droite (de 400 à 2400 W par pas de 200 W). La droite bleue indique $RA_L=1$. Les couleurs de fond correspondent aux zones de stabilité (vert : stable, orange : *pre-humping*, rouge : *humping*). 136

IV.36 Nombre d'éjectas émis par centimètre, pour AlSi10 et CP1, avec un spot laser de $d=200\ \mu\text{m}$ et une épaisseur $e=60\ \mu\text{m}$. Les vitesses sont croissantes de haut en bas ($v_1=300\ \text{mm.s}^{-1}$, $v_2=500\ \text{mm.s}^{-1}$, $v_3=750\ \text{mm.s}^{-1}$, $v_4=1000\ \text{mm.s}^{-1}$, $v_5=1500\ \text{mm.s}^{-1}$) et les puissances croissantes de gauche à droite (de 400 à 3100 W par pas de 300 W). La droite bleue indique $RA_L=1$. Les couleurs de fond correspondent aux zones de stabilité (vert : stable, orange : *pre-humping*, rouge : *humping*). 137

IV.37 Différence de visualisation des éjectas lorsque (a) l'éclairage CAVILUX n'est pas visible par la caméra latérale; (b) l'éclairage CAVILUX est visible par la caméra latérale. 138

IV.38 Vues en coupe des monocordons d'AlSi10 à différentes puissances, dans les conditions suivantes : $d=150\ \mu\text{m}$, $e=60\ \mu\text{m}$, $V=750\ \text{mm.s}^{-1}$. Les puissances sont croissantes de la gauche vers la droite, de 400 à 2200 W par pas de 200 W. 139

IV.39 Trajectoires non corrigées cumulées sur la totalité d'un film pour la réalisation d'un monocordon d'1 cm d'AlSi10 à différentes puissances, dans les conditions suivantes : $d=150\ \mu\text{m}$, $e=60\ \mu\text{m}$, $V=750\ \text{mm.s}^{-1}$ (250 images). Les puissances sont croissantes de la gauche vers la droite, de 400 à 2200 W par pas de 200 W. Le sens de déplacement du laser est indiqué en rouge. 139

IV.40 Ligne d'échappement de la plume de vapeur (flèche jaune) en fonction de la profondeur de cordon et de l'inclinaison du front avant θ . Cet angle correspond également à l'angle d'éjection privilégié de la plume par rapport au laser. Le sens de déplacement du laser est indiqué en rouge. L'ellipse rouge sur le plan tangent au front avant représente la surface de vaporisation : son petit axe vaut d tandis que le grand axe varie avec l'angle θ 140

IV.41 Observations de l'interaction laser-matière (avec rehaussement de contraste) à différentes vitesses de scan, via le banc instrumenté du PIMM, pour l'AlSi10, à mi-cordon, dans les conditions suivantes : $d=150 \mu\text{m}$, $e=60 \mu\text{m}$, $P=1200 \text{ W}$. (a) $V=300 \text{ mm.s}^{-1}$; (b) $V=500 \text{ mm.s}^{-1}$; (c) $V=750 \text{ mm.s}^{-1}$; (d) $V=1000 \text{ mm.s}^{-1}$; (e) $V=1500 \text{ mm.s}^{-1}$ 141

IV.42 Observations de l'interaction laser-matière (avec rehaussement de contraste) pour les deux diamètres de faisceau laser, à différentes vitesses de scan, via le banc instrumenté du PIMM, pour l'AlSi10, à mi-cordon, dans les conditions suivantes : $e=60 \mu\text{m}$, $P=1600 \text{ W}$ 142

IV.43 Nombre d'éjectas émis par centimètre, pour AlSi10, avec un spot laser de $d=150 \mu\text{m}$ et une épaisseur $e=120 \mu\text{m}$. Les vitesses sont croissantes de haut en bas ($v_1=300 \text{ mm.s}^{-1}$, $v_2=500 \text{ mm.s}^{-1}$, $v_3=750 \text{ mm.s}^{-1}$, $v_4=1000 \text{ mm.s}^{-1}$, $v_5=1500 \text{ mm.s}^{-1}$) et les puissances croissantes de gauche à droite (de 400 à 2400 W par pas de 200 W). Les couleurs de fond correspondent aux zones de stabilité (vert : stable, orange : *pre-humping*, rouge : *humping*). 144

IV.44 Étude des éjectas exprimés (a) en nombre; (b) en volume, par centimètre de cordon formé, en fonction de la puissance, pour l'AlSi10 dans les conditions suivantes : $d=150 \mu\text{m}$, $V=300 \text{ mm.s}^{-1}$, $e=60 \mu\text{m}$ 145

IV.45 Projection 2D des trajectoires extrapolées avec correction du déplacement de la table selon \vec{x} pour l'AlSi10 dans les conditions suivantes : $d=150 \mu\text{m}$, $P=1000 \text{ W}$, $V=500 \text{ mm.s}^{-1}$, $e=60 \mu\text{m}$ 146

IV.46 Sommet moyen des trajectoires des éjectas pour AlSi10 et CP1, avec un spot laser de $d=150 \mu\text{m}$ et une épaisseur $e=60 \mu\text{m}$. Les vitesses sont croissantes de haut en bas ($v_1=300 \text{ mm.s}^{-1}$, $v_2=500 \text{ mm.s}^{-1}$, $v_3=750 \text{ mm.s}^{-1}$, $v_4=1000 \text{ mm.s}^{-1}$, $v_5=1500 \text{ mm.s}^{-1}$) et les puissances croissantes de gauche à droite (de 400 à 2200 W par pas de 200 W). La ligne rouge à 20 mm de hauteur représente le flux de gaz du *cross jet*. 147

IV.47 Sommet moyen des trajectoires des éjectas pour AlSi10 et CP1, avec un spot laser de $d=200 \mu\text{m}$ et une épaisseur $e=60 \mu\text{m}$. Les vitesses sont croissantes de haut en bas ($v_1=300 \text{ mm.s}^{-1}$, $v_2=500 \text{ mm.s}^{-1}$, $v_3=750 \text{ mm.s}^{-1}$, $v_4=1000 \text{ mm.s}^{-1}$, $v_5=1500 \text{ mm.s}^{-1}$) et les puissances croissantes de gauche à droite (de 400 à 3100 W par pas de 300 W). La ligne rouge à 20 mm de hauteur représente le flux de gaz du *cross jet*. 148

TABLE DES FIGURES

IV.48 Quartiles statistiques des sommets des trajectoires des éjectas en fonction de la puissance, pour différentes vitesses, pour AlSi10 et CP1, avec un spot laser de $d=150\ \mu\text{m}$ et une épaisseur $e=60\ \mu\text{m}$. La ligne rouge à 20 mm de hauteur représente le flux de gaz du *cross jet*. 149

IV.49 Quartiles statistiques des sommets des trajectoires des éjectas en fonction de la puissance et de la vitesse, pour AlSi10 et CP1, avec un spot laser de $d=200\ \mu\text{m}$ et une épaisseur $e=60\ \mu\text{m}$. La ligne rouge à 20 mm de hauteur représente le flux de gaz du *cross jet*. 150

IV.50 Distance moyenne selon $|\vec{x}|$ des trajectoires des éjectas pour AlSi10 et CP1, avec un spot laser de $d=150\ \mu\text{m}$ et une épaisseur $e=60\ \mu\text{m}$. Les vitesses sont croissantes de haut en bas ($v_1=300\ \text{mm.s}^{-1}$, $v_2=500\ \text{mm.s}^{-1}$, $v_3=750\ \text{mm.s}^{-1}$, $v_4=1000\ \text{mm.s}^{-1}$, $v_5=1500\ \text{mm.s}^{-1}$) et les puissances croissantes de gauche à droite (de 400 à 2200 W par pas de 200 W). 151

IV.51 Distance moyenne selon $|\vec{x}|$ des trajectoires des éjectas pour AlSi10 et CP1, avec un spot laser de $d=200\ \mu\text{m}$ et une épaisseur $e=60\ \mu\text{m}$. Les vitesses sont croissantes de haut en bas ($v_1=300\ \text{mm.s}^{-1}$, $v_2=500\ \text{mm.s}^{-1}$, $v_3=750\ \text{mm.s}^{-1}$, $v_4=1000\ \text{mm.s}^{-1}$, $v_5=1500\ \text{mm.s}^{-1}$) et les puissances croissantes de gauche à droite (de 400 à 3100 W par pas de 300 W). 152

IV.52 Quartiles statistiques des distances parcourues par les éjectas en fonction de la puissance et de la vitesse, pour AlSi10 et CP1, avec un spot laser de $d=150\ \mu\text{m}$ et une épaisseur $e=60\ \mu\text{m}$ 153

IV.53 Quartiles statistiques des distances parcourues par les éjectas en fonction de la puissance et de la vitesse, pour AlSi10 et CP1, avec un spot laser de $d=200\ \mu\text{m}$ et une épaisseur $e=60\ \mu\text{m}$ 153

IV.54(a) Nombre d'éjectas émis par centimètre en fonction de la position du cordon sur la surface, pour l'AlSi10, dans les conditions suivantes : $d=150\ \mu\text{m}$, $V=300\ \text{mm.s}^{-1}$, $e=60\ \mu\text{m}$, $P=1000\ \text{W}$, $h=205\ \mu\text{m}$. Les moyennes du total d'éjectas et des éjectas nocifs sont tracées en rouge ; (b) Schéma d'une surface avec la numérotation des cordons dans l'ordre de réalisation selon \vec{y} . Le sens de déplacement du laser est indiqué en rouge. 155

IV.55 Nombre d'éjectas émis par centimètre carré, calculés d'après l'équation (IV.1), pour AlSi10 et CP1, avec un spot laser de $d=150\ \mu\text{m}$ et une épaisseur $e=60\ \mu\text{m}$. Les vitesses sont croissantes de haut en bas ($v_1=300\ \text{mm.s}^{-1}$, $v_2=500\ \text{mm.s}^{-1}$, $v_3=750\ \text{mm.s}^{-1}$, $v_4=1000\ \text{mm.s}^{-1}$, $v_5=1500\ \text{mm.s}^{-1}$) et les puissances croissantes de gauche à droite (de 400 à 2400 W par pas de 200 W). La droite bleue indique $RA_L=1$. Les couleurs de fond correspondent aux zones de stabilité (vert : stable, orange : *pre-humping*, rouge : *humping*). 156

IV.56 Nombre d'éjectas émis par centimètre carré, calculés d'après l'équation (IV.1), pour AlSi10 et CP1, avec un spot laser de $d=200 \mu\text{m}$ et une épaisseur $e=60 \mu\text{m}$. Les vitesses sont croissantes de haut en bas ($v_1=300 \text{ mm.s}^{-1}$, $v_2=500 \text{ mm.s}^{-1}$, $v_3=750 \text{ mm.s}^{-1}$, $v_4=1000 \text{ mm.s}^{-1}$, $v_5=1500 \text{ mm.s}^{-1}$) et les puissances croissantes de gauche à droite (de 400 à 3100 W par pas de 300 W). La droite bleue indique $RA_L=1$. Les couleurs de fond correspondent aux zones de stabilité (vert : stable, orange : *pre-humping*, rouge : *humping*). 157

IV.57(a) Détails du plateau de fabrication réalisé via le logiciel Magics; (b) Visualisation en \vec{z} du plateau de fabrication, indiquant le sens de mise en couche par le racleur et la direction du flux de gaz. 159

IV.58 Porosité des pièces d' 1 cm^3 d'AlSi10 pour différentes épaisseurs de poudre, différentes vitesses et différents écarts-vecteur, dans les conditions suivantes : $d=60 \mu\text{m}$, $P=350 \text{ W}$ 159

IV.59 Représentation graphique du pourcentage de porosité des pièces d' 1 cm^3 d'AlSi10 pour différents incréments plateau, différentes vitesses et différents écarts-vecteur, dans les conditions suivantes : $d=60 \mu\text{m}$, $P=350 \text{ W}$. Les points jaunes correspondent aux paramètres standards de fabrication fournis par le fabricant machine (SLM®125). 160

IV.60 Exemple de porosités (a) sphériques ($\Delta z=60 \mu\text{m}$, $h=130 \mu\text{m}$, $V=1000 \text{ mm.s}^{-1}$); (b) irrégulières ($\Delta z=60 \mu\text{m}$, $h=130 \mu\text{m}$, $V=2250 \text{ mm.s}^{-1}$). 160

IV.61 Exemple d'inclusions de poudre au sein d'une porosité ($\Delta z=30 \mu\text{m}$, $h=150 \mu\text{m}$, $V=1000 \text{ mm.s}^{-1}$). 161

IV.62 Cartographies du procédé en fonction de la puissance et de la vitesse de déplacement du laser pour l'AlSi10, en monocordon (1D) dans les conditions suivantes : $d=80 \mu\text{m}$, $e=60 \mu\text{m}$ et $e=120 \mu\text{m}$. Les croix jaunes représentent les paramètres induisant moins d'1% de porosité dans les pièces 3D tandis que les croix rouges représentent les paramètres induisant des porosités dues aux trop fortes densités d'énergie. 161

IV.63 Rapport de la profondeur sur le diamètre (RA_L) en fonction de la VED, pour AlSi10, d'après les monocordons (1D) à $d=80 \mu\text{m}$ (cercles en nuances de gris selon V) et les pièces 3D à $d=60 \mu\text{m}$ (losanges ou carrés selon Δz , bleus ou rouges selon h). 163

IV.64(a) Rapport de la profondeur sur le diamètre (RA_L); (b) Rapport de la profondeur sur la largeur (RA_C), en fonction de la puissance pour différentes vitesses de scan, pour AlSi10, d'après les monocordons (1D) à $d=80 \mu\text{m}$ 163

IV.65 Vue au microscope optique de cordons d'AlSi10 réalisés à $d=80 \mu\text{m}$, $P=1000 \text{ W}$ (a) $V=300 \text{ mm.s}^{-1}$, présentant une forme caractéristique du *keyhole* ou "trou de serrure"; (b) $V=500 \text{ mm.s}^{-1}$; (c) $V=1000 \text{ mm.s}^{-1}$ 164

TABLE DES FIGURES

IV.66 Différentes plages de paramétries déconseillées, représentées sur une cartographie du procédé L-PBF en fonction de la puissance et de la vitesse de déplacement du laser pour l'AlSi10, dans le cas d'une surface (2D) dans les conditions suivantes : $d=200 \mu\text{m}$, $e=60 \mu\text{m}$ 167

Liste des tableaux

I.1	Comparaison des différents procédés de fabrication additive métallique, adapté de PIPAME, 2017.	8
I.2	Différentes catégories d'éjectas observées par GASPER et al., 2018 après fabrication.	23
I.3	Synthèse du nombre limite de cycles des poudres en L-PBF mentionné dans la littérature pour différents alliages, par R. LI et al., 2012.	29
I.4	Synthèse des différentes méthodes d'observation <i>in situ</i> des éjectas en L-PBF dans la littérature, par GRASSO et al., 2021.	42
I.5	Les différentes familles d'alliages d'aluminium.	43
I.6	Résumé des différents types d'éjectas.	50
II.1	Compositions chimiques théoriques des poudres d'AlSi atomisées (éléments dosés en % massique).	55
II.2	Composition chimique théorique de la poudre atomisée de CP1 (éléments dosés en % massique).	57
II.3	Composition chimique théorique de la poudre atomisée de HT1 (éléments dosés en % massique).	59
II.4	Teneurs en éléments d'alliages mesurées par ICP-OES pour les AlSi (éléments dosés en % massique).	61
II.5	Teneurs en éléments d'alliages mesurées par ICP-OES pour CP1 et HT1 (éléments dosés en % massique).	61
II.6	Distribution de taille des particules de poudre en μm	63
II.7	Résultats de l'analyse thermique différentielle en $^{\circ}\text{C}$	64
II.8	Comparaison des caractéristiques principales de la SLM [®] 125 et du banc laser instrumenté (TP = <i>top hat</i> , IR = infrarouge, V = vert.)	74
III.1	Matrice de confusion comparant les données réelles identifiées par l'utilisateur et les données prédites par le système de détection.	88
III.2	Précision et Rappel calculés pour chacune des méthodes d'analyse d'image.	99
III.3	Avantages et inconvénients des différentes méthodes de détections étudiées.	106
IV.1	Paramètres du plan d'expérience correspondant à un domaine stable.	111
IV.2	Paramètres du plan d'expérience étendu.	126

IV.3 Paramètres utilisés pour la réalisation de pièces 3D en AlSi10 avec la machine
SLM®125. 158

Liste des symboles

Abréviations

ATD	Analyse Thermique Différentielle
BB	Bounding Box
CAO	Conception Assistée par Ordinateur
CFC	Cubique à Faces Centrées
CLAD	Construction Laser Additive Directe
CPU	Central Processing Unit
DED	Direct Energy Deposition
DL	Deep Learning
DLMD	Direct Laser Metal Deposition
E-PBF	Electron-Powder Bed Fusion
EBM	Electron Beam Melting
EDX	Energy Dispersive X-Ray
FA	Fabrication Additive
GPU	Graphics Processing Unit
IA	Intelligence Artificielle
IoU	Intersection over Union
IR	Infra Rouge
L-PBF	Laser-Powder Bed Fusion
LBM	Laser Beam Melting
LED	Linear Energy Density
ML	Machine Learning
MSER	Maximally Stable Extremal Regions
MV	Maximum Variation
PIV	Particle Image Velocimetry
PREP	Plasma Rotating Electrode Process
RA	Rapport d'Aspect
SLM	Selective Laser Melting
SLS	Selective Laser Sintering

LISTE DES SYMBOLES

SP(AM) ²	Spatter Analysis Method for Additive Manufacturing
VED	Volumetric Energy Density
VS	Variation Surfaique
WAAM	Wire Arc Additive Manufacturing
WLAM	Wire Laser Additive Manufacturing
YOLO	You Only Look Once

Notations

α	S/m	Conductivité
δz	μm	Déplacement du plateau
λ	nm	Longueur d'onde du laser
ρ	$\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$	Masse volumique
τ	ms	Temps d'existence d'un grain de poudre sous le faisceau laser
A	m^{-1}	Absorptivité
C_p	$\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$	Capacité thermique
d	μm	Diamètre du spot laser
e	μm	Épaisseur de poudre
h	μm	Écart vecteur
I	$\text{MW}\cdot\text{cm}^{-2}$	Intensité
l	μm	Largeur
L_f	$\text{J}\cdot\text{kg}^{-1}$	Enthalpie de fusion
LED	$\text{J}\cdot\text{mm}^{-1}$	Linear Energy Density
P	W	Puissance du laser
p	μm	Profondeur
r	μm	Rayon des particules
S	mm^2	Surface de spot laser
t	s	Temps d'interaction
T_f	K	Température de fusion
V	$\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$	Vitesse de scan
v	mm^3	Volume d'un grain de poudre
VED	$\text{J}\cdot\text{mm}^{-3}$	Volumetric Energy Density
VED_{3D}	$\text{J}\cdot\text{mm}^{-3}$	Volumetric Energy Density (3D)
RA		Rapport d'Aspect

Introduction

Le procédé de fusion laser sur lit de poudre (*Laser-Powder Bed Fusion*, L-PBF) est aujourd'hui la technologie de fabrication additive métallique la plus répandue. Elle présente un intérêt majeur pour des pièces à forte valeur ajoutée, permettant de produire des structures complexes tout en limitant leur poids. Néanmoins, un manque de connaissance sur les phénomènes mis en jeu au cours du procédé ralentit son industrialisation à grande échelle. C'est pourquoi un nombre croissant d'études portent sur la compréhension physique de l'interaction laser-matière depuis une dizaine d'années.

C'est dans ce contexte que la problématique des éjections de matière en L-PBF connaît un intérêt grandissant. Si ces éjectas permettent souvent d'imager le procédé L-PBF (cf. Figure 1), ils sont toutefois néfastes pour la qualité des pièces. Une prise de conscience récente de leur nocivité a induit une multiplication des publications scientifiques à ce sujet depuis 2018 (Z. LI et al., 2022). Ce phénomène s'amplifie aujourd'hui sous l'effet du développement de nouvelles machines avec des sources laser multiples et toujours plus puissantes.

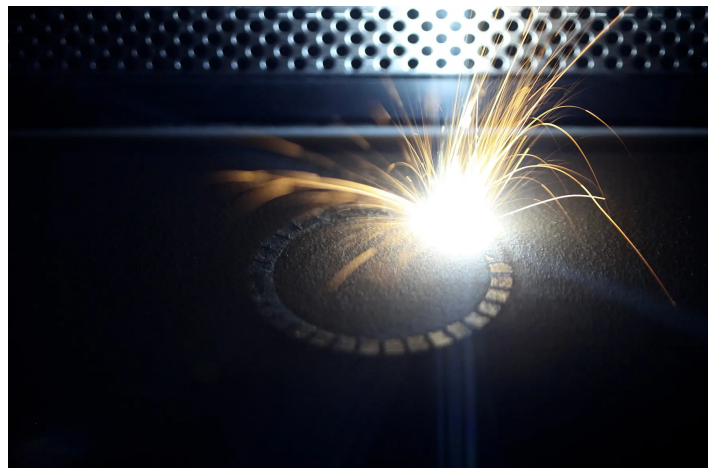


FIGURE 1 – Illustration du procédé L-PBF par les éjections de matière incandescentes (source : AFH).

INTRODUCTION

Ces travaux de thèse proposent donc d'étudier, à travers une méthode expérimentale, la corrélation des éjectas avec l'hydrodynamique du bain liquide, dans le cas particulier des alliages d'aluminium. En faisant le lien entre ces deux observables à travers des méthodes innovantes d'observation et d'analyse *in situ*, l'objectif est d'améliorer la compréhension et la maîtrise du procédé L-PBF.

Les travaux présentés dans ce mémoire sont organisés en quatre chapitres :

Chapitre I : Étude bibliographique : la fabrication additive L-PBF des alliages d'aluminium.

Chapitre II : Présentation des matériaux et de l'environnement expérimental.

Chapitre III : Développement d'une méthode d'analyse d'image pour l'étude des éjectas.

Chapitre IV : Analyse de la dynamique d'éjection de matière en L-PBF.

Cette thèse a été réalisée à l'ONERA et au laboratoire PIMM des Arts et Métiers à Paris. Elle s'inscrit également dans le cadre de la plateforme française de fabrication additive *Additive Factory Hub* (AFH), et plus particulièrement au sein du projet SLM.

Chapitre I

Étude bibliographique : la fabrication additive L-PBF des alliages d'aluminium

Contenu

I.1	La fabrication additive	5
I.1.1	Principe de base de la fabrication additive	5
I.1.2	Le marché de la fabrication additive	6
I.1.3	La fabrication additive métallique	7
I.1.3.1	Les principaux procédés	7
I.1.3.2	Le procédé <i>Laser-Powder Bed Fusion</i>	9
I.2	Physique de l'interaction laser-matière en L-PBF	10
I.2.1	Les différents régimes de fusion	10
I.2.1.1	Le régime de conduction	12
I.2.1.2	Le régime de capillaire	13
I.2.1.3	Généralités	13
I.2.2	Les instabilités liées à la dynamique du bain liquide	15
I.2.2.1	L'instabilité de <i>balling</i>	15
I.2.2.2	L'instabilité de <i>humping</i>	16
I.2.3	Les éjectas	17
I.2.3.1	Origines des éjectas	18
I.2.3.2	Impact des éjectas sur le procédé	23
I.2.3.3	Effet des paramètres laser sur les éjectas	29
I.2.3.4	Effet de l'atmosphère de fabrication sur les éjectas	33
I.2.3.5	Méthode d'observation et d'analyse des éjectas	35
I.3	Les alliages d'aluminium	42
I.3.1	Métallurgie des alliages d'aluminium	43
I.3.2	La fabrication additive des alliages d'aluminium	44
I.3.3	Les alliages d'aluminium de fonderie	46
I.3.4	Les alliages d'aluminium pour la fabrication additive	48
I.4	Conclusion du chapitre	50

Dans ce premier chapitre, il s'agira tout d'abord de présenter les grandes généralités de la fabrication additive et plus particulièrement de la fabrication additive métallique. Ensuite, l'état de l'art autour de la physique de l'interaction laser-matière au cours du procédé *Laser-Powder Bed Fusion* (L-PBF) sera décrit, avec une attention particulière portée sur la problématique des éjectas. Enfin, le cas particulier des alliages d'aluminium en L-PBF sera présenté.

I.1 La fabrication additive

I.1.1 Principe de base de la fabrication additive

La fabrication additive (FA) décrit un ensemble de procédés permettant de fabriquer des pièces par ajout de matière. La Figure I.1 en illustre les étapes principales : un modèle CAO (Conception Assistée par Ordinateur) est tout d'abord réalisé informatiquement, puis il est virtuellement découpé en tranches via un logiciel de *slicing*, enfin ces tranches sont reconstituées couche par couche par dépôt de matière pour fabriquer la pièce finale.

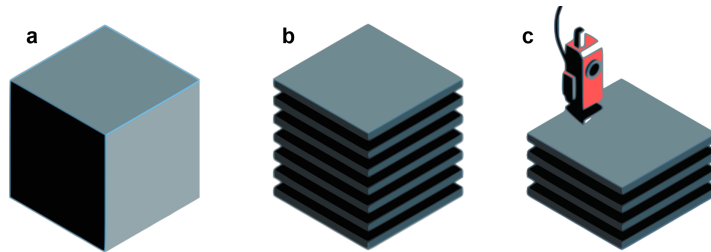


FIGURE I.1 – Principe de la fabrication additive (impression 3D) : (a) Conception numérique ; (b) Découpe virtuelle des couches ; (c) Impression des couches.

Aussi appelée impression 3D ou prototypage rapide, la FA est généralement opposée aux procédés dits "soustractifs" tels que la découpe ou le perçage. L'un des principaux avantages de cette technologie par rapport à ces derniers est l'économie de matière première. En effet, le ratio "buy-to-fly"¹ est généralement proche de 1, ce qui signifie en théorie que seule la matière nécessaire à la fabrication de la pièce est utilisée. Dans les faits, certaines pertes potentielles sont à prendre en compte en FA telles que le retrait des supports de fabrication ou encore les étapes de finition par enlèvement de matière selon l'état de surface désiré, mais elles restent moindres comparées aux procédés plus traditionnels.

Outre l'économie de matière première, la FA offre une plus grande liberté de forme que les procédés conventionnels. Elle permet de réaliser des pièces complexes, ouvrant la voie à une diminution des assemblages ou encore à la fonctionnalisation (gestion thermique via des parois fines ou des cavités par exemple (CETIM, 2019)). Couplée à l'optimisation topologique, la FA permet aussi de réduire le poids des pièces. Cette méthode de conception numérique a pour but de répartir la matière de façon optimale pour un volume et des contraintes donnés.

1. Rapport entre le poids total de la matière première nécessaire à la fabrication et le poids final de la pièce fabriquée.

I.1. LA FABRICATION ADDITIVE

La Figure I.2 illustre la matière économisée par rapport à un design conventionnel sur une pièce qualifiée pour le spatial.

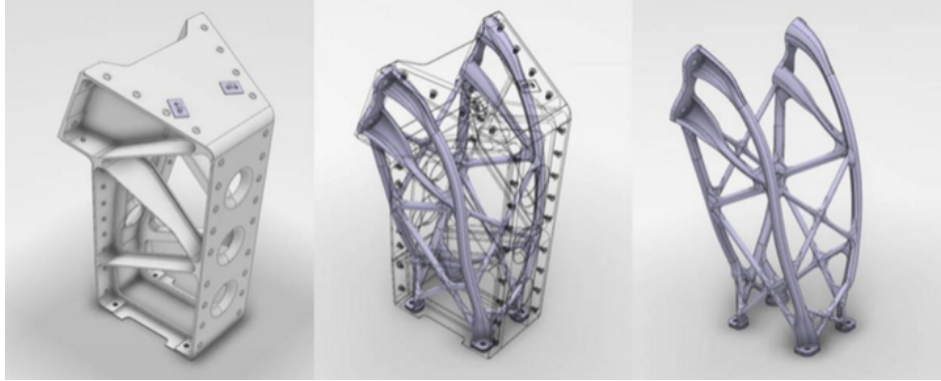


FIGURE I.2 – Première pièce en aluminium fabriquée par FA et qualifiée pour le spatial d’Airbus Defence and Space UK, conçue par optimisation topologique (PIPAME, 2017).

Différents types de matériaux peuvent être mis en forme par FA tels que les polymères, les céramiques, les composites ou les métaux. Le choix de la matière s’effectue en fonction des propriétés recherchées pour la pièce finale, à savoir la résistance mécanique, la taille, le poids, la complexité ou encore le niveau de détail. Grâce à ce large champ des possibles, le marché mondial de la fabrication additive est en constante progression.

I.1.2 Le marché de la fabrication additive

D’après le rapport WHOLERS, 2022, le marché mondial de la fabrication additive a connu une croissance de 19,5% en 2021 pour s’évaluer à 15,2 milliards de dollars, et pourrait atteindre 85,3 milliards de dollars d’ici 2031. Ce marché représente à la fois la vente des machines et de la matière première nécessaire à la fabrication, mais aussi la vente de logiciels et de services associés. Des secteurs de pointes tels que l’aéronautique, le médical ou encore la bijouterie utilisent la FA pour produire des pièces à haute valeur ajoutée. Néanmoins, cette technologie est pour le moment adaptée à de petites ou moyennes séries uniquement. En effet, des verrous subsistent et ralentissent son industrialisation à grande échelle. Le rapport PIPAME, 2017 évoque par exemple les problématiques suivantes :

- La répétabilité : à la fois des procédés à l’origine des lots de matière, et des procédés de fabrication eux-mêmes.
- Les états de surface et les étapes de post-traitement.
- Le rapport entre la vitesse de fabrication et les coûts de production.

Ces problématiques sont en partie liées au manque de connaissance des phénomènes physiques associés au procédé. Il est nécessaire de comprendre l’impact des spécifications matières et des paramètres de fabrication sur l’état final de la pièce. Cela doit s’accompagner du développement de normes et de qualifications spécifiques aux matériaux et procédés de FA.

Cette thèse s’inscrit donc dans ce contexte d’amélioration, en se concentrant sur le procédé de fabrication additive métallique de fusion laser sur lit de poudre (L-PBF). Ces travaux proposent de corrélérer les flux d’éjectas avec l’hydrodynamique du bain liquide, en particulier pour les alliages d’aluminium.

I.1.3 La fabrication additive métallique

I.1.3.1 Les principaux procédés

Une présentation non exhaustive des principaux procédés de fabrication additive métallique est faite en Tableau I.1. Les avantages et les inconvénients de chacune des méthodes sont présentés. L’utilisation d’un procédé plutôt qu’un autre dépend bien sûr du cahier des charges (taille de la pièce, degré de complexité, délai...).

En fabrication additive laser à base de poudre, les procédés sur lit de poudre (L-PBF et E-PBF) se détachent des procédés de projection (DED). La poudre métallique est généralement produite par atomisation. La poudre est plus ou moins sphérique et régulière selon les modes de production. MOGHIMIAN et al., 2021 résumant en Figure I.3 les principales techniques d’atomisation : par eau, par gaz ou par plasma. Dans tous les cas, le métal est fondu pour être atomisé, c’est-à-dire transformé en poudre. Il peut initialement être sous forme de fil, de barre ou de lingot avant la fusion. L’atomisation par plasma génère des poudres hautement sphériques mais son coût relatif est plus important que les deux autres méthodes. D’après CETIM, 2019, le diamètre médian des poudres destinées au procédé L-PBF est généralement de 30 μm , contre 60 μm en E-PBF et 75 μm pour le procédé DED.

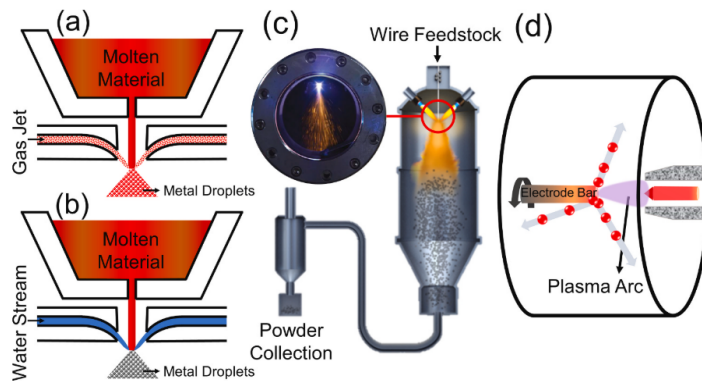


FIGURE I.3 – Les principales techniques d’atomisation : (a),(b) le métal solide est fondu puis éjecté par une buse. À la sortie de la buse, du gaz (a) ou de l’eau (b) sont utilisés pour refroidir les gouttelettes et former les poudres ; (c),(d) le métal sous forme de barre est frappé par un arc plasma. Ce dernier fond l’extrémité de la barre pour expulser des gouttelettes qui formeront les poudres. La barre est en rotation à grande vitesse (PREP) dans le cas (d) (MOGHIMIAN et al., 2021).

Ces travaux de thèse portent exclusivement sur le procédé L-PBF, qui est aujourd’hui le plus répandu.

I.1. LA FABRICATION ADDITIVE

TABLEAU I.1 – Comparaison des différents procédés de fabrication additive métallique, adapté de PIPAME, 2017.

Procédé	Métal d'apport	Avantages	Inconvénients
Projection de liant (<i>binder jetting</i>)	Poudres	Supports non nécessaires Vitesse de fabrication	Prix élevé des machines Précision et rugosité
Frittage laser sélectif (<i>Selective Laser Sintering - SLS</i>)	Poudres	Matériaux identiques ou proches des matériaux utilisés classiquement	Porosité des pièces Traitement thermique nécessaire Rugosité importante
Fusion laser sélective (<i>Selective Laser Melting - SLM/LBM/L-PBF</i>)	Poudres	Matériaux identiques ou proches des matériaux utilisés classiquement	Nécessité d'utiliser des supports compliqués à retirer Prix élevé des machines (le plus élevé)
Fusion par faisceau d'électrons (<i>Electron Beam Melting - EBM/E-PBF</i>)	Poudres	Fusion sous vide (peu ou pas d'oxydation) Supports mécaniques non nécessaires	Rugosité importante des pièces Porosité résiduelle (mais possibilité HIP)
Projection de poudre dans un flux d'énergie (<i>Direct Energy Deposition - DED/DLMD/-CLAD</i>)	Poudres	Possibilité de réaliser des pièces de grandes dimensions Possibilité de combiner les matériaux Vitesses de construction élevées	Prix élevé des machines Formes avec peu ou pas de détails
Dépôt de fil fondu par arc électrique (<i>Wire Arc Additive Manufacturing - WAAM</i>)	Fil	Possibilité de réaliser des pièces de grandes dimensions Vitesses de construction élevées	Formes avec peu ou pas de détails
Dépôt de fil fondu par laser (<i>Wire Laser Additive Manufacturing - WLAM</i>)	Fil	Possibilité de réaliser des pièces de grandes dimensions Vitesses de construction élevées	Formes avec peu ou pas de détails

I.1.3.2 Le procédé *Laser-Powder Bed Fusion*

Comme son nom l'indique, le procédé *Laser-Powder Bed Fusion* est un procédé de fusion laser sur lit de poudre. Plus précisément, il permet d'élaborer des pièces en fusionnant localement des couches successives de poudre avec un laser, généralement sous atmosphère contrôlée (argon, azote) pour éviter les phénomènes d'oxydation. La Figure I.4 issue de LOUVIS et al., 2011 présente le schéma de principe du procédé, qui peut se découper en trois étapes principales :

1. Le lit de poudre est étalé uniformément avec un système de rouleau ou de racleur.
2. Le laser se déplace sur le lit de poudre grâce à un système de miroirs pour fusionner la matière localement.
3. Le piston permet la descente du plateau entre chaque couche pour répéter l'opération.

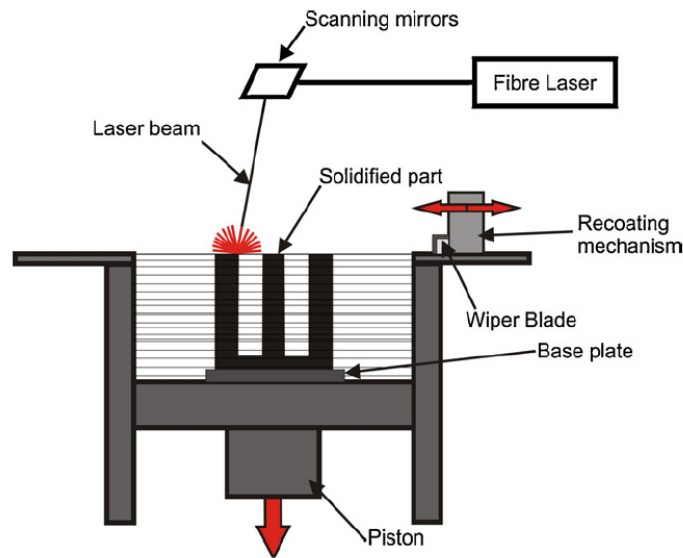


FIGURE I.4 – Schéma de principe du procédé L-PBF. Sont présentés : la tête scanner équipée de miroir, le système d'étalement de poudre, le plateau qui descend grâce au piston (LOUVIS et al., 2011).

Les composants essentiels d'une machine sont donc les réservoirs de poudre, le plateau de construction ou encore la tête scanner. Parmi les principaux fabricants de machines L-PBF, SLM Solutions, Addup, 3Dsystems, EOS, Trumpf, Velo3D ou encore Aconity peuvent être cités.

Les principaux paramètres qui définissent le procédé L-PBF sont :

- Les paramètres liés à la poudre : la granulométrie des poudres (rayon (r) des particules) ; l'épaisseur de poudre (e) étalée à chaque couche, qui est constante et contrôlée par la descente du piston Δz selon \vec{z} .
- Les paramètres liés au laser : puissance (P) ; diamètre du spot (d) supposé circulaire ; longueur d'onde (λ).

- Les paramètres liés à la stratégie de lasage : la vitesse de déplacement du laser (V) gérée par les miroirs ; l'écart vecteur (h) qui est l'écart entre chaque ligne scannée par le laser.

Certains de ces paramètres liés à la source de puissance ou à la stratégie de fabrication sont retrouvés dans le cas d'autres procédés de FA métallique. À titre d'exemple, le procédé L-PBF permet de faire des pièces moins imposantes mais plus détaillées que le procédé DED, grâce à des couches plus fines, des poudres plus fines, et un spot laser plus petit. En revanche, cela induit nécessairement un temps de fabrication plus long. Le temps nécessaire à l'étalement de la poudre à chaque couche est généralement le facteur limitant par rapport au temps de lasage. Cela est d'autant plus vrai dans le cas des petits plateaux de fabrication avec des zones lasées peu étendues.

Dans ces travaux, trois échelles seront distinguées : celle du monocordon (1D) qui est une simple ligne de matière fusionnée sous le passage du laser ; de la surface (2D) qui est une succession de monocordons dans le plan xy ; de la pièce finale (3D) qui est un empilement de surfaces selon \vec{z} , et qui correspond au mode de fabrication d'une pièce. Le recouvrement entre les monocordons est établi en fonction de l'écart vecteur h lors de la réalisation d'une surface 2D. De même, lors de la superposition de ces surfaces 2D pour former la pièce 3D, la couche $n - 1$ est partiellement refondue lors du lasage de la couche n (selon les paramètres appliqués, les couches refondues peuvent aller jusqu'à $n - 3$). Ces cycles thermiques spécifiques à la fabrication additive génèrent des phénomènes complexes à l'interaction laser-matière en L-PBF.

I.2 Physique de l'interaction laser-matière en L-PBF

I.2.1 Les différents régimes de fusion

Avec une densité de puissance du laser d'environ 10^7 à 10^8 W.cm⁻², le procédé L-PBF implique des températures de 10^3 à 10^4 K et des vitesses de refroidissement de l'ordre de 10^6 K.s⁻¹ (Y. LIU et al., 2015). L'intensité I [MW.cm⁻²] est définie dans l'équation (I.1), avec P [W] la puissance et S [cm²] la surface focalisée du spot laser :

$$I = \frac{P}{S} \quad (\text{I.1})$$

Le temps d'interaction t [s] (supposé en L-PBF entre 10^{-2} et 10^{-4} s) est quant à lui défini dans l'équation (I.2), avec d [mm] le diamètre du faisceau et V [mm.s⁻¹] la vitesse de balayage :

$$t = \frac{d}{V} \quad (\text{I.2})$$

Des paramètres énergétiques peuvent être définis, tels que la densité d'énergie sous forme linéique (LED en J.mm⁻¹) ou encore volumique (VED en J.mm⁻³) décrites en équations (I.3) et (I.4) :

$$LED = \frac{P}{V} \quad (I.3)$$

$$VED = \frac{P}{V \times S} \quad (I.4)$$

Néanmoins, leurs formulations peuvent varier dans la littérature et leurs significations physiques ne sont pas encore entièrement vérifiées. L'équation (I.4) présente l'avantage d'être applicable dans le cas du monocordon, mais elle ne prend pas en compte les éléments liés au lit de poudre. L'équation (I.5) propose une autre formule qui définit la densité d'énergie volumique en s'appuyant davantage sur les stratégies de fabrication en machine. Comme illustré en Figure I.5, le recouvrement à travers l'écart vecteur h ainsi que l'épaisseur de couche e sont pris en compte :

$$VED_{3D} = \frac{P}{h \times e \times V} \quad (I.5)$$

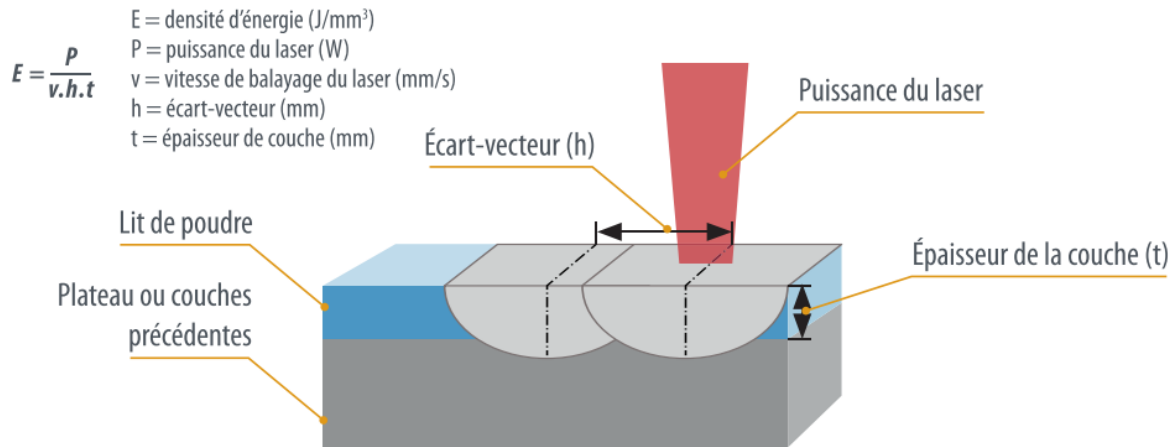


FIGURE I.5 – Densité d'énergie volumique définie en fonction des paramètres de fabrication en L-PBF (CETIM, 2019).

Cette écriture traduit davantage les spécificités du procédé L-PBF notamment au regard de la superposition des cordons et des couches, mais elle ne prend pas en compte le diamètre du spot laser, qui influe pourtant sur la répartition énergétique. Enfin, SCIPIONI BERTOLI et al., 2017 proposent une formule prenant en compte à la fois le diamètre d et l'épaisseur de couche de poudre e dans l'équation (I.6). Ils montrent que cette formule permet de définir un seuil minimal pour l'obtention d'un cordon stable en L-PBF ($100 \text{ J} \cdot \text{mm}^{-3}$ dans le cas du 316L) mais que son utilisation est limitée. En effet, celle-ci comme les précédentes ne traduisent pas la physique complexe du bain liquide (notamment les flux de chaleur et de matière forcés par le phénomène de vaporisation) et ne permettent donc pas systématiquement de prédire la morphologie des cordons et leur stabilité.

$$VED_{bis} = \frac{P}{V \times d \times e} \quad (I.6)$$

À l'échelle de l'interaction laser-matière, il existe plusieurs régimes hydrodynamiques, dépendant de l'intensité laser apportée, du temps d'interaction et de la vitesse. Deux types de fusion sont décrits ci-dessous : le régime de conduction et le régime de capillaire.

I.2.1.1 Le régime de conduction

Le premier type de fusion est le mode conductif, correspondant aux faibles intensités laser ($<10^6 \text{ W.cm}^{-2}$). Dans ce cas, les transferts de chaleur suivent des mécanismes convectifs dits libres, principalement dus aux gradients de température entre le centre et les bords du bain. Ces gradients de température entraînent des gradients de tension de surface (une augmentation de la température induit généralement une diminution de la tension de surface et inversement). Des courants volumiques se créent alors dans le bain de fusion comme illustré en Figure I.6, sous les effets appelés de Marangoni. Ces effets, déjà observés en soudage par MAHRLE et SCHMIDT, 2002 ou plus récemment FABBRO et al., 2018, sont accentués en L-PBF car la conductivité thermique moindre du lit de poudre par rapport au matériau massif rend également plus difficiles les transferts de chaleur du bain de fusion au matériau environnant (COURTOIS et al., 2013). Pour la plupart des métaux, le métal liquide circule du centre vers les bords de la zone fondue (Figure I.6(a)), c'est-à-dire du plus chaud vers le moins chaud.

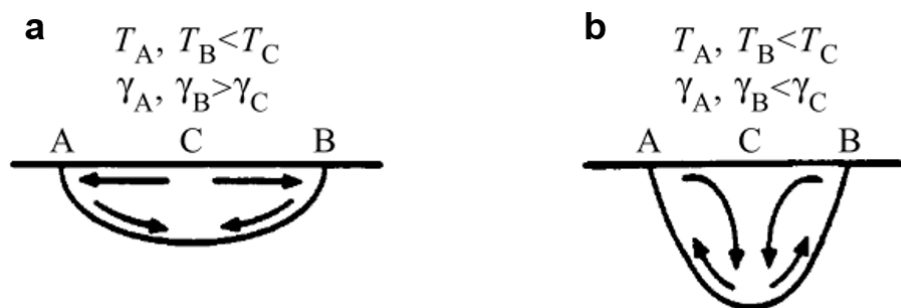


FIGURE I.6 – Représentation des effets de Marangoni en fonction du gradient de tension de surface d'après MILLS et al., 1998 (a) mouvements centrifuges entraînant un cordon large et peu pénétrant : (b) mouvements centripètes entraînant un cordon plus profond et étroit.

Dans le cas particulier de l'aluminium, les effets de Marangoni sont accentués en présence d'oxygène. En effet, la formation d'alumine en surface du bain liquide induit une diminution de la tension de surface. OLAKANMI, 2013 indique qu'en présence d'oxygène, une inversion des gradients de surface entre le centre et les bords du bain a lieu, inversant ainsi la direction du flux de Marangoni (Figure I.6(b)). De plus, l'alumine ayant une réflectivité supérieure à l'aluminium dans le cas du rayonnement IR, une plus grande densité d'énergie incidente est nécessaire pour faire fondre le matériau lorsqu'il est recouvert d'une couche d'oxyde. Or, une fois la couche fondue, cette plus grande densité d'énergie est absorbée et implique une augmentation des gradients de température entre le centre et les bords du bain.

I.2.1.2 Le régime de capillaire

Le second type de fusion est le régime de capillaire, appelé aussi *keyhole*, correspondant aux densités plus importantes ($>10^6 \text{ W.cm}^{-2}$). Lorsque le métal se vaporise, une plume de vapeur se forme et un phénomène de convection forcée par le capillaire vient s'ajouter à la conduction thermique libre pour déterminer la forme du bain. Cette plume génère une pression de recul, qui va creuser la surface du substrat de façon perpendiculaire comme le montre la Figure I.7. Le dépôt d'énergie dans la matière est renforcé par l'augmentation du rapport d'aspect qui augmente le nombre de réflexions du faisceau dans le capillaire.

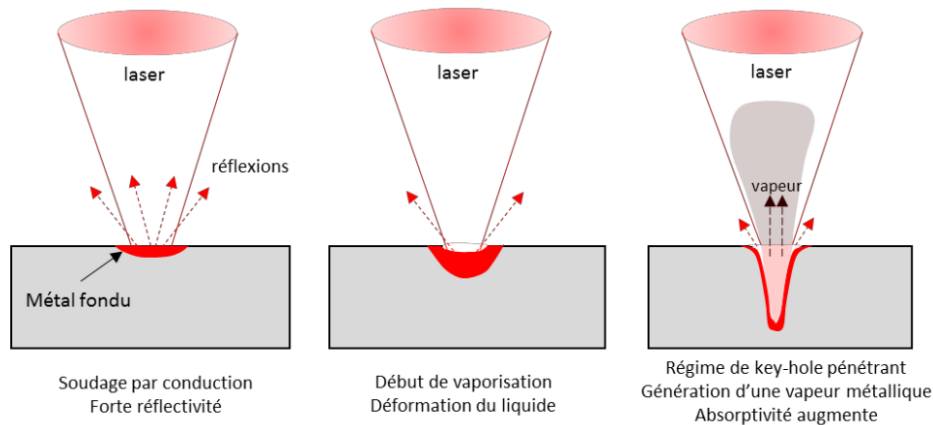


FIGURE I.7 – Les étapes de formation du capillaire de vapeur d'après GUNENTHIRAM et al., 2017.

Les points de vaporisation des éléments d'alliages dans un matériau donné vont impacter le seuil d'amorçage du capillaire. GUNENTHIRAM et al., 2018 expliquent que sa stabilité dépend ensuite de l'équilibre entre la force de la pression de vapeur (qui favorise son ouverture) et les forces de tension de surface, de gravité ou encore de pression hydrodynamique (qui favorisent sa fermeture). Cette instabilité favorise le piégeage de la phase vapeur dans le liquide et forme *in fine* des pores dans le cordon solidifié. Ces pores sont généralement de forme sphérique et seront abordés à nouveau en section I.3.2 (p.44).

En outre, la vitesse de balayage du laser a un impact direct sur l'inclinaison du front avant du *keyhole*, ce dernier dirigeant l'angle d'expulsion des vapeurs métalliques. Ce résultat est illustré dans le cas du soudage par FABBRO et al., 2006 en Figure I.8.

I.2.1.3 Généralités

Selon le mode de fusion, l'aspect du cordon sera différent. On définit le rapport d'aspect (sans unité) comme suit en équation (I.7), avec p [μm] la profondeur du cordon et d [μm] le diamètre du faisceau incident :

$$RA_L = \frac{p}{d} \quad (\text{I.7})$$

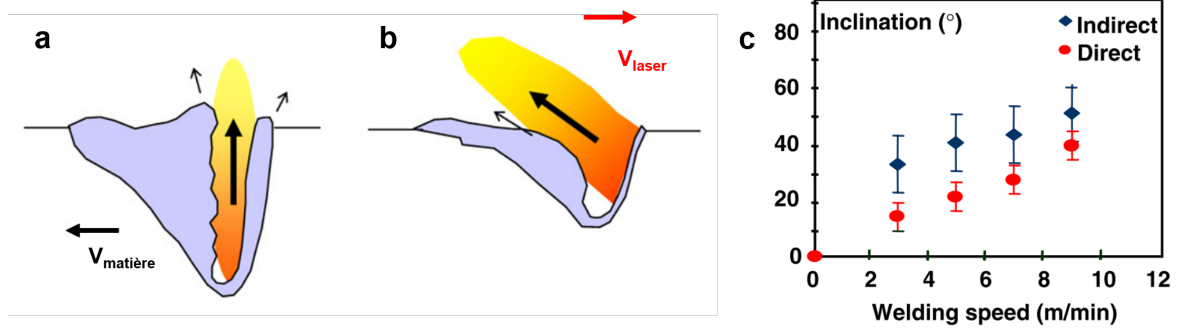


FIGURE I.8 – Schéma de la géométrie du *keyhole* en fonction de la vitesse de déplacement du laser (de gauche à droite) (a) faible vitesse : $1 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$; (b) forte vitesse : $5 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$; (c) Angles d'inclinaison mesurés du front avant du *keyhole* ("Direct" en rouge) et de la plume de vapeur ("Indirect" en bleu) en fonction de la vitesse de déplacement du laser, pour une puissance appliquée de 3 kW (FABBRO et al., 2006).

En mode conductif, les cordons sont quasi-elliptiques et présentent un rapport d'aspect inférieur ou égal à 1 (Figure I.9 (a)). À l'inverse, le mode capillaire est caractérisé par un rapport d'aspect supérieur à 1. La forme caractéristique du "trou de serrure" est alors observée (Figure I.9(b)). Il est cependant nécessaire de préciser que la morphologie du cordon dépend également fortement du matériau, et notamment de sa conductivité (les cordons d'aluminium sont en général plus larges et moins profonds).

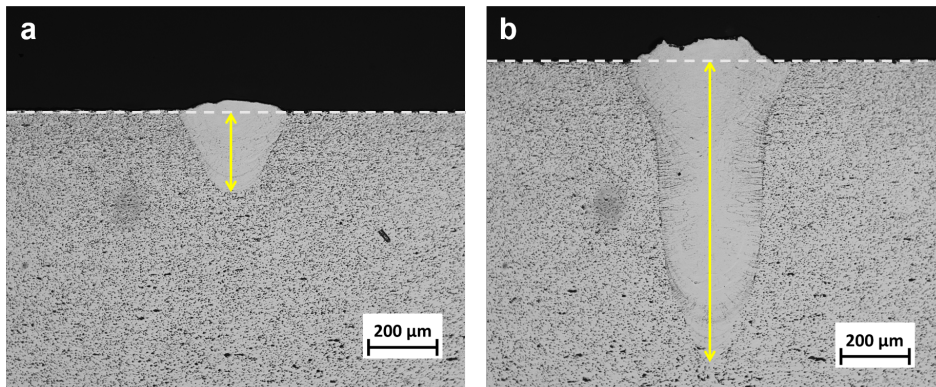


FIGURE I.9 – Cordons d'AlSi10Mg réalisés dans les conditions suivantes : $d=80 \text{ }\mu\text{m}$, $V=300 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $e=60 \text{ }\mu\text{m}$, vus en coupe (a) $P=400 \text{ W}$: régime conductif avec $RA_L < 1$; (b) $P=1000 \text{ W}$: régime de capillaire avec $RA_L > 1$. La profondeur est indiquée en jaune.

Ces deux modes de fusion dépendent ainsi des composantes hydrodynamiques décrites précédemment. En régime de capillaire, les forces de tension de surface sont négligeables face à la pression de recul. De même, selon la région du bain considérée, ces composantes sont plus ou moins importantes.

Les travaux de simulation de KHAIRALLAH et al., 2016 décrivent trois zones dans l'anatomie du cordon comme illustrées en Figure I.10 :

- Une zone de dépression sous le spot laser, où la pression de recul est la force dominante.
- Une région de transition où le flux à la surface a un net mouvement vers l'arrière du bain (en bleu), sous l'effet de la pression de recul et des mouvements de Marangoni.
- Une zone arrière du bain liquide plus calme et moins uniforme, où l'effet des tensions de surface est dominant.

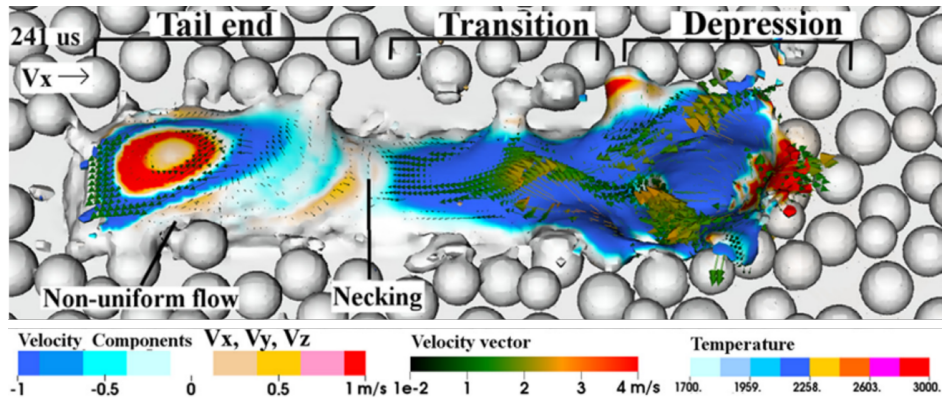


FIGURE I.10 – Simulation de KHAIRALLAH et al., 2016 illustrant les trois régions du bain, réalisée dans les conditions suivantes : $d=54 \mu\text{m}$, $P=200 \text{ W}$, $V=1500 \text{ mm.s}^{-1}$, $e=30 \mu\text{m}$. Le laser se déplace de gauche à droite. La couleur bleue ($V_x < 0$) illustre les mouvements du bain liquide principalement vers l'arrière dans les zones de dépression et de transition. Les mouvements vers l'avant (couleur rouge, $V_x > 0$) sont négligeables.

Ainsi, différents processus physiques sont mis en jeu au cours du procédé L-PBF, entraînant des comportements hydrodynamiques complexes. Ces phénomènes peuvent générer des défauts, altérant les propriétés mécaniques des pièces finies.

I.2.2 Les instabilités liées à la dynamique du bain liquide

I.2.2.1 L'instabilité de *balling*

Le *balling* est défini comme une sphéroïdisation du métal liquide, résultant de l'instabilité de Rayleigh-Plateau (GUNENTHIRAM et al., 2018). Il apparaît dans le cas d'un faible mouillage entre le métal fondu et le substrat sous-jacent, qui est défini par l'angle de contact entre les deux. Sous l'effet des tensions superficielles, le liquide a tendance à se sphéroïdiser pour minimiser son énergie de surface, créant une discontinuité des cordons. La Figure I.11 illustre la formation de ces boules de métal liquide et leur aspect après solidification.

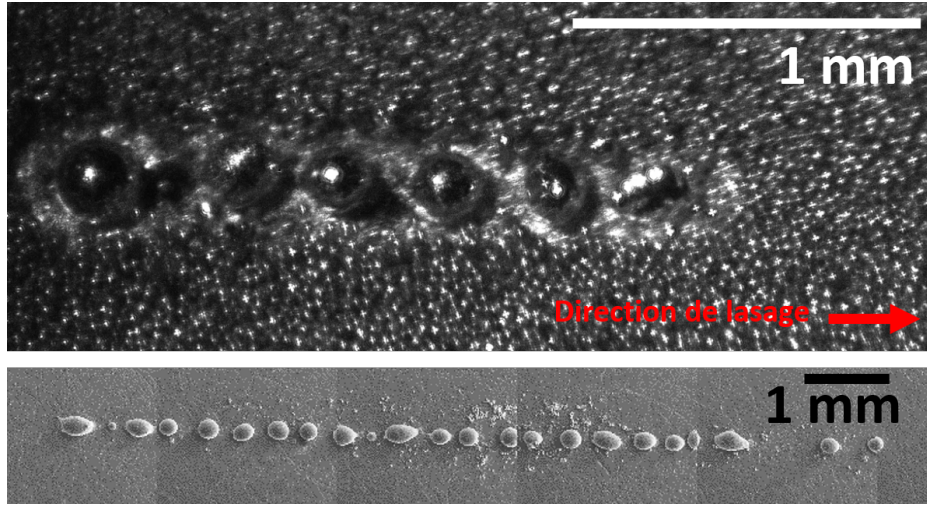


FIGURE I.11 – Phénomène de *balling* avec sphéroïdisation du métal liquide d'AlSi10Mg, observé sur le banc instrumenté du PIMM dans les conditions suivantes : $d=200\ \mu\text{m}$, $P=400\ \text{W}$, $V=1500\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $e=60\ \mu\text{m}$.

D'après Y. LIU et al., 2015, la conductivité thermique au sein du lit de poudre est 100 fois moins élevée que celle du matériau solide. De ce fait, OLAKANMI, 2013 souligne que le risque de *balling* est d'autant plus important à la première couche car le gradient de température entre la poudre et le substrat au premier passage du laser est important. Le substrat (initialement froid) ne parvient pas à atteindre l'état liquide et donc à se lier à la poudre fondue. R. LI et al., 2012 illustrent que ce phénomène est accentué par une augmentation de l'épaisseur de couche. Enfin, la présence d'une couche d'oxyde a aussi tendance à altérer la mouillabilité, c'est pourquoi R. LI et al., 2012 et OLAKANMI, 2013 concluent que la teneur en oxygène de l'atmosphère de travail a une influence sur le phénomène de *balling*, sur le 316L et l'AlSi10Mg respectivement.

Le *balling* limite l'adhésion des couches entre elles et peut altérer l'état de surface des pièces finales (R. LI et al., 2012). Il entrave également le passage du racleur au cours de la fabrication, ce qui entraîne son usure prématurée et génère des inhomogénéités de mises en couche.

I.2.2.2 L'instabilité de *humping*

Le *humping* est un phénomène bien connu en soudage. Il se caractérise par une succession de creux et de bosses au niveau d'un cordon. La Figure I.12 illustre la formation de ces bosses et leur aspect après solidification.

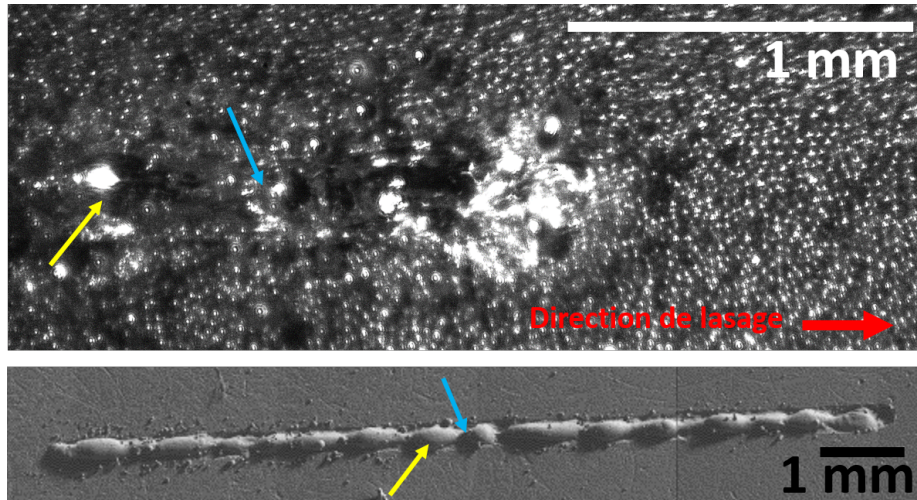


FIGURE I.12 – Phénomène de *humping* avec observation de bosses (flèches jaunes) et de creux (flèches bleues) d'AlSi10Mg, observé sur le banc instrumenté du PIMM dans les conditions suivantes : $d=150\ \mu\text{m}$, $P=1600\ \text{W}$, $V=1500\ \text{mm.s}^{-1}$, $e=120\ \mu\text{m}$.

Ce phénomène se produit dans des conditions de puissances et de vitesses élevées, et est généralement associé à un régime de fusion en *keyhole* (FABBRO, 2020). Le *humping* est favorisé par une largeur de bain réduite par rapport à la longueur (GUNENTHIRAM, 2018). FABBRO, 2010 l'expliquent par des mouvements importants du métal liquide vers l'arrière du bain, créant des "vagues" qui se solidifient. Cette explication est reprise par AI et al., 2018. De même, C. TANG et al., 2020 ajoutent que l'accumulation de métal liquide en fond de cordon est due à la compétition entre la tension de surface et la forte inertie du bain. Dans le cas des faibles tensions de surface, la fragmentation du liquide en gouttelette, éjectée à l'arrière du bain, peut retarder la formation du *humping*.

L'apparition de *humping* limite donc la vitesse maximale de fabrication et ainsi la productivité du procédé. Aussi, de même que le *balling*, il peut altérer l'état de surface des pièces finales et entraver le passage du racleur au cours de la fabrication.

I.2.3 Les éjectas

Les éjectas, ou scories, sont des particules de métal (fondu ou non) éjectées à l'interaction laser-matière. Déjà observées en découpe laser ou encore en soudage, ils sont inévitables en fabrication additive laser sur lit de poudre et peuvent être néfastes pour la qualité des pièces. Pourtant, ils sont souvent utilisés pour illustrer le procédé L-PBF dans la littérature, avec des clichés tels que celui de la Figure I.13.



FIGURE I.13 – Exemple d'éjectas en L-PBF observés sur banc instrumenté au PIMM.

Ces dernières années, une prise de conscience de leur nocivité a amené de plus en plus d'études portant sur l'analyse des éjectas au cours du procédé L-PBF, comme l'illustrent Z. LI et al., 2022 dans la Figure I.14.

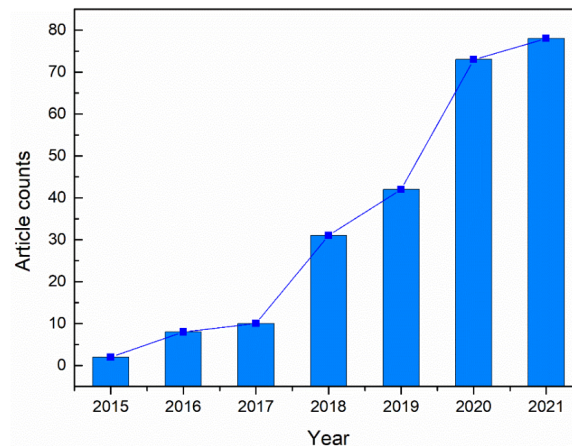


FIGURE I.14 – Nombre de publications scientifiques à propos du phénomène d'éjectas en L-PBF depuis 2015 (d'après les recherches de Z. LI et al., 2022 sur *Web of Science* avec les mots clés "spatter" associés à "laser-powder bed fusion" ou "selective laser melting").

I.2.3.1 Origines des éjectas

La génération des éjectas est majoritairement provoquée par la présence de la plume de vapeur, qui interagit à la fois avec le bain liquide et la poudre environnante. Plusieurs catégories d'éjectas peuvent être définies. Une première distinction est faite par Y. LIU et al., 2015, qui distinguent (i) les éjectas sous forme de gouttelettes issues du bain de fusion ; (ii) les éjectas "poudre" constitués de particules de poudre entraînées par le flux de gaz.

D. WANG et al., 2017 détaillent davantage la première catégorie en décrivant trois types d'éjectas issus du bain liquide, comme illustrés en Figure I.15 :

- Type I : Sous l'effet de la pression de recul et de l'expansion de la plume de vapeur, un jet de métal liquide est expulsé verticalement. Ce dernier se décompose en gouttelettes qui parcourent une distance importante avant de retomber sur le lit de poudre. Le refroidissement très rapide qui se produit en s'éloignant de la zone d'irradiation du laser permet aux gouttelettes de se solidifier en cours de vol pour former des sphères régulières.
- Type II : Sous l'effet de la pression de recul et de l'expansion de la plume de vapeur, un jet de métal liquide est expulsé vers l'arrière du bain. Ce dernier se décompose en gouttelettes qui retombent peu après sur le lit de poudre, à l'état partiellement solidifié. Les particules de poudre environnantes adhèrent à ces éjectas et leur confèrent leur aspect irrégulier.
- Type III : Sous l'effet des mouvements du bain liquide au passage du laser et de l'expansion du gaz, le liquide accumulé à l'avant du bain déferle sur le lit de poudre tel une vague. Il retombe immédiatement sur le lit de poudre, mouillant les particules environnantes pour former de larges agglomérats à l'aspect grossier.

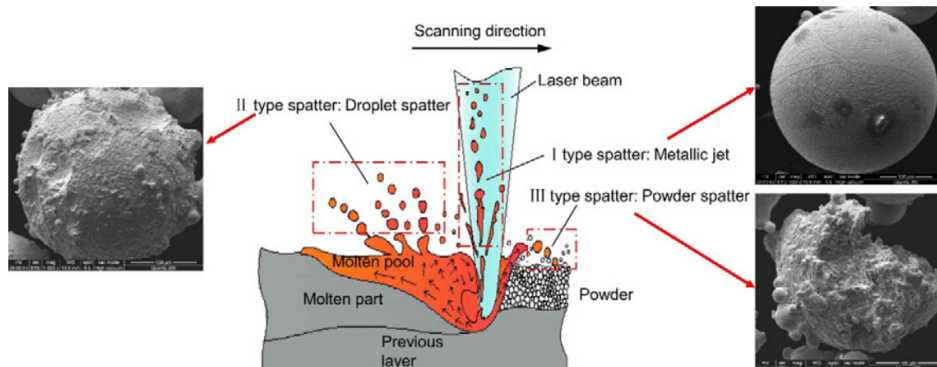


FIGURE I.15 – Les différents types d'éjectas issus du bain liquide décrits par D. WANG et al., 2017 : I. Particule sphérique issue du jet de métal liquide à forte composante verticale; II. Particule quasi sphérique présentant des satellites, issue du jet de métal liquide vers l'arrière du bain; III. Particule agglomérée très irrégulière, issue d'une déferlante de liquide à l'avant du bain.

Les différentes études dans la littérature s'accordent globalement sur cette distinction entre éjectas issus du bain liquide. On retrouve en effet des descriptions similaires dans les travaux de simulation de KHAIRALLAH et al., 2016. LY et al., 2017 évoquent également une catégorie d'éjectas correspondant à des gouttelettes issues du bain liquide sous l'effet de la pression de recul. Ils distinguent par ailleurs trois autres types d'éjectas "poudre" entraînés par le flux de gaz ambiant induit, comme illustrés en Figure I.16.

Leur différence repose notamment sur leur trajectoire :

- Type 1 : Une particule du lit de poudre est entraînée avec une faible composante verticale en direction du bain liquide et y est absorbée.
- Type 2 : Une particule du lit de poudre éloignée de l'interaction laser-matière (au-delà de 2 fois la largeur du bain) est entraînée avec une forte composante verticale. Elle est éjectée sans rencontrer la source de chaleur et reste à l'état solide (particule "froide").
- Type 3 : Une particule du lit de poudre proche de l'interaction laser-matière (moins de 2 fois la largeur du bain) est entraînée avec une forte composante verticale. Elle est éjectée suffisamment proche du laser pour être fondue (particule "chaude").

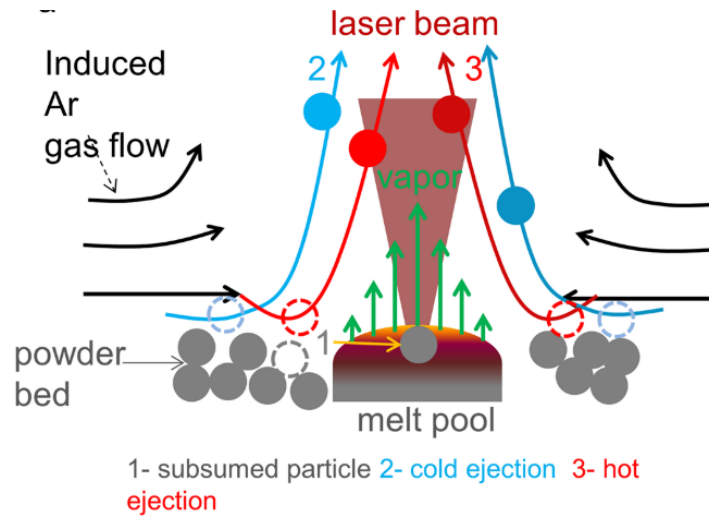


FIGURE I.16 – Les différents types d'éjectas issus d'un entraînement de poudre décrits par LY et al., 2017 : (1) Particule entraînée directement au sein du bain liquide ; (2) Particule "froide" entraînée loin de l'interaction laser-matière ; (3) Particule entraînée proche de l'interaction laser-matière, qui devient "chaude" au contact de la plume de vapeur ou du laser.

Cet entraînement par le flux de gaz est expliqué par MATTHEWS et al., 2016 qui évoquent à la fois la détente de la plume de vapeur et le flux de gaz environnant. Selon la pression dans l'enceinte, ces deux effets sont plus ou moins dominants :

- À haute pression d'une part, l'effet Bernouilli dû à la différence de pression entre la zone d'interaction avec le laser et l'environnement crée un flux de gaz entraînant les poudres, comme illustré en Figure I.17 (a). Alors que certaines vont alimenter le cordon, les autres sont éjectées à distance.
- À faible pression d'autre part, l'effet du gaz environnant est négligeable, et la poudre tend à être éjectée par la plume de vapeur métallique, qui se détend d'autant plus que la pression est basse, comme illustré en Figure I.17 (b). Dans ce cas le phénomène d'apport de poudre dans le cordon est absent.

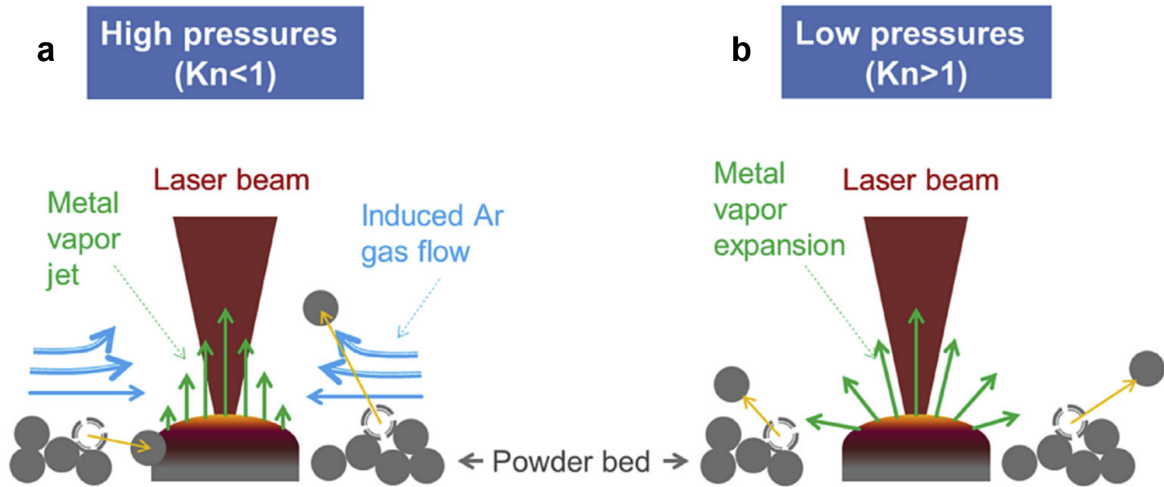


FIGURE I.17 – Phénomène d’entraînement de particule à l’origine de la dénudation, décrit par MATTHEWS et al., 2016. (a) cas des fortes pressions qui créent un flux de gaz ambiant ; (b) cas des faibles pressions où l’effet du gaz environnant est négligeable.

MATTHEWS et al., 2016 indiquent que les particules proches du bain (à une distance de l’ordre du diamètre d’un grain de poudre) peuvent y être attirées par capillarité après contact direct avec le liquide, ce qui contribue d’une autre façon à la dénudation et à l’apport de matière du cordon. En effet, les mouvements du bain sont dirigés vers l’extérieur sous l’effet de la pression de recul et des forces de Marangoni, ce qui peut causer des débordements.

Cela est confirmé par les simulations de KHAIRALLAH et al., 2016, illustrées en Figure I.18, même si ce phénomène reste négligeable.

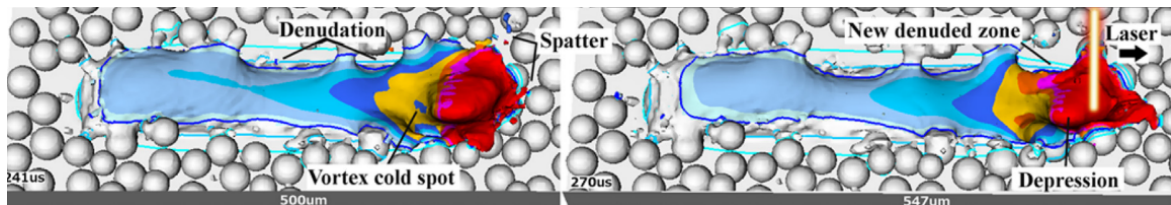


FIGURE I.18 – Simulation KHAIRALLAH et al., 2016 illustrant les effets de capillarité en partie à l’origine du phénomène de dénudation, réalisée dans les conditions suivantes : $d=54 \mu\text{m}$, $P=200 \text{ W}$, $V=1500 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $e=30 \mu\text{m}$.

La distinction entre particules évoquée plus haut est également soutenue par les travaux de LEUNG et al., 2018. YOUNG et al., 2020 quant à eux reprennent des éléments similaires pour décrire cinq types d’éjectas illustrés en Figure I.19, et étudier leurs modes de formation respectifs :

- Les éjectas solides (Figure I.19 (a)) : comparables ici au type 2 de LY et al., 2017.
- Les éjectas issus d’un jet de métal liquide (Figure I.19 (b)) : comparables aux types I de D. WANG et al., 2017.
- Les agglomérats (Figure I.19 (c)) : comparables au type III de D. WANG et al., 2017, auxquels sont ajoutés les agglomérats de particules liquide-liquide qui entrent en collision en vol, également évoqués par NASSAR et al., 2019.

- Les éjectas de poudres entraînées et fondues (Figure I.19 (d)) : comparables au type 3 de LY et al., 2017.
- Les éjectas résultant d'un défaut de type porosité (Figure I.19 (e)), non mentionnés par les autres auteurs.

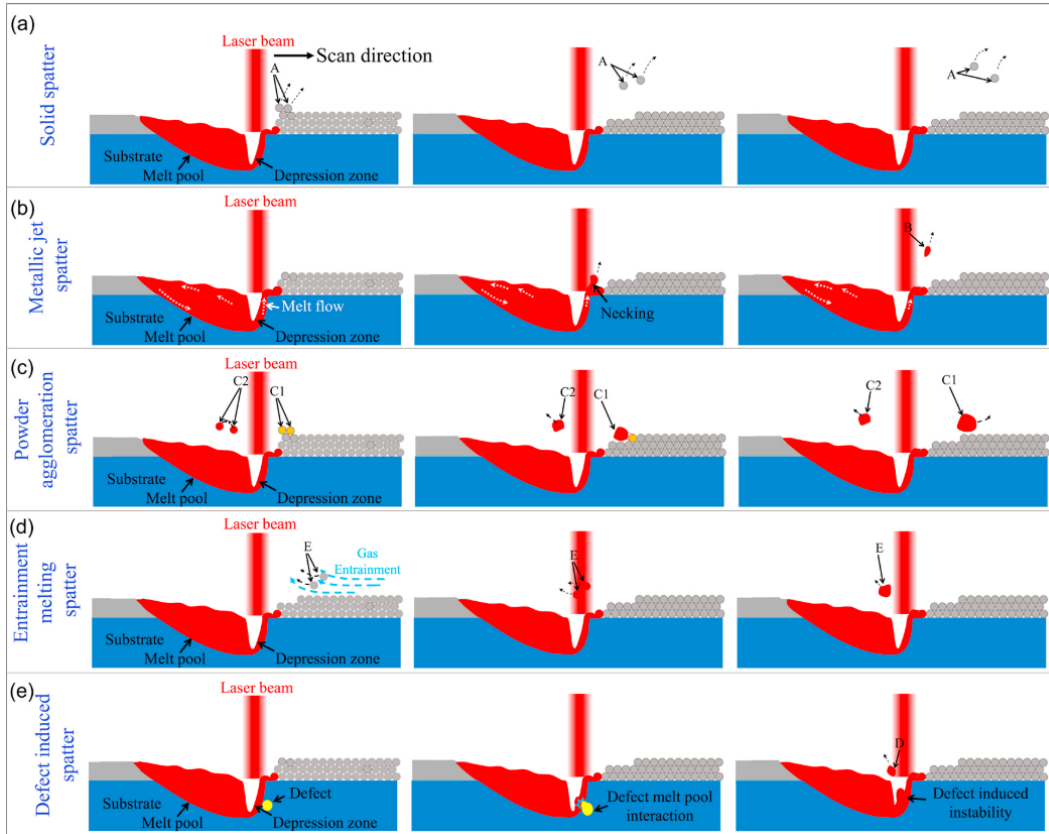


FIGURE I.19 – Les différents types d'éjectas décrits par YOUNG et al., 2020 : (a) particules de poudre entraînées à l'état solide ; (b) particule issue d'un jet de métal liquide ; (c) agglomérats générés soit par collision de deux gouttelettes liquides (A) soit par une déferlante de liquide sur la poudre à l'avant du bain (C) ; (d) particules entraînées vers la zone d'interaction laser-matière par le flux de gaz ambiant induit ; (e) particule issue d'une instabilité du bain liquide au passage du laser sur un défaut.

LY et al., 2017 estiment la proportion des éjections de matières ainsi : 15 % de gouttelettes issues du bain liquide (vitesse estimée à $3-8 \text{ m.s}^{-1}$), 25 % d'éjectas "poudre" à l'état solide (vitesse estimée à $2-4 \text{ m.s}^{-1}$) et 60 % d'éjectas "poudre" fondus (vitesse estimée à $6-20 \text{ m.s}^{-1}$). Ils remarquent ainsi que les particules de poudres entraînées par la plume proche de l'interaction laser-matière sont plus rapides que les particules issues du bain liquide, ce qui est confirmé par Y. LIU et al., 2015 mais pas par YOUNG et al., 2020 qui estiment que les particules issues du jet de métal liquide sont plus rapides. L'entraînement des particules par le gaz est le mécanisme dominant d'éjections de matière, ce qui est vérifié par ZHENG et al., 2018.

I.2.3.2 Impact des éjectas sur le procédé

GASPER et al., 2018 décrivent en Tableau I.2 sept catégories post-mortem d'éjectas observés en Inconel 718. LUTTER-GÜNTHER et al., 2018 montrent en Figure I.20 ces différents types d'éjectas (poudres, éjectas sphériques, agglomérats) collectés en machine L-PBF dans le cas de l'AlSi10Mg. Ils précisent que les éjectas d'AlSi10Mg sont riches en oxygène, car ils emportent avec eux une partie de la couche d'oxyde à la surface du bain de fusion. Ainsi, ils notent que la concentration en oxygène de la pièce finale est inférieure à celle de la poudre initiale. Dans le cas des alliages d'aluminium, LUTTER-GÜNTHER et al., 2018 précise qu'une concentration élevée en alumine dans les pièces peut diminuer les propriétés en agissant comme initiateur de contrainte lors de chargements dynamiques. SIMONELLI et al., 2015 révèlent quant à eux la présence d'oxydes en surface des éjectas de 316L et d'AlSi10Mg, avec des concentrations importantes en éléments d'alliages volatils présents dans la poudre initiale.

Caractéristiques	Taille (μm)	Mécanisme d'éjection
Particule sphérique similaire à la poudre initiale	15-45	Particule entraînée sans rencontrer la source de chaleur (Type 2)
Particule non sphérique équivalente à de la poudre initiale altérée	15-45	Particule entraînée rencontrant la source de chaleur (Type 3)
Grosse particule singulière	45-111	Particule issue du bain liquide (Type I ou II)
Particule oxydée	23-128	Particule issue du bain liquide (Type I ou II) ou particule entraînée rencontrant la source de chaleur (Type 3)
Petite particule	< 15	Particule issue du bain liquide (Type I) ou particule entraînée rencontrant la source de chaleur se décomposant (Type 3)
Agglomérats	< 273	Mécanismes divers (Type III + coalescence des particules)

TABLEAU I.2 – Différentes catégories d'éjectas observées par GASPER et al., 2018 après fabrication.

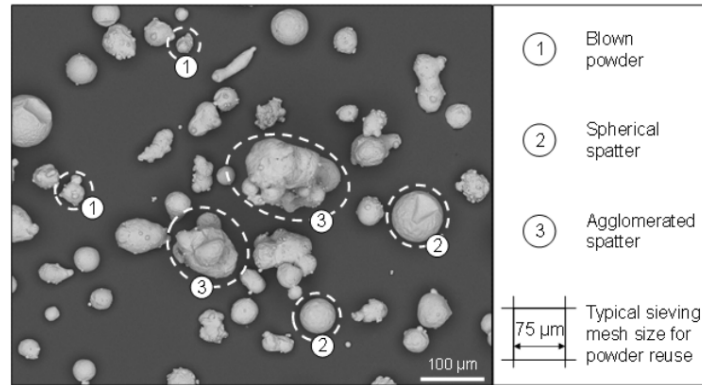


FIGURE I.20 – Éjectas d'AlSi10Mg observés par LUTTER-GÜNTHER et al., 2018 : (1) particule de poudre entraînée par le flux de gaz ; (2) particule sphérique issue d'un jet de métal liquide ; (3) agglomérat issu de la collision de particules chaudes ou de la chute d'une goutte liquide sur le lit de poudre.

En fonction de leur taille, les éjectas n'ont pas les mêmes conséquences sur les pièces finies, comme l'illustre la Figure I.21.

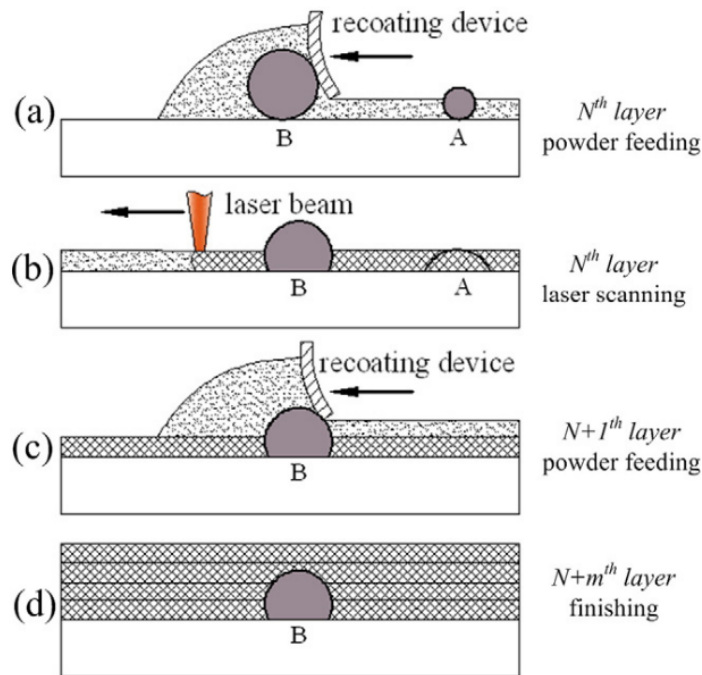


FIGURE I.21 – Défauts générés en fonction de la taille des éjectas : éjecta (A) petite particule recouverte de poudre à la couche suivante et refondue, pouvant générer une inclusion d'oxyde ; éjecta (B) grosse particule entravant l'étalement de la couche suivante et ne pouvant pas être refondue, générant des porosités et des inclusions (Y. LIU et al., 2015).

YOUNG et al., 2020 considèrent que les plus gros éjectas sont les agglomérats. D'après YIN et al., 2019, ces derniers peuvent atteindre quatre fois la taille de la poudre initiale. GUNENTHIRAM et al., 2018 observent des éjectas issus du bain mesurant jusqu'à 200 μm de diamètre. Les éjectas entraînés par le flux de gaz et n'interagissant pas entre eux gardent à

l'inverse une distribution proche de celle de la poudre initiale. C'est pourquoi, deux catégories seront plus tard définies dans ces travaux selon un critère de nocivité lié à la taille, notamment pour l'analyse du Chapitre IV.

D'après Y. LIU et al., 2015, les petits (particule A) peuvent être recouverts de poudre et refondus, n'induisant donc pas de défauts. À l'inverse, les gros (particule B) ne peuvent être recouverts, et entravent le bon étalement de la poudre, créant des "trous" à leur proximité. Ils ne peuvent non plus être refondus, du fait de leur taille mais aussi de l'importante couche d'oxyde ayant un point de fusion plus haut que la poudre initiale. D. WANG et al., 2017 confirment cela et ajoutent que les éjectas adhérant à la dernière couche fondue peuvent endommager le racleur lors de l'étalement de la couche de poudre suivante.

En contaminant le lit de poudre, les éjectas induisent ainsi pores et inclusions, diminuent la densité des pièces et altèrent l'état de surface. SCHWERZ et al., 2021 établissent une corrélation directe entre la présence d'éjectas et des manques de fusion. Or, GONG et al., 2015 ; YADOLLAHI et al., 2015 montrent dans leurs travaux respectifs sur le TA6V et le 17-4PH que les défauts les plus critiques en L-PBF sont les pores, les poudres non fondues qui impactent les propriétés en traction (Figure I.22 (a)), et ceux proches de la surface qui impactent les propriétés en fatigue (Figure I.22 (b)).

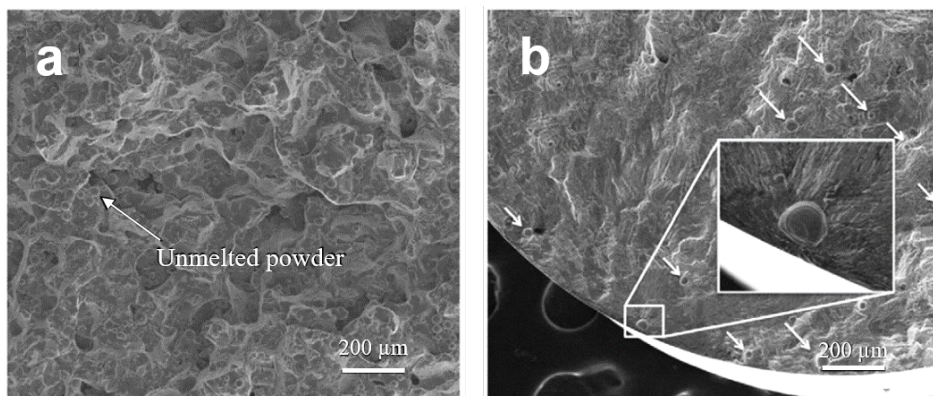


FIGURE I.22 – Défauts issus des éjectas observés par GONG et al., 2015 sur des éprouvettes de TA6V fabriquées par L-PBF : (a) particules de poudre non fondues observées sur le faciès de rupture ductile d'une éprouvette de traction ; (b) particule de poudre non fondue à l'origine de l'initiation de la fissure en surface, observée sur le faciès de rupture d'une éprouvette de fatigue.

D'après Y. LIU et al., 2015, pour des densités d'énergie de l'ordre de 10^6 W.cm^{-3} , la production d'éjectas de 316L peut varier périodiquement, comme illustré en Figure I.23. En s'appuyant sur FABBRO et al., 2004 ; FABBRO et al., 2006, il est expliqué que le nuage de vapeur métallique est tellement important qu'il absorbe une partie de l'énergie incidente du laser et diffracte les radiations. Le lit de poudre reçoit donc moins d'énergie, ce qui réduit la vaporisation du métal, et donc les éjectas. Ce phénomène se reproduit de façon répétée pendant la fabrication, et sera d'ailleurs observé dans les essais de cette thèse sur alliages d'aluminium. Les difficultés de détection des particules induites par cette périodicité seront notamment évoquées au Chapitre III.

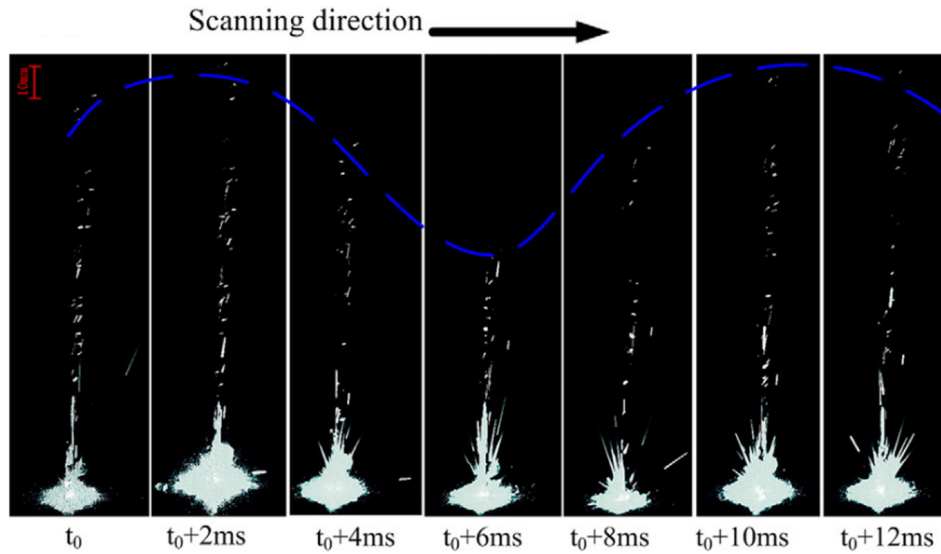


FIGURE I.23 – Observation des éjectas de 316L au cours du temps par Y. LIU et al., 2015, avec une densité d'énergie de $1.04 \times 10^6 \text{ W.cm}^{-3}$.

En outre, après le lasage d'un monocordon en L-PBF, une zone sans poudre peut se dévoiler le long de ce dernier. La Figure I.24 montre l'absence de poudre aux abords d'un cordon d'AlSi10Mg solidifié : c'est le phénomène de dénudation. Comme évoqué précédemment, MATTHEWS et al., 2016 montrent que la première cause de cette dénudation est l'entraînement des particules de poudre par le gaz, ce qui est confirmé par les simulations de CHEN et YAN, 2020.

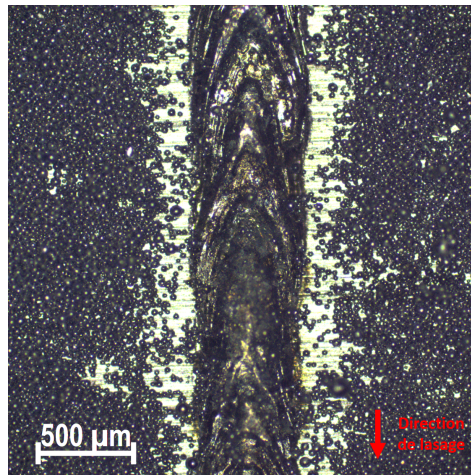


FIGURE I.24 – Phénomène de dénudation visible sur un cordon d'AlSi10Mg réalisé sur banc instrumenté dans les conditions suivantes : $d=150 \mu\text{m}$, $P=1400 \text{ W}$, $V=500 \text{ mm.s}^{-1}$, $e=120 \mu\text{m}$.

YADROITSEV et SMUROV, 2011 montrent dans la Figure I.25 que la dénudation conduit à l'irrégularité de la hauteur des cordons au sein d'une même couche, car les zones dénudées induisent moins de poudre disponible pour former les cordons suivants. Cet effet peut être compensé en travaillant avec un écart vecteur inférieur ou égal à la taille du cordon, pour favoriser le recouvrement.

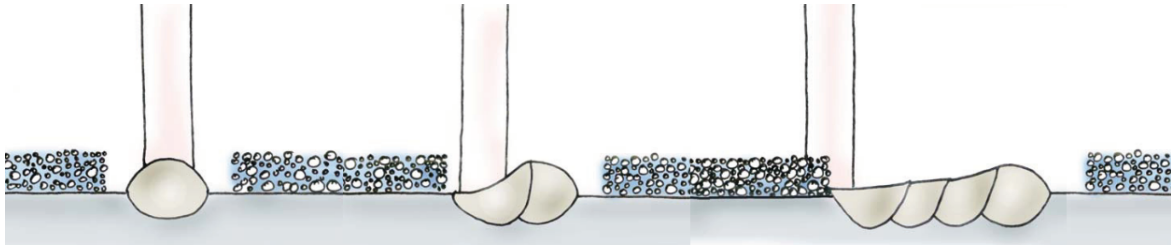


FIGURE I.25 – Schéma décrivant l'irrégularité de taille de cordons successifs, due au phénomène de dénudation (YADROITSEV & SMUROV, 2011).

Enfin, les éjectas posent également la question de la recyclabilité des poudres. FEDINA et al., 2021 les identifient comme étant une source de contamination de la poudre à travers l'accumulation de particules de formes irrégulières et de tailles supérieures à la granulométrie initiale (via les agglomérats notamment). TAHERI et al., 2018 illustrent la présence de grosses particules dans les poudres récupérées d'AlSi10Mg après fabrication en Figure I.26. Ces particules peuvent être éliminées par des étapes de tamisage, mais d'autres problèmes subsistent. RAZA, FIEGL et al., 2021 évoquent la dégradation des poudres d'aluminium au fur et à mesure des recyclages du fait notamment de l'accumulation d'éjectas présentant des couches d'oxyde importantes. Cela est confirmé par FEDINA et al., 2021 qui constatent une augmentation du taux d'oxygène au fur et à mesure des cycles dans le cas de l'acier AISI 4130.

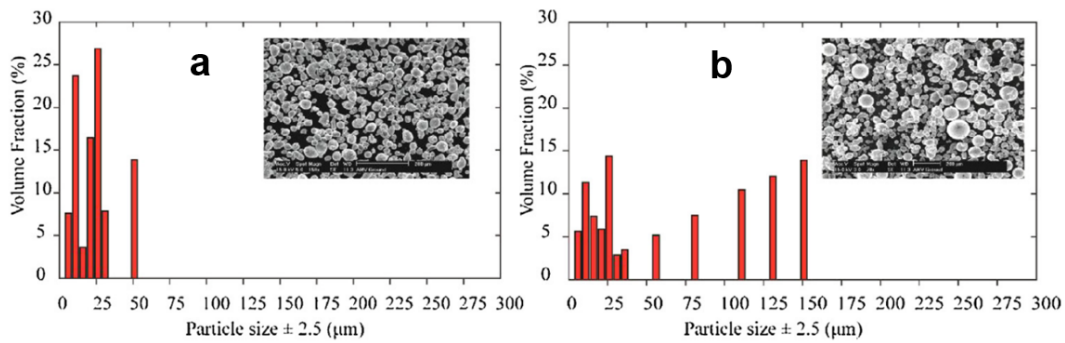


FIGURE I.26 – Granulométrie des poudres d'AlSi10Mg (a) avant fabrication ; (b) après fabrication (TAHERI et al., 2018).

Y. LIU et al., 2015 remarquent que les pièces de 316L réalisées avec de la poudre recyclée sont plus poreuses et ont de moins bonnes propriétés en traction que celles réalisées avec de la poudre vierge. Même constat pour AHMED et al., 2020 ; ALI et al., 2019 sur l'acier 17-4PH, qui notent en plus un état de surface dégradé. D. WANG et al., 2017 montrent d'ailleurs en Figure I.27 de nombreuses impuretés en surface en utilisant des poudres de CoCr recyclées. D. WANG et al., 2020 démontrent que les propriétés mécaniques sont fortement impactées, comme illustré en Figure I.28. Les courbes de contrainte-déformation illustrent des ruptures fragiles, avec une diminution de moitié de l'allongement à la rupture dès cinq cycles d'utilisation.

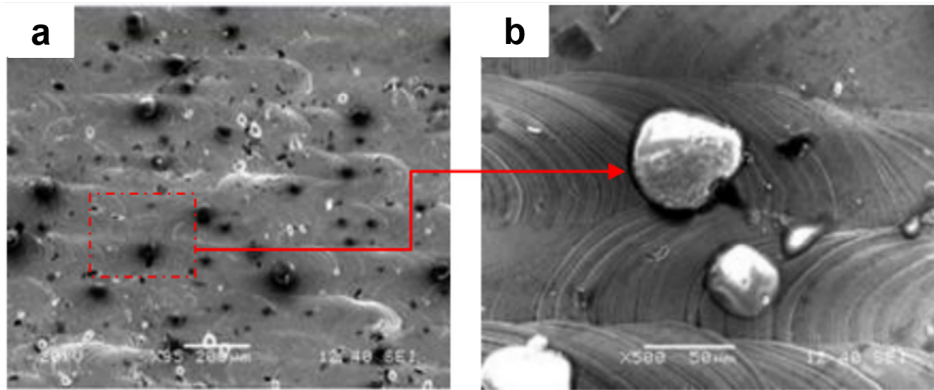


FIGURE I.27 – (a), (b) Défauts observés au MEB par D. WANG et al., 2017 en surface des pièces fabriquées avec des poudres recyclées (6 cycles) de CoCr.

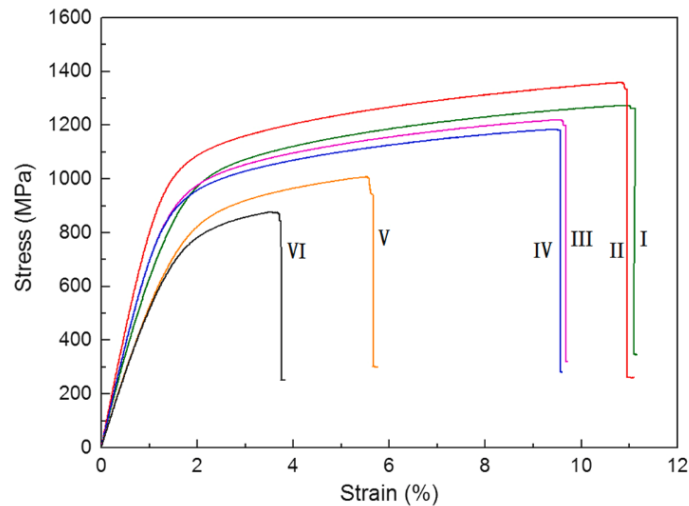


FIGURE I.28 – Effet du recyclage de la poudre sur les propriétés en traction d’alliage CoCr fabriqué par L-PBF. La courbe I correspond au premier cycle d’utilisation de la poudre (poudre vierge) tandis que la courbe VI correspond au sixième cycle de la poudre (D. WANG et al., 2020).

POWELL et al., 2020 indiquent qu’il est difficile de définir un nombre limite de cycles pour un lot de poudre métallique, cela pouvant varier en fonction des matériaux et des conditions de fabrication (paramètres laser, temps et volume de fabrication, atmosphère...). Z. LI et al., 2022 résumant en Tableau I.3 différents résultats de la littérature sur le sujet, qui visiblement varient du simple au double ne peuvent donc être pris comme référence. CORDOVA et al., 2019 remarquent que les alliages dits ”légers” comme l’aluminium sont davantage impactés par la réutilisation des poudres, avec un élargissement de la distribution de taille des particules plus important que pour les alliages de titane ou de nickel.

Ces problèmes de recyclabilité entraînent des pertes de matière supplémentaires et augmentent ainsi les coûts du procédé L-PBF. Il existe néanmoins des alternatives pour améliorer l’état des poudres recyclées. POWELL et al., 2020 évoquent la re-sphéroïdisation des poudres par plasma, qui permettrait de retrouver l’état initial des poudres.

I.2. PHYSIQUE DE L'INTERACTION LASER-MATIÈRE EN L-PBF

Matériau	Granulométrie (μm)	Nombre de cycles	Références
316 L	20-45	10-15	GORJI et al., 2019 DELACROIX et al., 2022
TA6V	< 63	21-31	H. P. TANG et al., 2015 QUINTANA et al., 2018
AlSi10Mg	20-63	6-30	CORDOVA et al., 2019 MOHD YUSUF et al., 2020
17-4 PH	15-45	5-11	NEZHADFAR et al., 2018 JACOB et al., 2017
Hastelloy X	20-60	6	HE et al., 2022

TABLEAU I.3 – Synthèse du nombre limite de cycles des poudres en L-PBF mentionné dans la littérature pour différents alliages, par R. LI et al., 2012.

Pour comprendre et limiter l'impact de ces éjectas sur le procédé, différentes études ont porté sur l'effet des paramètres laser sur leur génération.

I.2.3.3 Effet des paramètres laser sur les éjectas

GUNENTHIRAM et al., 2018 observent sur le 316L que, à l'exception des cas de *balling*, une augmentation d'énergie (via une augmentation de la puissance ou une diminution de la vitesse) induit davantage d'éjections de matière, comme illustré en Figure I.29.

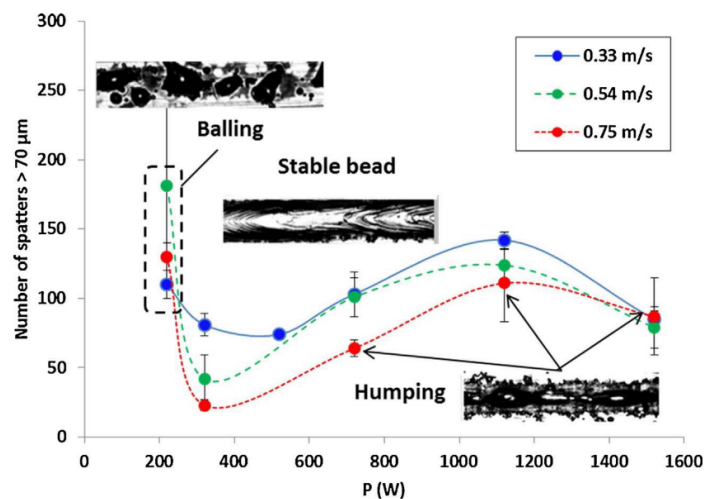


FIGURE I.29 – Influence de la puissance et de la vitesse du laser sur la génération de gros éjectas ($>70 \mu\text{m}$ de diamètre) de 316L. Le nombre augmente avec l'énergie apportée, en dehors du phénomène de *balling* (GUNENTHIRAM et al., 2018).

TAHERI et al., 2018 s'accordent sur ce point concernant l'AlSi10Mg, en observant toutefois qu'une diminution d'éjections de matière au cours du procédé n'est pas nécessairement synonyme d'une diminution des défauts dans la pièce finale. En effet, lorsque l'énergie apportée est plus faible, il est plus difficile de refondre les éjectas venus se déposer sur le lit de poudre. TAHERI et al., 2018 précisent ensuite que l'effet de la vitesse est plus marqué que celui de la puissance, ce qui est également mentionné par ZHENG et al., 2018 qui étudient son effet sur la plume de vapeur dans le cas de l'acier inoxydable 304L.

La densité d'énergie a également une influence sur la plume de vapeur métallique, et donc sur la dénudation, comme étudié dans les simulations de CHEN et al., 2022. YOUNG et al., 2020 proposent en Figure I.30 des cartographies illustrant l'effet des variations de puissance et de vitesse sur les différents types d'éjectas d'AlSi10Mg. Il apparaît par exemple que les éjectas solides de type poudre entraînée sont présents pour toutes les paramétries étudiées, contrairement aux éjectas issus d'un jet de métal liquide.

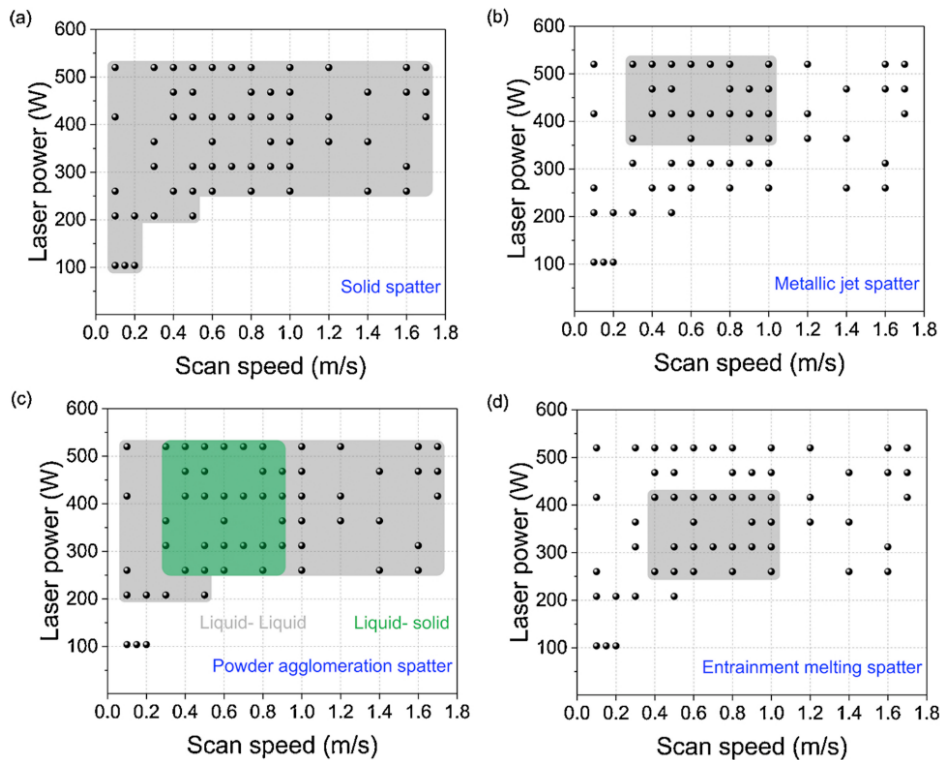


FIGURE I.30 – Cartographies d'apparition des éjectas d'AlSi10Mg par type, en fonction de la puissance et de la vitesse de scan du laser, d'après YOUNG et al., 2020 : (a) particules de poudre entraînées à l'état solide ; (b) particules issues d'un jet de métal liquide ; (c) agglomérats générés soit par collision de deux gouttelettes liquides soit par une déferlante de liquide sur la poudre à l'avant du bain ; (d) particules entraînées vers la zone d'interaction laser-matière par le flux de gaz ambiant induit.

YIN et al., 2019 évoquent également pour l'Inconel 718 des jets de métal liquide plus importants à forte puissance, qui peuvent affecter la morphologie du cordon. Ils remarquent par ailleurs que ces jets peuvent être absorbés à nouveau par le bain, comme illustré en Figure I.31. GUNENTHIRAM et al., 2018 évoquent également ce phénomène de gouttelettes liquides non éjectées mais directement incorporées au bain, notamment dans le cas d'une large taille de spot laser ($d=500 \mu\text{m}$). L'augmentation de la taille de spot pour une même VED est aussi mentionnée par SOW et al., 2020 comme un élément stabilisateur du point de vue des éjectas.

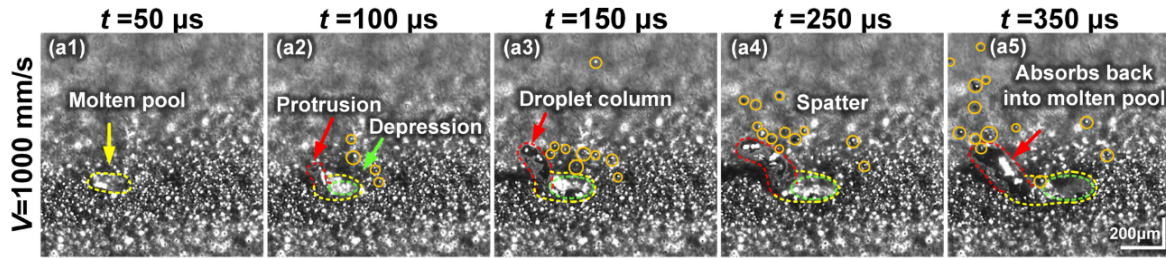


FIGURE I.31 – Observation d'un jet de métal liquide à $t=150 \mu\text{s}$, qui est ensuite réabsorbé dans le bain à $t=350 \mu\text{s}$ dans le cas de l'Inconel 718 au cours du procédé L-PBF dans les conditions suivantes : $d=159 \mu\text{m}$, $P=750 \text{ W}$, $V=1000 \text{ mm.s}^{-1}$, $e=40 \mu\text{m}$ (YIN et al., 2019).

KHAIRALLAH et al., 2020 ajoutent que la proportion de gros éjectas à l'arrière du bain liquide augmente en début et en fin de cordon, ce qui est également observé par ZHENG et al., 2018. En effet, l'inertie des miroirs induit une vitesse inférieure à la vitesse de consigne dans les phases d'accélération et de décélération aux extrémités des cordons, et donc une énergie plus importante. Outre l'utilisation du *skywriting*² en machine, KHAIRALLAH et al., 2020 proposent un critère de stabilité $(dz/dt)_{critique}$ défini en équation (I.8), avec dz la variation de la profondeur du cordon, dt la variation du temps, d le diamètre du faisceau, w la largeur de la dépression et $V_{critique}$ la vitesse du bain liquide critique au-delà de laquelle des turbulences apparaissent. Ce critère traduit la vitesse limite de variation de la profondeur en fonction du temps, pour laquelle le bain reste stable sous l'effet des tensions de surface. Il permet de définir des valeurs de puissance en fonction du temps, comme illustrée en Figure I.32, pour garder un cordon stable et sans gouttelettes même aux extrémités.

$$\frac{dz}{dt_{critique}} = \frac{d^2}{w^2 V_{critique}} \quad (\text{I.8})$$

2. Stratégie de fabrication en L-PBF pour laquelle les phases d'accélération et de décélération sont réalisées en dehors de la zone lasée, avec le laser éteint.

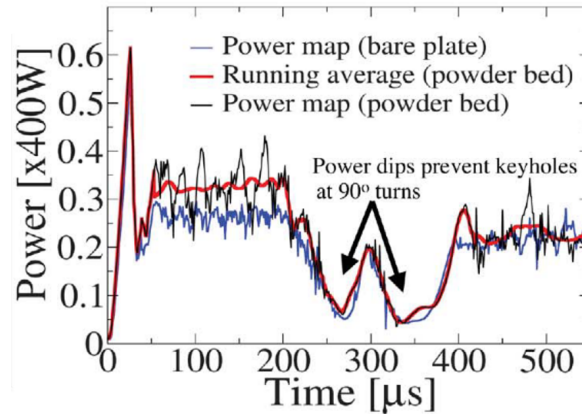


FIGURE I.32 – Variation recommandée de la puissance au cours du temps afin d'éviter l'augmentation du nombre d'éjectas en début et fin de cordon, établie par simulation sur acier 316L à l'aide d'un critère de stabilité du bain KHAIRALLAH et al., 2020.

Concernant l'angle d'éjection des particules, YIN et al., 2020 ; YIN et al., 2019 montrent en Figure I.33 que les éjectas sont principalement éjectés vers l'arrière. LY et al., 2017 illustrent en effet en Figure I.34 que l'angle d'éjection dépend de la géométrie du bain de fusion. Ce phénomène est bien connu en soudage et décrit par FABBRO et al., 2006 : la plume de vapeur métallique est éjectée perpendiculairement au front avant. Les éjectas sont donc principalement dirigés à l'opposé de la direction de lasage. SCHWERZ et al., 2021 décrivent qu'ils sont préférentiellement retrouvés sur des zones préalablement lasées. LADEWIG et al., 2016 conseillent d'adapter le flux de gaz à la stratégie de lasage pour limiter le dépôt d'éjectas sur le lit de poudre ainsi que l'atténuation du laser par la plume. Ils recommandent de maintenir un flux homogène sur l'intégralité du plateau, proche de la zone de fabrication et avec une vitesse importante. Néanmoins, ces deux derniers paramètres sont limités par les caractéristiques de la poudre (plus ou moins légère) ainsi que par la densité de pièces sur le plateau. TRAORE, 2021 montre d'ailleurs qu'un plateau très dense est moins favorable pour assurer un flux de gaz homogène, et entraîne davantage de pollution.

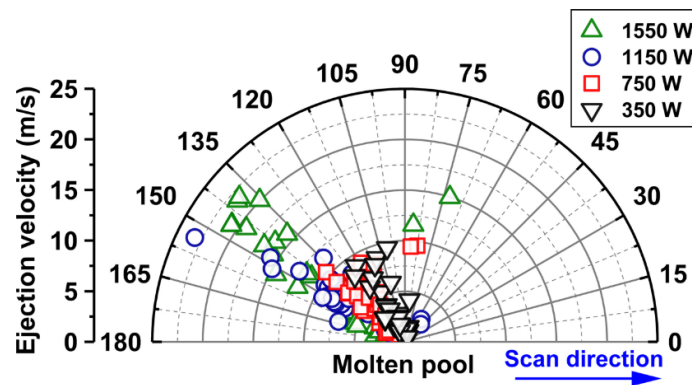


FIGURE I.33 – Représentation de la vitesse moyenne et de l'angle d'éjection moyen des particules pour différentes puissances laser dans le cas de l'Inconel 718 YIN et al., 2019.

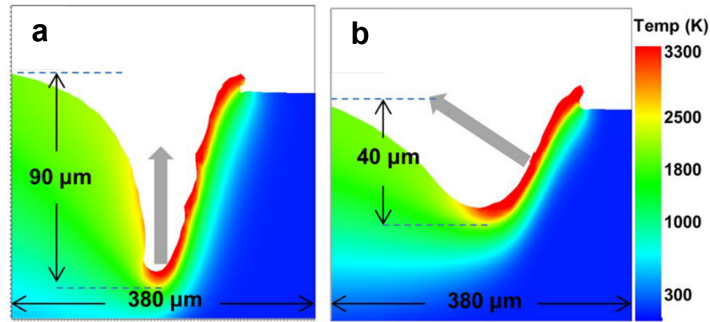


FIGURE I.34 – Simulations de LY et al., 2017 indiquant par une flèche la direction de la plume de vapeur par rapport au front avant du bain (le laser se déplaçant de gauche à droite).

Par ailleurs, les travaux sur les éjectas s'étendent à la fabrication multilaser. TAHERI et al., 2017; YIN et al., 2021 montrent qu'une plus grande quantité d'éjectas est produite dans cette configuration, du fait d'une vaporisation plus importante. Ils démontrent une nouvelle fois que le mécanisme dominant est l'entraînement de la poudre induit par la plume.

I.2.3.4 Effet de l'atmosphère de fabrication sur les éjectas

BIDARE et al., 2018b, 2018c; GUO et al., 2018; KASERER et al., 2020 ont étudié expérimentalement l'effet de la pression au sein de la chambre de fabrication sous argon et s'accordent sur les points suivants, illustrés en Figure I.35.

- Effets d'une augmentation de pression ($>1\text{bar}$), illustrés en Figure I.35 (b,e) : l'expansion de la plume est limitée, ce qui la rend plus étroite (angle de divergence plus petit). La température du bain liquide et celle de la plume de vapeur augmentent. Au total, moins d'éjections de matière sont observées, mais la proportion d'éjectas de type 3 qui sont fondus à proximité de l'interaction laser est plus importante, ce qui peut altérer les états de surface.
- Effets d'une diminution de pression ($<1\text{ bar}$), illustrés en Figure I.35 (c,f) : l'expansion de la plume de vapeur est plus importante (angle de divergence plus grand). Ainsi, elle interagit moins avec le laser et les cordons sont plus profonds. Néanmoins, la quantité totale d'éjectas augmente. Les particules du lit de poudre sont entraînées par l'expansion du gaz loin de l'interaction laser-matière. Les zones de dénudation sont donc plus étendues et moins de matière est incorporée au bain liquide.

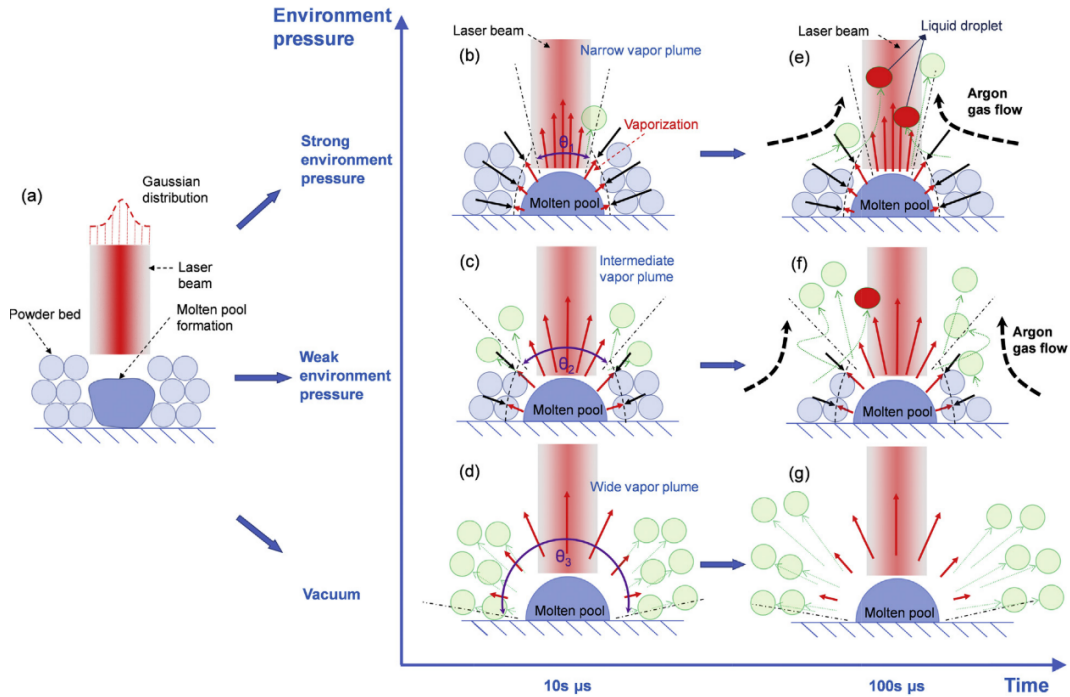


FIGURE I.35 – Schéma de GUO et al., 2018 illustrant l'effet de la pression sur la dynamique des éjectas en fonction du temps. θ_i représente l'angle de divergence de la plume de vapeur, qui augmente lorsque la pression diminue. Les flèches rouges représentent l'effet de la pression de vapeur. Les flèches noires représentent l'effet du flux de gaz environnant. Leur taille est proportionnelle à la pression relative exercée. Les flèches vertes représentent les mouvements des particules de poudre.

Ces observations sont confirmées par les simulations numériques de Y. LI et XU, 2021. Il en résulte qu'une diminution de la pression peut être bénéfique à la stabilité du procédé, mais qu'une fabrication sous vide est déconseillée car il y a un manque d'approvisionnement du bain en poudre. KASERER et al., 2020 évoquent un compromis entre 200 mbar et 1 bar. Une alternative dans le cas des faibles pressions peut également être de fritter préalablement la poudre pour limiter son entraînement loin du bain. ACHEE et al., 2021 observent en moyenne 93 % d'éjectas en moins à pression atmosphérique dans le cas d'un lit de poudre fritté. BIDARE et al., 2018c ne recommandent pas de travailler à des pressions importantes du fait de l'élévation des températures. Ils précisent toutefois que cet effet peut être compensé par l'utilisation de gaz comme l'hélium, qui présentent de meilleures conductivité et diffusivité que l'argon (facteur 10).

L'effet du gaz protecteur a d'ailleurs été étudié dans la littérature. TRAORE et al., 2021 montrent que l'utilisation d'hélium par rapport à l'argon a tendance à réduire la quantité d'éjectas et à augmenter la vitesse de la plume de vapeur. Son expansion étant plus rapide, elle interagit moins avec le laser et la pénétration est plus importante. Néanmoins la dénudation est également plus marquée car le flux de gaz ambiant induit est plus rapide. Ces résultats sont confirmés par PAUZON et al., 2021, qui observent 60 % d'éjectas incandescents en moins avec de l'hélium par rapport à l'argon, et qui soulignent également l'intérêt des mélanges de gaz (PAUZON et al., 2020). L'hélium ayant tendance à refroidir les particules plus rapidement,

il pourrait aussi limiter la dégradation des poudres par oxydation. RAZA, PAUZON et al., 2021 constatent à ce titre que l'épaisseur de la couche d'oxyde a tendance à croître avec la teneur en oxygène dans la chambre. Les gains de productivité potentiels obtenus grâce à l'utilisation d'hélium qui stabilise le procédé sont bien sûr à mettre en parallèle avec le coût important de ce gaz par rapport à l'argon plus conventionnel (facteur 3-6).

Face à cette problématique complexe d'éjections de matière, de nombreux auteurs ont cherché à observer les éjectas pour les analyser.

I.2.3.5 Méthode d'observation et d'analyse des éjectas

Les éjectas ont été étudiés dans un premier temps dans le cas du soudage. YOU et al., 2014 utilisent pour cela deux caméras rapides (2 kips³), observant sous deux angles différents et deux bandes spectrales différentes lors du soudage d'acier austénitique. La Figure I.36 illustre deux angles d'observation différents, avec chacun une bande passante donnée. Un algorithme de détection lui permet d'obtenir des informations telles que le volume des éjectas ou encore leurs niveaux de gris. Ses résultats indiquent une forte corrélation entre les données récoltées sur les éjectas et la qualité des soudures.

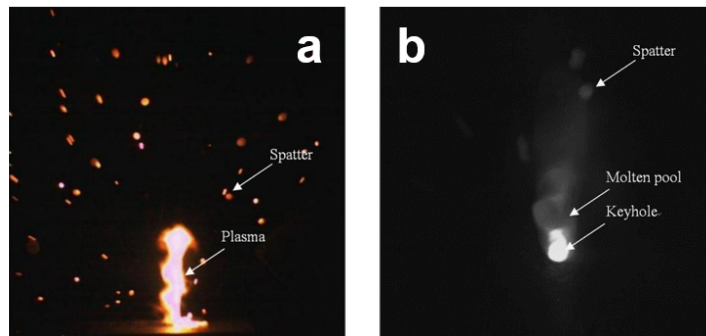


FIGURE I.36 – Observations par YOU et al., 2014 de la plume et des éjectas au cours du soudage d'acier austénitique (a) acquisition caméra dans le visible (320-750 nm) à 90°; (b) acquisition caméra dans le proche IR (960-990 nm) à 45°.

Il est en revanche plus complexe d'analyser les éjectas en L-PBF qu'en soudage, du fait d'une part de la présence de poudre qui ajoute de nombreuses éjections, d'autre part de la difficulté d'instrumenter une machine commerciale. Le laser, la plume ou encore les éjectas sont autant de sources lumineuses. Ainsi, la première difficulté rencontrée lors de l'observation *in situ* par caméra des éjectas est d'isoler ces particules du reste. La seconde difficulté réside dans l'analyse de ces éjectas, qui sont des particules rapides, pouvant se croiser ou sortir du plan d'observation, etc. Le Chapitre III (p.81) reviendra plus en détail sur ces problématiques à travers des exemples rencontrés dans ces travaux.

3. ips : images par seconde.

I.2. PHYSIQUE DE L'INTERACTION LASER-MATIÈRE EN L-PBF

Une première méthode consiste à placer une unique caméra à l'extérieur d'une machine commerciale, sans mettre en place d'éclairage particulier, pour observer le rayonnement thermique des éjectas. Il s'agit d'observations uniquement en surface. Le coût de cette méthode dépend essentiellement du coût de la caméra utilisée. REPOSSINI et al., 2017 disposent une caméra rapide (1 kips) avec une bande d'acquisition de 400-700 nm à l'extérieur d'une machine Renishaw AM250 et contrôlent la fabrication d'acier maraging 18Ni(300). La Figure I.37 illustre le dispositif avec la caméra positionnée à 45°.

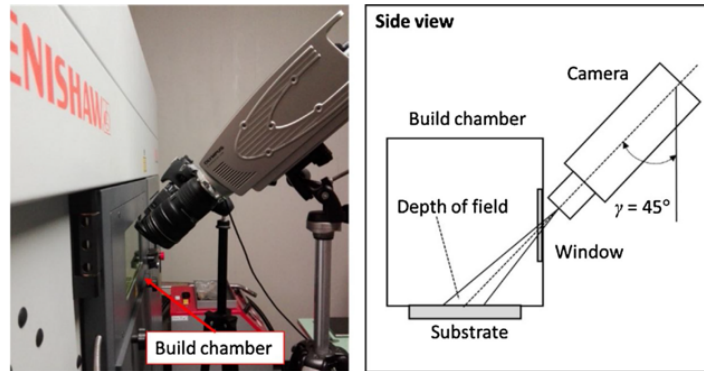


FIGURE I.37 – Instrumentation d'une machine Renishaw AM250 par REPOSSINI et al., 2017.

TAHERI et al., 2018 utilisent une méthode similaire pour observer la fabrication d'alliage AlSi10Mg sur une machine SLM 280HL, avec une acquisition de 6 kips. Les images obtenues sont illustrées en Figure I.38 (a). Y. LIU et al., 2015 ; D. WANG et al., 2017 utilisent une caméra rapide (500 ips) avec un passe bande pour observer perpendiculairement les monocordons dans une machine DiMetal-100 sur du 316L et du CoCr respectivement, tel que visible en Figure I.38 (b). TAN et al., 2020 ; YANG et al., 2020 observent la fabrication de 316L à l'intérieur d'une machine DiMetal-100 à l'aide d'une caméra rapide (3 kips) disposée à 65°. Sur la Figure I.38 (c), YANG et al., 2020 utilisent un passe bande. À l'inverse, aucun filtre n'est appliqué par TAN et al., 2020 sur la Figure I.38 (d) et la bande d'acquisition est 290-1100 nm. Le choix d'une bande plus importante que les études précédemment évoquées réside dans la gestion du fond. Cela permet selon les auteurs d'éviter que les parties visibles du bain liquide soient identifiées comme des éjectas, et d'avoir une signature de particule plus réaliste. Sur la Figure I.38 (d), le lit de poudre est en effet distinguable.

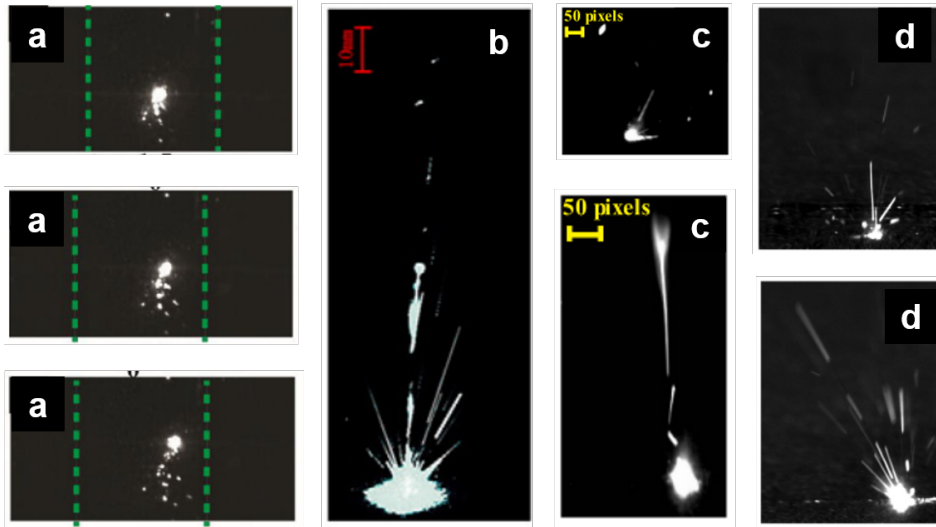


FIGURE I.38 – Exemples de visualisation des éjectas par instrumentation de machine commerciale sans éclairage : (a) TAHERI et al., 2018; (b) Y. LIU et al., 2015; (c) YANG et al., 2020; (d) TAN et al., 2020.

BARRETT et al., 2020; BARRETT et al., 2019 adaptent cette méthode en utilisant deux caméras à l'extérieur d'une machine machine EOS M290, afin d'obtenir des informations en 3D sur la position des particules d'acier maraging 18Ni(300) en temps réel. La Figure I.39 décrit le dispositif et le système de calibration de la stéréovision, ainsi que la visualisation de l'interaction laser-matière résultante.

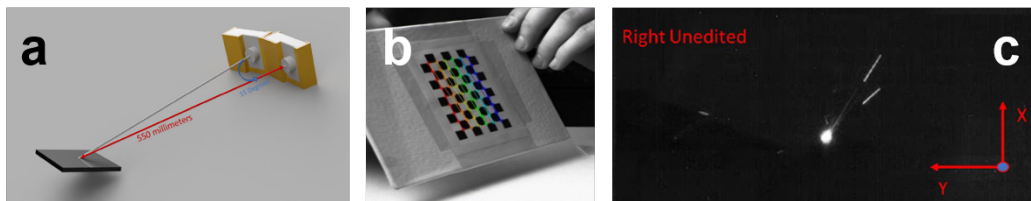


FIGURE I.39 – Montage d'observation par stéréovision de BARRETT et al., 2019 instrumenté sur une machine EOS M290 : (a) schéma du dispositif à deux caméras; (b) système de calibration des caméras; (c) visualisation des éjectas.

Pour s'affranchir de la difficulté d'instrumenter une machine commerciale, des études sont également réalisées sur des bancs expérimentaux dédiés. C'est par exemple le cas de LY et al., 2017, visible en Figure I.40 (a), qui observent le lasage de monocordons de 316L et de TA6V au sein d'une chambre de fabrication de $15 \times 15 \times 15 \text{ cm}^3$, équipée d'une source laser de 600 W avec une tête scanner. Une caméra avec objectif microscopique est placée à l'extérieur de cette chambre, avec un angle de 90° et une fréquence d'acquisition de 100 kips. De même, Y. ZHANG et al., 2019; Y. ZHANG et al., 2018 ont créé leur propre chambre de fabrication pour examiner les éjectas de 316L en Figure I.40 (b). La caméra équipée d'un filtre coupe bande entre 350 et 800 nm est placée à 45° , avec une fréquence de 2 kips. Il est précisé que le temps de pose est de $10 \mu\text{s}$, afin de diminuer l'effet de traînée des particules en mouvement.

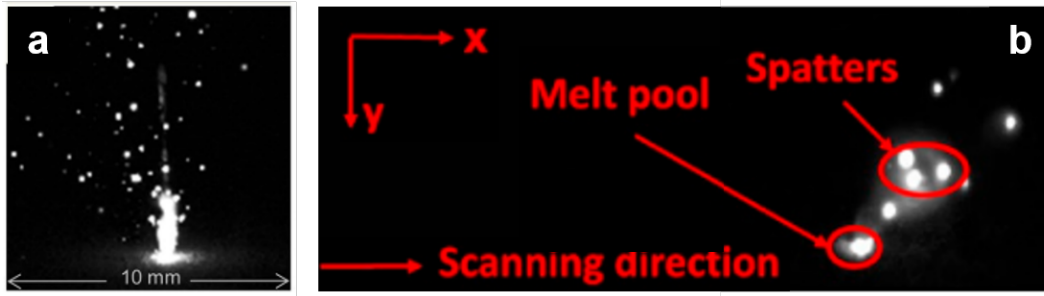


FIGURE I.40 – Exemples de visualisation des éjectas par instrumentation d'un banc laser dédié sans éclairage : (a) LY et al., 2017; (b) Y. ZHANG et al., 2019.

YE et al., 2018; YE et al., 2019 utilisent le même dispositif sur du 304L, en plaçant la caméra à 30° , avec une fréquence de 5 kips. Enfin, ESCHNER et al., 2019, 2020 appliquent également sur 316L un système de stéréovision à deux caméras à l'extérieur d'une chambre dédiée, comme illustré en Figure I.41. Tout comme BARRETT et al., 2019, cela permet d'obtenir les trajectoires en 3D des particules grâce à un système de PIV, et donc d'accéder à leurs vitesses et directions.

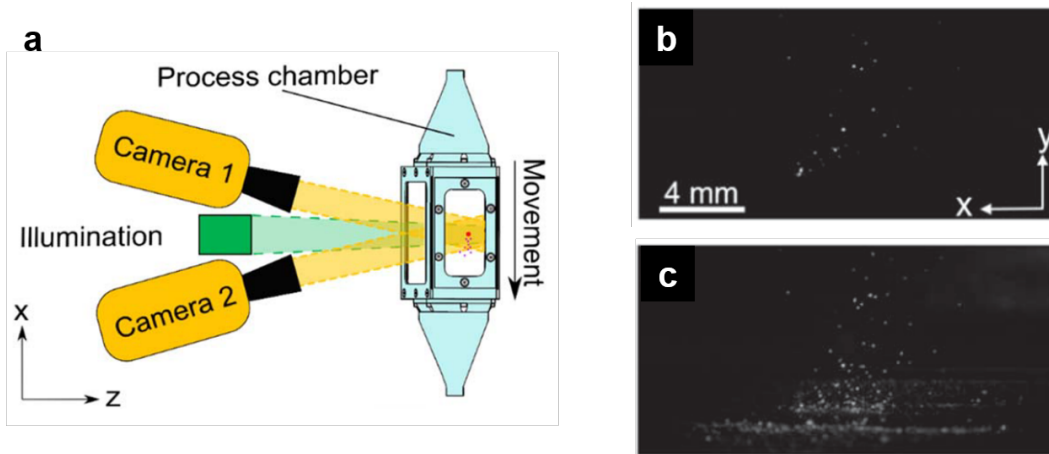


FIGURE I.41 – Montage d'observation par stéréovision de ESCHNER et al., 2019 instrumenté sur un banc dédié : (a) schéma du dispositif à deux caméras et visualisation des éjectas : (b) sans éclairage; (c) avec éclairage.

Toutes ces images reposent sur le rayonnement thermique des particules uniquement. Elles ne permettent pas de distinguer clairement les différents types d'éjectas ou d'évaluer les particules de poudre non chauffées. Néanmoins elles restent pertinentes pour observer le comportement global des éjectas. Par ailleurs, les résultats sont tout à fait comparables pour les différents matériaux étudiés.

Globalement, il apparaît une interaction laser-matière assez dense, avec parfois des traînées d'éjectas difficilement dissociables. Il est possible dans un premier temps d'analyser ces images d'un point de vue qualitatif. C'est le cas de Y. LIU et al., 2015, qui s'appuient sur ses observations pour comparer le mécanisme de génération des éjectas à plusieurs paramètres, et faire un lien avec les éjectas récoltés en fin de la fabrication. Pour BARRETT et al., 2019, l'utilisation de deux caméras permet d'avoir la position des particules en trois dimensions. La vitesse des éjectas est déterminée en observant la traînée de ces derniers. De plus, pour éviter de compter plusieurs fois une même particule, ils distinguent les particules en fonction de leur luminosité. Ils ne comptent ainsi que les plus brillantes, qui sont les plus "récemment" générées.

Dans un second temps, pour effectuer une analyse quantitative, une méthode de seuillage est couramment appliquée, avec des étapes de traitement plus ou moins automatisées selon les cas. REPOSSINI et al., 2017 peut ainsi déterminer les centroïdes des particules après le seuillage et donc leur distribution spatiale, ainsi que leur taille apparente en pixels. Cette méthode a pour but de capturer la signature des éjectas dans leur ensemble et de déterminer l'impact des paramètres procédés en temps réel sur cette dernière. Il apparaît que l'observation *in situ* des éjectas fournit des indications sur la qualité finale de la pièce. De même pour TAHERI et al., 2018 qui parviennent après seuillage, illustré en Figure I.42, à estimer le nombre d'éjectas et leur taille.

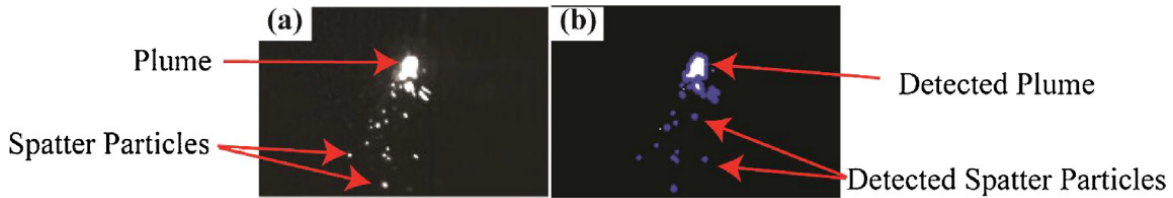


FIGURE I.42 – Résultats de la méthode de seuillage appliquée par TAHERI et al., 2018 pour détecter les éjectas : (a) image brute ; (b) image segmentée.

LY et al., 2017 utilisent leurs données très riches en information grâce à leur fréquence d'acquisition élevée pour faire du traitement par Particle Imaging Velocimetry (PIV). TAN et al., 2020 ; YANG et al., 2020 vont eux au-delà du simple seuillage et comparent différentes techniques de segmentation pour extraire les éjectas, à différents paramètres laser. Les résultats en Figure I.43 montrent qu'il est possible d'isoler les éjectas grâce à l'utilisation de *deep learning*. En revanche ils soulignent également l'importance de la qualité des images, car les traînées ne traduisent pas la morphologie réelle des éjectas. Enfin, Y. ZHANG et al., 2019 ; Y. ZHANG et al., 2018 isolent dans un premier temps les informations de la plume, du bain liquide et des éjectas en fonction de leur signal, puis appliquent des réseaux de neurones pour déterminer le lien avec la qualité des pièces. Ces différents dispositifs permettent d'obtenir des données statistiques sur le comportement global des éjectas et sur leur lien avec la dynamique du procédé L-PBF.

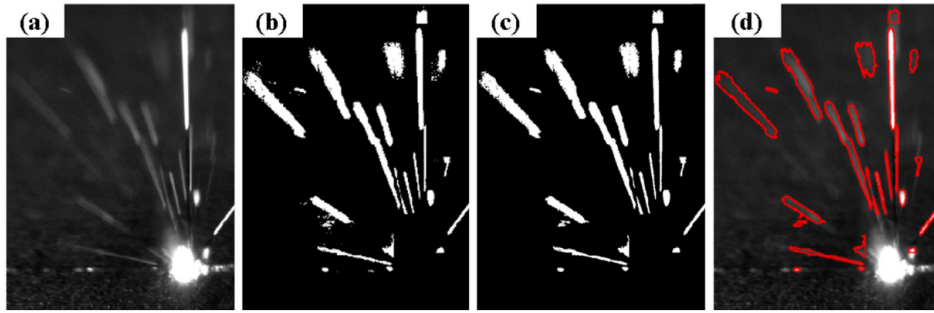


FIGURE I.43 – Résultats de la méthode de segmentation par deep learning de TAN et al., 2020 : (a) image brute; (b) image segmentée; (c) résultat final d'extraction des éjectas; (d) contours des éjectas extraits superposés à l'image brute.

Des études expérimentales sur banc instrumenté sont également réalisées avec une source d'éclairage supplémentaire. Elles permettent d'obtenir des images détaillées de l'interaction laser-matière en surface, afin de comprendre les mécanismes d'éjection de particules. YIN et al., 2020; YIN et al., 2019 s'intéressent par exemple à l'interaction laser-matière de l'Inconel 718 au sein d'une machine de L-PBF spécialement développée. Cela leur permet de travailler à des puissances allant jusqu'à 2 kW, bien plus élevées que les machines conventionnelles. La Figure I.44 décrit le dispositif expérimental et les images résultantes. Elles ne permettent pas une analyse quantitative statistique, mais sont extrêmement pertinentes pour comprendre l'origine de certains éjectas, en observant les fluctuations du bain liquide notamment. De plus, il faut souligner que l'analyse qualitative de ces images repose généralement sur des traitements non automatisés.

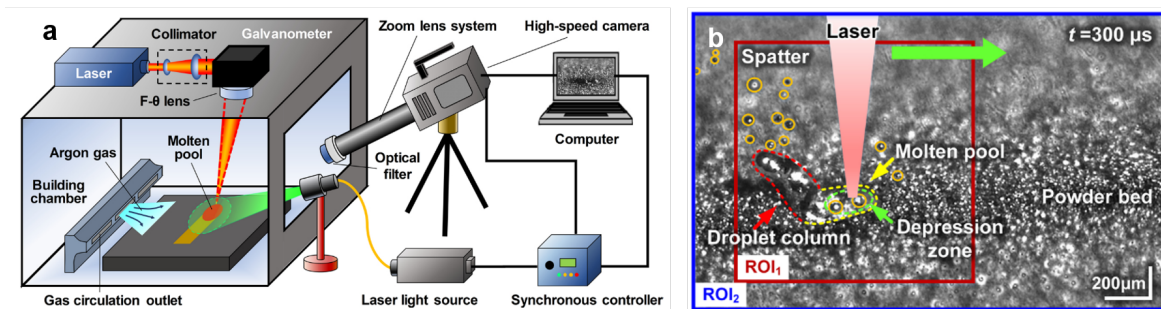


FIGURE I.44 – Montage d'observation des éjectas par YIN et al., 2019 sur un banc instrumenté dédié : (a) schéma du dispositif; (b) visualisation des éjectas.

Pour aller plus loin dans ces observations qualitatives des mécanismes de génération d'éjectas, un grand nombre d'études s'appuient sur l'imagerie par rayons X sur des dispositifs dédiés. Les rayons X permettent notamment de voir la structure interne des pièces construites ainsi que les mouvements du fluide dans le bain liquide. GUO et al., 2018; YOUNG et al., 2020 observent les éjectas de 316L et d'AlSi10Mg au cours du lasage de monocordons. Le dispositif est décrit en Figure I.45 (a).

I.2. PHYSIQUE DE L'INTERACTION LASER-MATIÈRE EN L-PBF

Les vitesses d'acquisition sont de l'ordre de 45 kips à 135 kips selon les essais. Ils arrivent ainsi à visualiser à la fois le substrat et le lit de poudre, donnant une représentation précise du bain de fusion et de l'origine de formation des éjectas, comme l'illustre la Figure I.45 (b).

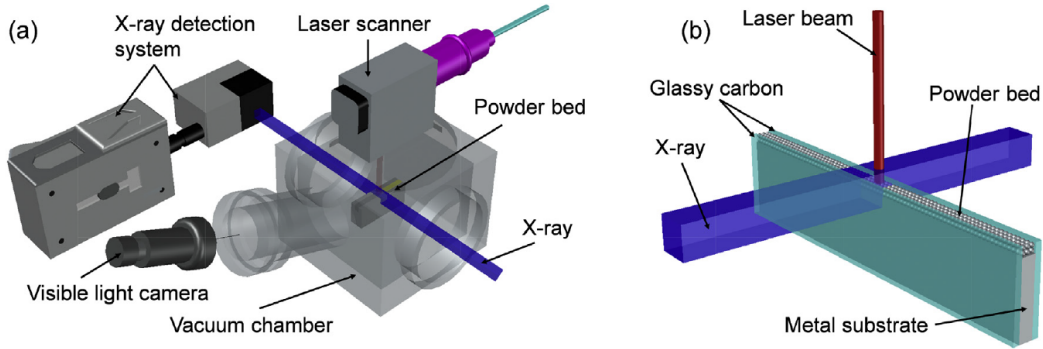


FIGURE I.45 – Montage d'observation par rayons X des éjectas par GUO et al., 2018 ; YOUNG et al., 2020 : (a) schéma du dispositif ; (b) visualisation des éjectas.

LEUNG et al., 2018 ont réalisé des essais comparables pour étudier la formation et l'évolution du bain liquide, notamment lors de la superposition des couches. Ils ont analysé leurs images à l'aide de méthodes de seuillage classiques de type Otsu. Ils ont également effectué un tracking des particules de poudre à l'aide d'un plugin d'ImageJ. Ils ont ainsi appuyé les précédentes conclusions sur les différentes catégories d'éjectas et leurs directions privilégiées.

Enfin, BIDARE et al., 2018a, 2018b, 2018c ont observé la dynamique de propagation du flux de gaz et des particules de 316L en L-PBF à la fois par imagerie rapide avec éclairage et par strioscopie sur un banc instrumenté. Les images obtenues par strioscopie illustrées en Figure I.46 permettent de faire le lien entre la plume de vapeur et les éjections de matière.

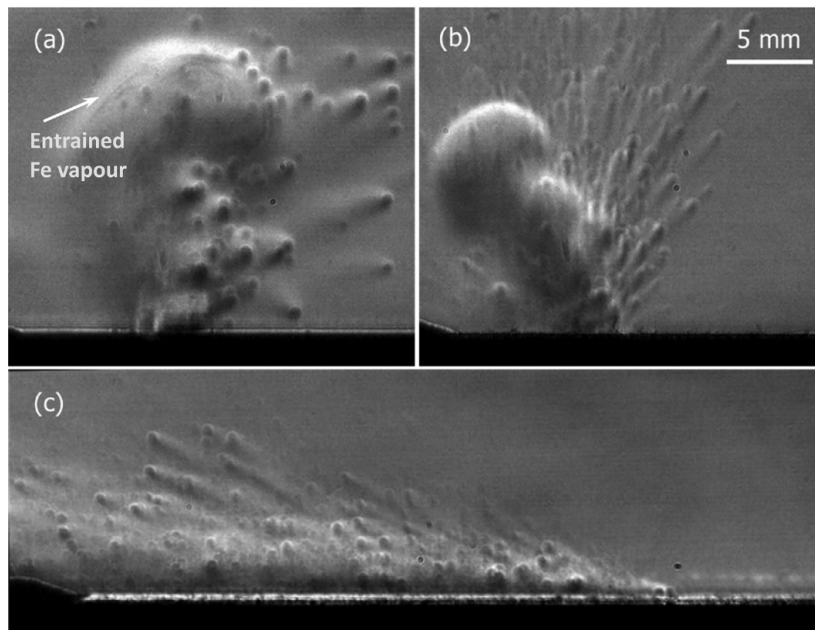


FIGURE I.46 – Observations du flux de gaz et des éjectas de 316L par strioscopie (BIDARE et al., 2018a). Le laser se déplace de gauche à droite.

I.3. LES ALLIAGES D'ALUMINIUM

Pour conclure, GRASSO et al., 2021 ; GRASSO et COLOSIMO, 2017 montrent que le besoin de visualisation *in situ* en fabrication additive est réel, afin d'améliorer la compréhension du procédé et d'aborder des pistes d'amélioration de la qualité des pièces à travers le contrôle des défauts. Dans le cas des éjectas, les observations peuvent porter sur :

- La phase de génération des éjectas, qui permet d'identifier leur origine.
- La phase de vol/éjection, qui permet d'étudier la trajectoire (angle et vitesse).
- La phase de chute, qui permet de localiser les défauts.

Ils résument les méthodes utilisées pour observer les éjectas en L-PBF dans le Tableau I.4. Cette liste non exhaustive montre que l'observation et l'analyse des éjections de matière en L-PBF nécessite de faire des compromis entre facilité de mise en place de la méthode, coût et précision.

Methods	Wavelength range	Spatial Resolution / $\mu\text{m}/\text{pixel}$	Temporal Resolution /Hz	References
Optical video imaging	Visible	11	3,000	Yang et al., 2020a
		-	2,000 – 24,000	Yang et al., 2020b; Ozel et al., 2018
		-	3,000	Tan et al., 2020
		3.92 – 5.70	100,000	Yin et al. 2020
		11.7	2,000	Zhang et al. 2019a, b
		-	37,500	Nassar et al., 2019
		1.5 – 11	8,000	Bidare et al., 2018a,b, 2017
		-	20,000	Zheng et al., 2018
		-	2,000	Zhang et al., 2018
		-	6,000	Andani et al., 2018, 2017
		250	1,000	Repossini et al., 2017
5	100,000	Ly et al., 2017		
-	-	-	Liu et al., 2015	
Optical stereo video imaging	Visible	40	60,000	Eschner et al., 2020a, 2019
		250	1,000	Barrett et al. 2019,
		18 – 24	1,000	Barrett et al. 2018a
NIR/IR video imaging	NIR	-	5,000	Ye et al., 2019, 2018a
	Long wave IR	-	50	Grasso and Colosimo, 2019; Grasso et al., 2018a
X-ray video imaging		-	45,259 – 135,776	Young et al. 2020
		6.6	5,100	Leung et al., 2019
		up to 1	54,310	Guo et al., 2018
		-	50,000	Zhao et al., 2017
Schlieren video imaging		-	16,000	Bidare et al., 2018a,b, 2017

TABLEAU I.4 – Synthèse des différentes méthodes d'observation *in situ* des éjectas en L-PBF dans la littérature, par GRASSO et al., 2021.

Ces travaux de thèse s'intéressent à la problématique des éjectas en L-PBF dans le cas spécifique des alliages d'aluminium.

I.3 Les alliages d'aluminium

L'aluminium répond au besoin d'allègement permanent dans l'industrie des transports et notamment en aéronautique. C'est un matériau à faible densité, qui a l'avantage d'être recyclable quasiment à l'infini. Il est généralement mis en forme par des procédés conventionnels tels que l'usinage, le forgeage ou encore le moulage. Du point de vue de la fabrication additive, le stade de développement des alliages d'aluminium est bien moins avancé que celui des alliages de titane ou de nickel. En effet, le coût plus élevé des procédés de FA pour la production de composants en aluminium ne peut se justifier que pour des pièces à forte valeur ajoutée

(pièces aux géométries complexes, optimisation topologique), non réalisables par les autres procédés. Les pièces utilisées pour la circulation de fluide en sont un bon exemple, car elles présentent des canaux fins aux formes complexes, et nécessitent de bonnes caractéristiques mécaniques. D'après PIPAME, 2017, 80 % de la FA des alliages d'aluminium concerne le procédé L-PBF.

I.3.1 Métallurgie des alliages d'aluminium

L'aluminium est un produit issu de la bauxite, un minerai composé d'oxyde d'aluminium mélangé à de la silice et de l'oxyde de fer. Grâce au procédé Bayer, l'alumine Al_2O_3 est extraite de la bauxite, puis réduite en aluminium par électrolyse d'après le procédé Hall-Héroult (GRARD, 1920 ; HIND et al., 1999).

L'aluminium a une structure cubique à faces centrées (CFC) et ne possède aucune variété allotropique à l'état solide. Il est très ductile et peut donc être travaillé très facilement. Néanmoins, comme la plupart des métaux usuels, il est peu utilisé à l'état pur. Cinq éléments d'alliage majeurs sont distingués dans le cas des alliages d'aluminium : le cuivre, le manganèse, le silicium, le magnésium et le zinc. Ceux-ci sont les alliages les plus courants, dont l'élément principal est soluble à plus d'1 % dans l'aluminium à l'état solide (VARGEL, 2010). Ils définissent les sept familles d'alliages d'aluminium décrites dans le Tableau I.5 et inscrits dans la norme NF EN 573. D'autres éléments d'addition peuvent ensuite contribuer à l'obtention de certaines propriétés, les plus répandus étant le chrome, le titane, le manganèse et le zirconium (VARGEL, 2005).

TABLEAU I.5 – Les différentes familles d'alliages d'aluminium.

Élément d'alliage	Famille	Précipité
Aucun	1XXX	
Cuivre	2XXX	Al_2Cu
Manganèse	3XXX	Al_6Mn
Silicium	4XXX	Si
Magnésium	5XXX	Al_3Mg_2
Magnésium et silicium	6XXX	
Zinc et magnésium	7XXX	
Fer et silicium	8XXX	

Différents modes de durcissement existent (ASHBY & JONES, 2006) :

- Durcissement par solution solide : des éléments introduits dans le métal modifient le champ de contraintes élastiques et interagissent avec les dislocations, limitant leurs mouvements.
- Durcissement structural : par vieillissement d'une solution solide sursaturée (mise en solution suivie d'un refroidissement rapide) afin de former de façon contrôlée des précipités qui feront obstacle au mouvement des dislocations.
- Durcissement par écrouissage : déformation plastique par roulage à froid qui multiplie les dislocations afin qu'elles interagissent et se bloquent mutuellement (ce qui augmente également la limite d'élasticité).

Les alliages à durcissement par écrouissage (familles 3XXX, 5XXX et 8XXX) sont des alliages dits non-trempant. Leurs propriétés sont déterminées par les déformations appliquées et par les éventuels recuits. À l'inverse, les propriétés des alliages à durcissement structural sont déterminées par le traitement thermique appliqué. Le vieillissement peut se faire à température ambiante (mûrissement) ou en chauffant (revenu). Les différents états métallurgiques résultants sont définis par la norme NF EN 515.

Les phénomènes de diffusion sont importants dans les alliages d'aluminium et peuvent fortement diminuer leurs propriétés en cas de survieillissement, de perte de soluté ou de recristallisation des structures écrouies (ASHBY & JONES, 2006). C'est pourquoi leur température d'utilisation est limitée (généralement inférieure à 100°C). De plus, leur température de fusion est relativement faible (650°C).

I.3.2 La fabrication additive des alliages d'aluminium

Parce que ces alliages sont fortement conducteurs ($160 \text{ W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$ pour les AlSi à température ambiante), il est nécessaire d'appliquer des densités de puissance plus importantes que celles généralement utilisées en FA dans le cas des alliages de nickel ou de titane pour obtenir une fusion suffisante. Par ailleurs, l'une des particularités de l'aluminium est sa sensibilité à l'oxydation. En général, il s'agit de la formation d'une couche d'alumine Al_2O_3 en surface, mais cet oxyde peut varier en fonction des éléments d'alliage (MgAl_2O_3 ou $\text{Al}_2\text{O}_3 \text{ SiO}_2$). Dans le cas du procédé L-PBF, cela se manifeste à la fois sur les poudres mais aussi à la surface du bain liquide pendant la fabrication. Comme évoqué précédemment, une plus grande densité d'énergie incidente est nécessaire pour faire fondre le matériau lorsqu'il est recouvert d'une couche d'oxyde car l'alumine réfléchit davantage le rayonnement IR que l'aluminium. LOUVIS et al., 2011 expliquent que ces fines pellicules d'oxyde peuvent être vaporisées sous l'effet d'une forte intensité laser, ou alors brisées sous l'effet des forces de Marangoni. Ces phénomènes limitant la couche d'oxyde n'interviennent cependant qu'au centre du bain liquide, ce qui crée des "murs" d'oxyde au bord du bain comme l'illustre la Figure I.47. Ces derniers sont ensuite responsables de porosités et d'inclusions lors de la superposition des cordons et des couches. Ils altèrent également les propriétés des pièces en fatigue d'après M. TANG et PISTORIUS, 2017.

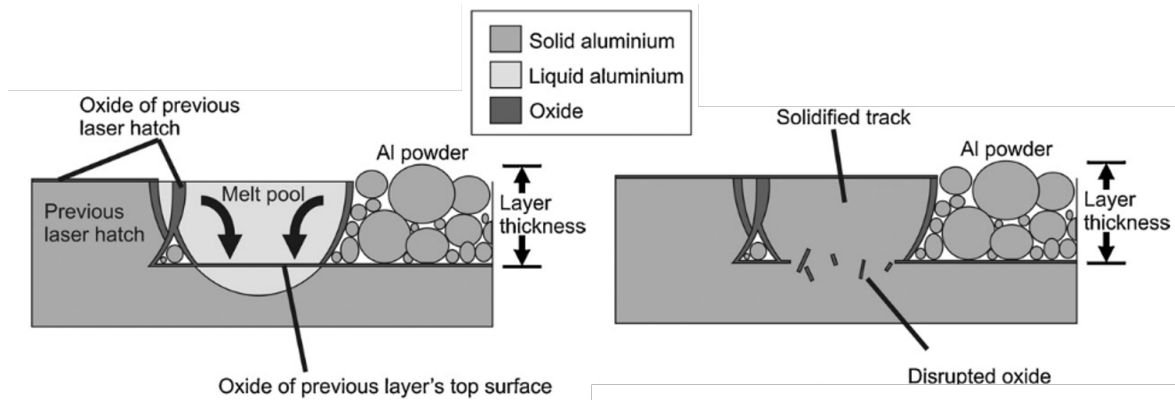


FIGURE I.47 – Formation de films d'oxyde au bord du bain liquide, générant des défauts (LOUVIS et al., 2011).

OLAKANMI, 2013 confirme ces phénomènes et ajoute l'effet des contraintes qui s'exercent sur le film d'oxyde du fait de la différence d'expansion thermique entre l'aluminium et l'alumine (coefficient d'expansion thermique de l'aluminium estimé quatre fois supérieur à celui de l'alumine). Il précise qu'un film épais ($>0.03 \mu\text{m}$) uniformément distribué serait davantage sensible à la fracture sous ces contraintes qu'un film fin, qui lui aurait tendance à se déformer élastiquement. À condition d'appliquer des densités d'énergie suffisantes, il obtient ainsi des pièces plus denses pour des poudres présentant initialement une couche épaisse d'oxyde en surface.

L'apparition de porosités est un des défauts majeurs en fabrication additive métallique. WEINGARTEN et al., 2015 illustrent en Figure I.48 les différents aspects de ces pores pour l'AlSi10Mg, selon leurs origines. Leur effet sur la qualité des pièces dépend de leur nombre mais aussi de leur taille. Une macro-porosité ($> 10^{\text{aine}} \mu\text{m}$) est considérée plus critique qu'une micro-porosité. GALY et al., 2018 distinguent pour les alliages d'aluminium : (i) les porosités métallurgiques, dues à l'absorption du gaz environnant, au dégazage de l'hydrogène dissout au moment de la solidification, ou à la vaporisation d'éléments d'alliages ; (ii) les porosités paramétriques, dues à un défaut de procédé et dissociées en deux catégories :

- Les faibles densités d'énergie : les porosités résultent d'un manque de fusion. Cet effet est accentué dans le cas des alliages d'aluminium qui absorbent faiblement l'énergie et sont fortement conducteurs. Leur réflectivité est d'autant plus forte en présence d'alumine. Ces porosités sont généralement irrégulières et des particules de poudre non fondues y sont associées.
- Les fortes densités d'énergie : les porosités résultent d'un piégeage de gaz, décrit précédemment dans le cas du régime de capillaire. Elles ont généralement une forme sphérique.

ABOULKHAIR et al., 2014 montrent qu'en optimisant les paramètres procédés tels que la vitesse de scan, la puissance ou le hatch, il est possible d'obtenir des pièces d'aluminium denses en L-PBF.

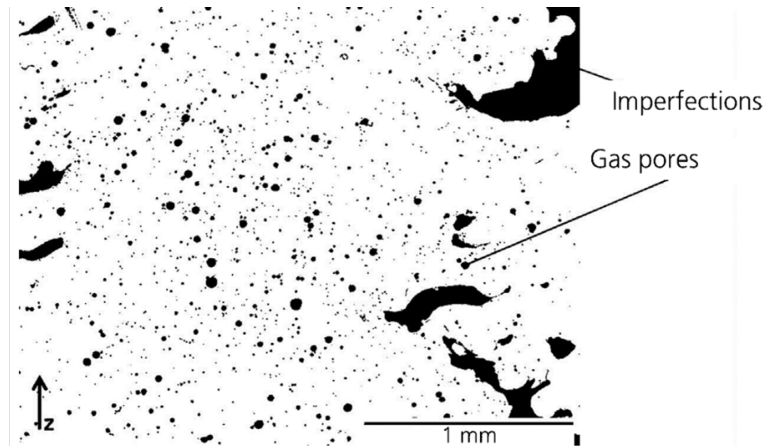


FIGURE I.48 – Exemple de porosités sur un échantillon d'AlSi10Mg fabriqué par L-PBF. Les imperfections décrivent des porosités irrégulières issues d'un manque de fusion. Les porosités sphériques sont elles liées à la présence de gaz (WEINGARTEN et al., 2015).

Enfin, comme tout procédé de fusion, l'un des principaux défauts observés en FA est la fissuration à chaud. Lors du refroidissement d'un alliage avec un large intervalle de solidification, le liquide ne parvient pas à combler les espaces interdendritiques, ce qui provoque la fissuration. GALY et al., 2018 expliquent que la susceptibilité à ce phénomène dépend de la composition de l'alliage mais aussi des paramètres de fabrication. L'ajout d'éléments diminuant le point de fusion ou encore des vitesses de scan faibles peuvent par exemple limiter ces défauts. Dans le cas des alliages d'aluminium, l'utilisation d'alliages de fonderie présentant une bonne coulabilité est aujourd'hui privilégiée.

I.3.3 Les alliages d'aluminium de fonderie

Les alliages d'aluminium de fonderie sont les alliages de la famille 4XXX (Al-Si). Le silicium permet d'améliorer la fluidité du métal liquide et ainsi diminuer la fissuration à la solidification. De plus, il absorbe fortement le rayonnement laser à l'état pur et est donc bénéfique en L-PBF pour compenser la réflectivité élevée des alliages d'aluminium (plus de 80% du rayonnement IR réfléchi).

Les nuances dont la composition est proche de l'eutectique sont privilégiées en FA, telles que l'AlSi12, l'AlSi10Mg ou l'AlSi7Mg0.6. Le diagramme de phase Al-Si en Figure I.49 montre en effet que ces alliages présentent un intervalle de solidification réduit (écart de température entre le liquidus et le solidus).

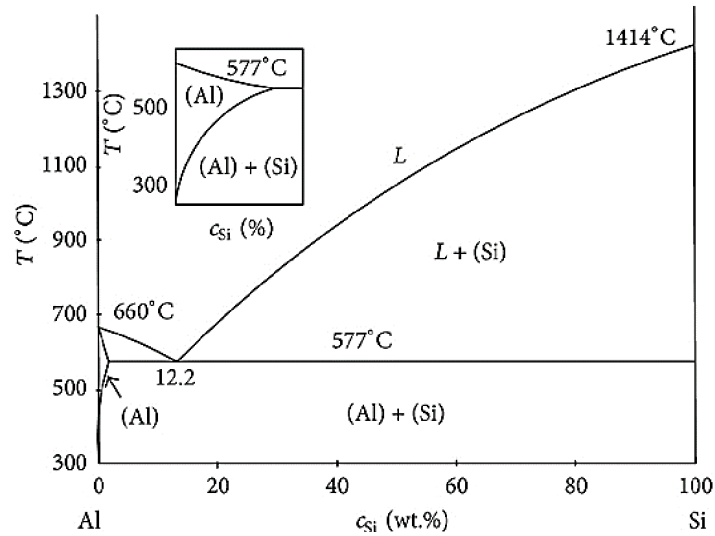


FIGURE I.49 – Diagramme de phase aluminium-silicium.

MARTIN et al., 2017 expliquent qu'un petit intervalle de solidification induit de petites régions interdendritiques. Ces dernières peuvent facilement être comblées par du métal liquide, ce qui limite le phénomène de fissuration lors de la solidification. La Figure I.50 illustre une croissance homogène et sans espace des dendrites pour l'alliage AlSi10Mg, tandis que l'alliage Al7075 présente des régions non comblées entre les dendrites.

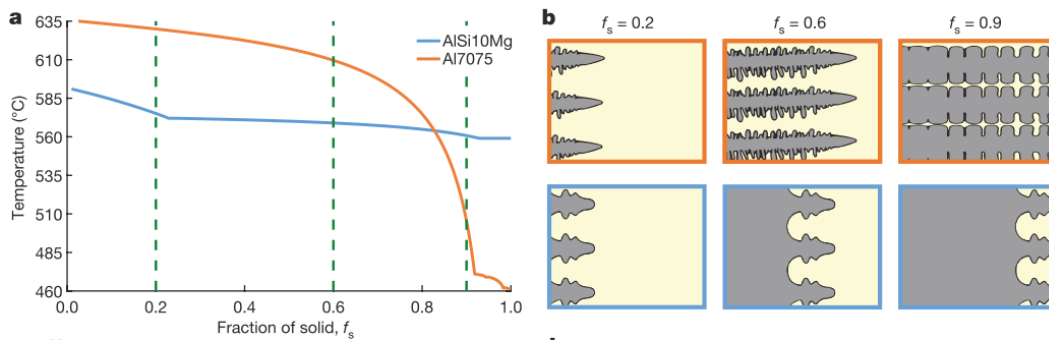


FIGURE I.50 – (a) Courbes de solidification des alliages Al7075 et AlSi10Mg; (b) Représentation des étapes de solidification : (i) exemple de l'Al7075 avec un large intervalle de solidification, induisant d'importantes régions interdendritiques sensibles aux contractions du liquide; (ii) exemple de l'AlSi10Mg avec un faible intervalle de solidification, induisant de petites régions interdendritiques qui peuvent être facilement comblées (MARTIN et al., 2017).

Il est aujourd'hui possible d'obtenir des pièces denses en AlSi avec le procédé L-PBF. Les propriétés des pièces élaborées par fabrication additive sont meilleures que celles obtenues en fonderie grâce à la microstructure très fine et la fine distribution des phases de silicium. Néanmoins, les propriétés de ces alliages peuvent être limitées au regard des applications aéronautiques notamment. C'est pourquoi de nombreux travaux portent aujourd'hui sur des compositions de poudre adaptées aux procédés de fabrication additive, à la fois pour limiter certains défauts et pour améliorer les propriétés des pièces finales.

I.3.4 Les alliages d'aluminium pour la fabrication additive

Peu de littérature est à ce jour disponible sur le développement des nouveaux alliages d'aluminium pour la fabrication additive, ou du moins peu en libre accès. Cela s'explique par le caractère sensible de ces informations, issues essentiellement de la recherche industrielle et notamment dans le domaine de l'aéronautique.

Élaborer des alliages dédiés à la FA consiste tout d'abord à tirer profit des spécificités du procédé. Comme indiqué précédemment, en L-PBF les vitesses de solidification sont extrêmement rapides (10^6 K.s^{-1}). Cela induit une précipitation très fine et permet également d'obtenir des alliages en solution solide sursaturée à l'état brut. L'ajout d'éléments à faible vitesse de diffusion dans l'aluminium permet d'accentuer ce phénomène car ils ne précipitent pas *in situ* au cours des différents cycles thermiques (couche après couche). Le matériau reste ainsi ductile pendant la construction ce qui limite les contraintes. Par la suite, il est possible de jouer sur les traitements thermiques post-fabrication pour optimiser les propriétés mécaniques. Il s'agit de trouver un compromis entre la densité de précipité et la finesse de la microstructure. Ces traitements thermiques peuvent par contre différer de ceux utilisés en post-fonderie, qui peuvent dans certains cas dégrader les propriétés mécaniques ; la microstructure brute de fabrication étant très différente, elle ne va pas évoluer de la même façon.

Ensuite, il s'agit également de minimiser autant que possible les phénomènes induits par le procédé qui peuvent générer des défauts, tels que la vaporisation des éléments volatils. MAUDUIT et al., 2017 ont calculé théoriquement les températures atteintes au cours du procédé et les estiment entre 1061°C et 1411°C . La vaporisation de certains éléments pendant le procédé contribue à intensifier la plume de vapeur qui peut affecter la stabilité du bain de fusion ou interagir avec le laser. De plus, cette perte d'éléments tend à modifier localement la composition chimique de l'alliage initial, ce qui peut avoir des conséquences sur la qualité métallurgique des pièces (diminution du durcissement structural par précipitation lors du traitement thermique post-fabrication). Enfin, ces vapeurs métalliques contribuent également à polluer l'environnement machine en fabrication. En se déposant durablement sur les optiques, elles atténuent à terme l'énergie incidente du laser.

Les tendances actuelles connues dans l'élaboration de nouveaux alliages d'aluminium pour la FA sont résumées par AVERSA et al., 2019 :

- Le retrait d'éléments à faibles points de vaporisation tels que le magnésium ou le zinc.
- L'amélioration de la résistance à la fissuration à chaud par la modification des propriétés du métal liquide. Cela s'applique plus particulièrement aux alliages d'aluminium des séries 2XXX et 7XXX. Ces alliages présentent une grande résistance mécanique grâce à leur forte précipitation, mais LEIRMO, 2021 précisent qu'ils sont dédiés à des procédés de mise en forme à froid et ne présentent pas une bonne soudabilité. Comme mentionné précédemment, cette modification des propriétés se fait par l'ajout de silicium afin d'améliorer la fluidité du métal liquide et de diminuer l'intervalle de solidification.

I.3. LES ALLIAGES D'ALUMINIUM

- L'amélioration de la résistance à la fissuration à chaud par la réduction de la taille des grains. Pour ce faire, des éléments nucléants sont ajoutés pour former des précipités. Le zirconium est particulièrement utilisé, par exemple sous forme de nanoparticules (MARTIN et al., 2017).
- L'amélioration des propriétés mécaniques par ajouts d'éléments participant au durcissement structural après traitement thermique, ou par ajout de nucléant pour réduire la taille des grains. L'exemple le plus connu est celui du Scalmalloy développé par Airbus (SCHMIDTKE et al., 2011), avec l'ajout de scandium et de zirconium à un alliage standard Al-Mg. Les précipités cohérents $Al_3(Sc, Zr)$ ne croissent pas avec la température avant $350^\circ C$, ce qui rend la microstructure très stable. Plus récemment, Airbus a également développé le Scancromal, en remplaçant le magnésium par du chrome (PALM et al., 2020).

L'inconvénient majeur des nouveaux alliages comportant des terres rares tels que le Scalmalloy est le prix (> 250 €d'après CETIM, 2019). Bien que le coût élevé de la matière première en fabrication additive soit plus facilement admis grâce aux faibles pertes de matière, les alternatives moins coûteuses restent à privilégier, comme l'introduction d'autres éléments de transition métallique.

Enfin, il est nécessaire de noter que l'élaboration de nouvelles nuances est basée sur un compromis propriétés - coût - facilité de mise en œuvre. Les compositions améliorées des alliages d'aluminium ne portent leurs fruits que si les paramètres appliqués en machine sont adaptés à leur spécificité.

I.4 Conclusion du chapitre

La fabrication additive décrit un ensemble de technologies innovantes permettant de fabriquer des pièces par ajout de matière. Elle offre une grande liberté de conception et favorise les économies de matière. Parmi les procédés de fabrication additive métallique, le procédé L-PBF est aujourd’hui le plus répandu et consiste à fusionner localement des couches successives de poudre avec un laser afin de fabriquer des pièces 3D.

L’étude bibliographique a montré que le procédé L-PBF mettait en jeu des phénomènes physiques complexes à l’échelle de l’interaction laser-matière. Deux régimes de fusion sont notamment distingués (conduction et capillaire), et des instabilités (*balling*, *humping*, éjectas) peuvent être responsables de défauts.

Cette thèse se concentre sur les éjectas, qui sont de plus en plus abordés dans la littérature. Différents auteurs ont identifié leurs origines, et s’accordent globalement sur les distinctions présentées dans le Tableau I.6. Si leur origine est aujourd’hui comprise, il semble pour autant impossible de les éviter au cours du procédé L-PBF. Certaines méthodes d’observations et d’analyse des éjectas existent et illustrent la nécessité de faire des compromis entre coût et performance. Néanmoins l’état de l’art ne met pas en évidence de méthode simple à la fois quantitative et qualitative pour étudier les éjections de matières responsables de défauts en L-PBF.

TABLEAU I.6 – Résumé des différents types d’éjectas.

Issus du bain liquide	Type I : Gouttelette expulsée verticalement (sphérique)
	Type II : Gouttelette expulsée vers l’arrière (irrégulière)
	Type III : Gouttelette déferlant à l’avant du bain (agglomérat)
Entraînés par le flux de gaz ambiant	Type 1 : Poudre directement absorbée par le bain liquide
	Type 2 : Poudre entraînée loin de l’interaction laser-matière (froide)
	Type 3 : Poudre entraînée proche de l’interaction laser-matière (chaude)

Ces travaux proposent d’étudier, à travers une approche principalement expérimentale, la corrélation des flux d’éjectas avec la stabilité du bain liquide dans le cas particulier des alliages d’aluminium. Dans la continuité des travaux de GUNENTHIRAM, 2018 et TRAORE, 2021, les enjeux sont les suivants :

- Développer une méthode simplifiée d’observation et d’analyse des éjectas.
- Obtenir des données quantitatives et qualitatives sur la dynamique des éjectas et du bain liquide.
- Corréler ces données afin d’approfondir la maîtrise du procédé L-PBF.

I.4. CONCLUSION DU CHAPITRE

Après avoir présenté les matériaux et l'environnement expérimental dans le Chapitre II, le Chapitre III sera ainsi consacré au développement d'une nouvelle méthode d'analyse des éjectas en L-PBF. Il s'agira de surmonter une partie des difficultés évoquées dans cette étude bibliographique, afin d'extraire un maximum d'information de l'observation de l'interaction laser-matière sur un banc instrumenté. Les effets de la taille ou encore de la trajectoire des éjectas évoqués ici seront ensuite repris dans le Chapitre IV. Il portera également sur l'évaluation de la stabilité du bain liquide, pour finalement établir des relations entre ces deux observables.

Chapitre II

Présentation des matériaux et de l'environnement expérimental

Contenu

II.1 Généralités sur les matériaux d'étude	55
II.1.1 Alliages d'aluminium de fonderie	55
II.1.2 Alliages d'aluminium dédiés à la fabrication additive	57
II.1.2.1 CP1	57
II.1.2.2 HT1	59
II.2 Caractérisation des matériaux d'étude	60
II.2.1 Analyse chimique	60
II.2.2 Caractérisation des poudres	61
II.2.3 Mesures des propriétés physiques	64
II.2.3.1 Analyse thermique	64
II.2.3.2 Mesures d'absorptivité	65
II.2.3.3 Mesures de diffusivité	68
II.3 Matériel expérimental	69
II.3.1 Banc laser instrumenté	70
II.3.1.1 Description de l'équipement	70
II.3.1.2 Préparation des échantillons	72
II.3.2 Machine L-PBF commerciale	74
II.3.3 Méthode expérimentale	75
II.4 Méthodes d'analyse des échantillons	76
II.4.1 Évaluation des domaines de stabilité	76
II.4.2 Mesure des dimensions de cordons	78
II.4.3 Évaluation de la porosité des pièces 3D	78
II.5 Conclusion du chapitre	79



II.1. GÉNÉRALITÉS SUR LES MATÉRIAUX D'ÉTUDE

Dans ce deuxième chapitre, il s'agira d'abord d'introduire les différents alliages d'aluminium étudiés dans cette thèse avec leurs propriétés physiques mesurées. Puis, le matériel expérimental employé pour la réalisation des échantillons et l'observation des éjectas sera décrit. Enfin, les méthodes d'analyse des échantillons métalliques produits seront détaillées.

II.1 Généralités sur les matériaux d'étude

II.1.1 Alliages d'aluminium de fonderie

Deux alliages d'aluminium de fonderie sont utilisés ici : AlSi7Mg0.6 et AlSi10Mg (appelés plus simplement par la suite AlSi7 et AlSi10). Leurs compositions théoriques sont indiquées dans le Tableau II.1, d'après la norme NF EN 1706.

TABLEAU II.1 – Compositions chimiques théoriques des poudres d'AlSi atomisées (éléments dosés en % massique).

	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni	Zn	Ti
AlSi7	Bal.	6,5-7,5	<0,55	<0,20	<0,35	0,20-0,65	<0,15	<0,15	<0,25
AlSi10	Bal.	9-11	<0,55	<0,05	<0,45	0,20-0,45	<0,05	<0,10	<0,15

X. LIU et al., 2019 présentent dans les Figures II.1 et II.2 la microstructure de l'alliage AlSi10 après fabrication L-PBF. Trois zones sont distinguées : (1) la zone fondue et ses grains fins, (2) la bordure de zone fondue et ses grains plus grossiers, (3) la zone affectée thermiquement. L'eutectique Al-Si présente une structure fibreuse, due aux vitesses de refroidissement élevées.

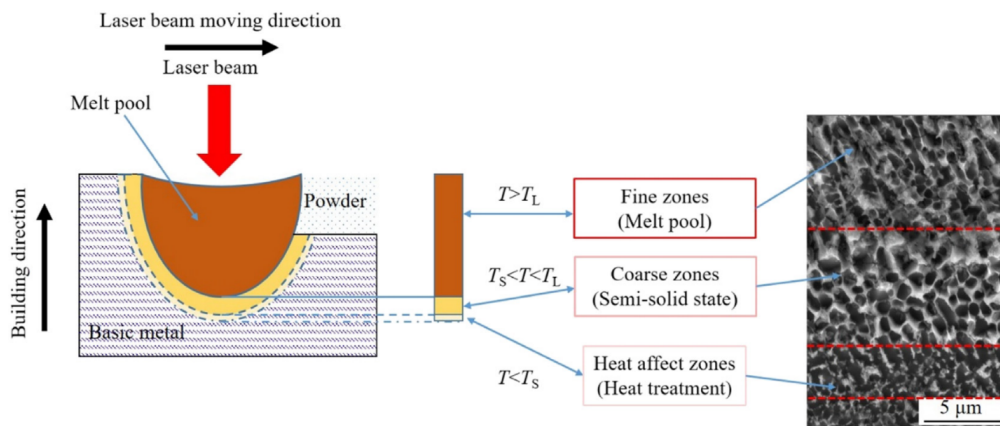


FIGURE II.1 – Microstructure de l'alliage AlSi10 fabriqué par L-PBF (machine Trumpf Trumaform Lf250) dans les conditions suivantes : $d=230 \mu\text{m}$, $P=325 \text{ W}$, $V=300 \text{ mm.s}^{-1}$, $e=50 \mu\text{m}$, $h=150 \mu\text{m}$ (X. LIU et al., 2019).

II.1. GÉNÉRALITÉS SUR LES MATÉRIAUX D'ÉTUDE

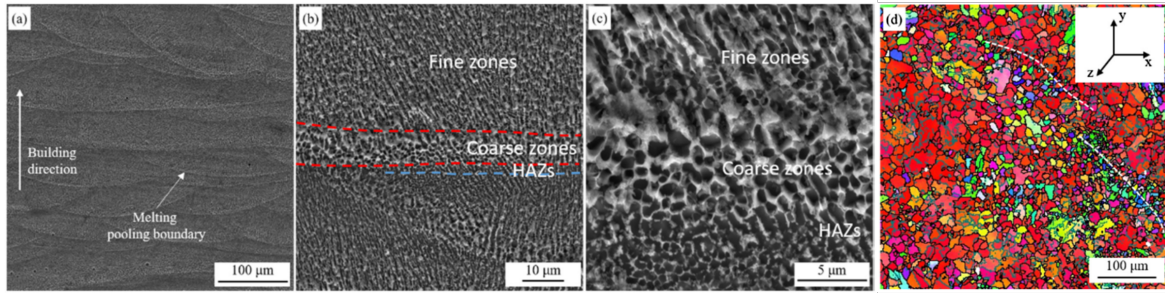


FIGURE II.2 – Schéma illustrant la formation des trois zones de microstructure distinctes de l'alliage AlSi10 fabriquées par L-PBF (machine Trumpf Trumaform Lf250) dans les conditions suivantes : $d=230 \mu\text{m}$, $P=325 \text{ W}$, $V=300 \text{ mm.s}^{-1}$, $e=50 \mu\text{m}$, $h=150 \mu\text{m}$ (X. LIU et al., 2019). T_L et T_S sont respectivement les températures de liquidus et solidus.

D'un point de vue mécanique, ZHAO et al., 2020 comparent dans la Figure II.3 les propriétés en traction de l'alliage AlSi10 réalisées par L-PBF, pour différentes conditions de préchauffage du plateau de fabrication, ainsi qu'après un traitement par friction malaxage. Augmenter la température du plateau pendant la fabrication permet de diminuer les contraintes résiduelles car cela limite les gradients élevés de température générés par les cycles de chauffe et de refroidissement rapides. Néanmoins, en limitant l'effet de trempe du procédé L-PBF, le préchauffage du plateau induit des microstructures moins fines et, dans le cas de l'AlSi10, davantage de phases eutectiques riches en Si. Or, ces phases eutectiques sont des régions privilégiées de rupture. Cela explique la contrainte à la rupture moindre des échantillons avec préchauffage par rapport à celle sans préchauffage. Concernant le traitement par friction malaxage, il génère des contraintes résiduelles au sein de la pièce, ce qui permet d'obtenir des ductilités plus importantes, à défaut de diminuer la contrainte à la rupture.

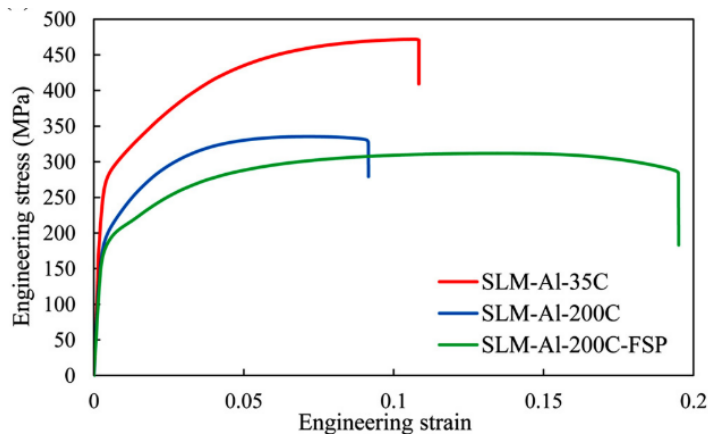


FIGURE II.3 – Comparaison des propriétés en traction d'éprouvettes d'AlSi10 produites par L-PBF dans les conditions suivantes : $d=100 \mu\text{m}$, $P=370 \text{ W}$, $V=1300 \text{ mm.s}^{-1}$, $e=30 \mu\text{m}$. Les trois courbes présentent les résultats pour deux températures de chauffage du plateau (35°C et 200°C) et un traitement thermique *Friction Stir Process* (FSP) (ZHAO et al., 2020).

Ici, ces alliages dits classiques sont comparés à des alliages élaborés spécifiquement pour la fabrication additive.

II.1.2 Alliages d'aluminium dédiés à la fabrication additive

Deux nuances spécialement élaborées pour la fabrication additive L-PBF sont étudiées ici : Aheadd®CP1 et Aheadd®HT1 (appelés plus simplement par la suite CP1 et HT1). Ces alliages sont fournis par l'entreprise Constellium. Ils ne comportent pas d'éléments volatils ni de terres rares au coût élevé.

II.1.2.1 CP1

CP1 est un alliage Al-Fe-Zr, décrit par PAUZON et al., 2022. Il revendique une très bonne conductivité thermique et électrique, pour des applications types échangeurs thermiques.

La composition théorique de l'alliage d'après Constellium est donnée en Tableau II.2. Les éléments Fe et Zr présentent une faible pression de vapeur saturante, ce qui limite leur vaporisation et permet de travailler dans des gammes d'intensité élevées. De plus, Fe et Zr ont tous les deux une faible diffusivité dans l'aluminium solide, laquelle permet de limiter la précipitation *in situ* au cours des cycles thermiques induits par le procédé et donc de conserver une solution sursaturée à l'état brut de fabrication. Ils forment respectivement des précipités Al₁₃Fe₄ et Al₃Zr.

TABLEAU II.2 – Composition chimique théorique de la poudre atomisée de CP1 (éléments dosés en % massique).

Al	Fe	Zr
Bal.	0,8 - 1,4	0,9 - 1,4

Après fabrication, les pièces doivent passer par deux post-traitements thermiques :

- un détensionnement à 300°C pendant 2h.
- un vieillissement à 400°C pendant 4h, correspondant au pic de dureté. La température assez élevée de vieillissement est due à la faible diffusivité de Zr dans la matrice d'aluminium.

La Figure II.4 présente la microstructure de l'alliage CP1 à l'issue de ces traitements thermiques. Les cartes EBSD révèlent des grains colonnaires allongés dans la direction de fabrication ainsi que des grains équiaxes plus fins en bordure de zone fondue. Des phases blanches enrichies en fer sont présentes aux joints de grains de la zone équiaxe. Elles sont d'autant plus présentes après le traitement thermique de vieillissement et apparaissent même dans la zone colonnaire.

II.1. GÉNÉRALITÉS SUR LES MATÉRIAUX D'ÉTUDE

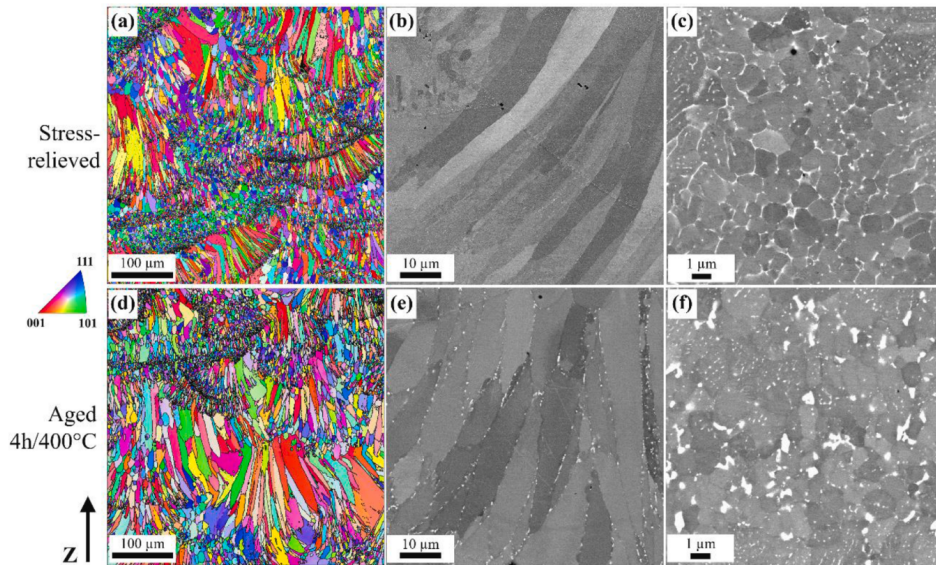


FIGURE II.4 – Microstructure de l'alliage CP1 fabriqué par L-PBF (machine EOS M290) dans les conditions suivantes : $d=100 \mu\text{m}$, $P=370 \text{ W}$, $V=1400 \text{ mm.s}^{-1}$, $e=60 \mu\text{m}$, $h=130 \mu\text{m}$. (a) après le traitement de détensionnement ; (b) après le traitement de vieillissement (PAUZON et al., 2022).

D'un point de vue mécanique, la Figure II.5 (a) illustre l'évolution des propriétés en traction suite aux traitements successifs. Une nette amélioration des propriétés apparaît après traitement de vieillissement. Le diagramme d'Ashby en Figure II.5 (b) permet en outre d'observer l'excellente conductivité thermique de cet alliage après traitement thermique par rapport aux nuances d'aluminium conventionnelles.

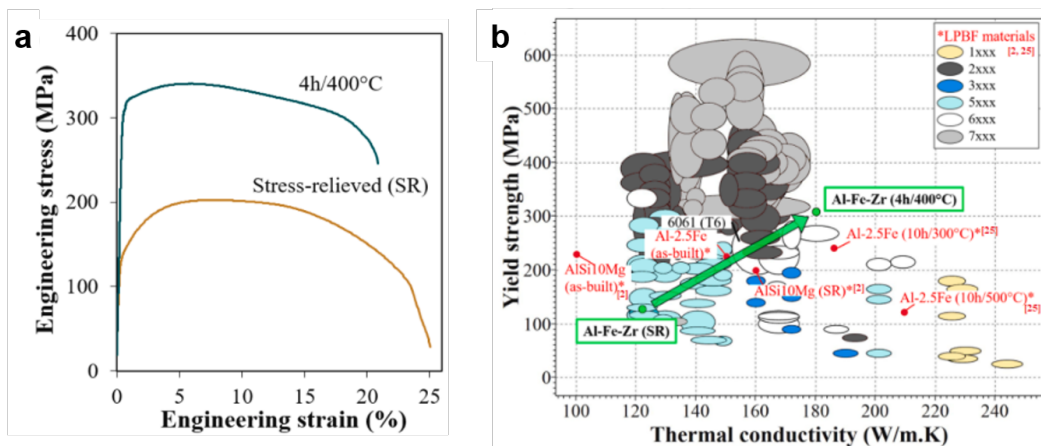


FIGURE II.5 – Propriétés de l'alliage CP1 issu de fabrication additive L-PBF en fonction des traitements thermiques appliqués (a) courbe de contrainte - déformation technique ; (b) diagramme d'Ashby représentant la limite élastique et la conductivité thermique (PAUZON et al., 2022).

II.1. GÉNÉRALITÉS SUR LES MATÉRIAUX D'ÉTUDE

II.1.2.2 HT1

HT1 est un alliage Al-Mn-Ni-Cu-Zr, décrit par BUTTARD et al., 2021. Il revendique une stabilité jusqu'à 200-250°C et donc une conservation de ses propriétés mécaniques jusqu'à des températures d'utilisation plus élevées que la plupart des alliages d'aluminium. Il est présenté comme une alternative plus légère aux alliages de titane pour des applications dans ces gammes de température.

La composition théorique de l'alliage d'après Constellium est donnée en Tableau II.3. Les éléments à faible vitesse de diffusion tels que Zr et Mn contribuent à la stabilité de l'alliage en température. De plus, les phases formées par l'ajout de Cu et Ni ont une faible cinétique de grossissement granulaire ce qui permet de maintenir des températures de fonctionnement élevées sur des temps longs.

TABLEAU II.3 – Composition chimique théorique de la poudre atomisée de HT1 (éléments dosés en % massique).

Al	Cu	Mn	Ni	Zr
Bal.	1,5 - 2,5	3,0 - 4,5	2,0 - 3,5	0,7 - 1,3

La Figure II.6 présente la microstructure de l'alliage HT1 après fabrication. La morphologie des grains diffère à nouveau entre le centre et les bords du bain.

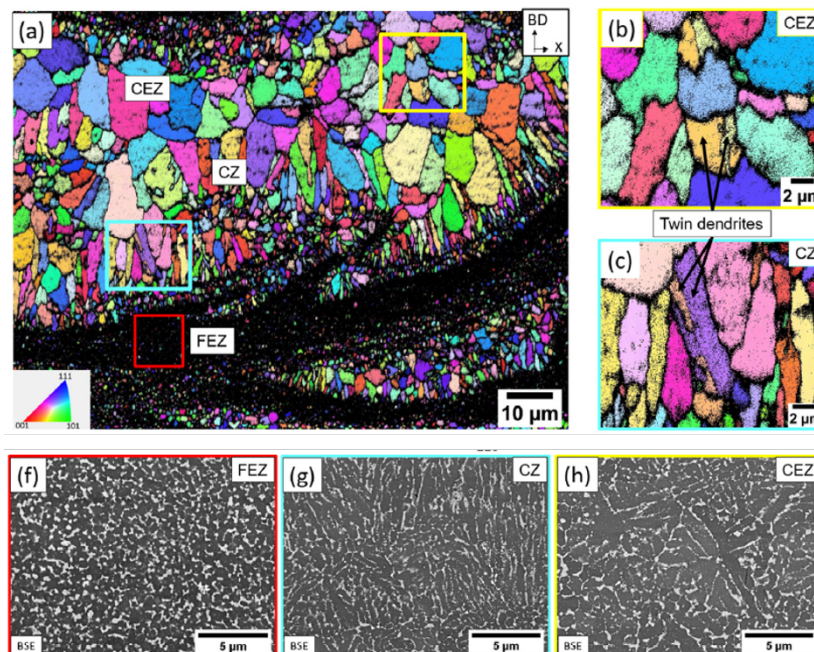


FIGURE II.6 – Microstructure de l'alliage HT1 fabriqué par L-PBF (machine EOS M290) dans les conditions suivantes : $d=80 \mu\text{m}$, $P=370 \text{ W}$, $V=1613 \text{ mm.s}^{-1}$, $e=60 \mu\text{m}$, $h=143 \mu\text{m}$. (a) orientation EBSD des grains au sein des cordons ; (b-c) vues EBSD élargies des dendrites sur la zone grossière - équiaxe (CEZ) et la zone colonnaire (CZ) ; (f-g-h) vues au MEB des trois différentes microstructures observées à l'état brut de fabrication : zone de grains fins équiaxes (FEZ), zone colonnaire (CZ) et zone grossière - équiaxe (CEZ) (BUTTARD et al., 2021).

II.2. CARACTÉRISATION DES MATÉRIAUX D'ÉTUDE

La zone grossière équiaxe du dessus se distingue de la zone colonnaire du centre et de la zone fine équiaxe en bordure inférieure. La seconde phase blanche visible au MEB est enrichie en nickel et manganèse. Elle est davantage présente en bordure de bain qu'au centre.

Après fabrication, les pièces subissent un traitement de détensionnement à 300°C pendant 4h. D'un point de vue mécanique, la Figure II.7 illustre les propriétés en traction de l'alliage HT1 après ce traitement. Il est également possible, tout comme pour l'alliage CP1, de procéder à un traitement thermique de vieillissement à 400°C pour provoquer un durcissement structural.

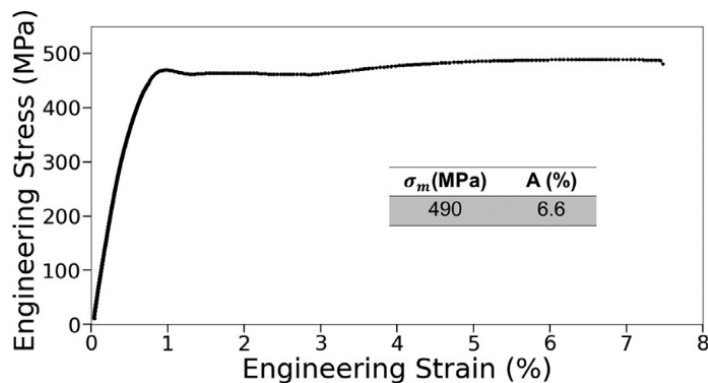


FIGURE II.7 – Courbe de contrainte - déformation de l'alliage HT1 issu de fabrication additive L-PBF après traitement de détensionnement (BUTTARD et al., 2021).

II.2 Caractérisation des matériaux d'étude

Dans le cadre de ces travaux, les quatre nuances précédemment décrites ont été reçues sous forme de poudres et de substrats massifs coulés, de la part de différents fournisseurs (TEKNA et Goodfellow pour les AlSi, Constellium pour CP1 et HT1). La partie suivante décrit les principales caractérisations élémentaires réalisées.

II.2.1 Analyse chimique

Les teneurs en éléments d'alliages de chacune des nuances ont été mesurées à partir des poudres atomisées, par méthode ICP-OES (technique analytique à plasma à couplage inductif, couplée à un spectromètre à émission atomique). Les résultats sont présentés dans les tableaux II.4 et II.5. Ils peuvent différer des compositions théoriques communiquées pour ces alliages en section II.1 (p.55). Les alliages CP1 et HT1 sont conformes respectivement aux brevets de CHEHAB, 2020¹ et de CHEHAB, 2019². Par ailleurs, la présence d'oxygène dans chacun des lots de poudre traduit l'exposition de ces dernières à l'air, malgré un stockage en atmosphère inerte.

1. Teneur en Zr comprise entre 0,5 et 2,5% et préférentiellement entre 1,3 et 2,5% massique; teneur en Fe comprise entre 0 et 3% et préférentiellement entre 0,5 et 2,5% massique.

2. Teneur en Ni comprise entre 1 et 6% massique; teneur en Mn comprise entre 1 et 7% massique; teneur en Zr comprise entre 0,5 et 4% massique; teneur en Fe inférieure à 1% massique.

II.2. CARACTÉRISATION DES MATÉRIAUX D'ÉTUDE

TABLEAU II.4 – Teneurs en éléments d'alliages mesurées par ICP-OES pour les AlSi (éléments dosés en % massique).

	Al	Si	Cu	Fe	Zn	Mn	Mg	O	N
AlSi7	91,93	7,01	0,007	0,047	0,006	0,003	0,558	0,036	0,001
AlSi10	90	9,93	0,007	0,125	0,006	0,002	0,208	0,025	0,002

TABLEAU II.5 – Teneurs en éléments d'alliages mesurées par ICP-OES pour CP1 et HT1 (éléments dosés en % massique).

	Al	Cu	Fe	Ni	V	Zr	Mn	Mg	O
CP1	97,66	0,002	0,98	0,004	0,005	1,15	0,006	0,009	0,099
HT1	90,10	1,93	0,023	2,85	0,001	0,88	4,00	0,001	0,060

II.2.2 Caractérisation des poudres

Toutes les poudres utilisées sont atomisées au gaz. Elles sont globalement de forme sphérique et régulière comme le montrent les Figures II.8 et II.9, mais peuvent ponctuellement comporter des grains plus allongés comme dans CP1 par exemple. Elles présentent également quelques satellites.

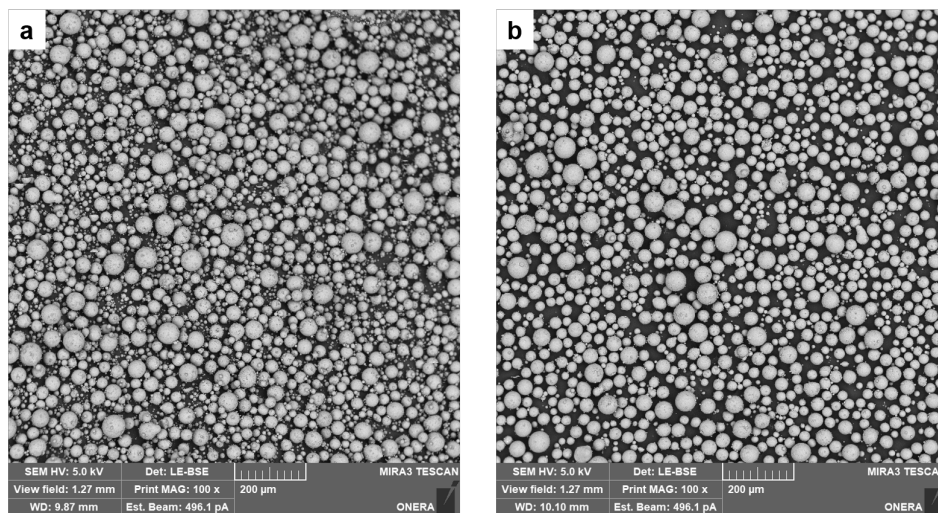


FIGURE II.8 – Vue au MEB des poudres atomisées au gaz (a) AlSi7; (b) AlSi10.

II.2. CARACTÉRISATION DES MATÉRIEAUX D'ÉTUDE

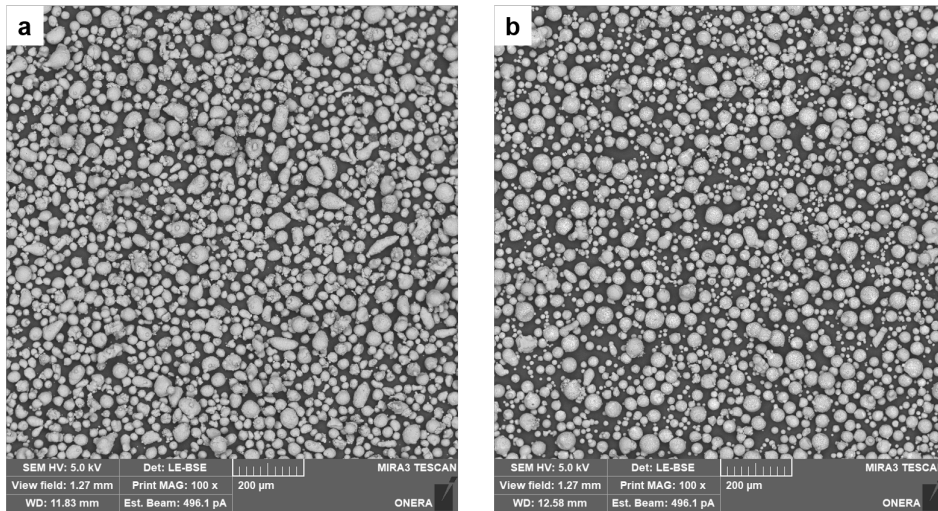


FIGURE II.9 – Vue au MEB des poudres atomisées au gaz (a) CP1 ; (b) HT1.

Leur vue en coupe est également visible en Figure II.10, illustrant les différentes phases de ces alliages : riches en Si pour les AlSi ; Fe pour CP1 ; Cu et Ni pour HT1.

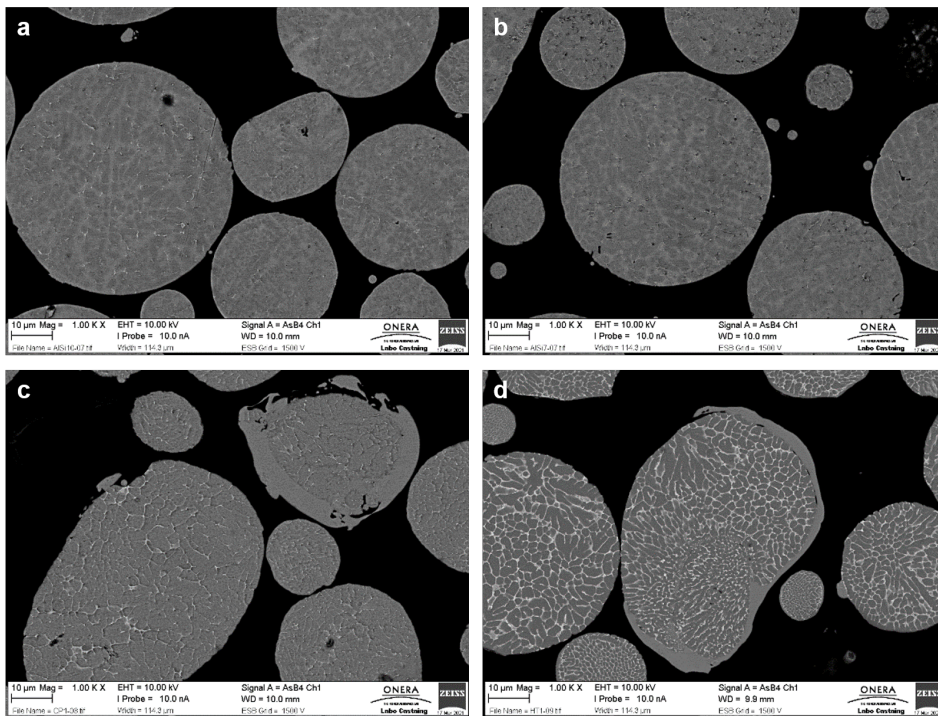


FIGURE II.10 – Vue en coupe au microscope optique des poudres atomisées au gaz (a) AlSi7 ; (b) AlSi10 ; (c) CP1 ; (d) HT1.

Leurs granulométries respectives sont décrites dans la Figure II.11. Elles ont été mesurées en voie sèche à l'aide d'un granulomètre laser HORIBA Partica LA_950V2. Les poudres d'AlSi7 et d'HT1 présentent des particules fines d'une dizaine de microns, non visibles dans le cas des poudres d'AlSi10 et CP1.

II.2. CARACTÉRISATION DES MATÉRIEAUX D'ÉTUDE

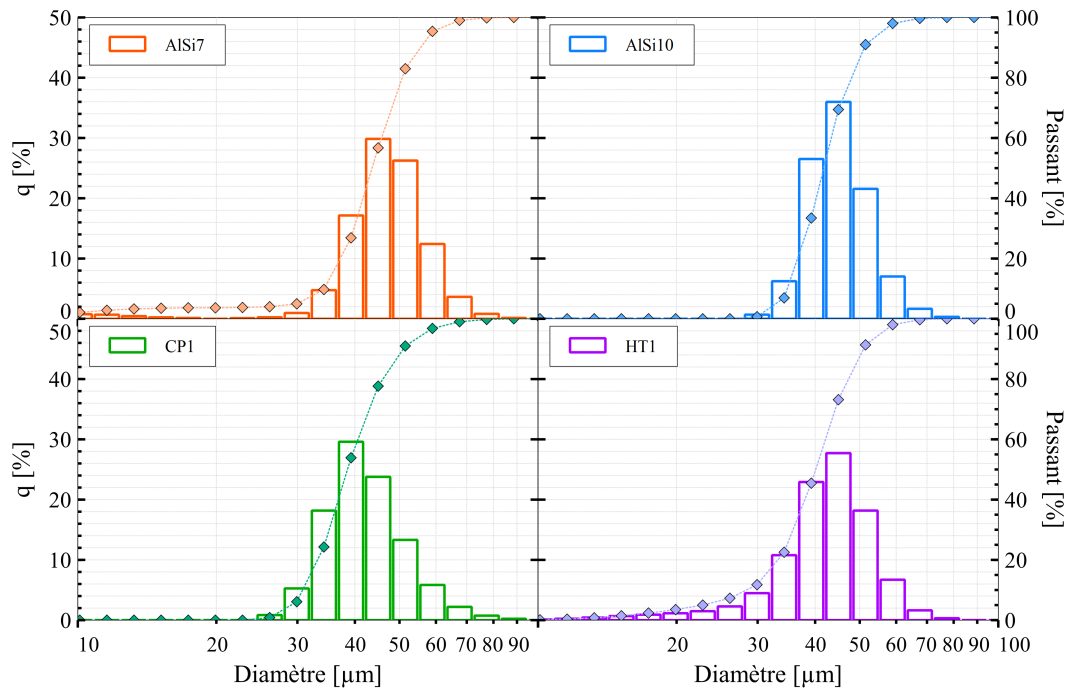


FIGURE II.11 – Distribution logarithmique en volume de la granulométrie des poudres d'AlSi7, AlSi10, CP1 et HT1.

Généralement, trois diamètres caractéristiques sont déterminés à partir des distributions granulométriques : D_{10} , D_{50} et D_{90} . Comme illustré en Figure II.12, D_{50} représente la médiane, c'est-à-dire le diamètre au-dessous duquel se trouvent 50% des particules. De même, 10% des particules se trouvent en dessous de D_{10} et au-dessus de D_{90} . Ces valeurs sont résumées dans le Tableau II.6. Les quatre poudres présentent un diamètre médian autour de $41 \pm 3 \mu\text{m}$.

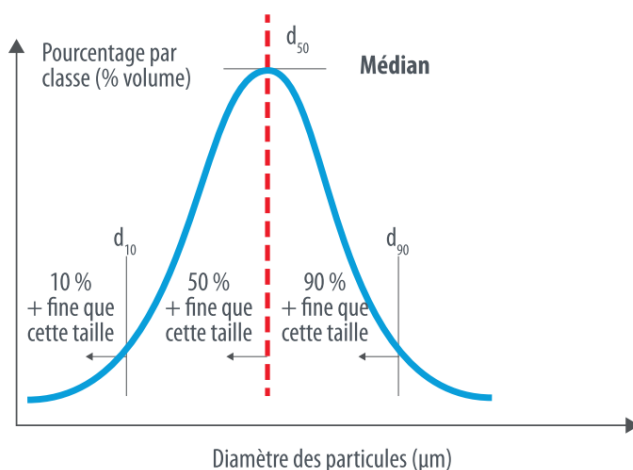


TABLEAU II.6 – Distribution de taille des particules de poudre en μm .

	D_{10}	D_{50}	D_{90}
AlSi7	34,4	43,9	55,9
AlSi10	34,7	41,3	50,3
CP1	30,7	38,2	50,1
HT1	28,4	40,4	51,1

FIGURE II.12 – Répartition granulométrique des poudres (CETIM, 2019).

Une fois les poudres caractérisées chimiquement et morphologiquement, les propriétés physiques des alliages sont mesurées.

II.2.3 Mesures des propriétés physiques

II.2.3.1 Analyse thermique

Comme évoqué dans la section I.3.3 (p.46), l'intervalle de solidification du matériau peut avoir un effet significatif sur la résistance à la fissuration à chaud. Pour l'évaluer et établir une comparaison entre les différents matériaux d'études, des mesures d'analyse thermique différentielle (ATD) ont été réalisées. L'ATD consiste à mesurer les écarts de température entre un échantillon et une référence, pour un programme contrôlé de température. Les essais pour les alliages de fonderie ont été réalisés sous argon, avec le cycle thermique suivant : montée jusqu'à 680°C à 5°C/min - palier pendant 10 min - descente à 5°C/min. Un exemple de courbe est donné en Figure II.13 dans le cas de l'AlSi7. Chaque pic de signal traduit une transformation de phase. Ici, le pic du métal de base et le pic eutectique sont clairement visibles, et les résultats globaux sont décrits dans le Tableau II.7. Les intervalles des alliages dédiés à la fabrication additive ont eux été évalués par Constellium via un calcul Factsage à l'équilibre, avec la base VLAB.

TABLEAU II.7 – Résultats de l'analyse thermique différentielle en °C.

	Température de solidus	Intervalle de solidification
AlSi7	575	60
AlSi10	580	45
CP1	654	269
HT1	614	282

En théorie, le diagramme de phase aluminium-silicium en Figure I.49 indique que la température de liquidus de l'AlSi7 est supérieure à celle de l'AlSi10. De plus, la température de solidus pour les deux alliages est théoriquement de 577°C correspondant au palier eutectique. Ce n'est pas le cas ici, probablement du fait des incertitudes de mesures. Néanmoins, en regardant les intervalles de fusion des deux alliages de fonderie, les mesures indiquent que la phase liquide apparaît à la même température pour les deux (560°C) et que le dernier grain solide disparaît à 620°C pour l'AlSi7 contre 605°C pour l'AlSi10. Cela traduit bien l'intervalle de solidification plus réduit de l'AlSi10, même s'il diffère des 30°C indiqués dans la littérature par M. TANG et al., 2016.

D'après ces mesures, les alliages dédiés à la FA ont des intervalles de solidification plus grands que les AlSi. Ils présentent des températures de liquidus plus élevées (923°C pour CP1 ; 896°C pour HT1). L'intervalle de solidification traduit l'existence de la zone pâteuse (mi-solide mi-liquide), dont l'étendue régit l'espacement entre les dendrites primaires de solidification.

Dans cette étude essentiellement axée sur l'aspect physique du procédé, aucune évaluation microstructurale détaillée des échantillons réalisés n'a été conduite. Il est néanmoins possible de signaler une absence globale de fissuration dans les échantillons solidifiés, qui traduit leur adéquation au procédé L-PBF.

II.2. CARACTÉRISATION DES MATÉRIEAUX D'ÉTUDE

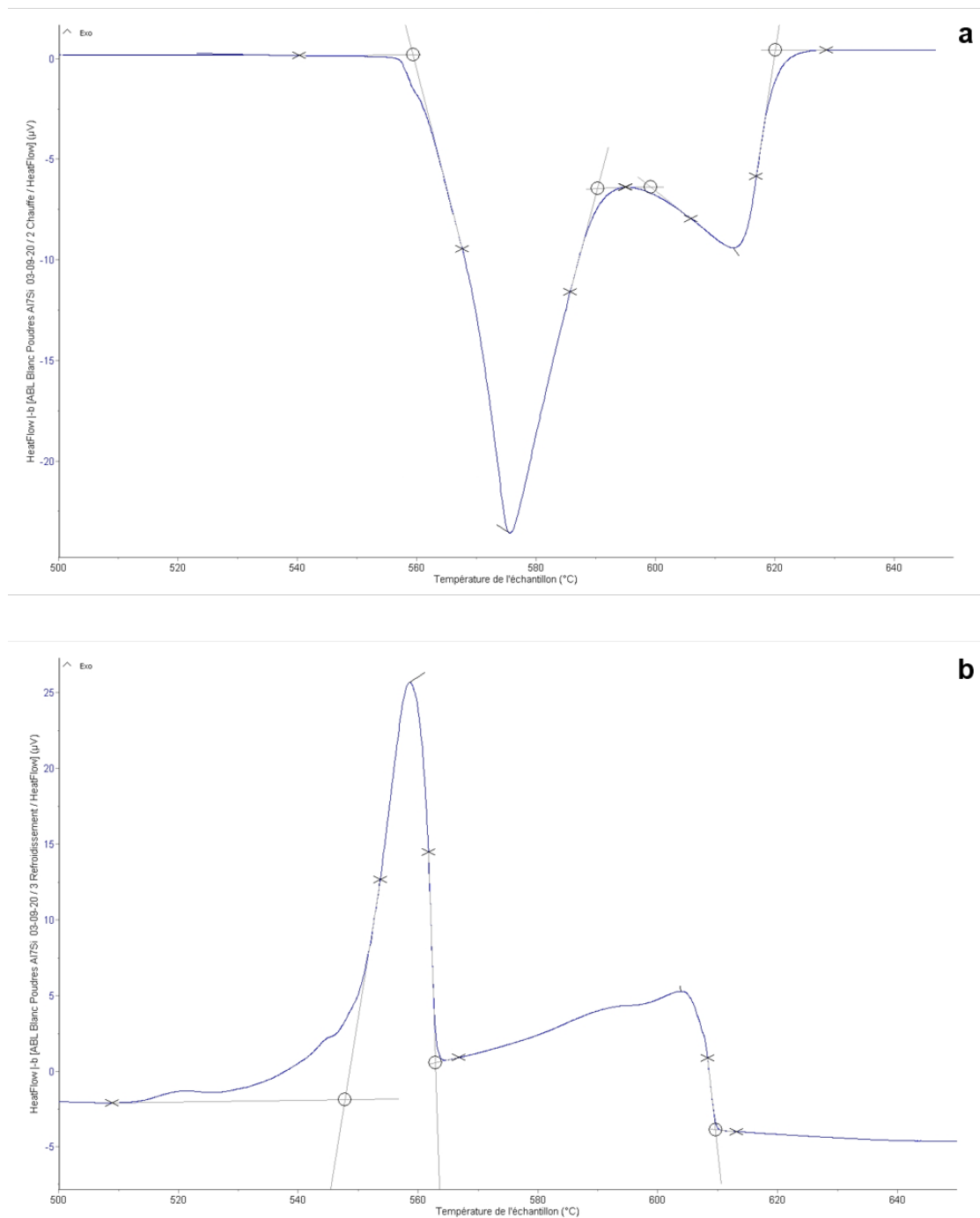


FIGURE II.13 – Courbe d’analyse thermique différentielle de l’AlSi7 (a) cycle de chauffe ; (b) cycle de refroidissement.

II.2.3.2 Mesures d’absorptivité

L’interaction laser-matière repose en partie sur l’absorptivité A des matériaux utilisés. L’absorptivité définit ici l’intensité absorbée par la surface du métal par rapport à l’intensité totale apportée par le laser. Selon les matériaux, elle peut être fortement dépendante de la longueur d’onde, comme le montre la Figure II.14.

II.2. CARACTÉRISATION DES MATÉRIAUX D'ÉTUDE

En phase solide, elle est également dépendante de la rugosité du matériau, qui a tendance à l'augmenter grâce à une augmentation de la surface d'interaction et à la multiplication des multiréflexions. Enfin, elle a tendance à augmenter avec la température.

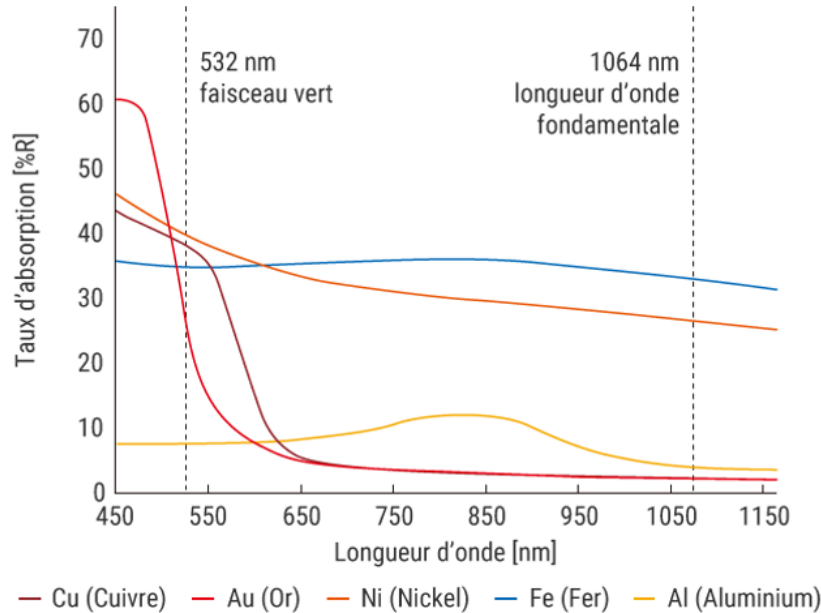


FIGURE II.14 – Taux d'absorption du laser vert (515 nm) et du laser standard (1064 nm) par différents métaux (source : KEYENCE).

Il est possible de déterminer l'absorptivité d'un matériau en mesurant sa réflectivité d'après l'équation (II.1).

$$\text{Réflectivité} = 1 - \text{Absorptivité} \quad (\text{II.1})$$

La réflectivité des différents alliages a été mesurée ici grâce à une sphère intégrante pour différentes puissances, en suivant la méthode décrite par NORDET et al., 2022, GUNENTHIRAM et al., 2017 ou encore SCHNEIDER et al., 2008. Le dispositif expérimental est visible en Figure II.15.

La sphère d'intégration a un diamètre de 160 mm et sa surface interne est recouverte d'une couche blanche de BaSO_4 pour maximiser sa réflectance. Une couche de poudre est déposée sur un substrat de même composition de 25 mm de diamètre et placée à la base de la sphère avec un angle de 8° . Cette configuration permet de considérer toutes les réflexions du laser, qui est focalisé sur la poudre. Pour ces essais uniquement, le laser est un TruDisk 1020 de Trumpf, avec un faisceau *top hat* de 90 μm de diamètre et une longueur d'onde de 515 nm. Bien que cette longueur d'onde (verte) soit assez éloignée de la longueur d'onde standard des lasers, de l'ordre de 1064 nm (infrarouge), la Figure II.14 montre que le taux d'absorption du rayonnement par l'aluminium est très stable à toutes les longueurs d'onde. L'intensité du rayonnement laser rétrodiffusé est mesurée à l'aide d'une photodiode équipée d'un filtre pour ne considérer que la longueur d'onde du laser incident. Le signal est finalement enregistré grâce à un oscilloscope.

II.2. CARACTÉRISATION DES MATÉRIEAUX D'ÉTUDE

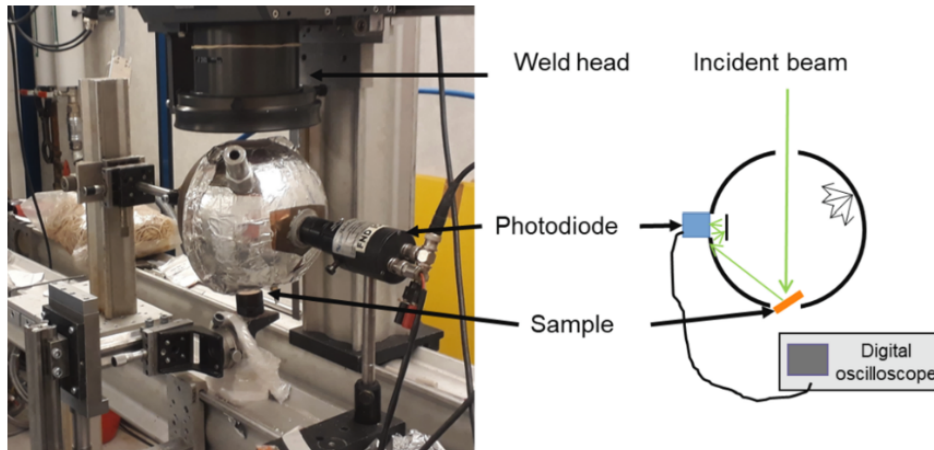


FIGURE II.15 – Schéma du dispositif de sphère intégrante (NORDET et al., 2022).

Des essais statiques (impulsion d'1 ms) ont donc été réalisés sur les différents matériaux de cette étude ainsi que sur des alliages de cuivre pur, d'acier (316L) et de nickel (Inco625) pour comparaison. Les résultats sont présentés en Figure II.16.

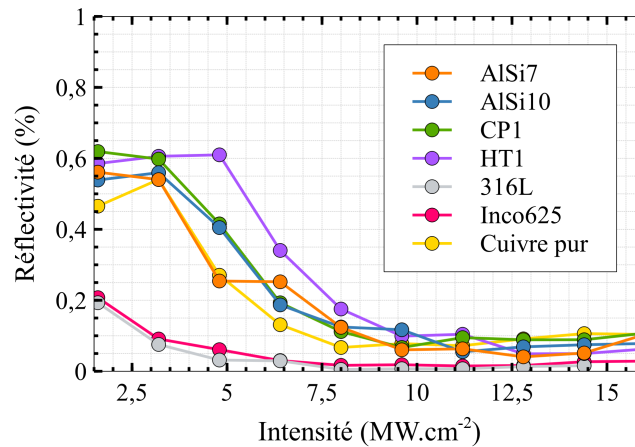


FIGURE II.16 – Courbes de réflectivité de différents métaux à différentes puissances, mesurées par méthode de sphère intégrante.

Le lit de poudre présente une absorptivité globale supérieure à celle d'un même matériau à l'état massif, due aux multiréflexions entre les particules. Ainsi, le temps d'existence d'un grain de poudre à l'état solide sous le faisceau laser est négligeable, et la fusion immédiate. Ce temps τ peut être estimé en fonction de l'intensité I apportée, d'après l'équation II.2. S représente la surface du grain de poudre éclairée par le laser et ΔE l'énergie nécessaire pour faire fondre un grain de poudre de volume v . ΔE est définie dans l'équation (II.3), avec ρ la masse volumique, C_p la capacité thermique, T_f la température de fusion de l'alliage considéré, T_0 la température ambiante et L_f l'enthalpie de fusion :

$$\tau = \frac{\Delta E}{I \times S} \quad (\text{II.2})$$

II.2. CARACTÉRISATION DES MATÉRIAUX D'ÉTUDE

$$\Delta E = \rho \times v \times [C_p \times (T_f - T_0) + L_f] \quad (\text{II.3})$$

Ainsi, en considérant des grains de poudre d'aluminium d'environ 50 μm de diamètre, l'énergie nécessaire pour les faire fondre est de l'ordre de la centaine de μJ . En considérant un diamètre de spot de 90 μm et une intensité d'1 $\text{MW}\cdot\text{cm}^{-2}$, τ est inférieur à la ms. Les premiers points à faible intensité ($< 3 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$) correspondent donc à la réflectivité du bain liquide, dont la surface a un effet miroir. En appliquant l'équation (II.3) avec les enthalpies et températures de vaporisation, l'énergie nécessaire pour vaporiser un grain de poudre de 50 μm de diamètre est de l'ordre du mJ. C'est pourquoi une augmentation de l'intensité entraîne la vaporisation du métal au-delà de 3 $\text{MW}\cdot\text{cm}^{-2}$ d'intensité apportée. La chute de réflectivité observée traduit une meilleure absorption du faisceau dans la profondeur.

Il apparaît comme attendu que les alliages d'acier et de nickel sont moins réfléchissants que les aluminiums ou le cuivre. En revanche, contrairement aux résultats prévus par la Figure II.14, le cuivre ne présente pas une absorptivité supérieure aux aluminiums ici. Cela peut être dû à une possible oxydation de surface des échantillons. Pour les différents alliages d'aluminium, les tendances sont comparables, avec un léger décalage de la courbe de réflectivité de l'alliage HT1 qui peut traduire un temps plus long pour atteindre la vaporisation.

II.2.3.3 Mesures de diffusivité

Une fois l'énergie absorbée, la diffusivité thermique λ caractérise la capacité d'un matériau à diffuser la chaleur. En L-PBF, elle a un impact sur la thermique de l'interaction laser-matière et donc sur la solidification du métal liquide. Elle est liée à la conductivité α d'après la formule (II.4) avec ρ la masse volumique et C_p la capacité thermique (supposée peu variable sur l'intervalle de température présenté ici) :

$$\alpha = \frac{\lambda}{\rho \times C_p} \quad (\text{II.4})$$

Des mesures de diffusivité utilisant la méthode flash (HAY et al., 2004) ont été réalisées. Comme illustré en Figure II.17, cette méthode consiste à envoyer une impulsion laser sur la face avant d'un échantillon et de mesurer l'élévation de la température ΔT sur la face arrière. Dans le cas présent, les échantillons sont sous forme de pastille de 10 mm de diamètre et de 2 à 3 mm d'épaisseur. Ils sont placés dans un four contrôlé et ΔT est mesuré en fonction du temps grâce à des caméras thermiques, pour différents paliers de température.

Des essais ont été réalisés sur des pastilles découpées dans des pièces d'aluminium coulées : aluminium pur, AlSi7, AlSi10, CP1 et HT1. Les résultats sont présentés en Figure II.18. L'aluminium pur apparaît comme le matériau le plus conducteur, devant les alliages AlSi et CP1. Tous les quatre manifestent peu de variation de diffusivité en fonction de la température. HT1 à l'inverse présente une tendance croissante de la diffusivité avec la température, et une diffusivité près de trois fois inférieure aux autres alliages.

II.3. MATÉRIEL EXPÉRIMENTAL

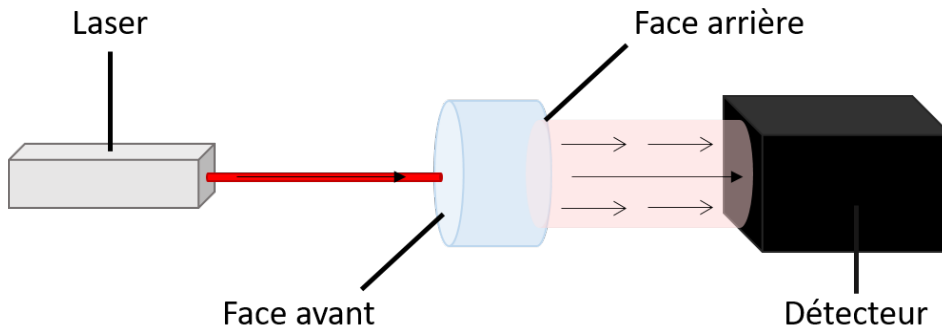


FIGURE II.17 – Schéma de principe de la méthode flash pour mesurer la diffusivité.

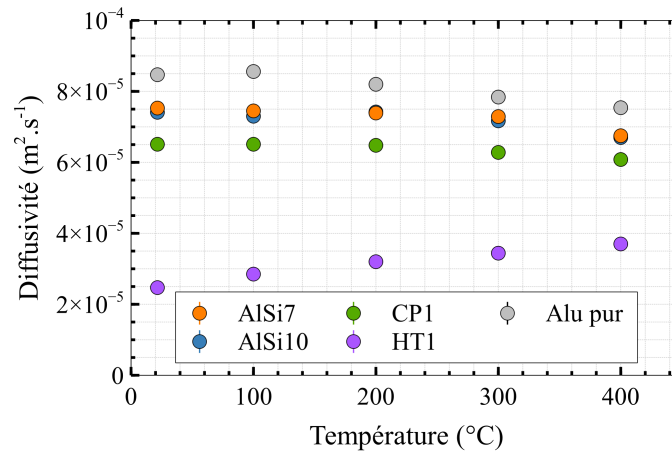


FIGURE II.18 – Courbes de diffusivité des différents alliages d'aluminium coulés en fonction de la température, établies par méthode flash.

Ces augmentations sont probablement dues aux paliers de température (maintenus 30 min pour chaque température successive) qui font effet de traitement thermique pour HT1, comme évoqué en section II.1 (p.55). La quantité élevée d'éléments d'alliage en solution supersaturée peut altérer la conductivité car la périodicité de la matrice est perturbée. Un traitement en température permet alors de faire précipiter ces éléments pour former des inter-métalliques hors solution et diminuer cet effet. GENC et al., 2022 expliquent que ce phénomène est dominé par Zr dans l'aluminium. Néanmoins, cet effet n'est pas observé ici pour l'alliage CP1 coulé, qui pourtant en contient également.

Il est enfin à noter que la conductivité thermique du lit de poudre en L-PBF est largement inférieure à celle du métal solide (S. ZHANG et al., 2019).

II.3 Matériel expérimental

Dans le but de corréliser les flux d'éjectas en L-PBF avec l'hydrodynamique du bain liquide, ces travaux s'appuient essentiellement sur une démarche expérimentale. Deux outils sont employés pour cela : un banc laser instrumenté et une machine L-PBF commerciale.

II.3. MATÉRIEL EXPÉRIMENTAL

II.3.1 Banc laser instrumenté

Afin d'observer l'interaction laser-matière de près, un banc laser instrumenté recréant les conditions de fabrication du procédé est employé.

II.3.1.1 Description de l'équipement

Un schéma de principe est visible en Figure II.19, ainsi qu'un cliché détaillé en Figure II.20. Ce dispositif simplifié dispose d'une tête laser fixe, et d'une table mobile selon \vec{x} et \vec{y} . C'est donc le lit de poudre qui se déplace et non le laser, à l'inverse d'une machine L-PBF commerciale. La vitesse maximale de déplacement de la table est de 1500 mm.s^{-1} selon \vec{x} .

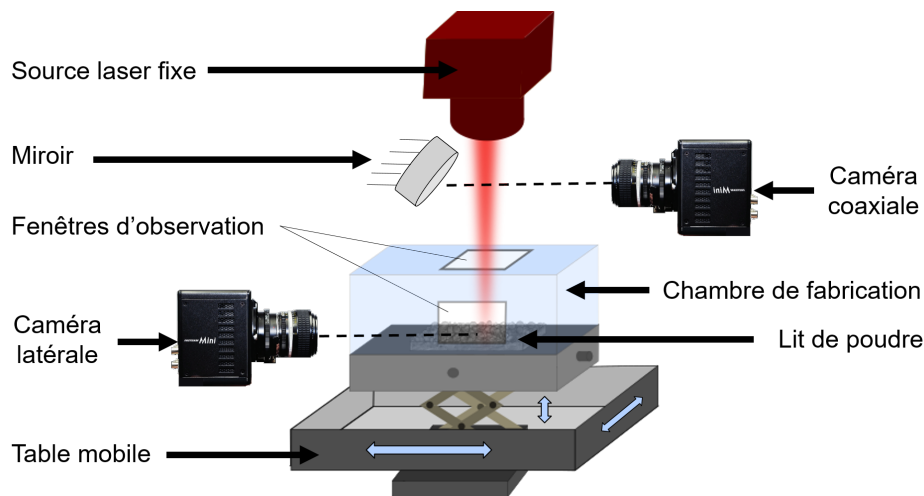


FIGURE II.19 – Schéma de principe du banc laser instrumenté, équipé d'un laser fixe et d'une table mobile. Deux caméras sont disposées pour observer l'interaction laser-matière à 90° et en vision coaxiale.

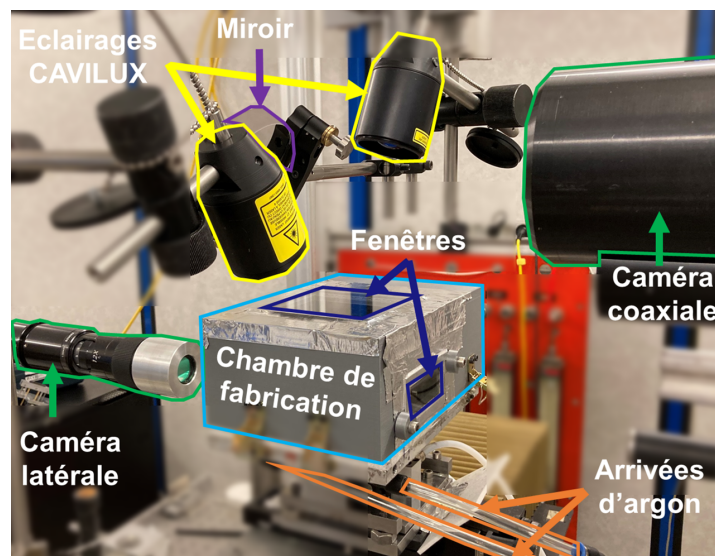


FIGURE II.20 – Banc laser instrumenté, équipé des deux caméras et des systèmes d'éclairage laser CAVILUX afin d'observer l'interaction laser-matière.

II.3. MATÉRIEL EXPÉRIMENTAL

Une enceinte hermétique équipée de fenêtres d'observation est disposée sur la table mobile, permettant de créer une chambre de fabrication additive dans laquelle l'atmosphère d'argon est maîtrisée et homogène. Deux caméras rapides (PHOTRON mini UX100) équipées de capteurs CMOS sont positionnées de sorte à observer l'interaction du laser avec la matière à travers les fenêtres de la chambre de fabrication. Deux champs d'acquisition sont ainsi distingués :

- Le champ latéral, tel qu'illustré en Figure II.21 (a). Ses dimensions sont de 4 mm de largeur pour environ 11 mm de hauteur. Il permet d'observer les éjectas et la plume de vapeur sans éclairage additionnel, grâce à leur rayonnement thermique. Il est obtenu en vision directe grâce à une caméra positionnée sur un axe à 90° par rapport à la direction de la table. Le laser est positionné à 1 mm du bord gauche de l'image. Ces vidéos sont analysées grâce à un système décrit dans le Chapitre III (p.81).
- Le champ coaxial, tel qu'illustré en Figure II.21 (b). Ses dimensions sont de 1 mm de hauteur pour environ 3 mm de largeur. Il permet d'observer les mouvements du bain liquide et de la poudre au voisinage du cordon. Il est obtenu grâce à un miroir positionné au-dessus de la chambre, sur lequel est orientée la seconde caméra. Le laser est centré en hauteur sur l'image. Un éclairage additionnel est nécessaire ici pour visualiser le lit de poudre. Il s'agit d'une diode laser CAVILUX pulsée de 810 nm, orientée au niveau de l'interaction laser-matière.

Comme il n'est pas souhaité que l'éclairage additionnel soit visible dans le champ latéral, un léger décalage temporel est programmé entre la pulsation du CAVILUX et l'acquisition de la caméra à 90° . Un filtre passe bande est également utilisé en fonction de la longueur d'onde du laser, pour ne pas apercevoir le faisceau. Les vidéos sont acquises à une vitesse de 10 kips, avec un temps d'exposition de $1/10000$ s et un champ de 480×1280 p.

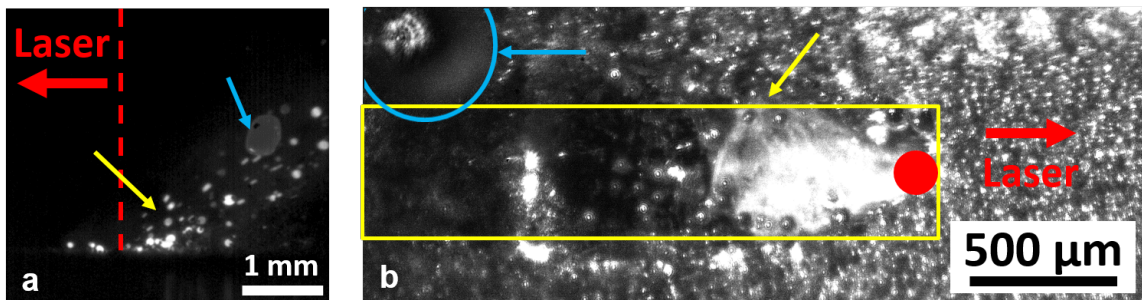


FIGURE II.21 – Exemple d'acquisition (a) en champ latéral; (b) en champ coaxial dans les conditions suivantes : $d=150 \mu\text{m}$, $P=3000 \text{ W}$, $V=500 \text{ mm.s}^{-1}$, $e=60 \mu\text{m}$. Les flèches jaunes pointent un exemple d'éjecta poudre. Les flèches bleues pointent une goutte de métal liquide de $400 \mu\text{m}$ de diamètre. Le bain liquide est en surbrillance.

II.3. MATÉRIEL EXPÉRIMENTAL

La grande adaptabilité de ce banc fait que la source laser peut facilement être changée selon les besoins. Dans le cadre de ces travaux, deux sources différentes ont été utilisées :

- Une source laser monomode Yb : YAG de longueur d'onde $\lambda=1064 \mu\text{m}$ (infrarouge) présentant une distribution gaussienne. La puissance maximale du laser est de 1 kW et le diamètre au plan focal est de 80 μm .
- Une source laser Yb : YAG de longueur d'onde $\lambda=1030 \mu\text{m}$ (infrarouge) présentant une distribution *top hat* homogène. La puissance maximale du laser est de 10 kW. En fonction des lentilles utilisées, le diamètre au plan focal peut être de 150 ou 200 μm .

Les distributions *top hat* et gaussienne sont décrites en Figure II.22. Le choix de l'une ou l'autre de ces distributions repose essentiellement sur un critère de taille du spot laser. Les diamètres les plus importants permettent d'observer plus facilement et avec plus de détails l'interaction laser-matière. Le filtre passe bande utilisé dans le cas de ces sources IR est un passe bas à 950 nm.

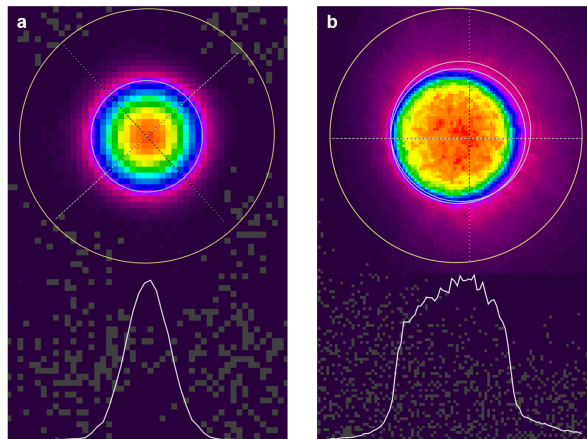


FIGURE II.22 – Les deux types de distribution énergétique du laser, obtenues grâce à un analyseur de faisceau : (a) monomode ou gaussien ; (b) multimode ou *top hat*.

II.3.1.2 Préparation des échantillons

La poudre est conservée dans son contenant d'origine, sous étuve à 70°C, avant d'être étalée sur un substrat pour constituer le lit de poudre. L'étalement se fait à l'aide d'une lame de rasoir en contrôlant l'épaisseur à l'aide d'un piston selon \vec{z} . L'épaisseur de poudre déposée est contrôlée à l'aide d'un profilomètre optique (Go-Cator 3D).

Dans un premier temps, les substrats utilisés sont des substrats coulés de même composition chimique que les poudres utilisées. Cependant, dans un souci de coût et d'approvisionnement, des substrats coulés d'aluminium pur sont utilisés dans un second temps. Des essais comparatifs ont préalablement été réalisés sur ces différents substrats pour évaluer leur transposabilité. Les dimensions des bains ont été comparées entre les substrats de même composition que les poudres et ceux d'aluminium pur. Les résultats sont illustrés en Figure II.23 dans le cas des alliages AlSi10 et CP1.

II.3. MATÉRIEL EXPÉRIMENTAL

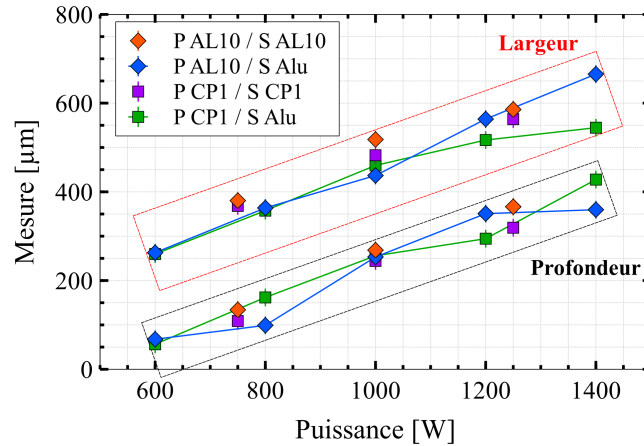


FIGURE II.23 – Comparaison de l’aspect des cordons en fonction de la puissance pour différentes poudres (P) et différents substrats (S) dans les conditions suivantes : $d=150\ \mu\text{m}$, $V=500\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $e=60\ \mu\text{m}$.

Ils montrent que la profondeur et la largeur des cordons ne varient pas significativement d’un substrat à un autre. De plus, il apparaît à travers les mesures, ainsi que sur la Figure II.24, que les alliages AlSi10 et CP1 présentent des aspects de cordons très similaires.

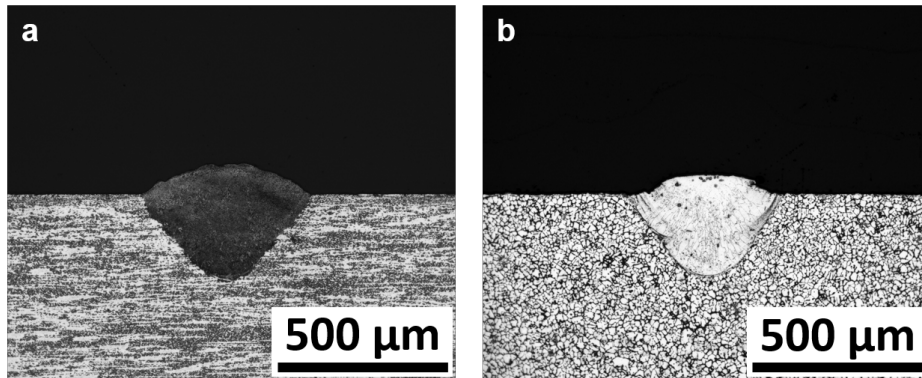


FIGURE II.24 – Observations au microscope optique de l’aspect des cordons (a) d’AlSi10; (b) de CP1, réalisés avec des substrats de même composition que la poudre, dans les conditions suivantes : $d=150\ \mu\text{m}$, $P=1000\ \text{W}$, $V=500\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $e=60\ \mu\text{m}$.

Des observations au MEB ont également été réalisées pour comparer les différents substrats. Les résultats dans le cas du CP1 sont visibles en Figure II.25. Les cartographies chimiques par EDX montrent que la zone fondue est globalement identique que le substrat soit en aluminium pur ou en alliage CP1. Le substrat coulé de composition CP1 présente des hétérogénéités chimiques grossières. Comparativement aux observations réalisées sur la poudre au microscope optique en Figure II.10, la phase riche en Fe apparaît en noir au MEB. De même, les hétérogénéités chimiques du substrat en aluminium pur sont attribuées à des pollutions chimiques. Enfin, aucun substrat ne présente de porosités et les zones fondues ne présentent aucune fissure.

II.3. MATÉRIEL EXPÉRIMENTAL

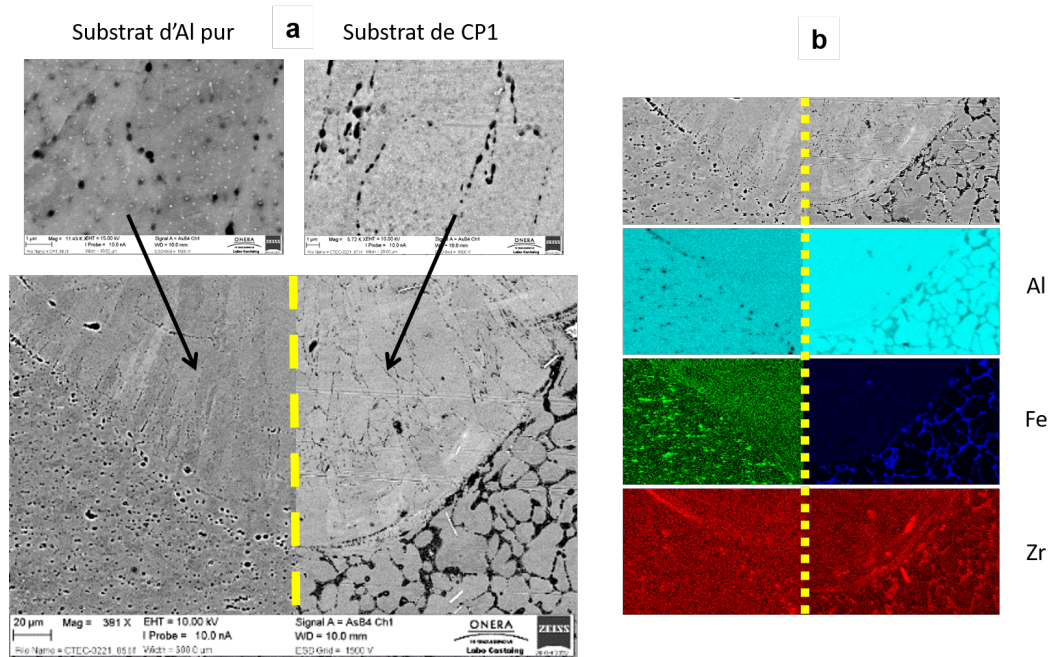


FIGURE II.25 – (a) Observations au MEB ; (b) cartographies chimiques EDX des cordons de CP1 réalisés avec un substrat d'aluminium pur sur les images de gauche et un substrat de même composition que la poudre sur les images de droite, dans les conditions suivantes : $d=150\ \mu\text{m}$, $P=1000\ \text{W}$, $V=500\ \text{mm.s}^{-1}$, $e=60\ \mu\text{m}$.

II.3.2 Machine L-PBF commerciale

Afin de faire le lien entre les observations réalisées sur le banc laser instrumenté et la réalité industrielle, une machine L-PBF commerciale est également utilisée. Il s'agit d'une SLM®125 de chez SLM Solutions, comme illustrée en Figure II.26 (a). Elle est équipée d'un laser gaussien et ses principales caractéristiques sont décrites en Tableau II.8 et comparées à celle du banc laser instrumenté.

TABLEAU II.8 – Comparaison des caractéristiques principales de la SLM®125 et du banc laser instrumenté (TP = top hat, IR = infrarouge, V = vert.)

	SLM®125	Banc Gaussien IR	Banc TH IR
Longueur d'onde	1070 nm	1064 nm	1032 nm
Diamètre (plan focal)	60 μm	80 μm	150 ou 200 μm
Vitesse de scan max	2000 mm.s^{-1}	1500 mm.s^{-1}	1500 mm.s^{-1}
Puissance max	400 W	1 kW	10 kW

II.3. MATÉRIEL EXPÉRIMENTAL

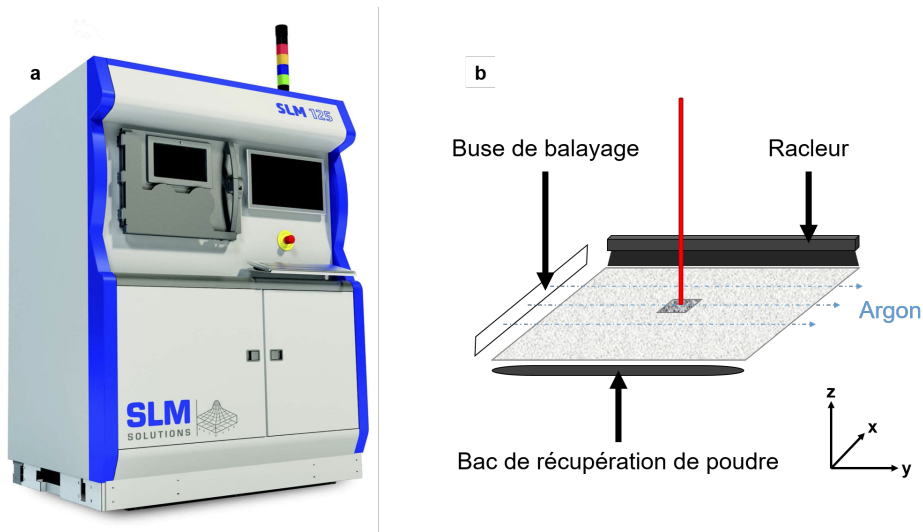


FIGURE II.26 – Machine L-PBF industrielle (a) SLM®125; (b) schéma simplifié de la chambre de fabrication.

La Figure II.26 (b) présente un schéma simplifié de cette machine commerciale. Le lit de poudre est étalé sur un plateau en acier inoxydable avec un racleur en silicone. L'épaisseur est maîtrisée à l'aide du déplacement Δz du plateau selon \vec{z} . Le racleur se déplace lui selon l'axe \vec{x} . L'atmosphère d'argon est contrôlée dans l'enceinte de fabrication, et un flux de gaz complémentaire (appelé *cross jet*) balaye le plateau selon l'axe \vec{y} pour évacuer les fumées et les éjectas. La buse de balayage est généralement située 20 mm au-dessus de l'interaction laser-matière. ANDREAU et al., 2019 indiquent que ce flux de gaz peut induire des angles de scan interdits lors de la fabrication de certaines nuances, et ce pour limiter l'interaction entre le laser et la plume de vapeur. Ce n'est pas le cas pour l'aluminium.

Différents types d'échantillons sont réalisés grâce à ces deux outils selon une méthode expérimentale comportant plusieurs étapes.

II.3.3 Méthode expérimentale

Les phénomènes mis en jeu en L-PBF sont complexes et multiphysiques. L'approche de ces travaux est donc d'évoluer progressivement en difficulté en décomposant les différentes échelles de fabrication, afin d'avoir la compréhension la plus fine possible du procédé. Sont distingués ici :

- L'échelle 1D : définit le monocordon, issu d'un simple passage du laser sur la poudre selon l'axe \vec{x} .
- L'échelle 2D : définit la surface, issue d'un enchaînement de monocordons (avec plus ou moins de recouvrement en fonction de l'écart vecteur h choisi) selon l'axe \vec{y} .
- L'échelle 3D : définit la pièce finale, issue d'un empilement de surfaces selon l'axe \vec{z} .

II.4. MÉTHODES D'ANALYSE DES ÉCHANTILLONS

Les deux outils expérimentaux décrits précédemment permettent de réaliser des échantillons à ces différentes échelles, tels que présentés en Figure II.27. L'utilisation du banc laser instrumenté est privilégiée pour les échelles 1D et 2D, afin d'observer l'interaction laser-matière de près. À l'inverse, la machine SLM®125 est plus adaptée à la fabrication de pièces 3D, pour être représentatif de la réalité industrielle.

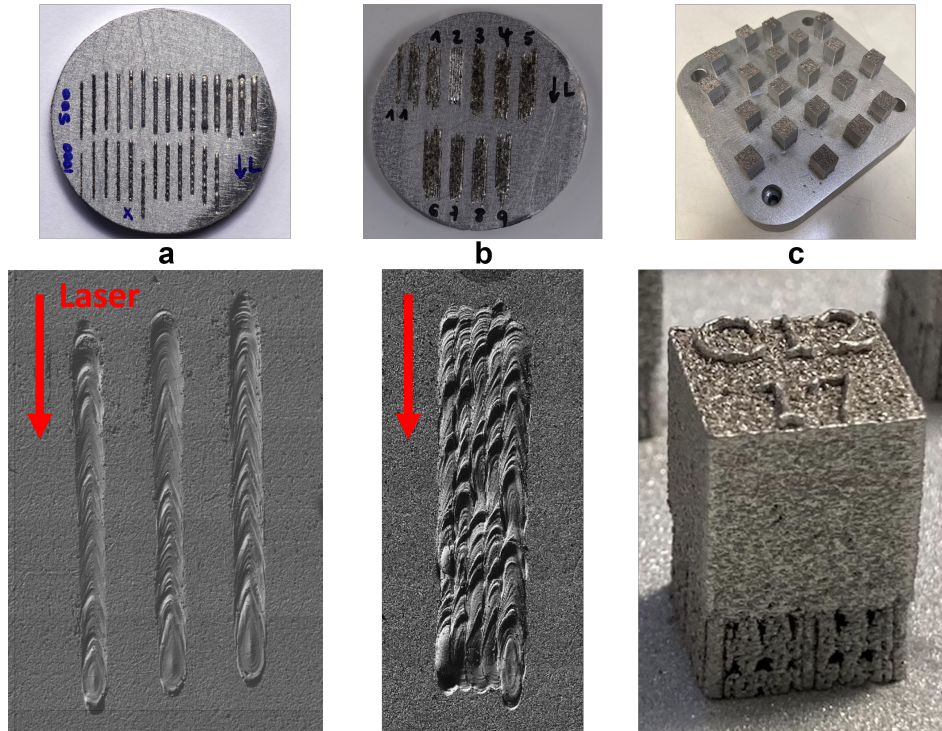


FIGURE II.27 – Différentes échelles de fabrication L-PBF de 10 mm de côté (a) monocordon 1D ; (b) surface 2D ; (c) pièce 3D.

Tandis que les acquisitions vidéos des éjectas sont analysées via une méthode détaillée au Chapitre III, les échantillons métalliques sont analysés via la démarche décrite ci-dessous.

II.4 Méthodes d'analyse des échantillons

II.4.1 Évaluation des domaines de stabilité

Pour déterminer si la fusion s'est déroulée dans des conditions stables, les échantillons sont analysés visuellement. Les observations des échantillons solidifiés peuvent être également corrélées aux observations issues de la caméra coaxiale.

II.4. MÉTHODES D'ANALYSE DES ÉCHANTILLONS

Cinq cas sont différenciés, d'après les instabilités décrites en section I.2 (p.10), et les exemples associés sont présentés en Figure II.28 :

- 1 : stable, l'échantillon présente un aspect uniforme et des chevrons réguliers sont visibles (Figure II.28 (c)).
- 2 : *balling*, l'échantillon présente un manque de fusion et une sphéroïdisation du métal (Figure II.28 (a)).
- 3 : *humping*, l'échantillon présente des creux et des bosses périodiques (Figure II.28 (e)).
- 4 : *pre-humping*, l'échantillon présente un début d'irrégularité type creux-bosses mais non régulier (Figure II.28 (d)).
- 5 : autre, l'échantillon ne correspond à aucun des critères ci-dessus (Figure II.28 (b)).

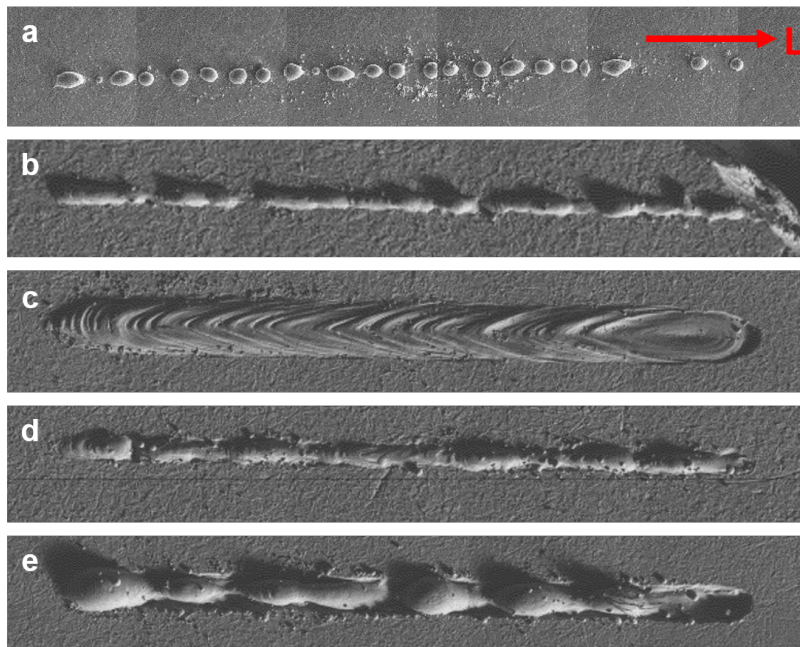


FIGURE II.28 – Exemple des domaines de stabilité identifiés sur les cordons solidifiés pour l'alliage AlSi10 avec $d=200\ \mu\text{m}$: (a) *balling* avec $V=1500\ \text{mm.s}^{-1}$ et $P=400\ \text{W}$; (b) "autre" avec $V=1000\ \text{mm.s}^{-1}$ et $P=400\ \text{W}$; (c) stable avec $V=500\ \text{mm.s}^{-1}$ et $P=2800\ \text{W}$; (d) *pre-humping* avec $V=1000\ \text{mm.s}^{-1}$ et $P=1300\ \text{W}$; (e) *humping* avec $V=1000\ \text{mm.s}^{-1}$ et $P=2800\ \text{W}$. La flèche rouge indique le sens de déplacement du laser par rapport au lit de poudre.

Ainsi, il est possible à partir de ces observations non destructives de produire des cartographies des zones de stabilité du procédé en fonction des matériaux et de la paramétrie appliquée, dans le cas des échantillons 1D et 2D. Ces cartographies seront présentées en section IV.2.1.2 (p.129).

II.4.2 Mesure des dimensions de cordons

Afin d'observer et de mesurer les cordons pour les différents échantillons, des coupes transverses sont effectuées au centre de chacun d'entre eux. Après des étapes d'enrobage et de polissage, décrites en Annexe A.1, les coupes des cordons sont observées au microscope optique. Des exemples sont illustrés en Figure II.29 pour les trois échelles étudiées.

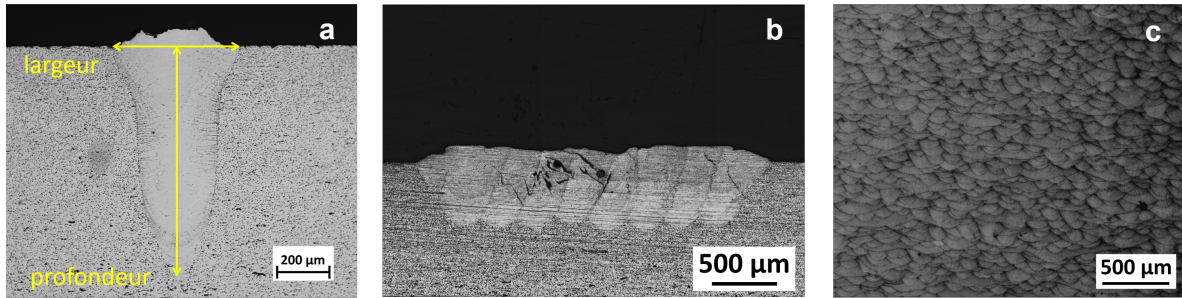


FIGURE II.29 – Vue en coupe des bains de fusion d'AlSi10 à différentes échelles (a) monocordon 1D avec $d=80 \mu\text{m}$, $P=900 \text{ W}$, $V=300 \text{ mm.s}^{-1}$, $e=60 \mu\text{m}$; (b) surface 2D avec $d=150 \mu\text{m}$, $P=2600 \text{ W}$, $V=750 \text{ mm.s}^{-1}$, $e=60 \mu\text{m}$, $h=260 \mu\text{m}$; (c) pièce 3D (après attaque chimique) avec $d=60 \mu\text{m}$, $P=350 \text{ W}$, $V=1750 \text{ mm.s}^{-1}$, $e=30 \mu\text{m}$, $h=130 \mu\text{m}$.

Dans le cas des échantillons 1D et 2D, les observations sont réalisables directement après le polissage, car les cordons sont suffisamment reconnaissables du substrat. Il est alors possible de mesurer leur largeur l et leur profondeur p , et de calculer à la fois le rapport d'aspect défini par l'équation (I.7) en section I.2 (p.10), qui fait référence au diamètre du spot laser, mais aussi le rapport d'aspect défini par l'équation (II.5) ci-dessous, qui prend en compte la largeur du cordon.

$$RA_C = \frac{p}{l} \quad (\text{II.5})$$

Dans le cas des échantillons 3D, une attaque chimique est nécessaire pour distinguer les cordons. Le réactif de Keller est utilisé, décrit en Annexe A.1. La mesure des dimensions des cordons est généralement effectuée sur la dernière couche, car elle permet de mieux visualiser la profondeur, sans empilement de cordons. Concernant la largeur, une mesure représentative ne peut se faire que sur une couche réalisée à 90° de l'angle de découpe, du fait de la rotation entre chaque couche.

II.4.3 Évaluation de la porosité des pièces 3D

Pour les pièces 3D élaborées avec la machine SLM®125, des mesures de taux de porosité sont effectuées par analyse d'image. Il s'agit d'observer une vue en coupe des échantillons sans attaque chimique préalable (c'est-à-dire sans distinction des cordons).

II.5. CONCLUSION DU CHAPITRE

Le logiciel ImageJ est utilisé pour cela. Une binarisation est effectuée pour évaluer la proportion de pixels blancs sur noirs comme illustré en Figure II.30. L'exemple pris ici est un cas de porosité extrêmement élevé. L'ensemble des résultats est présenté dans la section IV.3.1 du Chapitre III (p.159). Une macro³ définie en Annexe A.1 est mise en place pour permettre des mesures répétables.

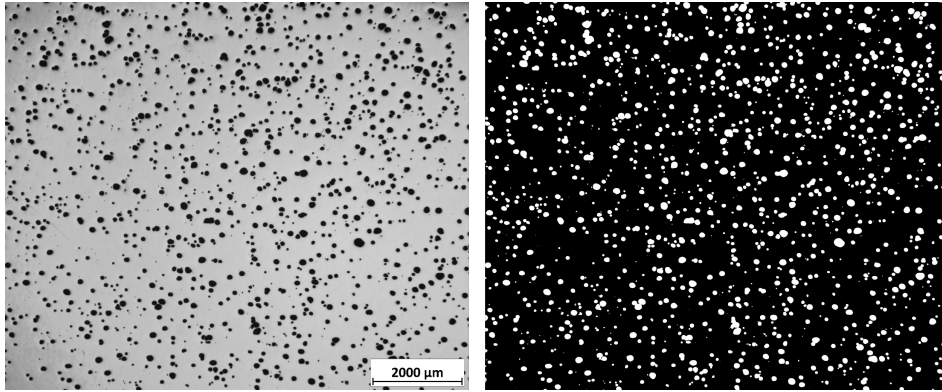


FIGURE II.30 – Exemple de binarisation sur les images en coupe des pièces 3D pour l'évaluation du taux de porosité.

II.5 Conclusion du chapitre

Différents alliages d'aluminium sont étudiés dans ces travaux : deux alliages de fonderie (AlSi7, AlSi10) et deux alliages dédiés à la FA (CP1, HT1). Les étapes de caractérisation élémentaires décrites dans ce chapitre illustrent quelques singularités chimiques et physiques. En particulier, les intervalles de solidification, les températures de liquidus ainsi que les valeurs de diffusivité thermique ont été mesurés pour les quatre alliages et pourront permettre d'alimenter les réflexions. Les mesures de réflectivité sont quant à elles extrêmement proches entre les quatre nuances.

Afin d'analyser les éjections de matière en L-PBF pour ces quatre alliages, cette thèse repose principalement sur une méthode expérimentale. À l'aide d'un banc laser équipé de caméras et d'une machine commerciale, des échantillons à plusieurs échelles (1D, 2D, 3D) sont réalisés. Des images de l'interaction laser-matière sont enregistrées puis traitées grâce à un système automatisé qui sera décrit dans le Chapitre III (p.81). En parallèle, les échantillons obtenus sont observés en surface et en coupe pour définir la stabilité du bain, ses dimensions, et détecter les éventuelles porosités.

L'objectif est ici de corréliser les flux d'éjectas en L-PBF avec l'hydrodynamique du bain liquide pour ces différents alliages. Les résultats seront présentés dans le chapitre IV (p.109).

3. Petite routine informatique permettant d'automatiser une tâche répétitive.

Chapitre III

Développement d'une méthode d'analyse d'image pour l'étude des éjections de matière

Contenu

III.1 Description des images	83
III.2 Choix du modèle de détection	85
III.2.1 Critères de performance de détection	86
III.2.2 Méthodes traditionnelles	89
III.2.2.1 Méthode globale (Otsu)	89
III.2.2.2 Méthode locale (MSER)	92
III.2.3 Intelligence artificielle et <i>Deep Learning</i>	94
III.2.3.1 Choix de l'algorithme	96
III.2.3.2 Création de la base de données	97
III.2.3.3 Apprentissage	98
III.2.3.4 Validation du modèle	98
III.3 Méthode de suivi des particules	101
III.4 Conclusion du chapitre et discussion	106

Dans ce troisième chapitre, il s'agira de présenter la méthode d'analyse d'image qui a été développée pour analyser la dynamique des éjectas au cours du procédé L-PBF, à la fois qualitativement et quantitativement. Cette méthode, baptisée SP(AM)² pour *SPatter Analysis Method for Additive Manufacturing*, se compose de plusieurs étapes :

- **La détection des éjectas** : plusieurs outils de détection ont été testés dans ces travaux, allant des techniques conventionnelles aux systèmes d'intelligence artificielle. Afin d'établir un choix entre ces différents outils, des critères de performance ont tout d'abord été définis. Un calcul d'erreur a permis de faire ressortir les avantages et les inconvénients de chacun des outils.
- **La caractérisation des éjectas** : après la détection de la position des éjectas, un seuillage traditionnel a permis de faire ressortir leurs critères morphologiques.
- **Le suivi des éjectas** : d'après les critères de position et les données morphologiques, les éjectas ont été suivis d'une image à l'autre au cours des films de l'interaction laser-matière.
- **La reconstruction et l'analyse des trajectoires** : des critères de validation et de correction ont été appliqués sur les trajectoires pour obtenir les résultats finaux.

Elle s'appuie sur les observations issues du banc instrumenté décrit dans le Chapitre II.

III.1 Description des images

Le banc expérimental décrit en section II.3.1 (p.70) permet d'observer latéralement l'interaction laser-matière, en particulier la plume de vapeur et les éjections de matière résultantes. La Figure III.1 (a) présente un cliché type de cette interaction. Comme décrit au Chapitre II, le champ d'acquisition est de 480×1280 px, correspondant à 4 mm en largeur pour environ 11 mm de hauteur. Le laser est positionné à 1 mm du bord gauche de l'image.

Les images obtenues sont stables et il n'y a pas de bruit résiduel. L'histogramme en Figure III.1 (b) présente un pic à 0 pour les pixels noirs et un pic à 255 pour les pixels blancs, ainsi qu'une répartition additionnelle en niveaux de gris. Cela indique que certaines particules apparaissent saturées. Pour rappel, ce n'est pas un éclairage qui rend visible les particules mais bien leur température (supérieure à la température de fusion de l'aluminium). Tous les éjectas, hormis ceux de Type 1 et 2 qui sont "froids", sont donc observés. La plume quant à elle est aussi bien visible et son intensité varie au cours des séquences vidéos. Pour autant, elle n'apparaît pas de manière isolée sur l'histogramme.

Grâce au court temps d'exposition, les particules en mouvement conservent une forme relativement sphérique, contrairement à certains clichés issus de la littérature présentés dans le Chapitre I (p.37). Bien que les particules de métal soient éjectées dans les trois directions de l'espace, le dispositif de monovision décrit ici permet uniquement d'observer leur mouvement en projection dans un plan à deux dimensions (\vec{x} , \vec{z}). La profondeur de champ selon \vec{y} est évaluée à 4 mm, comme illustré sur la Figure III.2.

III.1. DESCRIPTION DES IMAGES

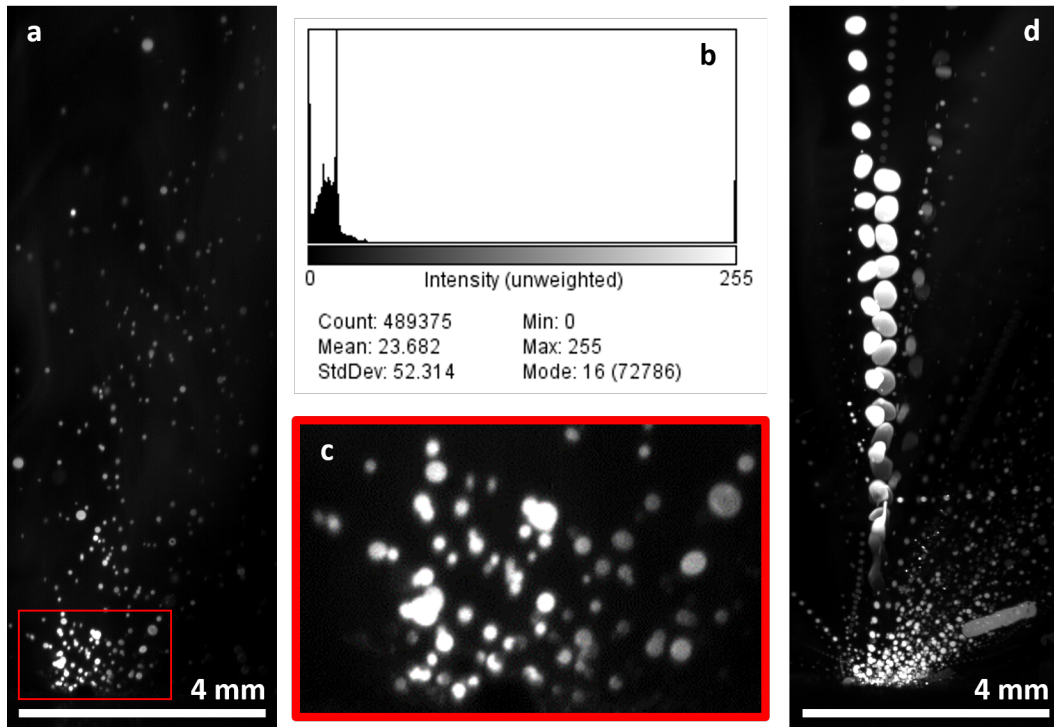


FIGURE III.1 – Exemple d’images brutes acquises par la caméra latérale du banc instrumenté à analyser (a) image complète de $480\text{p} \times 1280\text{p}$; (b) histogramme relatif à cette image; (c) zoom sur l’interaction laser-matière (d) plusieurs images successives superposées.

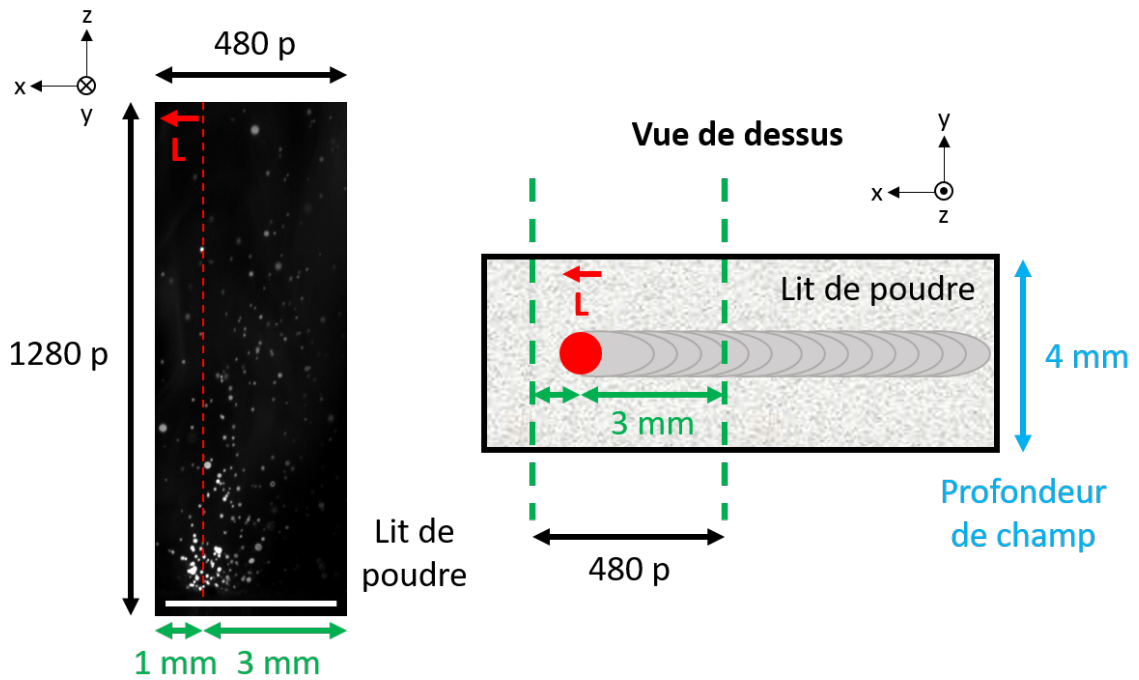


FIGURE III.2 – Schéma du champ d’acquisition latéral de la caméra et son équivalent en vue de dessus.

III.2. CHOIX DU MODÈLE DE DÉTECTION

La profondeur de champ est limitée par la visualisation à fort grandissement dans le plan 2D. Certaines particules se révèlent ainsi floues lorsqu'elles sont éjectées à plus de 2 mm selon \vec{y} , et leur taille peut être faussée. Néanmoins, les éjectas étant fortement dirigés à l'opposé de la direction de déplacement du laser, et la plage d'observation selon \vec{x} étant réduite à 4 mm, il est estimé qu'une majorité de particules sur les images se trouve dans le champ de netteté.

Par ailleurs, la zone d'interaction avec le laser est particulièrement dense, d'où certaines particules qui se croisent et paraissent superposées comme le montre la Figure III.1 (c).

Aussi, des particules identifiées comme de grosses gouttes de métal liquide présentent une modification de leur aspect d'une image à l'autre sous l'effet de leur oscillation propre, comme le montre la Figure III.1 (d). Une superposition d'images successives est représentée, où deux gros éjectas issus d'un jet de métal liquide oscillent côte à côte en se déplaçant selon \vec{z} .

Une méthode d'analyse spécialement adaptée à ces images est donc développée ici.

III.2 Choix du modèle de détection

La première étape de cette méthode consiste à détecter les éjectas sur les clichés réalisés. Au cours de l'ensemble de ces travaux, plusieurs centaines de milliers d'images ont été générées grâce aux essais sur banc instrumenté. Face à la quantité de données, il est choisi d'appliquer une technique de vision par ordinateur. La Figure III.3 présente une rapide classification des techniques existantes établie par LÜRIG et al., 2021. Les méthodes morphologiques ou les méthodes de seuillage sont dites traditionnelles car elles ont été les premières développées. Puis, des approches hybrides appliquant des résultats de traitement du signal sur des images en entrée d'algorithmes de *machine learning* ont vu le jour. Ces dernières années, la tendance est au développement de réseaux de neurones pour effectuer de l'apprentissage profond. Trois méthodes sont testées ici. Pour faire un choix entre ces dernières, des critères de performance sont définis.

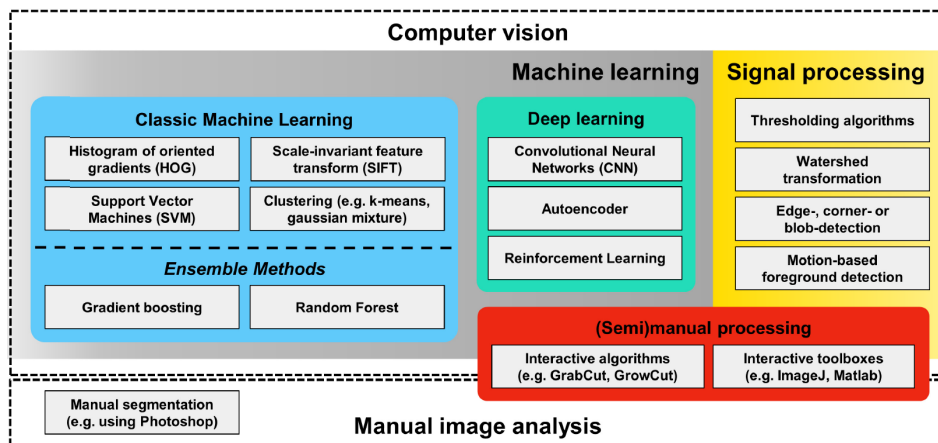


FIGURE III.3 – Classification des différentes techniques de vision par ordinateur (LÜRIG et al., 2021).

III.2.1 Critères de performance de détection

Pour évaluer l'efficacité des méthodes de détection d'objet décrites ci-dessous, il est nécessaire de comparer les résultats en sortie de chacun des systèmes avec des résultats de référence. Ces résultats de référence sont générés par l'utilisateur "manuellement", c'est-à-dire sans l'aide d'outils informatiques de détection. Pour ce faire, un ensemble aléatoire de 200 images indépendantes a été isolé. Ces images proviennent de différents films d'interaction laser-matière sur poudre d'aluminium, à des puissances allant de 750 à 1250 W. Sur ces images, toutes les particules identifiées par l'utilisateur comme des éjectas ont été étiquetées (ou "labelisées") via la construction d'une boîte englobante appelée *bounding box* (*BB*), à l'aide de l'outil Ybat¹. L'interface d'annotation est visible en Figure III.4. Autrement dit, tous les éjectas visibles à l'œil nu par l'utilisateur sur l'image brute (sans rehaussement de contraste ou autre traitement) sont annotés manuellement en traçant une boîte à leur périphérie. À partir de cette boîte, les coordonnées du coin supérieur gauche et du coin inférieur droit sont enregistrées.

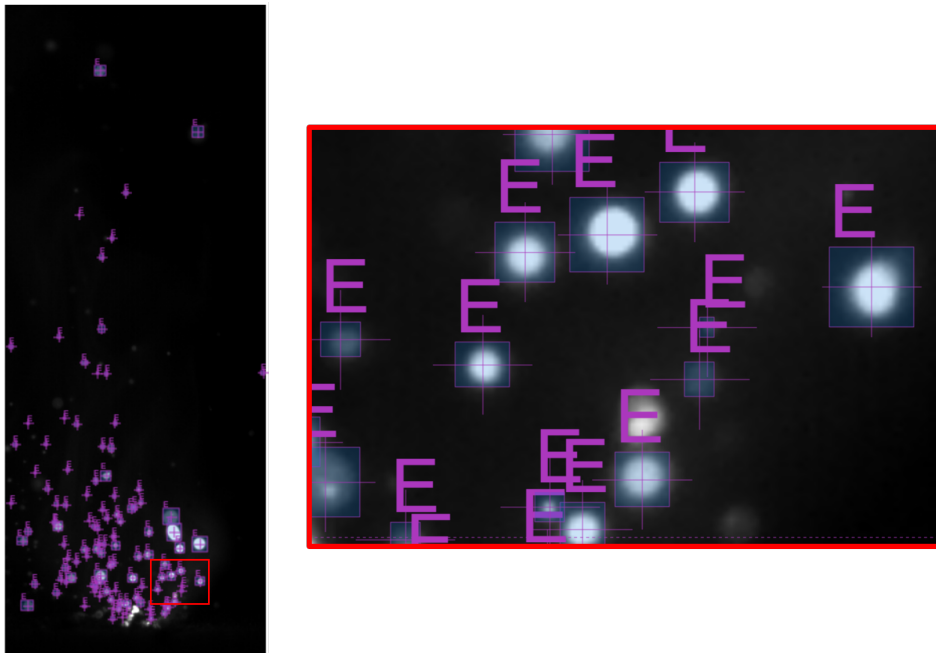


FIGURE III.4 – Outil Ybat utilisé pour l'étiquetage des données (création de *bounding box* autour des éjectas) afin de constituer la base *ground truth*.

Les particules en proximité immédiate de l'interaction laser-matière ne sont pas prises en compte (zone de 500 μm de rayon autour de l'interaction), car il est difficile de les dissocier les unes des autres dans cette région très dense. Environ 50 à 100 objets sont ainsi annotés manuellement par image, ce qui génère *in fine* une base de données appelée *ground truth*² de plus de 10 000 objets.

1. Ybat ou *YOLO BBox Annotation Tool* est un outil d'annotation permettant de générer manuellement des fichiers `.json` compatibles avec le format des bases de données des applications de *Deep Learning* (GITHUB link :<https://github.com/drainingsun/ybat>).

2. *Ground truth* se traduit en français par "vérité terrain" et symbolise une information avérée, obtenue par mesure ou observation directe, par opposition à des détections.

III.2. CHOIX DU MODÈLE DE DÉTECTION

Il est nécessaire de préciser que l’annotation manuelle est une tâche complexe, très dépendante de l’utilisateur et des conditions d’observation. Dans le cas de ces annotations sur des images brutes, certaines particules de petite taille ($<10 \mu\text{m}$ de rayon), de faible intensité ou hors du plan focal de la caméra peuvent aussi être invisibles à l’œil nu. La détection manuelle peut donc sous-estimer la quantité de particules détectées.

Cette base de données manuellement constituée *ground truth* est ensuite comparée aux résultats des différentes méthodes de détection sur ces mêmes 200 images. En effet, une *bounding box* est également tracée autour de chaque particule détectée par le système automatisé sur ce même échantillon de clichés, afin de former un ensemble de données *detected*. Il s’agit ensuite d’évaluer le recouvrement entre les $BB_{groundtruth}$ et les $BB_{detected}$. Pour cela, le paramètre *Intersection over Union - IoU*), illustré en Figure III.5, est défini en équation III.1 :

$$IoU = \frac{\text{Aire d'intersection}}{\text{Aire d'union}} = \frac{BB_{groundtruth} \cap BB_{detected}}{BB_{groundtruth} \cup BB_{detected}} \quad (\text{III.1})$$

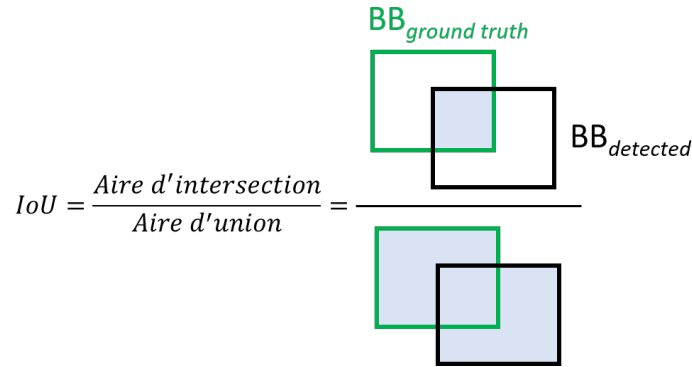


FIGURE III.5 – Définition schématique de l’IoU pour évaluer le recouvrement entre les résultats d’un système de détection et la base *ground truth*.

L’*IoU* permet donc de comparer la région autour de l’objet prédit par le système de détection avec la région autour de l’objet identifié avec certitude par l’utilisateur, et ce de manière proportionnelle à la taille de l’objet recherché. Une détection est considérée correcte si la valeur d’*IoU* est supérieure à une valeur seuil prédéfinie. Dans le cadre de ces travaux, elle a été fixée à 0,25 après plusieurs tests d’ajustement. Cette valeur, pouvant paraître faible, résulte des différences de taille entre *BB*, selon si elles ont été tracées par l’utilisateur ou par le système (l’utilisateur a tendance à créer des boîtes englobantes plus larges, ce qui augmente l’aire d’union). Quatre catégories sont ensuite définies et résumées dans la matrice de confusion en Tableau III.1 :

- Vrai Positif - VP : la particule détectée par le système est bien identifiée comme un éjecta par l’utilisateur. La détection est considérée correcte (Figure III.6 (a)).
- Faux Négatif - FN : la particule identifiée par l’utilisateur n’est pas détectée par le système. Le système a manqué une particule (Figure III.6 (b)).

III.2. CHOIX DU MODÈLE DE DÉTECTION

- Faux Positif - FP : la particule détectée par le système n'est pas identifiée par l'utilisateur. La détection est considérée incorrecte (Figure III.6 (c)).
- Vrai Négatif - VN : ni le système ni l'utilisateur n'identifient de particule (non pertinent dans le cas présent, cela correspond au fond).

TABLEAU III.1 – Matrice de confusion comparant les données réelles identifiées par l'utilisateur et les données prédites par le système de détection.

		Annotation de l'utilisateur	
		C'est un éjecta	Ce n'est pas un éjecta
Prédiction du système	C'est un éjecta	Vrai Positif (VP)	Faux Positif (FP)
	Ce n'est pas un éjecta	Faux Négatif (FN)	Vrai Négatif (VN)

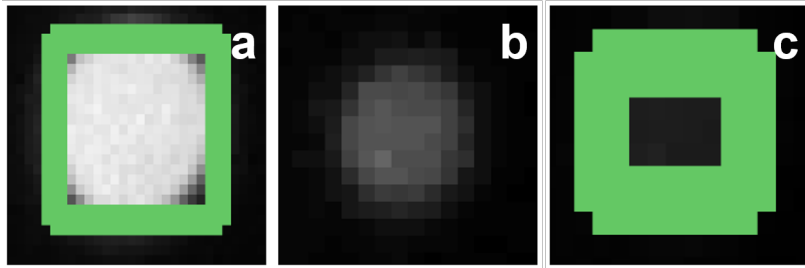


FIGURE III.6 – Exemple de (a) Vrai Positif : le système trace une BB (en vert) autour d'une particule bien présente ; (b) Faux Négatif : une particule est bien présente mais le système ne trace pas de BB ; (c) Faux Positif : le système trace une BB (en vert) alors qu'aucune particule n'est présente d'après l'utilisateur.

La précision et le rappel sont ensuite définis par les équations III.3 et III.2. La précision représente la proportion de détections correctes sur l'ensemble des détections, et traduit l'exactitude du système. Le rappel représente la proportion de particules détectées sur l'ensemble des particules présentes identifiées avec certitude par l'utilisateur. Ces deux paramètres permettent de déterminer l'efficacité des méthodes de détection. Enfin, le F1-score peut être défini en équation III.4 pour établir une performance globale.

$$Rappel = \frac{VP}{VP + FP} \quad (III.2)$$

$$Precision = \frac{VP}{VP + FN} \quad (III.3)$$

$$F1 - score = 2 \times \frac{Precision \times Rappel}{Precision + Rappel} \quad (III.4)$$

Cette méthode de détermination d'erreur permet de qualifier les différents modèles de détection appliqués ici, afin de choisir le plus pertinent.

III.2. CHOIX DU MODÈLE DE DÉTECTION

Dans ces travaux, il ne s'agit pas de développer une nouvelle technique de détection d'objet, mais d'appliquer à la problématique des éjectas des outils existants d'analyse d'image, largement utilisés dans la littérature (CHO et al., 2022 ; GOH & YEONG, 2022 ; GRASSO et al., 2018 ; LEUNG et al., 2018 ; PERERA et al., 2021 ; REPOSSINI et al., 2017 ; TAN et al., 2020 ; YANG et al., 2020 ; YE et al., 2019).

III.2.2 Méthodes traditionnelles

Dans un premier temps, dans une approche centrée sur la facilité de mise en œuvre et d'utilisation, des méthodes dites "traditionnelles" sont envisagées. Ces méthodes traditionnelles de détection d'image reposent généralement sur le seuillage, c'est-à-dire sur une binarisation : la valeur 1 est fixée aux pixels ayant une intensité supérieure ou égale au seuil, la valeur 0 est fixée aux autres. Pour définir cette valeur seuil, chaque méthode utilise des formules mathématiques différentes. Deux groupes peuvent être distingués : les méthodes globales qui s'appuient sur l'intégralité des niveaux de gris de l'image pour définir la valeur seuil, et les méthodes locales qui s'appuient uniquement sur le voisinage du pixel étudié.

III.2.2.1 Méthode globale (Otsu)

La méthode Otsu est tout d'abord appliquée, sur les images brutes, sans traitement préalable. Décrite par OTSU, 1979, c'est l'une des méthodes de seuillage globales les plus utilisées. Elle évalue la probabilité de chaque niveau de gris à partir de l'histogramme de l'image entière. Son algorithme calcule le seuil optimal à appliquer afin de dissocier les objets (classe 1) de l'arrière-plan (classe 2), en minimisant la variance intraclasse et en maximisant la variance interclasse. La Figure III.7 présente un exemple de seuillage Otsu selon deux configurations distinctes d'histogramme : l'une où les deux classes sont clairement séparées et où Otsu sera particulièrement efficace, l'autre où un unique pic est visible, et où la détermination de la valeur optimale est plus complexe. Sur les images de cette étude, les deux classes sont clairement séparées, donc Otsu est adaptée à notre cas d'application.

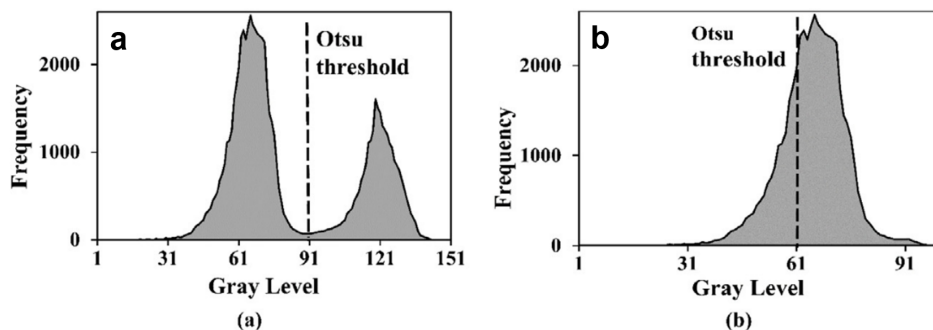


FIGURE III.7 – Exemple de seuillage Otsu pour deux histogrammes distincts : (a) vallée ; (b) pic unique (MALARVEL et al., 2017).

III.2. CHOIX DU MODÈLE DE DÉTECTION

Dans le cas présent, où les images successives d'une séquence semblent à première vue similaires, une faible variation de la valeur seuil calculée pour chaque image est normalement attendue. Pourtant, les premiers résultats issus de la méthode Otsu font ressortir deux populations de valeur seuil différentes, comme indiqué sur la Figure III.8 (a).

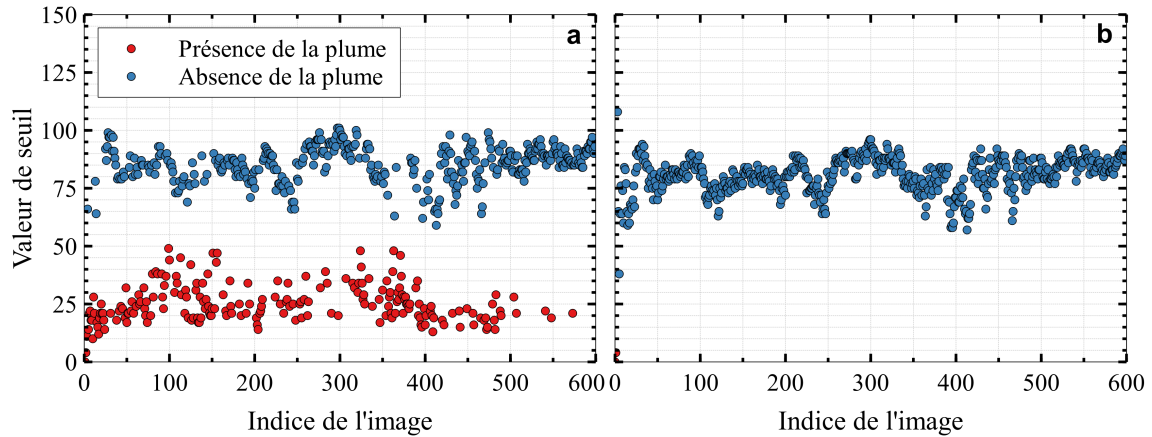


FIGURE III.8 – Valeurs de seuil d'Otsu pour un seuillage automatique (a) sur les images brutes, qui présentent deux populations de valeur sous l'effet de la plume de vapeur ; (b) sur les images pré-filtrées par *top hat* pour retirer la plume, qui ne présentent qu'une population (RENOLLET, 2020).

Cela s'explique par la présence de la plume de vapeur, dont l'intensité peut varier au cours de la séquence. N'étant pas écrantée, sa présence impacte le calcul de la variance intra-classes de l'arrière-plan et perturbe la détermination de la valeur seuil, dans le cadre d'une méthode globale. Il est ainsi observé en Figure III.9 que la plume est détectée comme un objet sur certaines images.

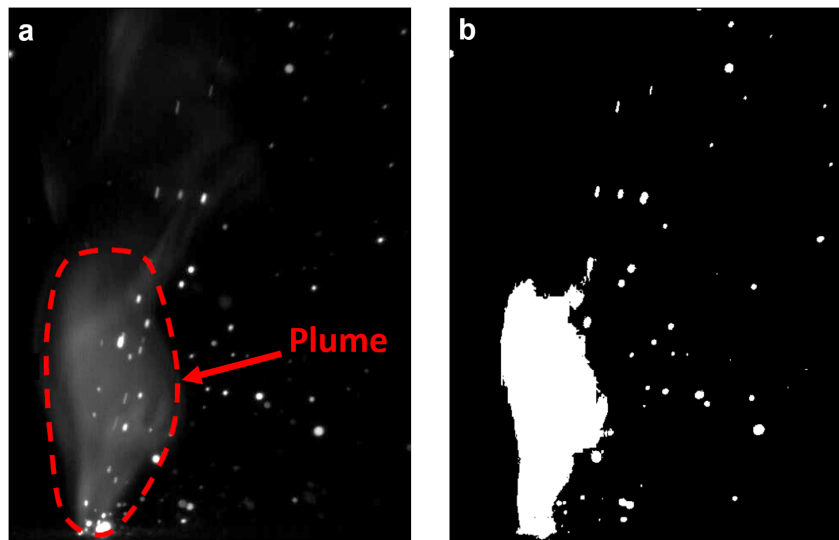


FIGURE III.9 – Effet d'une valeur seuil erronée suite à la présence d'une intense plume de vapeur. Le seuillage détecte la plume comme un éjecta (a) image avant seuillage ; (b) image après seuillage (RENOLLET, 2020).

III.2. CHOIX DU MODÈLE DE DÉTECTION

Pour corriger ce défaut, un filtre morphologique de type *top hat*³ est employé pour supprimer la plume. Un critère de taille maximale est fixé à 15 pixels, soit environ 125 μm de rayon, d'après le rayon maximal des éjectas attendu évoqué au Chapitre I. Les éléments supérieurs à cette taille (tels que les bouts de plume) sont soustraits à l'image initiale. La Figure III.8 b présente les valeurs seuil d'Otsu sur les images préalablement filtrées et montre bien cette fois-ci une population unique de valeur, comme attendu.

Un exemple de résultat de détection par Otsu après filtrage de plume est visible en Figure III.10 (a). Le contraste a été rehaussé pour permettre une meilleure visualisation des particules par le lecteur. Les contours des particules détectées sont bien définis et respectent la morphologie des éjectas au plus près. En revanche, un certain nombre de particules ne sont pas détectées, bien qu'elles soient visibles à l'œil nu sur l'image. D'après la méthode de détermination d'erreur précédemment décrite, le rappel est estimé à 49 % et la précision à 71 %.

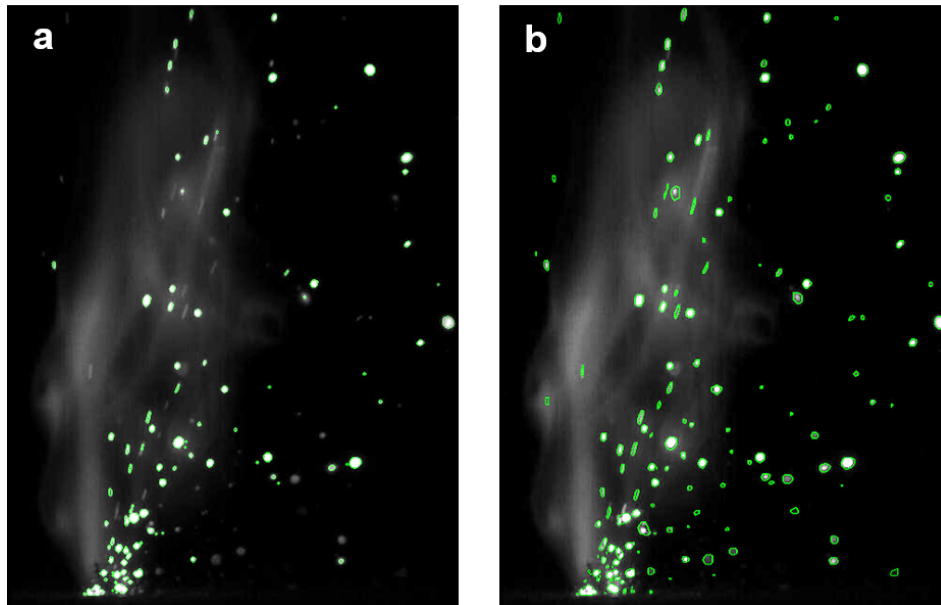


FIGURE III.10 – Résultat de détection d'éjectas pour les systèmes (a) Otsu, Rappel : 49 %, Précision : 71 %; (b) MSER, Rappel : 56 %, Précision : 99 %, avec un contraste rehaussé pour la visualisation.

Du fait des instabilités de la plume de vapeur, de fortes variations d'intensité peuvent apparaître d'une image à l'autre. Le filtrage de la plume de vapeur ne suffit pas à corriger ces variations, car la présence de cette plume s'accompagne d'un nombre plus important d'éjections de matière (donc davantage de pixels blancs). Cela modifie la probabilité des niveaux de gris et impacte la fonction de variance. Cette périodicité dans la quantité de particules détectées au cours d'une séquence coïncide avec les observations de Y. LIU et al., 2015 décrites au Chapitre I en Figure I.23 (p.26). Ponctuellement, des images ne présentent même aucune particule détectée, bien qu'elles soient visibles à l'œil nu.

3. Filtrage morphologique par érosion-dilatation
(openclassroom link : <https://openclassrooms.com/fr/courses/operations-morphologiques-de-base>).

III.2. CHOIX DU MODÈLE DE DÉTECTION

En conclusion, une méthode de seuillage globale n'est pas parfaitement adaptée à cette problématique, car elle est trop influencée par la plume de vapeur, et le rappel et la précision résultants ne sont pas satisfaisants (<75%) C'est pourquoi dans un second temps, une méthode de seuillage locale a été privilégiée.

Avec une méthode locale, le fait que la particule soit sur un fond noir ou dans la plume n'affecte pas la détection, puisqu'elle est basée sur des gradients d'intensité et non plus sur une valeur d'intensité absolue.

III.2.2.2 Méthode locale (MSER)

La méthode MSER (*Maximally Stable Extremal Regions*), décrite par MATAS et al., 2004, est sélectionnée. Cette technique de recherche par zone d'intérêt repose sur l'idée que l'intensité varie rapidement au bord des objets. Elle est basée sur un algorithme de multiseuillages qui cherche d'abord les régions extrêmes, puis qui sélectionne les plus stables :

- Une région est extrême si l'ensemble de points contigus la constituant présente une intensité supérieure à celle de son voisinage.
- Une région est stable si l'application d'un seuillage local ne modifie pas son aire A au-delà d'une variation maximale MV . Cette variation surfacique VS est définie en équation III.5, Δ étant l'intervalle entre les valeurs seuil.

$$VS = \left| \frac{A_{(+\Delta)} - A}{A} \right| \leq MV \quad (\text{III.5})$$

Les deux paramètres principaux à considérer dans le cadre de cette méthode sont donc Δ et MV . Schématiquement, il s'agit de seuiller une image selon différentes valeurs seuil, chacune de ces valeurs étant espacée de Δ . Puis, les images seuillées sont comparées une à une pour évaluer la variation surfacique des particules entre les seuillages successifs. Cette variation surfacique est enfin comparée au MV pour définir ou non la stabilité de la région. Après de nombreux tests, les valeurs choisies ont été fixées telles que $\Delta=3$ et $MV=0.2$. L'influence de Δ et de MV est illustrée en Annexe B.

Pour cette méthode, les instabilités de la plume ne sont plus problématiques. Les résultats obtenus sont visibles en Figure III.10 (b). Par rapport à la détection via Otsu, davantage de particules sont détectées. Néanmoins, contrairement à la méthode globale, la morphologie des particules n'est pas toujours respectée et certains contours sont surestimés. Le rappel est évalué à 56 % et la précision à 99 %. Ces résultats sont meilleurs que pour la méthode Otsu mais le rappel reste peu satisfaisant. Des exemples de faux négatifs dans ce cas sont des particules de petite taille ($r < 15 \mu\text{m}$) ou encore des particules hors du champ de netteté. En effet, MSER est sensible au flou et donc aux variations de niveau de gris au bord des particules, qui sont illustrées en Figure III.11).

III.2. CHOIX DU MODÈLE DE DÉTECTION

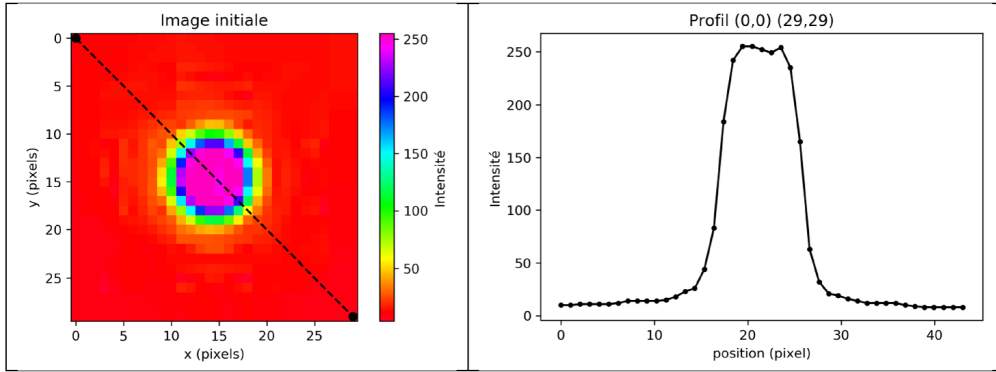


FIGURE III.11 – Illustration de la variation d'intensité au bord d'une particule.

Dans cet exemple, l'intervalle d'intensité entre les différentes zones du bord (définissant Δ) est de l'ordre de 50. Soit Δr la variation du rayon en pixel entre chaque seuillage espacé de Δ , l'équation III.6 exprime VS en fonction du rayon r de l'objet. Il apparaît ainsi comme illustré en Figure III.12 que, pour différents Δr , plus la particule est petite, plus VS est important. Le MV étant ici inférieur à 1, cela explique la non-détection des petites particules ou des particules aux bords flous.

$$VS_r = \left| \frac{(r + \Delta r)^2 - r^2}{r^2} \right| \quad (\text{III.6})$$

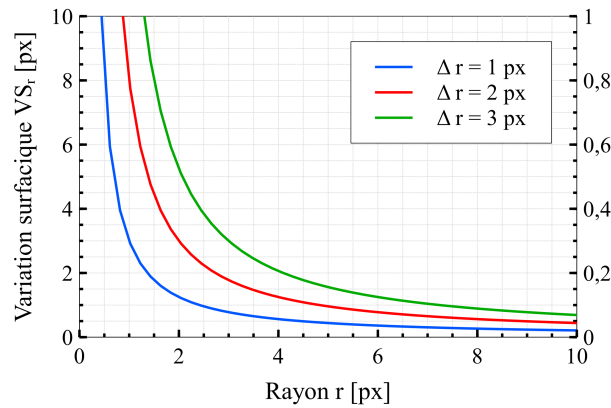


FIGURE III.12 – Variation surfacique VS exprimée en fonction du rayon r pour différentes valeurs de Δr . Pour les particules de petites tailles ($r < 2$ px), la surface varie de plus de 50% entre seuillages successifs.

Ainsi, les méthodes traditionnelles sont applicables à la détection d'éjectas en L-PBF. Néanmoins, elles ne détectent pas plus de la moitié des particules présentes sur les images. Dans l'optique de réaliser une étude quantitative plus poussée, il est décidé d'utiliser une méthode d'analyse d'image via intelligence artificielle pour améliorer le rappel.

III.2.3 Intelligence artificielle et *Deep Learning*

L'Intelligence Artificielle (IA) est un domaine d'études et de méthodes visant à automatiser (totalement ou partiellement) certaines tâches humaines nécessitant de l'expérience, de la connaissance et de l'intelligence, à l'aide de calculs. Elle combine des outils mathématiques et algorithmiques tels que l'optimisation, le calcul des probabilités et les statistiques. Pour exemple, l'IA permet aujourd'hui d'automatiser les réalisations cognitives et perceptives quotidiennes de l'être humain (liées aux sens tels que l'ouïe ou la vue) au travers de calculs mathématiques implémentés sur des machines.

Parmi les différentes méthodes d'IA, les approches empiriques (opposées aux approches symboliques) sont basées sur les données. Elles reposent sur le principe d'apprentissage et cherchent à découvrir des concepts de référence (*pattern*) dans les données au moyen d'algorithmes évolutifs. Ces algorithmes composent le champ du *Machine Learning* (ML) (apprentissage machine) et fonctionnent en deux étapes :

- Une étape d'apprentissage, où sont présentés à l'algorithme des exemples des *patterns* à détecter. L'algorithme adapte ses paramètres en fonction des données d'entrée pour être capable de détecter ces exemples.
- Une étape de validation, où la capacité de détection de l'algorithme final est évaluée sur des données qu'il n'a pas vues lors de l'apprentissage.

Parmi les nombreux algorithmes de ML, les plus utilisés sont les "réseaux de neurones artificiels", qui miment grossièrement le fonctionnement du cerveau. Ils créent des combinaisons entre les données d'entrée (telles que les valeurs des pixels) en les faisant passer dans des neurones artificiels qui correspondent à une fonction d'activation (zero-ou-un). Quand les données d'entrées sont des images, une catégorie de réseaux particuliers de grande taille, appelée *Deep Learning* (DL) ou apprentissage profond, est utilisée.

En termes mathématiques, l'algorithme va chercher à définir une relation $Y = f(X) + \epsilon$, avec X l'ensemble des variables du système données en entrée, Y la quantité d'intérêt et ϵ l'incertitude ou l'erreur de mesure. Il s'agit d'une relation purement mathématique et non physique. Pour définir cette relation, deux principaux types d'apprentissage existent :

- Dans le cas d'un apprentissage supervisé, la base de données est définie comme $D = \{x_i \in X, y_i \in Y\}_{i=1\dots N}$. Les données sont ainsi étiquetées (étape de *labeling*), c'est-à-dire qu'un utilisateur a identifié pour chaque variable X le résultat Y correspondant. Cela permet de guider l'algorithme et de l'orienter dans sa prédiction. Il s'agit ensuite pour lui de généraliser la relation entre X et Y pour des données inconnues, en minimisant notamment l'écart entre $f(X)$ et Y (appelé le risque).
- Dans le cas d'un apprentissage non supervisé, la base de données est définie comme $D = \{x_i \in X\}_{i=1\dots N}$. Aucun utilisateur n'intervient et l'algorithme ne dispose que des variables X . Il doit extraire seul les caractéristiques pertinentes des exemples et les similarités mathématiques entre les données.

III.2. CHOIX DU MODÈLE DE DÉTECTION

L'apprentissage non supervisé a l'avantage d'être autonome et de faire ressortir des tendances non perçues par l'utilisateur, mais il nécessite généralement une grande quantité de données d'entrée. Il est adapté à des problématiques de tri ou pour détecter des singularités dans des bases de données. L'apprentissage supervisé facilite quant à lui l'entraînement et peut-être plus performant, néanmoins il est souvent coûteux d'obtenir Y puisqu'il est nécessaire de faire appel à un utilisateur.

Dans cette étude, l'apprentissage supervisé s'avère le plus adapté. Il s'agit d'estimer la présence ou non d'un objet dans une image (Y) en fonction de la valeur des pixels (X). Y étant ici qualitatif, il définit un modèle de classification (associé à la localisation de l'objet détecté). Il existe également des modèles de régression, pour lesquels Y est une grandeur quantitative, comme par exemple l'estimation de la résistance d'un nouveau matériau (Y) en fonction de sa composition (X).

Face à la quantité considérable de données générées dans ces travaux par le dispositif expérimental (plusieurs centaines d'essais, soient des milliers d'images, soient des millions d'éjectas), il est pertinent d'utiliser une technique de *Deep Learning* (DL) ici. Elle repose sur des réseaux de neurones, comme illustré en Figure III.13, dont le nombre de couches caractérise sa profondeur.

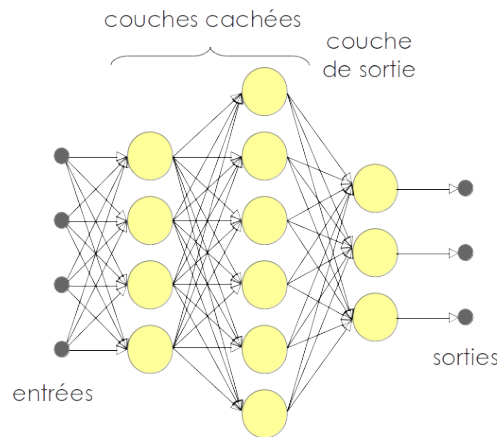


FIGURE III.13 – Exemple schématique d'un réseau de neurones à trois couches (la couche d'entrée n'est pas comptée dans le réseau). Les neurones de la couche n sont connectés en entrée à tous les neurones de la couche $n - 1$ et en sortie à tous les neurones de la couche $n + 1$. Les neurones d'une même couche n'ont pas d'interaction entre eux (source : GITHUB).

Alors que les systèmes de ML classiques comportent peu de paramètres et peu de couches internes (et sont dits "shallow" soit peu profonds), en DL des centaines voire des milliers de couches peuvent être empilées, chaque couche contenant plusieurs neurones. Ces couches sont souvent considérées comme des "boîtes noires" mais, grossièrement, chaque neurone va appliquer une fonction mathématique et un poids aux paramètres d'entrée, le résultat en sortie étant ensuite utilisé en entrée de la couche suivante. Une nouvelle fois, l'algorithme va chercher à diminuer l'écart entre les résultats obtenus et les résultats attendus.

III.2. CHOIX DU MODÈLE DE DÉTECTION

L'intérêt de l'apprentissage profond est le gain de performance dans le cas des réseaux complexes, mais il nécessite en contrepartie de grandes quantités de données ainsi que des puissances de calcul importantes (CPU suffisant pour ML contre GPU nécessaire pour DL).

Pour résumer, la méthode d'analyse d'image appliquée ici pour résoudre la problème de détection d'éjectas au cours du procédé L-PBF est une méthode d'apprentissage profond supervisée. Pour l'adapter à cette étude, les étapes suivantes sont réalisées :

1. Le choix de l'algorithme à exécuter et du type d'architecture d'apprentissage profond.
2. La création d'une base de données D adaptée et représentative, constituée d'exemples précédemment observés. Cette base est ensuite divisée en plusieurs jeux de données : les données d'apprentissage (généralement 80% de D) et les données de validation⁴ (les 20% restants).
3. L'apprentissage (ou l'entraînement), où les données d'entrée vont être examinées de façon itérative pour estimer le modèle. Il s'agit de déterminer les combinaisons existantes et généralisables entre les données.
4. La validation⁴ du modèle, qui permet d'évaluer ses performances finales à travers des critères de précision et de rappel notamment. Pour cela, les données de validation sont traitées puis comparées aux résultats attendus.

III.2.3.1 Choix de l'algorithme

L'objectif est de sélectionner une architecture de DL déjà existante et éprouvée dans la littérature, dont PAL et al., 2021 présentent l'état de l'art. Brièvement, les détecteurs d'objet existants se décomposent en deux catégories :

- Détecteur à deux étages : des zones d'intérêt sont d'abord prédites avant d'appliquer la classification.
- Détecteur à un étage : l'étape de classification seule est appliquée, sans prédiction préalable des zones d'intérêt.

L'avantage des détecteurs à deux étages est la précision de la localisation des objets. En revanche, les détecteurs à un étage sont plus rapides et ont ainsi la possibilité d'être appliqués dans des cas de détection d'objet en temps réel, malgré leur précision moindre.

Dans cette étude, la détection d'objet est réalisée post-process. Néanmoins, l'observation et l'analyse *in situ* des éjectas en temps réel au sein d'une machine L-PBF sont des perspectives envisagées à plus long terme. Ainsi, le choix s'est porté ici sur un détecteur à un étage, YOLO, qui présente un bon compromis précision - vitesse de traitement.

4. Il existe une confusion terminologique entre les données dites de "validation" et les données de "test". L'étape de validation peut faire référence à une étape complémentaire à l'apprentissage, où les paramètres du modèles sont ajustés avec un deuxième jeu de données (données de validation). Dans ce cas, l'étape finale qui permet d'évaluer la performance du modèle est appelée l'étape de test et utilise un troisième jeu de données (données de test). Le cas présent ne comportant que deux étapes, l'évaluation de la performance finale est nommée validation.

III.2. CHOIX DU MODÈLE DE DÉTECTION

Sa vitesse de traitement en temps réel atteint aujourd’hui 160 ips. Cela paraît loin des 10 kips d’acquisition d’images dans cette étude sur banc instrumenté, pour autant cela peut tout à fait convenir à une utilisation en machine *in operando* pour du contrôle ponctuel du procédé.

YOLO est l’acronyme de *You Only Look Once*, qui caractérise l’architecture à simple étage. La version originale décrite par REDMON et al., 2016 a été depuis déclinée jusqu’à la version YOLOv7 (C.-Y. WANG et al., 2022). Ici, c’est la version YOLOv4 qui est utilisée (BOCHKOVSKIY et al., 2020). Elle est disponible en accès libre sur l’environnement Darknet ⁵.

III.2.3.2 Création de la base de données

Comme mentionné plus haut, il est coûteux pour l’utilisateur d’étiqueter les données pour obtenir Y dans le cas de l’apprentissage supervisé, et d’autant plus dans une approche profonde qui nécessite une quantité de données d’entrée considérable. Généralement, les algorithmes sont entraînés et optimisés sur de larges bases de données libres d’accès telles que la base COCO (*Common Objects in COntext*) de Microsoft, qui contient près de 200 000 images étiquetées. Les images illustrent des objets de la vie quotidienne, comme illustré en Figure III.14 avec les 80 classes pré-existantes de COCO. Sans surprise, la classe ”éjecta” ou équivalent n’existe pas, il est donc nécessaire de créer notre propre base de données.

```
'person', 'bicycle', 'car', 'motorcycle', 'airplane', 'bus', 'train', 'truck',  
'boat', 'traffic light', 'fire hydrant', 'stop sign', 'parking meter', 'bench',  
'bird', 'cat', 'dog', 'horse', 'sheep', 'cow', 'elephant', 'bear', 'zebra',  
'giraffe', 'backpack', 'umbrella', 'handbag', 'tie', 'suitcase', 'frisbee',  
'skis', 'snowboard', 'sports ball', 'kite', 'baseball bat', 'baseball glove',  
'skateboard', 'surfboard', 'tennis racket', 'bottle', 'wine glass', 'cup', 'fork',  
'knife', 'spoon', 'bowl', 'banana', 'apple', 'sandwich', 'orange', 'broccoli',  
'carrot', 'hot dog', 'pizza', 'donut', 'cake', 'chair', 'couch', 'potted plant',  
'bed', 'dining table', 'toilet', 'tv', 'laptop', 'mouse', 'remote', 'keyboard',  
'cell phone', 'microwave', 'oven', 'toaster', 'sink', 'refrigerator', 'book',  
'clock', 'vase', 'scissors', 'teddy bear', 'hair drier', 'toothbrush'
```

FIGURE III.14 – Les 80 classes d’objets étiquetés sur les images de la base de données COCO. Il existe en outre près de 90 classes de ”*stuff*” qui représentent des éléments aux contours plus abstraits (route, herbe, ciel...) (source : GITHUB).

Plutôt que de faire appel à l’utilisateur ici pour l’étape chronophage de *labeling*, il a été choisi de tirer profit des méthodes d’analyse d’image traditionnelles évoquées en section III.2.2 (p.89). En effet, à défaut de pouvoir obtenir une base de données exhaustive coûteuse, il est essentiel qu’elle soit précise. En ce sens, la méthode MSER avec ses 99% de précision et 56% de rappel est tout à fait adaptée. Ainsi, une base D_{brute} de 21k images indépendantes illustrant différents paramètres laser a été traitée via MSER. Les résultats en sortie, à savoir la position des BB entourant les particules détectées, constituent la base de données étiquetées appelée D_{MSER} . L’unique classe ”éjecta” est définie, sans dissocier les différents types d’éjectas. Compte tenu des imperfections de cette base (inhérentes au 56% de rappel), deux étapes d’apprentissage seront nécessaires.

5. Implémentation en C++ du réseau de neurones YOLO.

III.2.3.3 Apprentissage

La configuration originale de YOLOv4 proposée par BOCHKOVSKIY et al., 2020 est conservée pour ces apprentissages, et l’initialisation est faite avec des poids pré-entraînés. La Figure III.15 illustre les étapes principales de la génération du modèle. Dans un premier temps, un apprentissage est effectué à l’aide de la base imparfaite D_{MSER} . Le modèle résultant est appelé **Modèle A**. Sans surprise, et comme expliqué dans la validation ci-dessous, le rappel de 64% est meilleur que pour MSER mais n’est toujours pas satisfaisant, tandis que la précision reste correcte avec 96%. Afin d’améliorer la base de données d’apprentissage, D_{brute} est à nouveau traitée, cette fois avec le **Modèle A**. Les résultats en sortie constituant la nouvelle base D_{ModA} sont ensuite "nettoyés" grâce à l’application d’un seuillage Otsu à l’intérieur de chaque bounding box. Cela permet de supprimer les éventuels artéfacts tels que les BB vides ou les BB contenant plusieurs particules. La base ainsi optimisée est nommée D_{Opti} et est utilisée pour le second apprentissage, générant le **Modèle B** final.

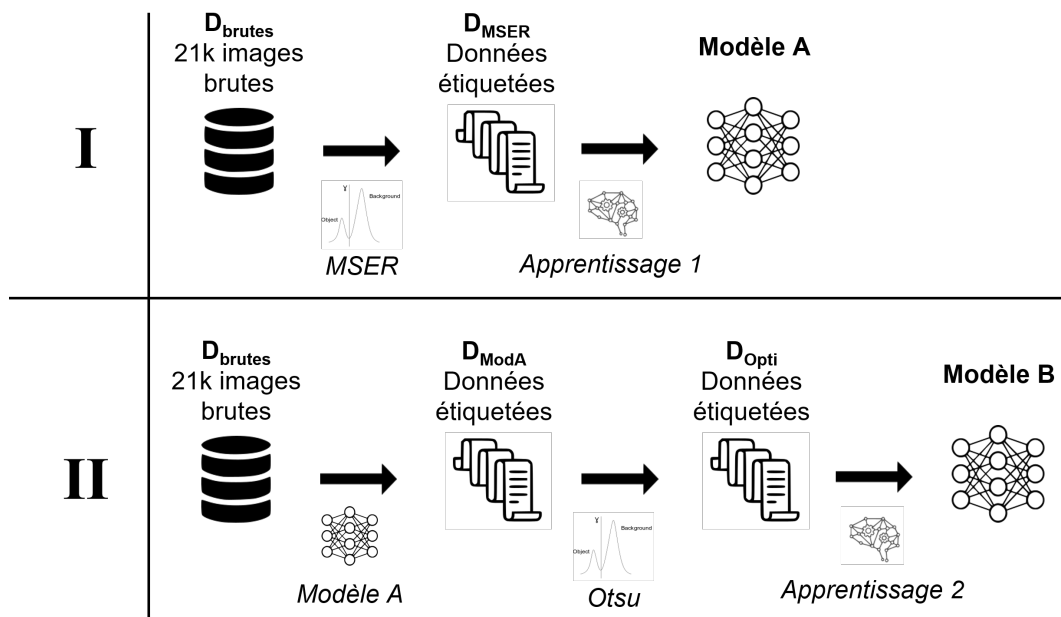


FIGURE III.15 – Les différentes étapes d’apprentissage.

III.2.3.4 Validation du modèle

La validation du modèle est utilisée en utilisant les références de la $BB_{groundtruth}$. Le Tableau III.2 résume les valeurs de précision et de rappel pour les différentes méthodes étudiées, tandis que la Figure III.16 compare les résultats obtenus entre les méthodes MSER et YOLO en termes d’objets détectés cumulés.

III.2. CHOIX DU MODÈLE DE DÉTECTION

TABLEAU III.2 – Précision et Rappel calculés pour chacune des méthodes d’analyse d’image.

	Précision	Rappel
Otsu	71%	49%
MSER	99%	56%
Modèle A	96%	64%
Modèle B	95%	82%

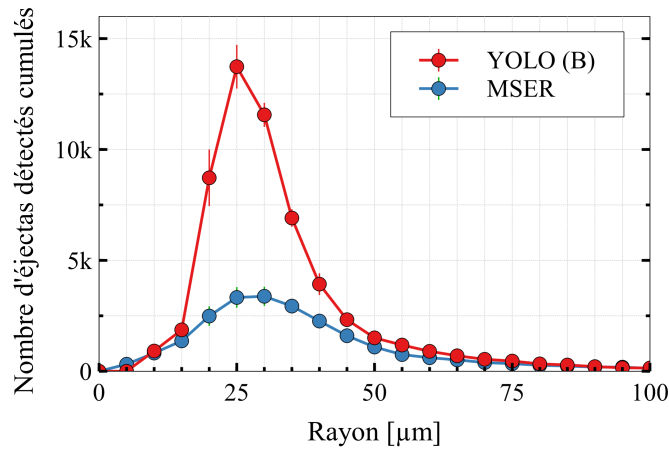


FIGURE III.16 – Comparaison du nombre d’éjectas détectés cumulés par centimètre de cordon lasé via MSER et via YOLO sur l’AlSi10 dans les conditions suivantes : $d=150 \mu\text{m}$, $e=120 \mu\text{m}$, $V=500 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $P=800 \text{ W}$.

Il apparaît clairement une amélioration du rappel avec les modèles d’IA par rapport aux méthodes traditionnelles, et ce dès le **Modèle A**. L’une des explications est que le système de ML extrapole ses recherches à des objets encore jamais rencontrés, *i.e.* il va au-delà des exemples de la base de données. Les modèles de ML sont d’ailleurs davantage basés sur les textures des objets, au contraire des méthodes de détection traditionnelles décrites plus haut qui s’appuient sur les contours. Néanmoins, ce meilleur rappel s’accompagne d’une légère diminution de la précision, tant pour le **Modèle A** que pour le **Modèle B**. Cette diminution peut s’expliquer d’une part par une extrapolation parfois erronée du modèle, et d’autre part par la base de données $BB_{groundtruth}$ décrite en section III.2.1 (p.86). Comme évoqué plus haut, cette base de données est établie par l’utilisateur et comporte elle-même des imperfections. Il a ainsi été observé dans certains cas en augmentant le contraste des images de validation qu’un objet défini comme FP était en réalité bien présent mais non dissociable à l’œil nu par l’utilisateur sur une image brute. La Figure III.17 compare les résultats des deux modèles d’IA avec l’image brute et la base de données $BB_{groundtruth}$. Comme mentionné précédemment, il est constatable sur la Figure III.16 que les BB créées par l’utilisateur sont plus larges que celles créées par le système.

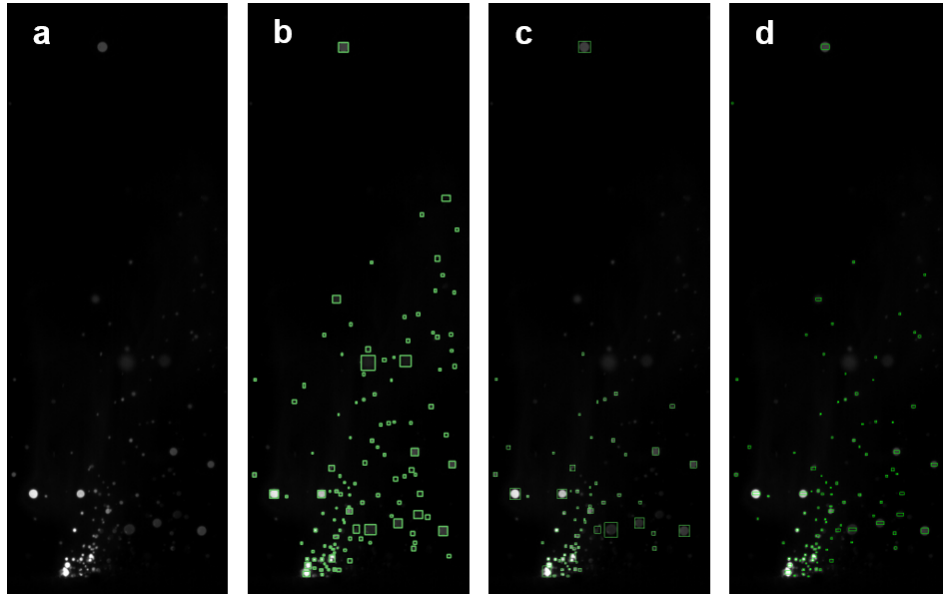


FIGURE III.17 – (a) image brute; (b) image annotée par l'utilisateur correspondant à $BB_{groundtruth}$; (c) $BB_{detected}$ générés via le **Modèle A** (Rappel : 64%, Précision : 96%); (d) $BB_{detected}$ générés via le **Modèle B** (Rappel : 82%, Précision : 95%) (NGUCHO MBEUTCHOU et al., 2021).

Ces résultats illustrent la problématique au cœur des modèles de ML : la qualité de la base de données. En effet le système n'apprend pas seulement à détecter les objets étiquetés, il apprend également à ignorer ceux qui ne le sont pas. Ainsi, lorsque les données sont étiquetées de manière incomplète, il est peu probable que le système parvienne à extrapoler ses recherches au point d'atteindre un rappel optimal. Dans le cas présent et dans une recherche de compromis entre le coût de la base de données et la performance du système final, le rappel de 82% associé au **Modèle B** est considéré satisfaisant. Dans un cas plus idéal, une base de données parfaitement étiquetées (avec peut-être moins d'images pour diminuer son coût) pourrait améliorer le rappel.

Enfin, il est nécessaire de préciser que ce système de localisation/classification se contente de détecter la position des objets, contrairement à Otsu ou MSER qui détectent également les contours des particules. Afin d'accéder à la morphologie des éjectas, un simple seuillage Otsu est alors appliqué à l'intérieur des BB détectées. Pour vérifier que la morphologie des particules en sortie est cohérente avec la réalité, une étape de vérification sur de la poudre brute est réalisée. Comme illustré dans la Figure III.18 (a), un écoulement de poudre à température ambiante est observé dans les mêmes conditions d'acquisition caméra. Une lampe halogène est utilisée pour éclairer les poudres (froides donc non visibles sans éclairage additionnel). La comparaison des résultats avec les mesures du granulomètre est présentée en Figure III.18 (b). Une bonne corrélation est établie entre les mesures, les légères différences entre les courbes pouvant s'expliquer par l'effet de l'éclairage sur les poudres.

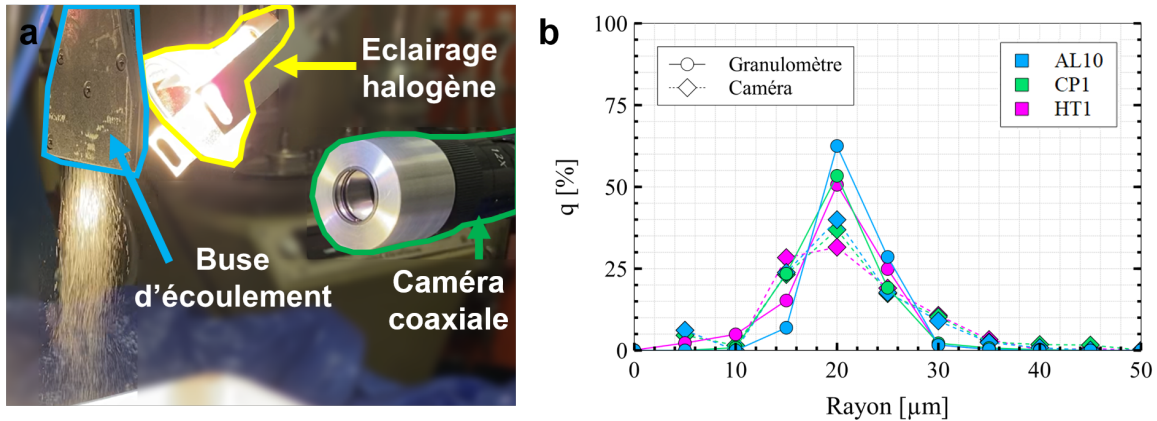


FIGURE III.18 – (a) Dispositif expérimental équipé d’une buse d’écoulement, d’une lampe halogène éclairant la poudre et d’une caméra; (b) Comparaison du rayon des particules évalué par Otsu sur des images de poudre brute avec les mesures de granulométrie pour les trois alliages suivants : AlSi10, CP1, HT1.

Il est utile de mentionner par ailleurs que des méthodes de segmentation par *deep learning* peuvent également être pertinentes pour mesurer la morphologie des éjectas sur les images. Des architectures neuronales dédiées (U-Net, Mask R-CNN) ont été développées pour traiter directement chaque pixel et permettre ainsi de décrire la morphologie des particules par classe (*image segmentation*), voire distinguer les particules entre elles (*instance segmentation*). Néanmoins cela n’est possible qu’au prix d’une étape de *labeling* des données extrêmement coûteuse.

L’application d’une technique existante d’apprentissage automatique aux vidéos d’éjectas réalisées sur banc instrumenté donne ainsi des résultats supérieurs aux techniques traditionnelles de détection d’objet d’un point de vue du rappel. Ce résultat est particulièrement intéressant dans le cas d’une étude quantitative sur les éjections de matière générées en L-PBF. En les couplant aux techniques usuelles, il est aussi possible d’obtenir les données morphologiques des éjectas. Sont définis : le rayon, la surface, le périmètre et la circularité, les coordonnées du barycentre de la particule, le petit axe et le grand axe. Toutefois, pour aller plus loin dans cette étude, il s’agit à présent de déterminer les propriétés dynamiques de ces particules. Pour cela, une méthode de suivi d’objet est décrite ci-dessous.

III.3 Méthode de suivi des particules

Afin d’établir la trajectoire des particules détectées et ainsi obtenir des informations sur leur vitesse ou leur angle d’éjection, une méthode de suivi de particules est appliquée. Pour s’affranchir de la difficulté à dissocier les particules dans la zone d’interaction laser-matière, le traitement de suivi est appliqué sur les images en sens inverse, c’est-à-dire en commençant par la fin de la vidéo.

III.3. MÉTHODE DE SUIVI DES PARTICULES

- T_0 : Tout d'abord, un identifiant unique est attribué à chaque éjecta détecté sur les images. Comme évoqué plus haut, Otsu permet d'établir la morphologie de chacun d'entre eux (rayon, périmètre...).
- T_1 : L'équivalent de chaque éjecta de l'image n est recherché dans l'image $n - 1$. Pour la première itération, la recherche s'appuie sur le plus proche voisin. Si différentes solutions existent, le tri est effectué suivant un critère de similitude morphologique (combinaison pondérée de la surface et du rayon moyen), et la meilleure solution est retenue.
- T_2 : À partir de ces deux premières particules appariées, un vecteur vitesse est calculé, et permet de définir une zone de recherche pour la prochaine itération sur l'image $n - 2$. Encore une fois, si différentes solutions existent, un tri morphologique est effectué.
- T_i : Le vecteur vitesse est mis à jour à chaque itération pour préciser la zone de recherche. Un tri est systématiquement effectué en cas de solutions multiples. Si à l'inverse aucune solution n'est identifiée dans la zone de recherche définie, le système continue sa recherche sur l'image suivante. Si deux échecs sont rencontrés sur des images successives, la trajectoire est terminée. *In fine*, une trajectoire n'est confirmée que si elle contient un minimum de cinq points.

La Figure III.19 (a) présente un exemple de trajectoires cumulées calculées sur l'ensemble d'un film.

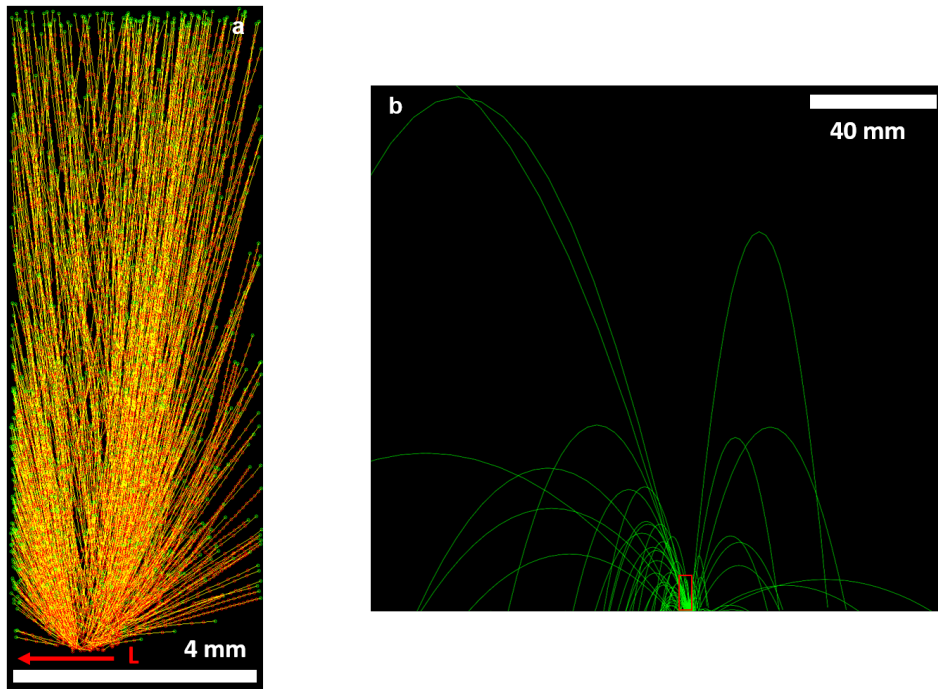


FIGURE III.19 – (a) exemple des trajectoires non corrigées d'AlSi10, cumulées sur la totalité d'un film (300 images ici); (b) ces mêmes trajectoires extrapolées et projetées en 2D avec correction du déplacement de la table selon \vec{x} , le champ initial de $4 \text{ mm} \times 11 \text{ mm}$ étant représenté en rouge, dans les conditions d'essais suivantes : $d=150 \text{ }\mu\text{m}$, $P=1000 \text{ W}$, $V=500 \text{ mm.s}^{-1}$, $e=60 \text{ }\mu\text{m}$. Le sens de déplacement du laser par rapport au lit de poudre est indiqué en rouge.

III.3. MÉTHODE DE SUIVI DES PARTICULES

La détermination de ces trajectoires ne permet pas uniquement d'obtenir des données dynamiques sur les éjections de matière, elle permet également d'éviter les comptages multiples des particules. En effet, il faut maintenant dissocier les détections de particules dites "cumulées" (c'est-à-dire l'addition de toutes les particules détectées sur chacune des images et qui présentent ainsi des redondances) des éjectas en tant que tels. À titre d'exemple, les éjectas les plus lents sont globalement sur-représentés en comptage cumulé sur l'ensemble d'un film, car ils restent présents sur davantage d'images. En moyenne, un éjecta est suivi sur une dizaine d'images, avec quelques disparités cependant, comme présenté sur la Figure III.20. Les trajectoires comportent davantage de points dans le cas des faibles vitesses et des faibles puissances. À l'inverse, au-delà de 1000 W ou de 750 mm.s⁻¹, les éjectas sont suivis sur un nombre d'images moins important. Cela se manifeste également en comparant les plus longues trajectoires pour chacune des vitesses : pour les vitesses inférieures ou égales à 500 mm.s⁻¹ les trajectoires peuvent comporter plus d'une centaine de points, contre une cinquantaine pour 1500 mm.s⁻¹ dans cet exemple. Deux phénomènes peuvent expliquer cela :

- La puissance est linéaire avec l'intensité de la plume de vapeur (toutes choses égales par ailleurs). Or, la vitesse de détente de la plume est responsable de l'accélération des éjectas. Ainsi, plus la puissance augmente, plus les éjectas sont rapides, et donc moins longtemps ils restent dans le champ de la caméra.
- La vitesse correspond au déplacement de la table selon \vec{x} . Plus elle augmente, plus le référentiel "boite-éjectas" se déplace rapidement et donc moins les éjectas restent dans le champ de la caméra.

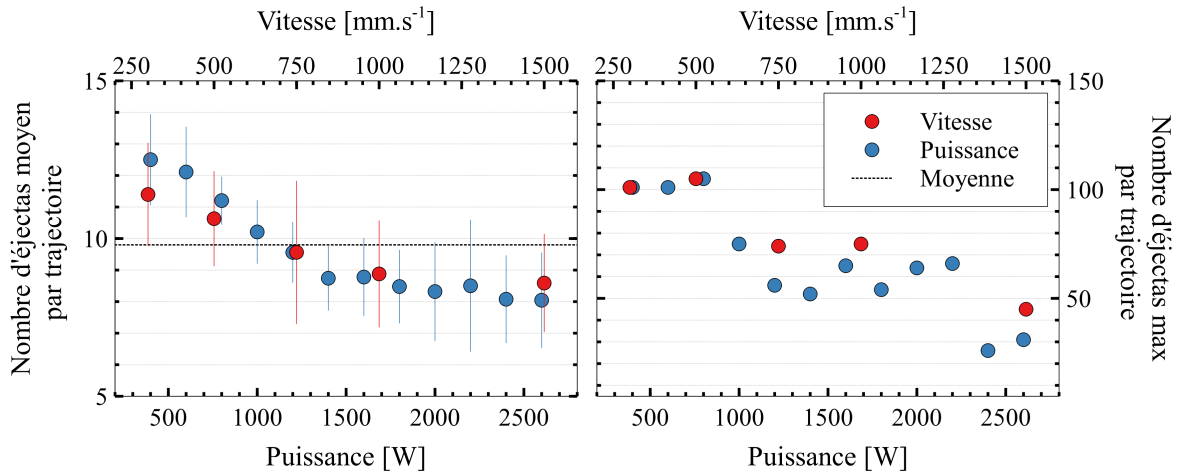


FIGURE III.20 – Nombres moyen et maximum d'éjectas par trajectoire (équivalent au nombre d'images successives sur lesquelles il est possible de suivre un éjecta) en fonction de la vitesse et de la puissance, pour l'AlSi10 dans les conditions suivantes : $d=150\ \mu\text{m}$, $e=60\ \mu\text{m}$.

Une augmentation de la vitesse de déplacement de la table se traduit d'ailleurs en image par une augmentation de l'angle d'éjection par rapport au laser, comme le montre la Figure III.21.

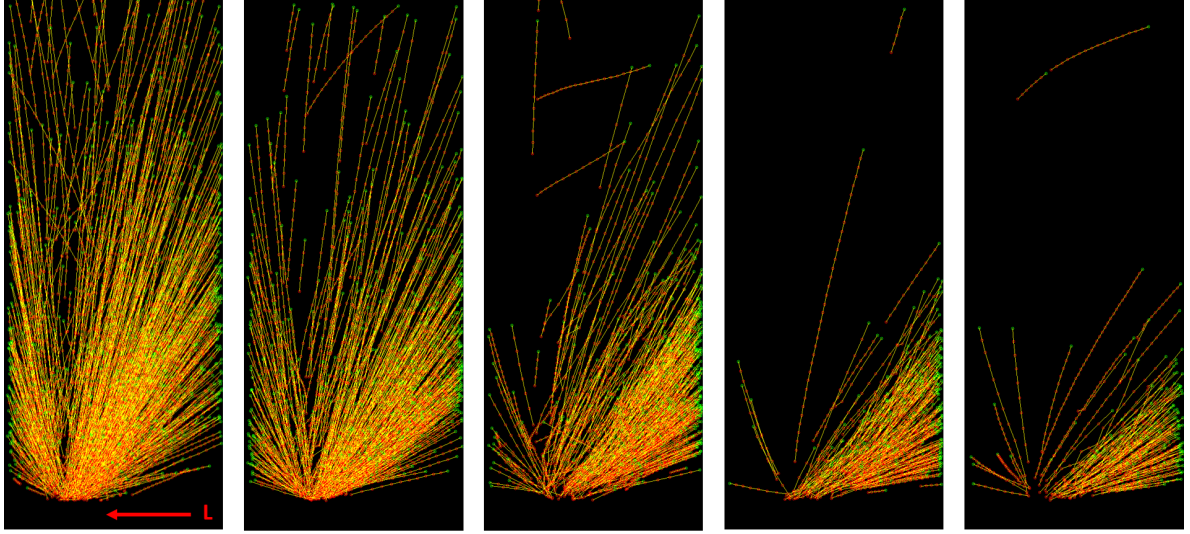


FIGURE III.21 – Trajectoires non corrigées cumulées sur la totalité d’un film pour différentes vitesses (croissantes de gauche à droite) : $v_1=300 \text{ mm.s}^{-1}$ (350 images), $v_2=500 \text{ mm.s}^{-1}$ (300 images), $v_3=750 \text{ mm.s}^{-1}$ (250 images), $v_4=1000 \text{ mm.s}^{-1}$ (200 images), $v_5=1500 \text{ mm.s}^{-1}$ (100 images), pour la réalisation de monocordons d’1 cm d’AlSi10 dans les conditions suivantes : $d=v150 \text{ }\mu\text{m}$, $e=60 \text{ }\mu\text{m}$, $P=1200 \text{ W}$. Le sens de déplacement du laser par rapport au lit de poudre est indiqué en rouge.

C’est pourquoi, bien que les résultats de vitesse et d’angle soient calculés initialement en fonction du référentiel fixe du laser, il est possible via SP(AM)² d’appliquer un vecteur correctif en \vec{x} pour compenser le déplacement de la table sur le banc. Une fois corrigées, les trajectoires apparaissent visuellement redressées et l’angle d’éjection ainsi que la vitesse sont définis cette-fois par rapport au référentiel du lit de poudre.

D’après le champ d’acquisition allongé verticalement, il est d’ailleurs utile de se demander si les particules éjectées avec une forte composante horizontale ne sont pas sous-estimées par cette analyse par rapport aux trajectoires plus verticales. Connaissant la distance entre l’interaction laser-matière et l’extrémité du champ (3 mm), la fréquence d’acquisition (10 kips) et supposant l’hypothèse la plus restrictive d’une trajectoire 100% selon \vec{x} , le calcul montre que toute particule de vitesse inférieure ou égale à 7.5 m.s^{-1} peut être suivie sur un minimum de 5 images. À l’inverse, dans l’hypothèse la plus favorable d’une trajectoire majoritairement verticale, toute particule jusqu’à 27.5 m.s^{-1} peut être suivie sur au moins 5 images. Or, comme évoqué dans le Chapitre I, les gouttelettes à l’état liquide ont une vitesse maximale estimée autour de 8 m.s^{-1} (LY et al., 2017). Ces dernières, qui sont les plus nocives et par conséquent les plus intéressantes à observer, seront théoriquement suivies après détection quel que soit leur angle d’éjection. Quant aux éjectas entraînés de type poudre, qui sont considérés moins dommageables pour le procédé, leur vitesse maximale varie de 4 m.s^{-1} pour les particules loin de l’interaction laser-matière, à 20 m.s^{-1} pour celles qui seront en contact avec la plume (LY et al., 2017). Cela signifie qu’une partie des éjectas entraînés par la plume peut manquer dans l’analyse des vidéos si leur trajectoire est trop horizontale (notamment dans le cas des fortes vitesses de déplacement de la table), du fait du champ d’acquisition étroit qui réduit les

possibilités de suivi sur plus de 5 images. Ces éjectas "poudre" chauds représentent d'après LY et al., 2017 près de 60% de la totalité des éjectas. Cela peut expliquer en partie pourquoi *in fine* dans cette étude, seulement $40 \pm 10\%$ des éjectas détectés et cumulés sont appariés pour former des trajectoires. En fonction des paramètres appliqués, certains sont détectés par le système mais sont trop rapides pour être suivis. D'autres peuvent également sortir du plan de netteté et être ainsi "perdus" lors du suivi.

Enfin, l'équation de chacune des trajectoires valides ($\text{points} \geq 5$) est établie en suivant l'exemple mathématique de la parabole : $y = ax^2 + bx + c$. Ces équations sont ensuite extrapolées pour obtenir les trajectoires projetées en 2D des éjectas au-delà du champ d'acquisition de la caméra, comme illustré en Figure III.19 (b). Cette visualisation représente un unique point de départ pour tous les éjectas, correspondant à une zone d'interaction laser-matière "normalisée". Il est nécessaire de rappeler ici qu'aucun flux de gaz de type *cross jet* ne vient souffler sur les éjectas dans ces essais. Encore une fois, la trajectoire projetée ne traduit pas exactement la dynamique des particules, qui se déplacent dans les trois dimensions, mais elle permet d'obtenir des indications sur les directions privilégiées (vers l'avant ou vers l'arrière) ainsi que sur la hauteur maximale atteinte par des éjectas "libres" (avec l'hypothèse d'une absence de frottement).

III.4 Conclusion du chapitre et discussion

Ces travaux ont permis de mettre en place une méthodologie d'analyse globale des éjectas, baptisée SP(AM)². Elle permet de détecter et de suivre les éjectas à partir de visualisations de l'interaction laser-matière en L-PBF. La détection des particules est effectuée à l'aide d'outils d'apprentissage profond, qui montrent des performances supérieures aux méthodes d'analyse d'image traditionnelles. Les avantages et les inconvénients de chacune des techniques étudiées dans ce chapitre sont rappelés dans le Tableau III.3.

TABLEAU III.3 – Avantages et inconvénients des différentes méthodes de détections étudiées.

Méthodes	Avantages	Inconvénients
Otsu	Facilité de mise en œuvre Précision morphologique	Sensibilité aux variations de la plume
MSER	Facilité de mise en œuvre Précision de la détection	Sensibilité au flou en bord de particule
ML	Précision et Rappel élevés	Sensibilité à la base de données

Le rappel du **Modèle B** de DL entraîné ici est de 82%, pour une précision de 95%, ce qui constitue un compromis acceptable. L'analyse morphologique des particules est quant à elle réalisée via une méthode de seuillage classique. À la suite de cette détection, le suivi des particules permet de déterminer les propriétés dynamiques des éjectas.

Le temps de traitement complet est en moyenne de 2 s par image⁶. En considérant les centaines de milliers d'images générées, cela représente au total près de 300 h de traitement. La détection représente près de 80% du temps de traitement total, cette durée pouvant varier en fonction du nombre d'éjectas à détecter sur un film.

SP(AM)² est donc un modèle hybride qui vise, à des fins de simplicité, à utiliser les avantages de différentes méthodes de détection existantes. Il ne constitue pas un modèle de référence optimisé, mais permet d'obtenir des données quantitatives et qualitatives sur les éjections de matière en L-PBF. Les résultats de détection constituent un bon compromis coût - performance, mais mettent en avant la problématique des bases de données d'apprentissage en ML et plus particulièrement en DL. Une base de données moins fournie mais étiquetée dans son intégralité pourrait être envisagée comme piste d'amélioration.

6. PC portable DELL, Intel Core i7-9750H CPU, 8 Go RAM and NVIDIA Quadro T1000 graphic card.

De plus, le suivi des particules ne peut s'appliquer aux éjectas les plus rapides (associés en partie aux particules de poudre entraînées et chauffées par la plume de vapeur), du fait de la disposition expérimentale et du champ d'acquisition. Il existe donc un biais d'analyse sur ces particules, entraînant leur sous-estimation. Néanmoins, il serait tout à fait envisageable d'appliquer SP(AM)² sur des images avec un cadrage différent ou une résolution plus étendue, avec dans ce cas la possibilité également de diminuer la vitesse d'acquisition des images. Il est à noter également que les éjectas "poudre" froids ne sont pas visibles dans ces conditions, car ils ne sont pas assez émissifs. Néanmoins, ce système permet de détecter et de suivre les éjectas les plus nocifs, à savoir ceux qui sont plus gros que la granulométrie de la poudre (Type I, II ou III).

Une contrainte de ce système reste enfin la configuration du laser aligné avec la caméra, qui est applicable sur banc instrumenté mais pas en machine commerciale. Il existe cependant aujourd'hui des outils de ML qui analysent les particules non pas individuellement mais comme un ensemble et traitent le problème du comptage comme un problème de régression. C'est le cas par exemple dans les problèmes de comptage de foule et de scènes congestionnées, où les architectures neuronales apprennent directement le lien entre l'image et le nombre de personnes (CSRnet par exemple).

En conclusion, SP(AM)² fournit en sortie : le nombre, la taille, la vitesse et l'angle des particules. Ces informations permettent de déduire mathématiquement le sommet des trajectoires projetées en 2D ainsi que la distance parcourue par l'éjecta. Toutes ces données sont ensuite analysées statistiquement à l'aide d'outils informatiques tels que Panda⁷ ou VBA⁸. Les résultats sont présentés en détail dans le chapitre suivant.

7. Bibliothèque *open source* de manipulation de donnée en Python.

8. *Visual Basic for Applications*, ici utilisé sur Microsoft Excel pour la manipulation de cellules.

Chapitre IV

Analyse de la dynamique d'éjection de matière en L-PBF

Contenu

IV.1 Étude préliminaire dans un domaine stable	111
IV.1.1 Influence du taux d'oxygène dans l'atmosphère	111
IV.1.2 Influence de la puissance laser	114
IV.1.3 Différences de comportement entre matériaux	116
IV.1.4 Collecte et analyse des éjectas	122
IV.2 Étude étendue	125
IV.2.1 Identification des régimes en L-PBF	126
IV.2.1.1 Caractérisation morphologique des cordons	126
IV.2.1.2 Étude des cartographies en monocordons (1D)	129
IV.2.1.3 Étude des cartographies en multicordons (2D)	134
IV.2.2 Quantification du flux d'éjectas en monocordon (1D)	135
IV.2.2.1 Effet de la puissance laser	139
IV.2.2.2 Effet de la vitesse de scan	141
IV.2.2.3 Effet du diamètre de faisceau laser	142
IV.2.2.4 Effet de l'épaisseur de couche de poudre	143
IV.2.3 Analyse des trajectoires d'éjection	145
IV.2.3.1 Évaluation de la hauteur atteinte par les éjectas	146
IV.2.3.2 Évaluation de la distance parcourue par les éjectas	150
IV.2.4 Quantification du flux d'éjectas en multicordons (2D)	154
IV.3 Corrélation avec les pièces 3D	158
IV.3.1 Évaluation de la porosité	159
IV.3.2 Corrélation avec les cartographies du procédé	161
IV.3.3 Mesure des dimensions des cordons sur les échantillons	162
IV.3.4 Lien avec les éjections de matière	164
IV.4 Conclusion du chapitre et discussion	165

IV.1. ÉTUDE PRÉLIMINAIRE DANS UN DOMAINE STABLE

Dans ce quatrième et dernier chapitre, il s'agira de présenter les résultats obtenus grâce au traitement des données issues du système précédemment décrit au Chapitre III. Afin d'analyser la dynamique des éjectas en L-PBF, différentes vidéos d'interaction laser-matière ont été réalisées à travers deux plans d'expériences distincts :

- Le premier dans un domaine stable, c'est-à-dire ne présentant pas d'instabilités telles que décrites en section I.2.2 (p.15). Des essais sur une plage restreinte de paramètres ont été réalisés avec les quatre alliages d'aluminium, afin de mettre en évidence des différences de comportement d'un point de vue des éjectas et d'observer les effets des conditions expérimentales dans un cas simple. Les éjectas collectés au cours des essais sont également présentés.
- Le second sur une plage étendue de paramètres, correspondant cette fois aux différents domaines décrits en section I.2.2 (*balling, humping...*). Des cartographies de stabilité du procédé ont été réalisées et, couplées à l'étude de la morphologie des cordons, ont permis d'identifier l'effet des paramètres laser sur le procédé.

Une remarque importante ici : la quantification des éjectas présentée ci-dessous repose sur l'analyse globale SP(AM)². Ces résultats présentent donc uniquement les données d'éjectas suivis sur des trajectoires complètes (nombre de points ≥ 5).

IV.1 Étude préliminaire dans un domaine stable

Ce premier plan d'expérience a été réalisé avec le laser *top hat*, avec les paramètres définis dans le Tableau IV.1. Tandis que le diamètre du faisceau laser, l'épaisseur de couche de poudre et la vitesse de scan étaient fixes ; la puissance du laser variait, quant à elle, dans une gamme de 700 à 1400 W. Les substrats étaient de même composition que la poudre. Chaque film étudié représente la formation d'un monocordon de longueur 4 cm (soit près d'un millier d'images). Les essais ont été répétés à l'identique à trois reprises.

TABLEAU IV.1 – Paramètres du plan d'expérience correspondant à un domaine stable.

Alliages	Substrats	d (μm)	e (μm)	V (mm.s ⁻¹)	P (W)
AlSi7, AlSi10, CP1, HT1	même composition	150	120	500	700-1400

IV.1.1 Influence du taux d'oxygène dans l'atmosphère

Des essais ont été réalisés dans des atmosphères contenant respectivement 2000, 400 et moins de 100 ppm d'oxygène. Le taux d'oxygène dans l'enceinte était mesuré avec un analyseur d'oxygène (ZRA II MP de ARELCO). La Figure IV.1 (a) illustre le nombre d'éjectas détectés et suivis au cours des essais, ramené par centimètre de cordon formé, pour l'AlSi10 à une puissance intermédiaire de 1000 W.

IV.1. ÉTUDE PRÉLIMINAIRE DANS UN DOMAINE STABLE

La Figure IV.1 (b) présente les mêmes données mais exprimées cette fois en volume de matière éjectée par centimètre de cordon formé. Ce volume est calculé à partir du rayon, en supposant les particules sphériques.

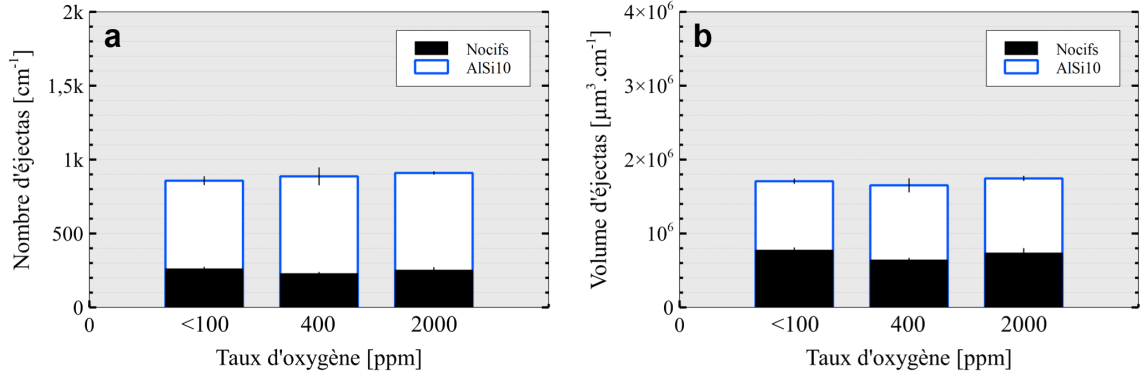


FIGURE IV.1 – Étude des éjectas exprimés (a) en nombre ; (b) en volume, par centimètre, en fonction du taux d'oxygène, pour l'AlSi10 dans les conditions suivantes : $d=150 \mu\text{m}$, $V=500 \text{ mm.s}^{-1}$, $e=120 \mu\text{m}$, $P=1000 \text{ W}$.

Tout d'abord, les particules se distinguent selon un critère de taille. L'histogramme blanc traduit le nombre total d'éjectas par centimètre tandis que l'histogramme noir traduit la somme des éjectas par centimètre dits "nocifs"; c'est-à-dire ceux présentant un rayon supérieur à la granulométrie de la poudre ($r>30 \mu\text{m}$). Ces derniers sont généralement catégorisés en éjectas de Type I, II ou III qui, d'après leurs vitesses respectives, sont détectés en intégralité par le système. En revanche, le nombre total d'éjectas (incluant la poudre en suspension) représente un minimum et non une valeur exacte. En effet, comme évoqué au Chapitre III, les éjectas de Type 2 qui ne sont pas mis en température par la plume ne sont pas visibles sur les images, tandis qu'une partie des éjectas de Type 3 est omise car, bien que détectés, leur vitesse ne permet pas de les apparier en trajectoires. Pour rappel, les éjectas Type I,II ou III sont issus du bain liquide, tandis que les éjectas Type 1, 2 ou 3 sont entraînés par le flux de gaz ambiant. Cette sous-estimation peut expliquer la différence de proportion d'éjectas nocifs (environ 30% ici) par rapport aux résultats de LY et al., 2017 (qui évoquaient 15 % de gouttelettes issues du bain liquide (nocifs), contre 25 % d'éjectas "poudre" à l'état solide et 60 % d'éjectas "poudre" fondus).

Il est ensuite intéressant de remarquer la forte reproductibilité des essais. Les écarts-types sont faibles (environ 5%) et il n'apparaît pas de variation notable du nombre ou du volume d'éjectas entre les trois atmosphères. Si les éjectas nocifs ne représentent environ qu'un tiers de la totalité des éjectas en nombre, ils constituent tout de même près de la moitié du volume de matière éjectée d'après la Figure IV.1 (b). Cette observable est intéressante car elle permet de prendre en compte la taille des particules et non pas uniquement la quantité générée.

IV.1. ÉTUDE PRÉLIMINAIRE DANS UN DOMAINE STABLE

La Figure IV.2 illustre dans les mêmes conditions la distribution des vitesses en fonction de la taille des particules. La tendance illustrée une fois encore réside dans le fait que l'impact du taux d'oxygène est négligeable car les courbes ainsi que les écarts-types sont quasi superposés. Ces résultats sont identiques pour les autres puissances testées et pour les quatre nuances étudiées. Il est donc possible d'en déduire que, pour les gammes d'oxygène testées, l'influence sur les éjections de matière est négligeable. L'oxygène ayant majoritairement un effet sur les tensions de surface, cela pourrait s'expliquer par leur influence moindre sur la dynamique du bain liquide au voisinage de l'interaction laser-matière (d'où provient la majorité des éjectas), l'effet de la plume de vapeur y étant dominant.

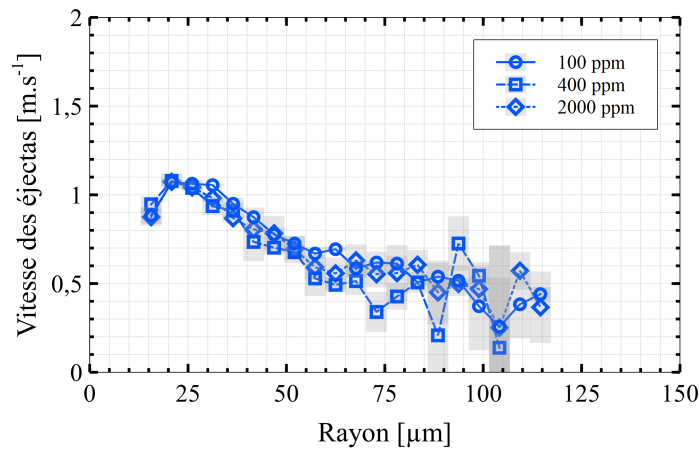


FIGURE IV.2 – Distribution des vitesses des éjectas en fonction de leur taille pour l'AlSi10, dans les conditions suivantes : $d=150 \mu\text{m}$, $V=500 \text{ mm.s}^{-1}$, $e=120 \mu\text{m}$, $P=1000 \text{ W}$.

Les dimensions des cordons relatifs à ces essais sont présentées en Figure IV.3 et il n'apparaît aucune variation de la morphologie du cordon entre les trois atmosphères.

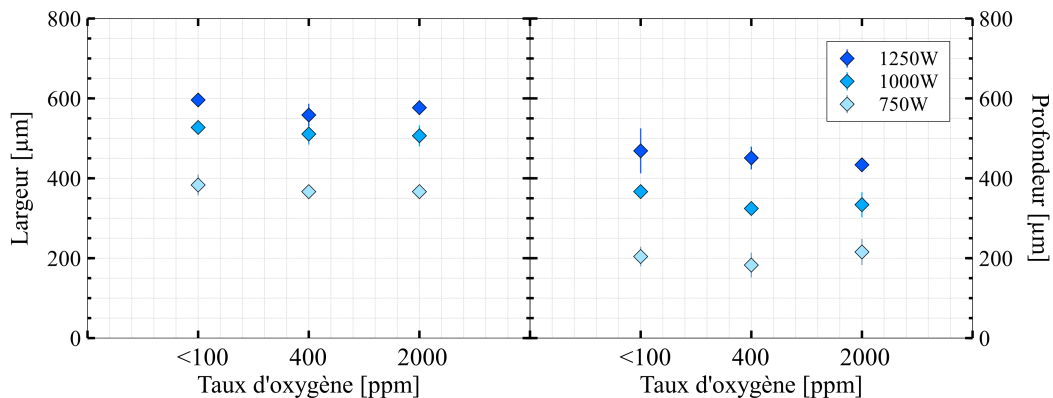


FIGURE IV.3 – Dimension des cordons d'AlSi10 pour différentes puissances, en fonction du taux d'oxygène, dans les conditions suivantes : $d=150 \mu\text{m}$, $V=500 \text{ mm.s}^{-1}$, $e=120 \mu\text{m}$.

IV.1. ÉTUDE PRÉLIMINAIRE DANS UN DOMAINE STABLE

De plus, la Figure IV.4 montre également qu'il n'y a pas de variation de microstructure au cœur de la zone fondue en variant le taux d'oxygène dans l'enceinte. Les structures proches eutectiques riches en silicium sont nettement définies. Ces résultats sont là aussi retrouvés dans le cas des autres nuances étudiées.

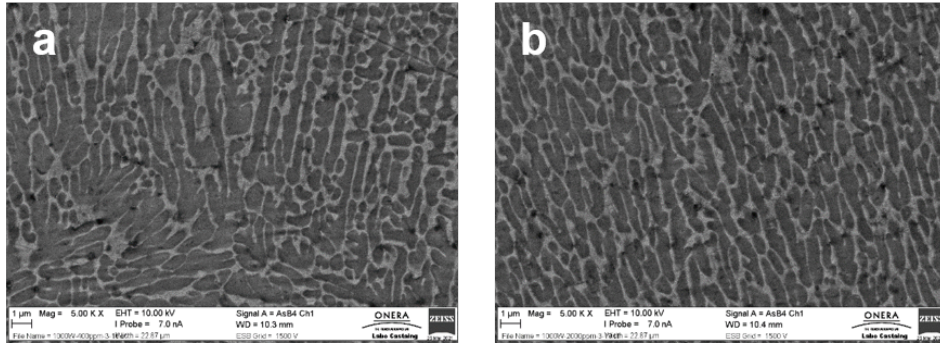


FIGURE IV.4 – Observations au MEB de la microstructure de la zone fondue d'un cordon d'AlSi10 réalisé sous atmosphère contenant (a) 400 ppm ; (b) 2000 ppm d'oxygène, dans les conditions suivantes : $d=150 \mu\text{m}$, $V=500 \text{ mm.s}^{-1}$, $e=120 \mu\text{m}$, $P=1000 \text{ W}$.

Dans la suite, tous les résultats présentés seront issus d'essais réalisés dans une atmosphère contenant moins de 100 ppm d'oxygène. En effet, même si aucun effet de l'atmosphère n'est observé sur la dynamique des éjectas, il est probable que le taux d'oxygène influe tout de même sur la santé matière des pièces ainsi que sur la recyclabilité de la poudre, avec une oxydation en surface plus importante. Il est donc choisi de favoriser les conditions d'essais limitant la quantité d'oxygène dans l'enceinte.

IV.1.2 Influence de la puissance laser

Afin d'observer l'effet de la puissance laser sur les éjections de matière, des essais ont été réalisés de 700 à 1400 W, tous les 100 W, avec l'alliage AlSi10. Les monocordons résultants ont été observés au microscope optique et sont présentés en Figure IV.5. La région dénudée est bien visible car le substrat non recouvert de poudre apparaît brillant. La largeur de cordon augmente logiquement avec la puissance, mais les zones de dénudation, quant à elles, évoluent peu, comme observé précédemment par TRAORE et al., 2021. Une légère oxydation (aspect brun) du métal à l'interface entre le substrat et le cordon est également observée.

La Figure IV.6 présente l'évolution de la vitesse moyenne des particules en fonction de leur rayon, pour ces différentes puissances laser. La vitesse des particules de l'ordre de quelques mètres par seconde est dans le cas présent bien inférieure à la vitesse limite de 7.5 m.s^{-1} définie précédemment, qui permet de suivre les éjectas et de déterminer les trajectoires. Les résultats semblent loin des vitesses maximales évoquées dans la littérature par LY et al., 2017, ce qui peut se justifier ici par la faible vitesse de déplacement (500 mm.s^{-1}).

IV.1. ÉTUDE PRÉLIMINAIRE DANS UN DOMAINE STABLE

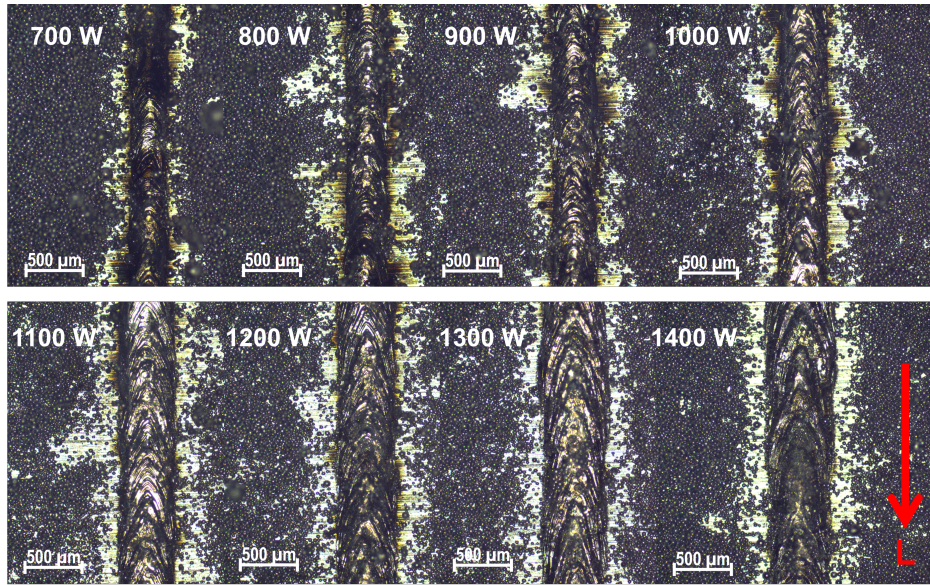


FIGURE IV.5 – Monocordons solidifiés d'AlSi10 réalisés dans les conditions suivantes : $d=150 \mu\text{m}$, $V=500 \text{ mm.s}^{-1}$, $e=120 \mu\text{m}$. La puissance varie de 700 à 1400 W tous les 100 W. La flèche rouge indique le sens de déplacement du laser par rapport au lit de poudre. Les clichés sont réalisés au microscope optique.

Par ailleurs, dans le cas des particules nocives ($r > 30 \mu\text{m}$), une augmentation quasi proportionnelle de la vitesse est remarquée lorsque la puissance augmente. Cet effet peut être corrélé à la vitesse de détente de la plume de vapeur, qui est également proportionnelle à l'intensité appliquée. Enfin, les plus grosses particules sont visiblement les plus lentes ici.

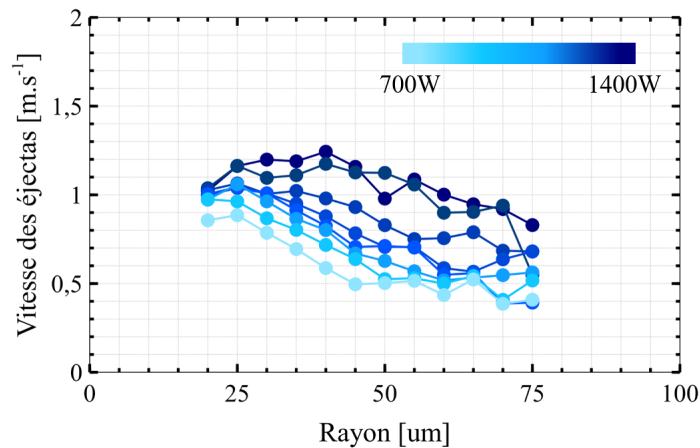


FIGURE IV.6 – Évolution de la vitesse des éjectas en fonction de leur rayon pour différentes puissances laser, pour l'AlSi10 dans les conditions suivantes : $d=150 \mu\text{m}$, $V=500 \text{ mm.s}^{-1}$, $e=120 \mu\text{m}$.

IV.1. ÉTUDE PRÉLIMINAIRE DANS UN DOMAINE STABLE

La Figure IV.7 représente, quant à elle, le nombre d'éjectas détectés et suivis au cours des essais, ramené par centimètre de cordon formé, pour ces différentes paramétries. Les écarts-types sont à nouveau relativement faibles, confirmant la reproductibilité des essais.

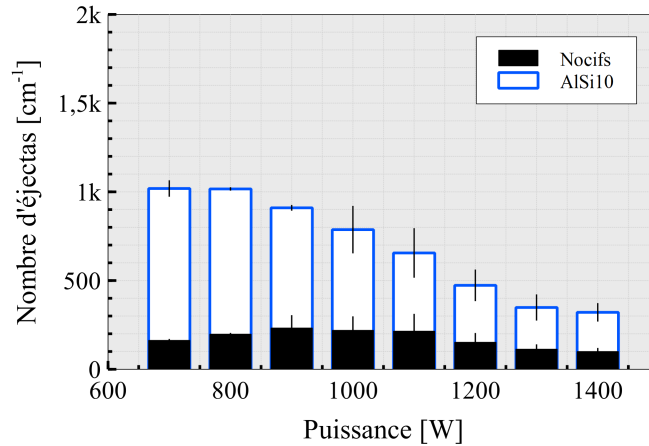


FIGURE IV.7 – Nombre d'éjectas émis par centimètre, en fonction de la puissance, pour l'AlSi10 dans les conditions suivantes : $d=150 \mu\text{m}$, $V=500 \text{ mm.s}^{-1}$, $e=120 \mu\text{m}$.

Une diminution progressive du nombre total d'éjectas émis apparaît à partir de 900 W. La tendance dégressive est moins marquée pour les éjectas nocifs, qui présentent une légère augmentation avec la puissance, avant d'amorcer une décroissance à partir de 1200 W. Celle-ci pourrait être liée à la direction de la plume de vapeur, qui est conditionnée par l'orientation du front avant. Cette hypothèse sera reprise dans la section IV.2 (p.125).

Ces effets de la puissance laser ont ensuite été comparés pour les quatre alliages de cette étude. Afin de diminuer le nombre d'essais, trois puissances intermédiaires ont été sélectionnées : 750, 1000 et 1250 W.

IV.1.3 Différences de comportement entre matériaux

La Figure IV.8 (a) illustre le nombre d'éjectas détectés et suivis au cours des essais, ramené par centimètre de cordon formé, pour les quatre nuances d'aluminium et pour trois puissances différentes (750, 1000, 1250 W). La représentation en volume en Figure IV.8 (b) indique à nouveau que les éjectas nocifs comptent pour près de la moitié de la matière éjectée.

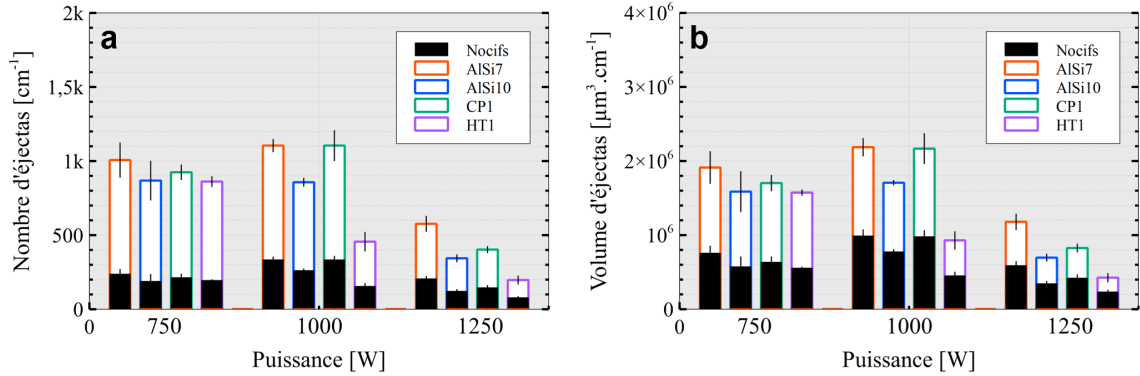


FIGURE IV.8 – Étude des éjectas exprimés (a) en nombre ; (b) en volume, par centimètre, en fonction de la puissance, pour les quatre nuances d'aluminium AlSi7, AlSi10, CP1 et HT1, dans les conditions suivantes : $d=150 \mu\text{m}$, $V=500 \text{ mm.s}^{-1}$, $e=120 \mu\text{m}$.

À première vue, de légères différences entre les quatre matériaux étudiés sont notées. Ces différences sont d'autant plus marquées pour les puissances supérieures à 750 W. AlSi7 est l'alliage qui génère globalement le plus de particules, suivi de CP1 et AlSi10. HT1, quant à lui, génère moitié moins d'éjectas que les autres alliages pour les deux plus fortes puissances. Les vitesses moyennes des éjectas pour chacun des alliages étant similaires d'après la Figure IV.9, ces différences de flux d'éjectas ne s'expliquent pas par un biais de détection.

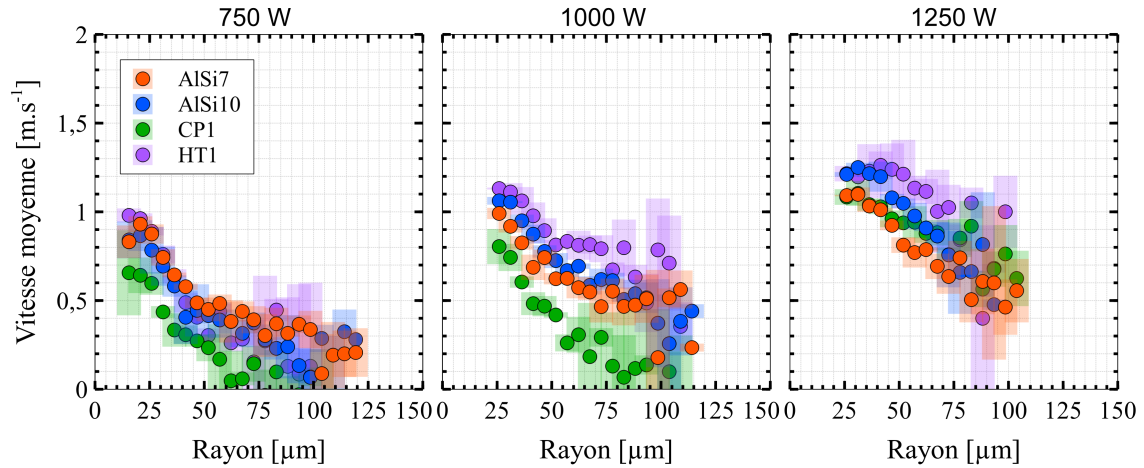


FIGURE IV.9 – Vitesse moyenne des éjectas, en fonction de leur rayon pour les quatre nuances d'aluminium AlSi7, AlSi10, CP1 et HT1, pour les trois puissances étudiées, dans les conditions suivantes : $d=150 \mu\text{m}$, $V=500 \text{ mm.s}^{-1}$, $e=120 \mu\text{m}$. L'incertitude est représentée en transparence.

Ces résultats rejoignent la tendance précédemment remarquée (à savoir une diminution du nombre de particules détectées au-delà d'une certaine puissance), bien que cette diminution n'intervienne qu'après 1000 W ici pour tous les alliages à l'exception d'HT1.

IV.1. ÉTUDE PRÉLIMINAIRE DANS UN DOMAINE STABLE

Pour compléter, la Figure IV.10 illustre la distribution en taille des éjectas pour les quatre alliages étudiés, et les compare aux distributions de poudres initiales précédemment décrites au Chapitre II. Une distribution quasi gaussienne de la taille des éjectas se dessine pour toutes les nuances. Comme traduit sur la figure précédente, il apparaît qu'une majorité en nombre de particules détectées est proche de la taille des particules de poudres initiales.

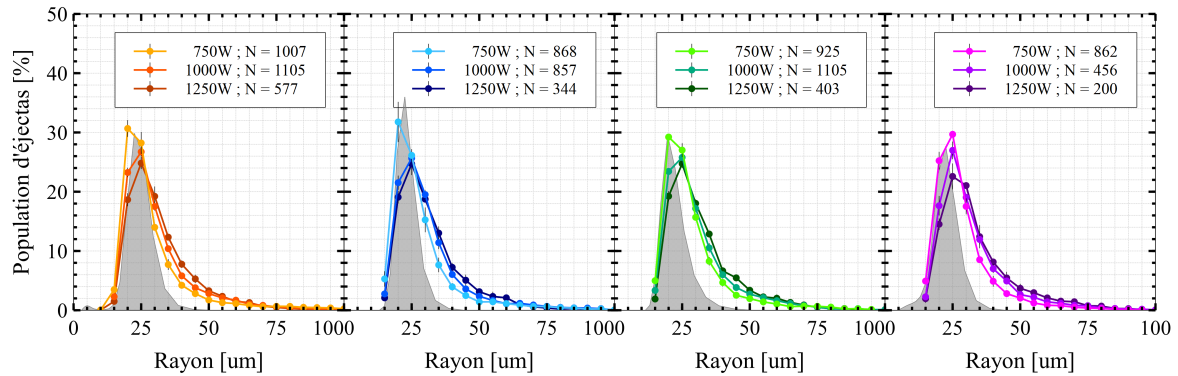


FIGURE IV.10 – Distribution de la population en taille des éjectas détectés et suivis pour les quatre nuances d'aluminium, pour des puissances différentes, dans les conditions suivantes : $d=150\ \mu\text{m}$, $V=500\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $e=120\ \mu\text{m}$. Les courbes grises représentent la granulométrie de la poudre initiale. N représente le nombre d'éjectas détectés et suivis par centimètre.

Enfin, une représentation supplémentaire en Figure IV.11 permet de voir plus en détail la répartition en taille des éjectas nocifs. Comme évoqué au Chapitre I, la nocivité des éjectas est proportionnelle à leur taille. Cette figure révèle que des éjectas supérieurs à $50\ \mu\text{m}$ de rayon sont émis dans toutes les conditions et pour tous les matériaux, avec une prédominance pour AISi7 et CP1.

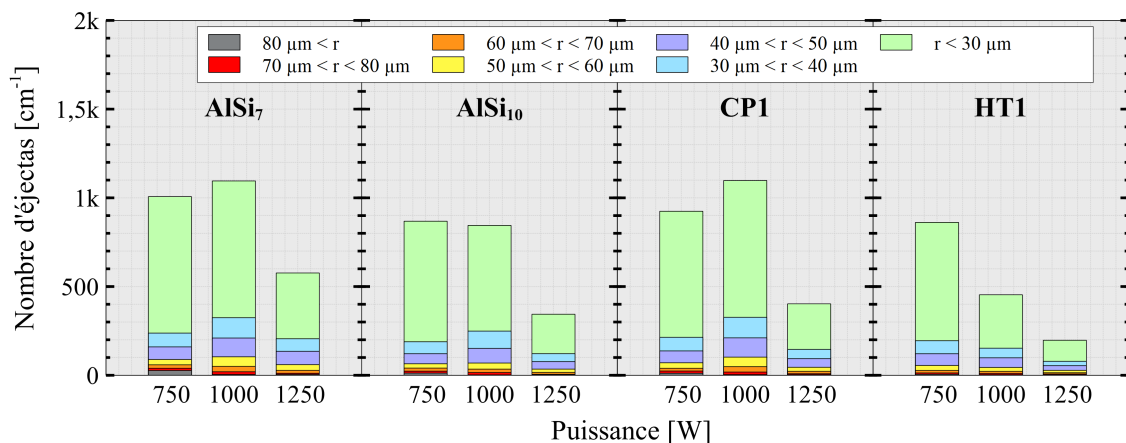


FIGURE IV.11 – Répartition en taille du nombre d'éjectas détectés et suivis par centimètre pour les quatre nuances d'aluminium, pour des puissances différentes, dans les conditions suivantes : $d=150\ \mu\text{m}$, $V=500\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $e=120\ \mu\text{m}$.

IV.1. ÉTUDE PRÉLIMINAIRE DANS UN DOMAINE STABLE

Parmi les différences remarquées entre les alliages, le fait que l'AlSi7 présente en moyenne 30% de plus d'éjectas émis au total que l'AlSi10 peut surprendre, tant ces nuances sont proches en composition. L'observation des images de l'interaction laser-matière en Figure IV.12 permet pourtant d'appuyer les résultats d'analyse statistique.

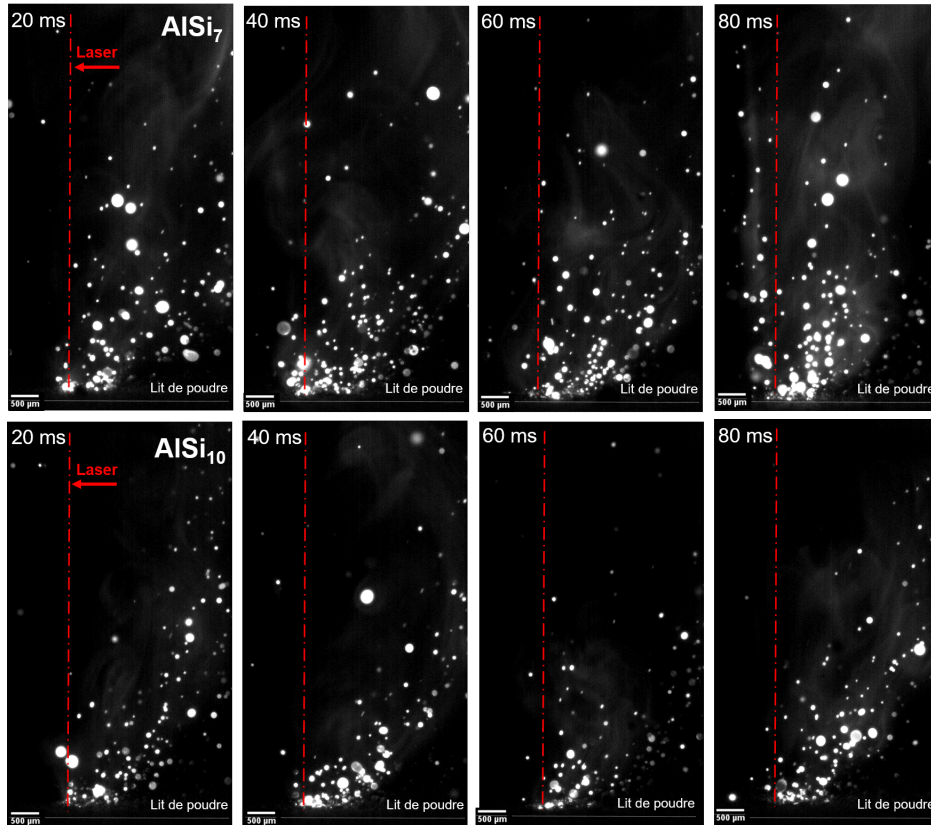


FIGURE IV.12 – Observations de l'interaction laser-matière (avec rehaussement de contraste) via le banc instrumenté du PIMM pour l'AlSi7 et l'AlSi10, à différents instants, dans les conditions suivantes : $d=150\ \mu\text{m}$, $e=120\ \mu\text{m}$, $V=500\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $P=750\ \text{W}$.

Ces images démontrent une quantité plus importante d'éjectas dans le cas de l'AlSi7 comparativement à l'AlSi10 à plusieurs temps d'interaction donnés avec le laser (20, 40, 60 et 80 ms).

D'après la Figure IV.11, cette différence s'applique principalement sur les éjectas de rayon $r < 30\ \mu\text{m}$, assimilables aux éjectas de Type 3. D'après les compositions chimiques des deux alliages de fonderie présentées au Chapitre II (p.55), l'alliage AlSi7 contient deux fois plus de magnésium que l'alliage AlSi10. Cela peut traduire une plume de vapeur plus intense pour l'AlSi7, qui pourrait expliquer la quantité plus importante d'éjectas de Type 3 émis et détectés par rapport à l'AlSi10. En revanche, la teneur en magnésium n'est pas suffisante pour expliquer les disparités observées avec les autres alliages d'aluminium dédiés à la FA.

Aucun effet discriminant de la longueur du bain liquide ou de la vitesse des particules selon les matériaux n'a par ailleurs été observé. Cependant, une différence d'un point de vue de l'angle privilégié d'éjection θ par rapport au laser est visible sur la Figure IV.13.

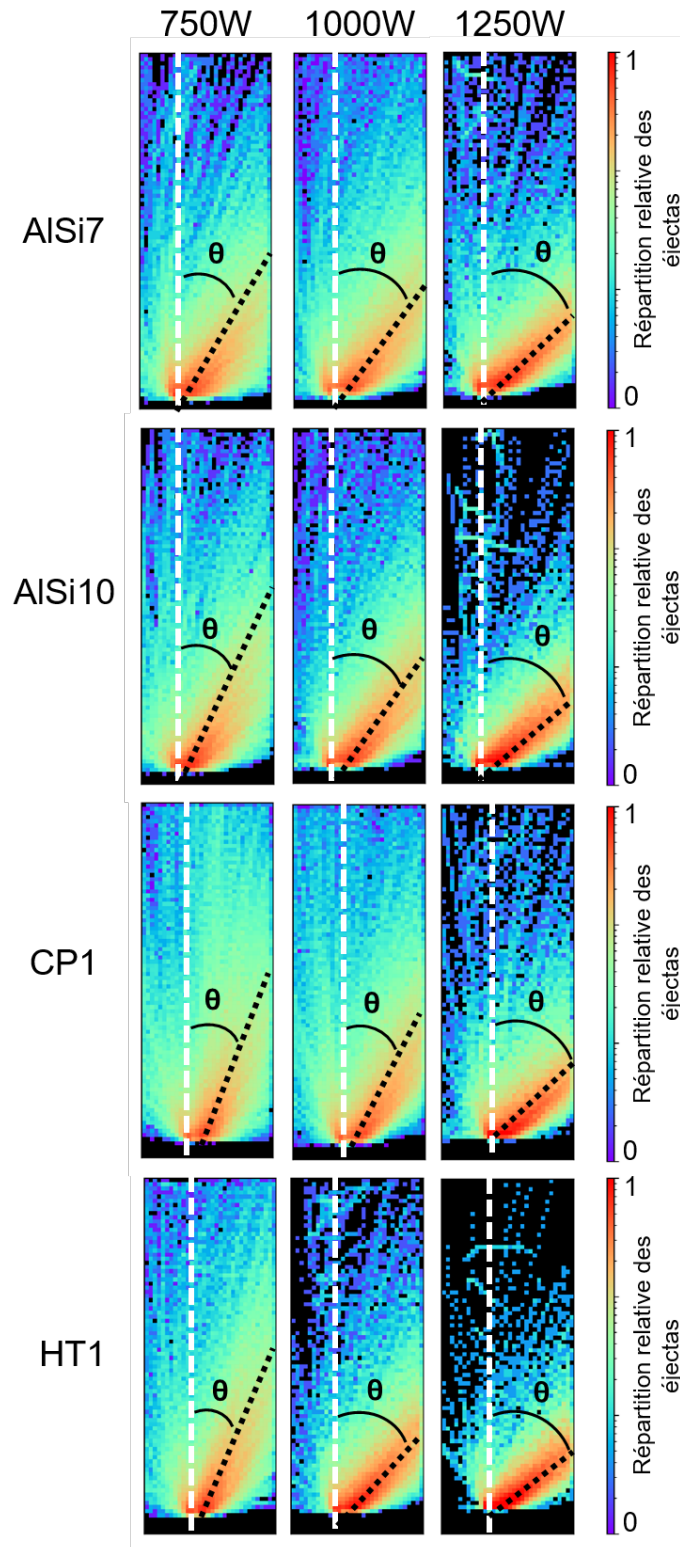


FIGURE IV.13 – Répartition relative des éjectas (non corrigée) au cours d'un essai pour les quatre matériaux étudiés, à différentes puissances, dans les conditions suivantes : $d=150 \mu\text{m}$, $e=120 \mu\text{m}$, $V=500 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$. θ représente l'angle d'éjection moyen des particules par rapport au laser fixe.

IV.1. ÉTUDE PRÉLIMINAIRE DANS UN DOMAINE STABLE

Cette figure représente la répartition relative des éjectas sur la totalité d'un essai. Elle est obtenue en découpant l'image en sections de 15×15 pixels, puis en comptant le nombre de particules traversant chacune des sections. Le déplacement de la table selon \vec{x} n'est pas corrigé sur cette représentation et les résultats sont normalisés.

Dans un premier temps, tous les matériaux présentent une inclinaison des éjectas par rapport au laser croissante avec la puissance. Cette observation sera corrélée en section IV.2.1.1 (p.126) avec la profondeur du bain en fonction de la puissance. Dans un second temps, de légères différences apparaissent entre les quatre nuances, comme indiqué dans la Figure IV.14. Elle illustre l'évolution de l'angle privilégié d'éjection θ (pour lequel la représentation relative des éjectas est la plus importante) et de l'angle moyen d'éjection $\bar{\theta}$ par rapport au laser, en fonction de la puissance. Les écarts-types sont une nouvelle fois négligeables et la différence entre les valeurs de θ et de $\bar{\theta}$ peut s'expliquer par la proportion de particules éjectées à l'avant du laser (avec un angle négatif), qui restent bien sûr minoritaires par rapport aux particules éjectées vers l'arrière du bain. Les résultats montrent que l'alliage CP1 est celui présentant le flux d'éjectas le plus vertical par rapport au laser. Cet angle θ minimal pour CP1 est d'ailleurs corrélé à la vitesse minimale en Figure IV.9 pour une puissance d'1 kW.

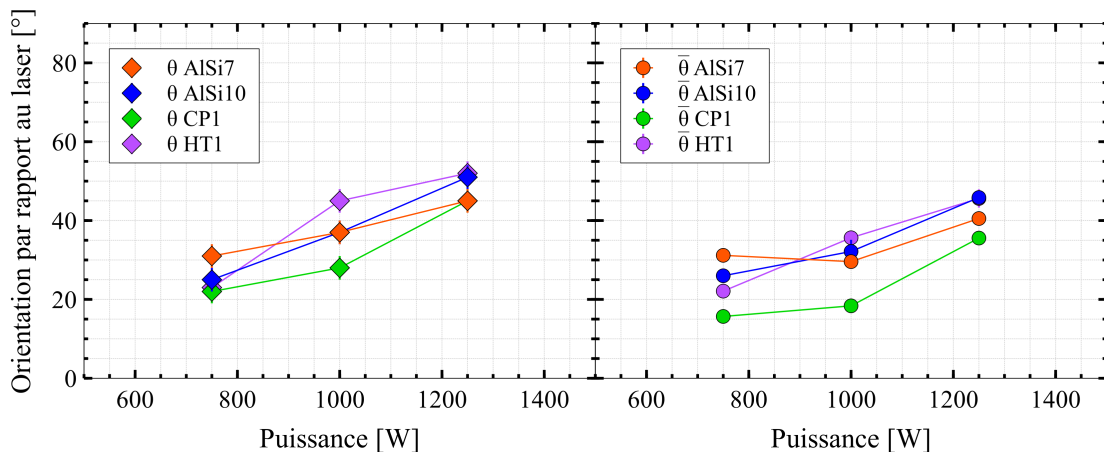


FIGURE IV.14 – Évolution de l'angle d'éjection (non corrigé) privilégié (θ) et moyen ($\bar{\theta}$) des particules par rapport au laser fixe, en fonction de la puissance, pour les quatre nuances étudiées, dans les conditions suivantes : $d=150 \mu\text{m}$, $e=120 \mu\text{m}$, $V=500 \text{ mm.s}^{-1}$.

Ces résultats mettent donc en évidence des différences de comportement d'un point de vue des éjections de matière entre les quatre matériaux étudiés. Néanmoins à ce stade, les différences de propriétés chimiques et physiques évoquées au Chapitre II (p.55) ne permettent pas d'expliquer tous les écarts de flux observés.

IV.1.4 Collecte et analyse des éjectas

Au cours de ces essais dans un domaine stable, les éjectas ont été collectés et analysés. D'après la Figure IV.15 (a), des éjectas sont discernables sur le lit de poudre à l'issue du passage du laser. Certains adhèrent au substrat ou au cordon solidifié et sont toujours présents une fois la poudre retirée comme illustré en Figure IV.15 (b).

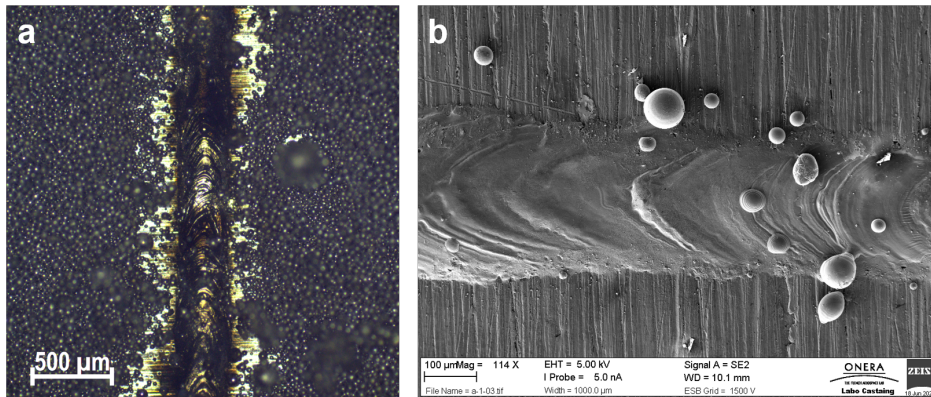


FIGURE IV.15 – Cordons d' (a) AlSi10 observé au microscope optique; (b) AlSi7 observé au MEB, réalisés dans les conditions suivantes : $d=150 \mu\text{m}$, $V=500 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $e=120 \mu\text{m}$, $P=750 \text{ W}$.

La poudre non lasée ainsi que les éjectas sont récupérés après plusieurs essais, et observés au MEB en Figure IV.16.

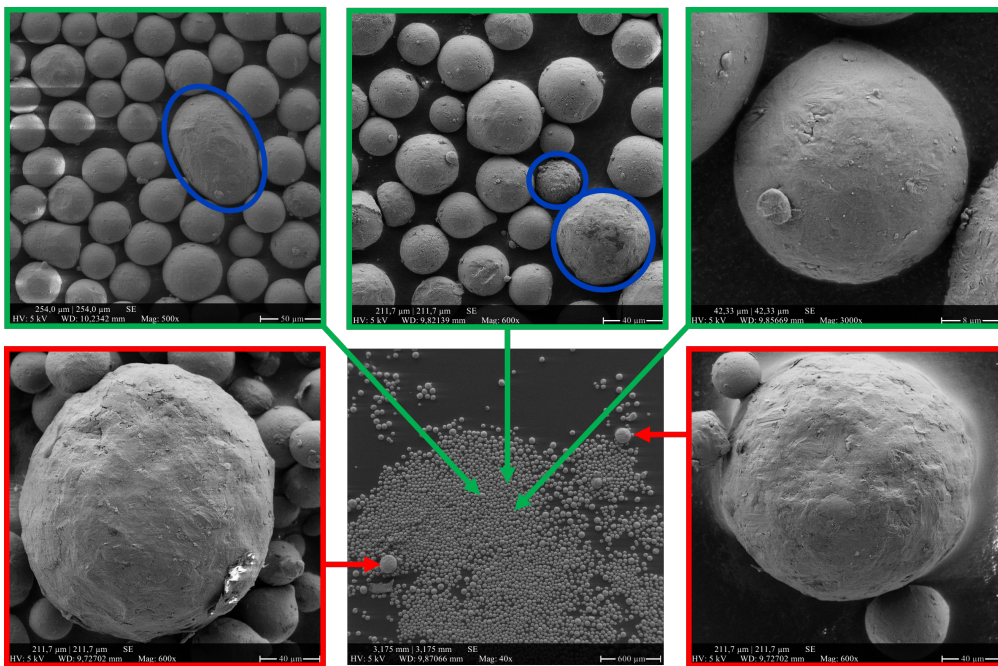


FIGURE IV.16 – Observations MEB de poudre non lasée et d'éjectas récupérés après plusieurs essais. Les éjectas de Type I et II (en rouge) se distinguent de la poudre par leur taille, tandis que les éjectas de Type 3 (en bleu) sont plus difficilement discernables de la poudre vierge (en vert). Ils présentent tous un aspect irrégulier par rapport à la poudre.

IV.1. ÉTUDE PRÉLIMINAIRE DANS UN DOMAINE STABLE

Certains éjectas se distinguent nettement des particules de poudre du fait de leur taille. Il s'agit dans cet exemple d'éjectas de Type I et de Type II (en rouge) tels que décrits au Chapitre I, c'est-à-dire de gros éjectas (environ 100 μm de rayon ici) globalement sphériques sur lesquels peuvent adhérer des particules de poudre. Dans l'ensemble plus ou moins homogène de poudre, il est plus difficile à première vue de dissocier les éjectas de Type 3 (en bleu) de la poudre vierge (en vert), car il n'y a pas de différence de taille significative. En revanche, ces éjectas ayant rencontré une source de chaleur via le laser ou la plume, ils présentent généralement un aspect plus irrégulier.

La Figure IV.17 présente la comparaison entre les analyses chimiques EDX réalisées sur un éjecta et sur de la poudre, où une légère augmentation de la teneur en oxygène est remarquée.

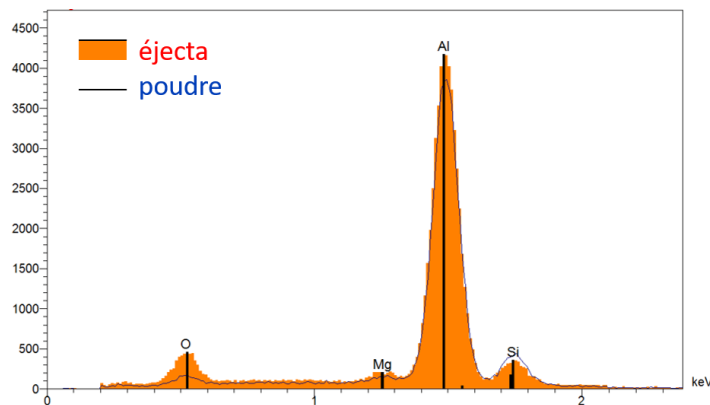


FIGURE IV.17 – Analyse chimique (EDX) sur un éjecta (en orange) et sur de la poudre.

La Figure IV.18 confirme que des éjectas supérieurs à 50 μm de rayon sont retrouvés sur le lit de poudre après les essais pour tous les matériaux, ce qui est en accord avec la Figure IV.11. Ces exemples des Types I, II et II sont ici observés ponctuellement dans chacun des cas et ne permettent pas d'établir des comparaisons entre les matériaux à ce stade.

IV.1. ÉTUDE PRÉLIMINAIRE DANS UN DOMAINE STABLE

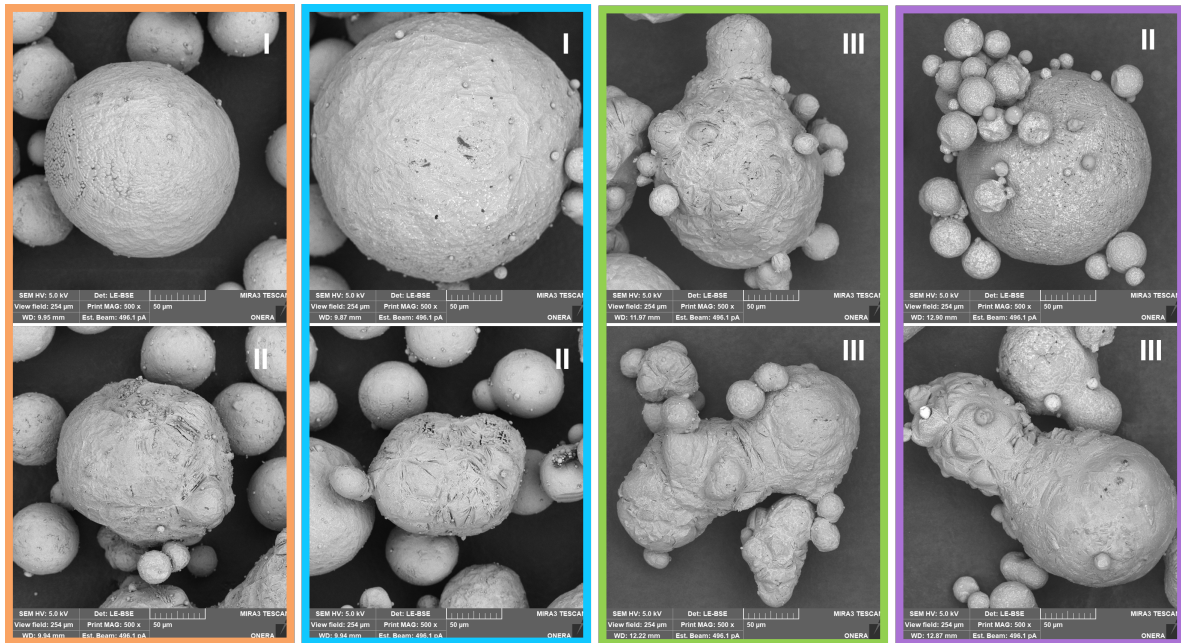


FIGURE IV.18 – Observations au MEB de gros éjectas ($r > 50 \mu\text{m}$) de Type I, II et III pour les quatre alliages d'aluminium : AlSi7 (orange), AlSi10 (bleu), CP1 (vert) et HT1 (violet).

Enfin, parmi les éjectas collectés, certains présentent des impuretés en surface comme l'indique la Figure IV.19, qui pourraient être des signes d'oxydation. Il est nécessaire de préciser que, dans ces travaux, la poudre non lasée n'est jamais réutilisée, et que chaque passage du laser se fait sur de la poudre "neuve".

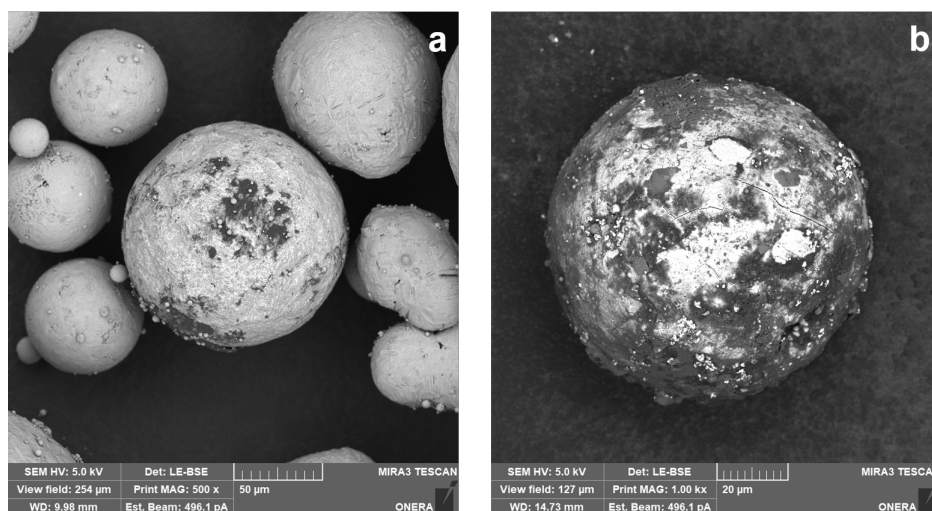


FIGURE IV.19 – Observations au MEB d'éjectas oxydés (a) d'AlSi10; (b) d'HT1.

IV.2. ÉTUDE ÉTENDUE

Ces différentes particules observées dans le cas de l'aluminium font écho aux particules observées par DELACROIX et al., 2022 dans le cas du 316L, qui sont illustrées en Figure IV.20. Les auteurs démontrent que ces particules limitent la recyclabilité de la poudre, même après tamisage.

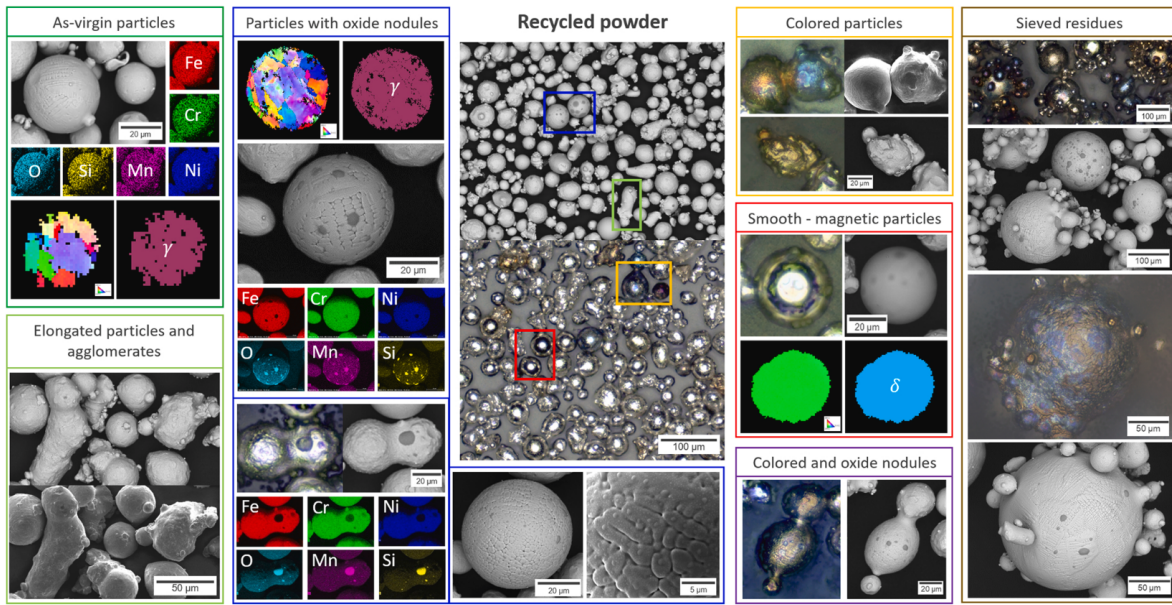


FIGURE IV.20 – Exemples de particules observées par DELACROIX et al., 2022 dans des poudres recyclées de 316L.

Ces observations préliminaires dans un domaine stable ont permis de mettre en évidence des différences de comportement entre les différents alliages d'aluminium, et de constater les effets de la puissance laser. Pour approfondir ces premiers résultats publiés (CHEBIL et al., 2021), un second plan d'expérience est réalisé. Il s'agit de faire varier le diamètre du faisceau laser, l'épaisseur de poudre et la vitesse. Pour limiter les essais, seuls deux alliages sont retenus ici : AlSi10 et CP1.

IV.2 Étude étendue

Ce second plan d'expérience a été réalisé avec le laser *top hat* avec les paramètres variables définis dans le Tableau IV.2. Deux tailles de spot laser, deux épaisseurs de couche de poudre et cinq vitesses de scan ont été testées. La puissance du laser était, pour sa part, variée dans une gamme de 400 à 6200 W selon les essais. Les substrats étaient en aluminium pur et chaque cordon formé mesurait 1 cm de long. Devant la forte répétabilité observée pour le premier plan d'expérience, cette fois-ci chaque essai était unique, en admettant une dispersion des résultats de 5% en moyenne.

TABLEAU IV.2 – Paramètres du plan d’expérience étendu.

Alliages	Substrats	d (μm)	e (μm)	V (mm.s^{-1})	P (W)
AlSi10, CP1	Alu pur	150, 200	60, 120	300, 500, 750, 1000 1500	400-6200

Des surfaces 2D (enchaînement de monocordons) d’environ 1 cm^2 ont également été réalisées avec les mêmes paramètres. Autrement dit, les mêmes cordons de 1 cm de long ont été répétés sur 1 cm . Tous les cordons ont été fusionnés en suivant le même sens de déplacement du laser (et non en aller-retour). Afin de maintenir un recouvrement constant de 50%, l’écart vecteur h pour chaque essai a été défini en fonction de la largeur de cordon mesurée sur les essais 1D. Ainsi, h était égal à la moitié de la largeur l du cordon.

L’objectif de cette section est d’établir la corrélation entre les flux d’éjectas et les régimes de stabilité. Les résultats ci-dessous sont comparés pour les alliages AlSi10 et CP1.

IV.2.1 Identification des régimes en L-PBF

Il s’agit tout d’abord de venir observer pour chaque jeu de paramètres de ce plan d’expérience le domaine dans lequel se trouve le bain liquide, afin de cartographier la stabilité du procédé. Pour cela, les échantillons 1D et 2D issus de cette seconde campagne d’essais ont été analysés selon la méthode détaillée dans la section II.4.1 (p.76). Avant cela, la morphologie des cordons et notamment les rapports d’aspect sont présentés pour chacun des paramètres appliqués.

IV.2.1.1 Caractérisation morphologique des cordons

Les dimensions des cordons sont mesurées d’après la méthode décrite au Chapitre II (p.78). La Figure IV.21 présente le rapport d’aspect en fonction de la densité d’énergie volumique. Le RA_L est calculé d’après l’équation (I.7) (p.13) et la VED à partir de l’équation (I.4) (p.11). Une relation linéaire est clairement observée, ce qui est en accord avec la littérature (GUNENTHIRAM et al., 2018). Aucune différence significative n’est visible entre les matériaux. De plus, les RA_L en 1D et en 2D sont équivalents. Pour $d=150\ \mu\text{m}$, la pente de la courbe est moins importante et la frontière entre les régimes de conduction et de capillaire, établie théoriquement pour $RA_L=1$, montre une transition plus tardive que pour $d=200\ \mu\text{m}$ ($90\ \text{J.mm}^{-3}$ contre $70\ \text{J.mm}^{-3}$). La Figure IV.22 exprime les mêmes données cette fois-ci en fonction de la puissance appliquée, et en distinguant les vitesses de scan. Sans surprise, les rapports d’aspect les plus importants sont obtenus à forte puissance et faible vitesse.

IV.2. ÉTUDE ÉTENDUE

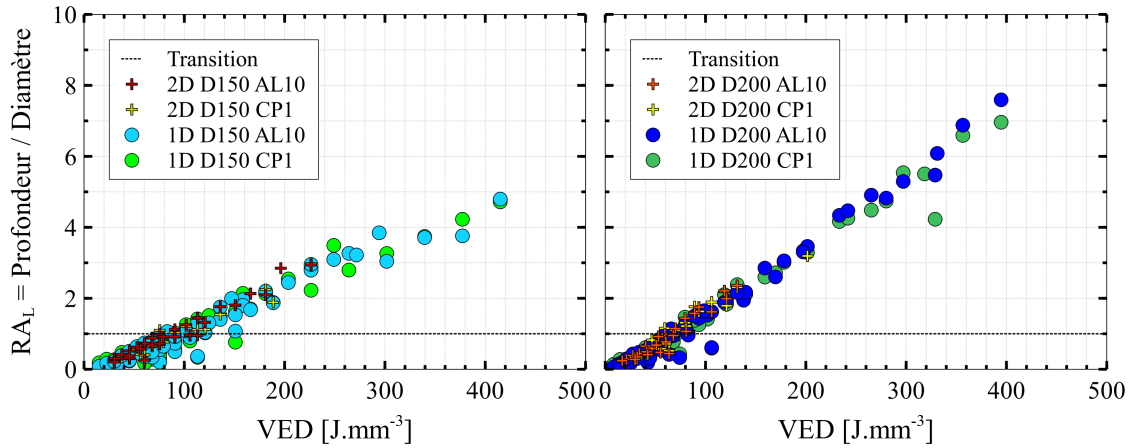


FIGURE IV.21 – Rapport de la profondeur sur le diamètre (RA_L) en fonction de la VED, pour AlSi10 et CP1, d’après les monocordons (1D) et les surfaces (2D) à $d=150 \mu m$ et $d=200 \mu m$.

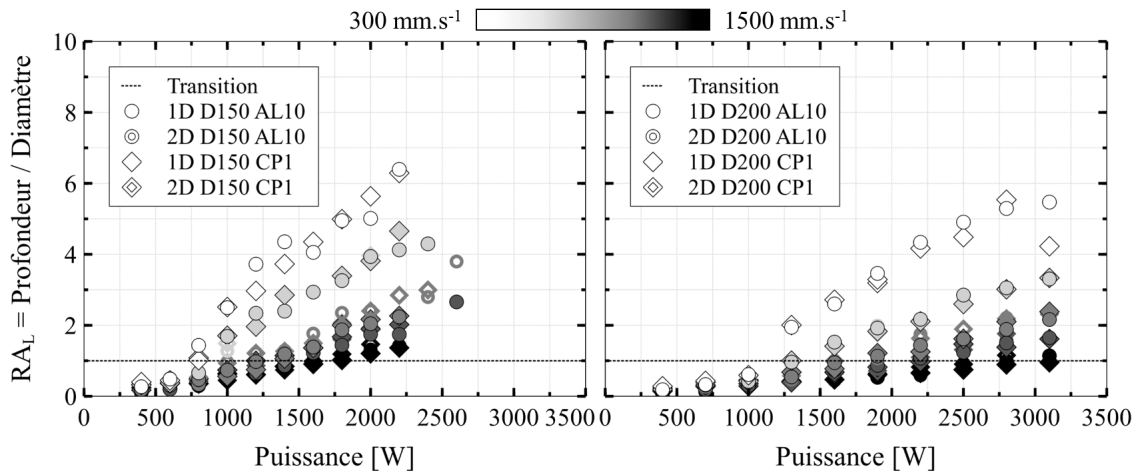


FIGURE IV.22 – Rapport de la profondeur sur le diamètre (RA_L) en fonction de la puissance pour différentes vitesses de scan, pour AlSi10 et CP1, d’après les monocordons (1D) et les surfaces (2D) à $d=150 \mu m$ et $d=200 \mu m$.

D’après le RA_L , une partie des échantillons est donc théoriquement en régime de capillaire ($RA_L > 1$). Néanmoins, dans le cas de l’aluminium, la diffusion thermique est importante au sein du matériau et implique une forte croissance de la largeur des cordons avec l’énergie apportée, comme illustré en Figure IV.23.

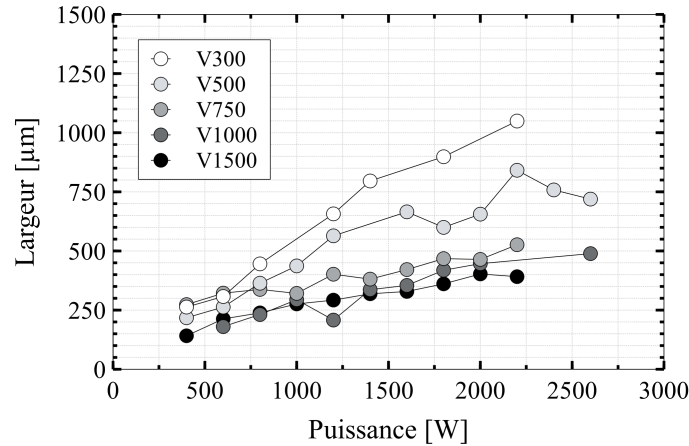


FIGURE IV.23 – Largueur mesurée des monocordons en fonction de la puissance, à différentes vitesses, pour l’AlSi10 dans les conditions suivantes : $d=150 \mu\text{m}$, $e=60 \mu\text{m}$.

Il est donc utile de s’intéresser également au rapport RA_C entre la profondeur et la largeur des cordons, défini en équation (II.5) et présenté en Figure IV.24 en fonction de la VED. Avec cette représentation, l’ensemble des points de mesure tend vers 1. Aucun cordon ne présente d’aspect de type ”trou de serrure” très marqué tel que présenté dans le Chapitre I. Encore une fois, les deux alliages présentent de fortes similitudes. La Figure IV.25 présente les mêmes données en fonction de la puissance, pour différentes vitesses.

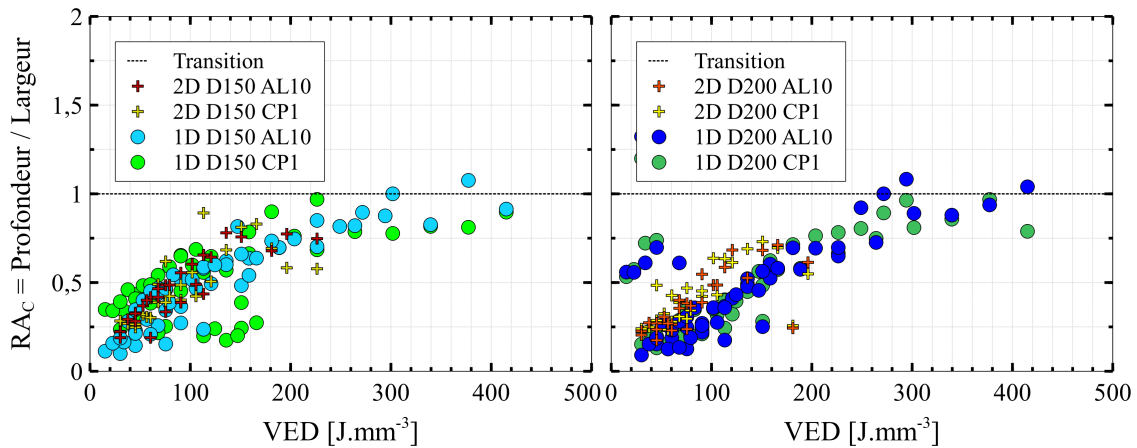


FIGURE IV.24 – Rapport de la profondeur sur la largeur (RA_C) en fonction de la VED pour AlSi10 et CP1, d’après les monocordons (1D) et les surfaces (2D) à $d=150 \mu\text{m}$ et $d=200 \mu\text{m}$.

La morphologie des cordons sera reprise plus loin dans ce chapitre, afin d’être corrélée à l’orientation du front avant dans le cadre de l’étude des éjectas. Il s’agit à présent de déterminer les zones de stabilité du procédé.

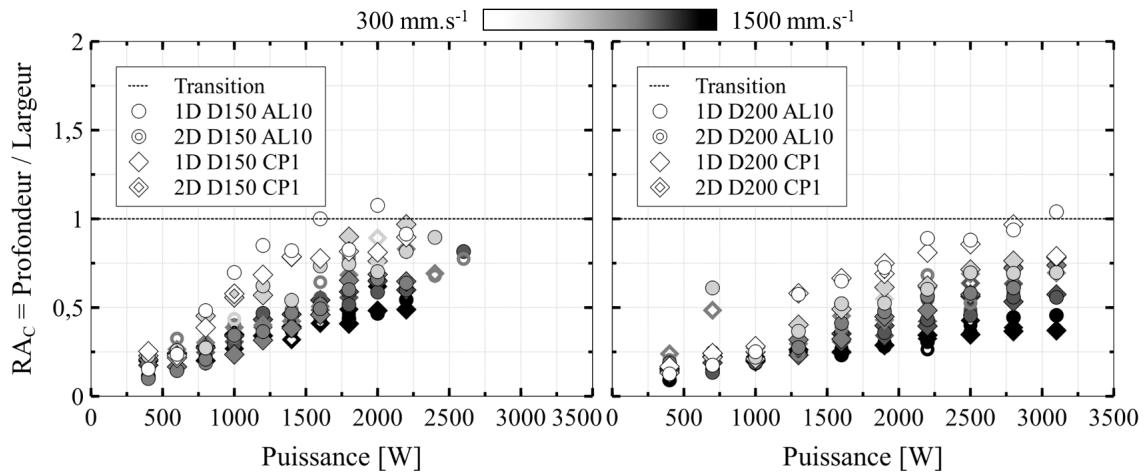


FIGURE IV.25 – Rapport de la profondeur sur la largeur (RA_C) en fonction de la puissance pour différentes vitesses de scan, pour AlSi10 et CP1, d’après les monocordons (1D) et les surfaces (2D) à $d=150\ \mu\text{m}$ et $d=200\ \mu\text{m}$.

IV.2.1.2 Étude des cartographies en monocordons (1D)

Les Figures IV.26 et IV.27 présentent les cartographies établies pour l’AlSi10 et CP1 à partir des échantillons 1D, en fonction de la puissance et de la vitesse de déplacement du faisceau. Chaque point correspond à un essai. Une couleur a été attribuée à chacun des points. Puis, par extrapolation, des zones de stabilité ont été tracées. Le code couleur est défini comme suit :

- Vert : stable, l’échantillon présente un aspect uniforme et régulier.
- Bleu : *balling*, l’échantillon présente un manque de fusion et une sphéroïdisation du métal.
- Rouge : *humping*, l’échantillon présente des creux et des bosses périodiques.
- Orange : *pre-humping*, l’échantillon présente un début d’irrégularité type creux-bosses mais non régulier.
- Gris : autre, l’échantillon ne correspond à aucun des critères ci-dessus.

Dans un premier temps, pour les vitesses de déplacement du laser inférieures ou égales à $500\ \text{mm.s}^{-1}$, les monocordons apparaissent stables (en vert) pour chacun des essais à l’exception de trois points à faible puissance (400 et 600 W) pour l’AlSi10 à $d=150\ \mu\text{m}$. Dans un second temps, des différences sont remarquées pour les vitesses plus élevées, avec l’apparition de zones instables de *pre-humping* et de *humping*. Pour les vitesses supérieures ou égales à $1000\ \text{mm.s}^{-1}$, ces instabilités se manifestent au-delà d’une puissance seuil d’environ 1000 W pour chacune des tailles de spot et des matériaux. D’après le Chapitre I, ce résultat est cohérent car le *humping* se manifeste dans les cas des fortes vitesses et des fortes intensités laser.

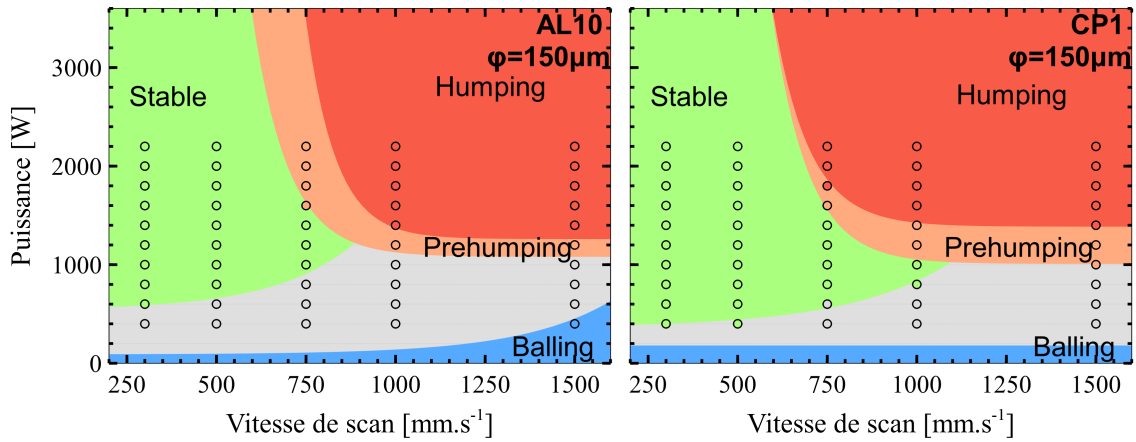


FIGURE IV.26 – Cartographie du procédé en fonction de la puissance et de la vitesse de déplacement du laser pour l’AlSi10 et CP1, en monocordon (1D) dans les conditions suivantes : $d=150\ \mu\text{m}$, $e=60\ \mu\text{m}$.

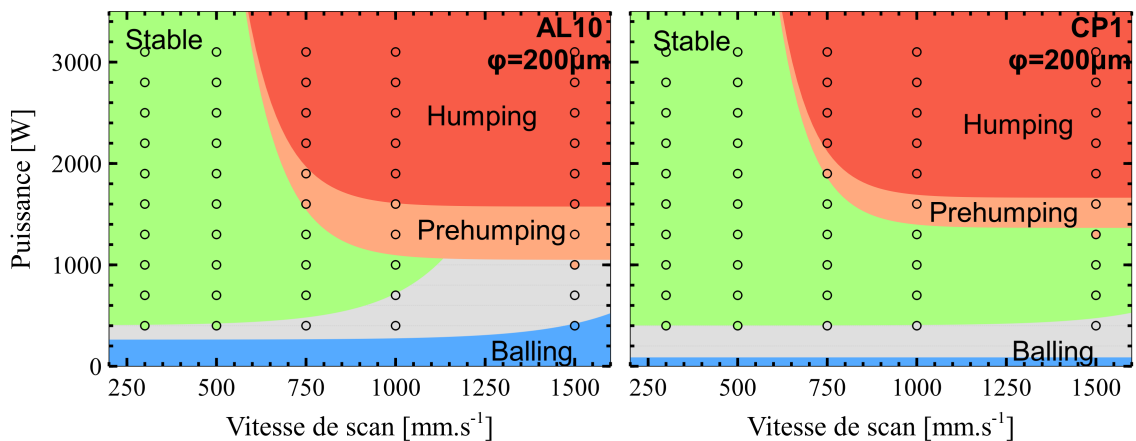


FIGURE IV.27 – Cartographie du procédé en fonction de la puissance et de la vitesse de déplacement du laser pour l’AlSi10 et CP1, en monocordon (1D) dans les conditions suivantes : $d=200\ \mu\text{m}$, $e=60\ \mu\text{m}$.

Ces cartographies des régimes hydrodynamiques en fonction de la paramétrie peuvent être mises en parallèle avec les travaux de FABBRO, 2010, en Figure IV.28. Ce dernier distinguait différents régimes en soudage laser, notamment en fonction de leur rapport d’aspect RA_L , d’après la relation schématisée en Figure IV.29. Il est cependant nécessaire de préciser que la morphologie des cordons peut différer selon les matériaux étudiés (acier 304 pour FABBRO, 2010).

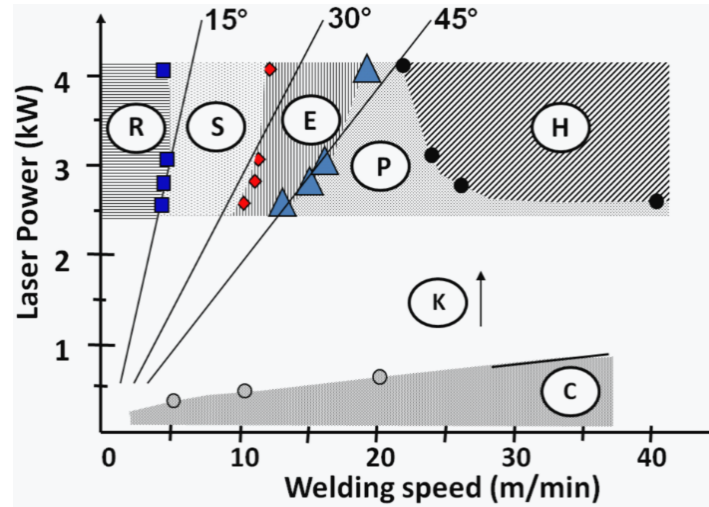


FIGURE IV.28 – Localisation des cinq régimes de stabilité (R : Rosenthal, S : Onde simple, E : *keyhole* allongé, P : Pre-*humping*, H : *Humping*) et des deux régimes de fusion (K : *keyhole* ou capillaire et C : Conduction) en soudage, en fonction de la puissance du laser et de la vitesse de scan, en monocordon avec $d=450 \mu\text{m}$, pour l'acier 304. L'angle du front avant est également indiqué (FABBRO, 2010).

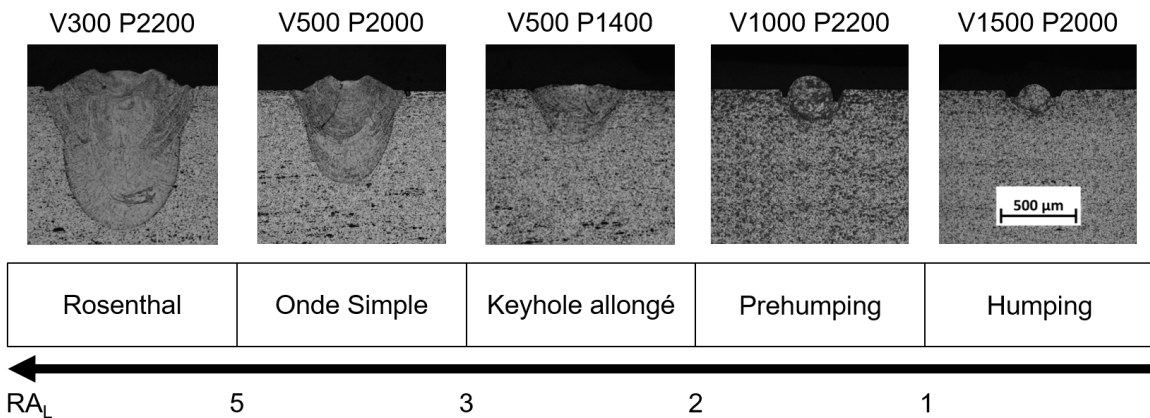


FIGURE IV.29 – Relation entre les régimes de stabilité en soudage et les rapports d'aspect RA_L . Les illustrations correspondent à l'AlSi10 avec $d=150 \mu\text{m}$.

En corrélant les cartographies ci-dessus pour l'AlSi10 et CP1 aux RA_L présentés en Figure IV.22 en fonction de la puissance et de la vitesse, il est possible de nuancer la zone stable pour $V \leq 500 \text{ mm.s}^{-1}$ par les trois régimes suivants : Rosenthal, onde simple et *keyhole* allongé. Si la notion de rapport d'aspect par rapport au diamètre du faisceau laser RA_L est *a priori* pertinente pour dissocier les différents régimes dans un cas stable, elle n'est pas pour autant adaptée aux vitesses plus élevées ($\geq 1000 \text{ mm.s}^{-1}$) dans ces travaux sur aluminium. En effet, un certain nombre de points cartographiés dans le domaine de *humping* présentent sur la Figure IV.22 un rapport d'aspect RA_L bien supérieur à 1.

IV.2. ÉTUDE ÉTENDUE

Pour rappel, le régime de *humping* résulte des vitesses d'écoulement du liquide qui conduisent à un décollement de la couche liquide des parois du cordon ; le liquide est alors livré à lui-même pendant la solidification et celui-ci se met en boule périodiquement par l'effet des tensions des tensions de surface et de la solidification. Cette configuration n'est accessible que pour des formes de cordon présentant des proportions de surface libre de l'ordre de 30 à 60%, c'est-à-dire présentant des RA_C proches de 1. Il est alors plus pertinent de considérer non pas le rapport RA_L mais le rapport RA_C pour identifier les régimes au-delà des domaines stables. Il traduit mieux la notion de seuil d'instabilité associé à un rapport dimensionnel du cordon, en particulier dans le cas des aluminiums pour lesquels une forte conduction induit des largeurs de cordons importantes.

Par ailleurs, ces cartographies 1D illustrent des zones de stabilité plus étendues pour $d=200\ \mu\text{m}$ que pour $d=150\ \mu\text{m}$. Pour l'AlSi10, des points stables sont en effet remarquables à $1000\ \text{mm.s}^{-1}$ (contre $750\ \text{mm.s}^{-1}$ au maximum à $d=150\ \mu\text{m}$). Pour CP1, les points stables sont étendus jusqu'à $1500\ \text{mm.s}^{-1}$. En outre, le phénomène de *humping* s'amorce pour des puissances plus élevées à $d=200\ \mu\text{m}$, d'environ $200\ \text{W}$. Ces résultats sont en accord avec l'effet stabilisateur de la taille de spot laser évoqué par SOW et al., 2020 en section I.2.3.3. Ils peuvent s'expliquer par la différence d'intensité (définie en équation I.1, p.10) à isopuissance entre les deux diamètres de spot laser. Pour $d=200\ \mu\text{m}$, l'intensité moindre induit une plume de vapeur moins intense, ce qui limite la pression de recul résultante. Ainsi, la déstabilisation du bain liquide et sa mise en vitesse sont moins importantes, repoussant le seuil de formation du *humping*. Cet effet est visible sur les échantillons présentés en Figure IV.30, où la zone d'arrêt du laser en extrémité de cordon illustre une profondeur plus importante sur les échantillons réalisés à $d=150\ \mu\text{m}$. Ces résultats sont confirmés par l'analyse métallographique des cordons en coupe.

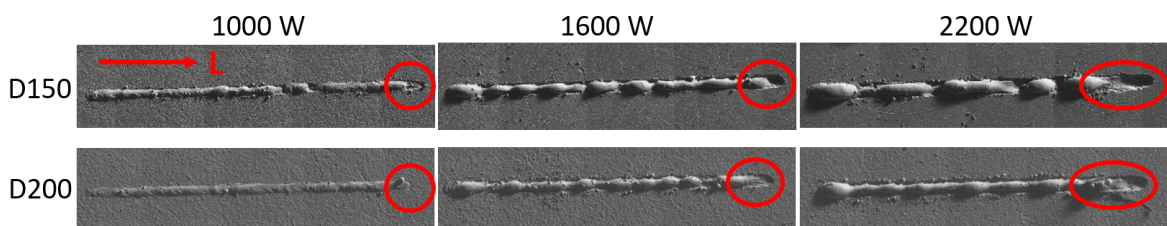


FIGURE IV.30 – Cordons d'AlSi10 d'1 cm de long, réalisés à $V=1000\ \text{mm.s}^{-1}$ pour $d=150\ \mu\text{m}$ et $d=200\ \mu\text{m}$, en fonction de différentes puissances. Le sens de déplacement du laser est indiqué en rouge.

Concernant les différences entre matériaux, l'alliage CP1 démontre un comportement stable sur une plage de paramétrie plus importante que l'alliage AlSi10, pour les deux tailles de spot laser. Il est plus stable à plus grande vitesse, mais également à plus faible puissance pour $d=150\ \mu\text{m}$. Le phénomène de *pre-humping* apparaît aussi plus tard pour CP1 à $d=200\ \mu\text{m}$. De plus, le phénomène de *balling* n'est pas observé avec CP1 sur la plage de paramétrie étudiée pour $e=60\ \mu\text{m}$, contrairement à l'AlSi10 qui en présente à $V=1500\ \text{mm.s}^{-1}$ à faible puissance. Ces résultats ne s'expliquent pas à première vue par un effet de la pression de recul induite

IV.2. ÉTUDE ÉTENDUE

par la plume de vapeur, car les Figures IV.22 et IV.25 mettent en évidence des morphologies de cordon similaires pour les deux alliages. En revanche, C. TANG et al., 2020 montrent l'effet des tensions de surface et de la viscosité du métal liquide sur la formation du *humping*, qui pourraient expliquer ces différences de stabilité entre alliages. En particulier, la viscosité joue sur le ralentissement du métal liquide et limite la formation du *humping*, tandis que les fortes tensions de surface stabilisent le bain. Ces deux grandeurs physiques n'ont pas pu être évaluées dans le cadre de ces travaux. Néanmoins, leurs caractérisations pourraient permettre d'éclaircir ces observations.

Pour le reste, l'existence d'une zone grise sur chacun des graphiques traduit un domaine instable non identifié. Pour $d=150\ \mu\text{m}$, aucune configuration acceptable en 1D n'apparaît au-delà de $V=1000\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$ pour l'AlSi10 et $V=1500\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$ pour CP1.

Enfin, des essais avec une épaisseur de couche de poudre $e=120\ \mu\text{m}$ ont également été réalisés. La comparaison de la Figure IV.31 avec la Figure IV.26 illustre globalement une déstabilisation des bains avec l'augmentation de l'épaisseur. Davantage de points sont en régime de *balling* et les zones grises sont plus étendues pour les deux alliages. Ces résultats sont en accord avec la description de ce phénomène faite en section I.2.2.1 (p.15, et peuvent s'expliquer par un manque de fusion. De plus, le phénomène de *humping* se manifeste légèrement plus tôt pour cette couche de poudre plus épaisse. N'ayant pas constaté de variation de profondeur, ce second phénomène peut être corrélé à l'augmentation du volume du bain liquide, qui induit une plus grande surface libre. Ces résultats sont généralisables aux deux tailles de spot laser et mettent en évidence le fait qu'une plus grande quantité de poudre sous le passage du laser a un effet déstabilisant sur l'hydrodynamique du bain.

Si l'étude de la stabilité est plus simple expérimentalement sur monocordon, et permet d'obtenir des informations pertinentes sur l'interaction laser-matière (AVERSA et al., 2018), il est néanmoins utile de considérer l'aspect 2D à des fins de transposabilité.

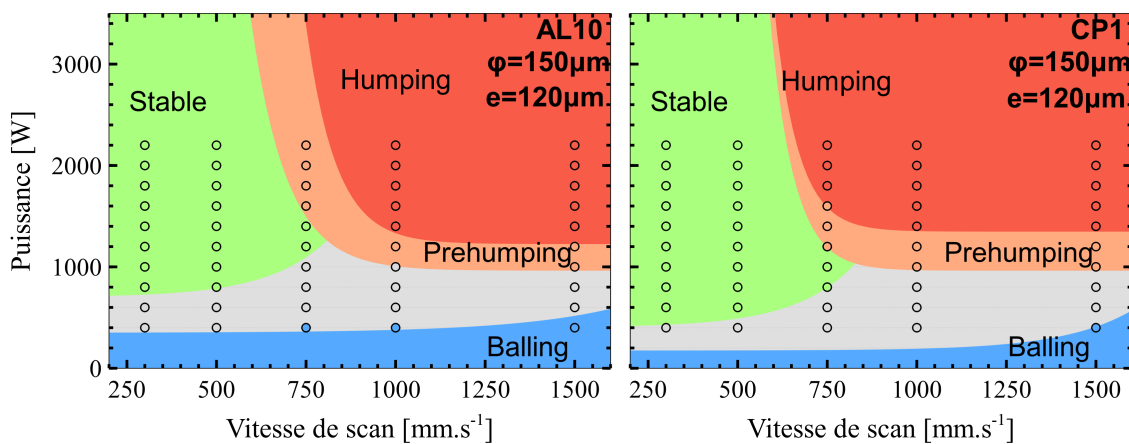


FIGURE IV.31 – Cartographie du procédé en fonction de la puissance et de la vitesse de déplacement du laser pour l'AlSi10 et CP1, en monocordon (1D) dans les conditions suivantes : $d=150\ \mu\text{m}$, $e=120\ \mu\text{m}$.

IV.2.1.3 Étude des cartographies en multicordons (2D)

Avec un code couleur identique, les Figures IV.32 et IV.33 présentent les cartographies établies pour l'AlSi10 et CP1 à partir des échantillons 2D, en fonction de l'intensité laser et de la vitesse de déplacement du faisceau. Les courbes en pointillés rappellent les frontières de zones établies en 1D.

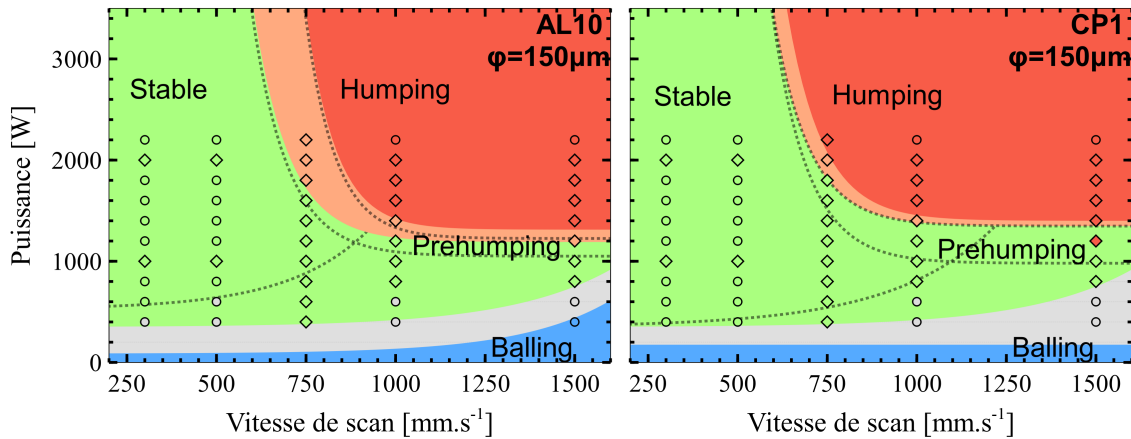


FIGURE IV.32 – Cartographie du procédé en fonction de la puissance et de la vitesse de déplacement du laser pour l'AlSi10 et CP1, dans le cas d'une surface (2D) dans les conditions suivantes : $d=150 \mu\text{m}$, $e=60 \mu\text{m}$. Les marqueurs circulaires rappellent les données 1D tandis que les marqueurs en losange représentent les données 2D.

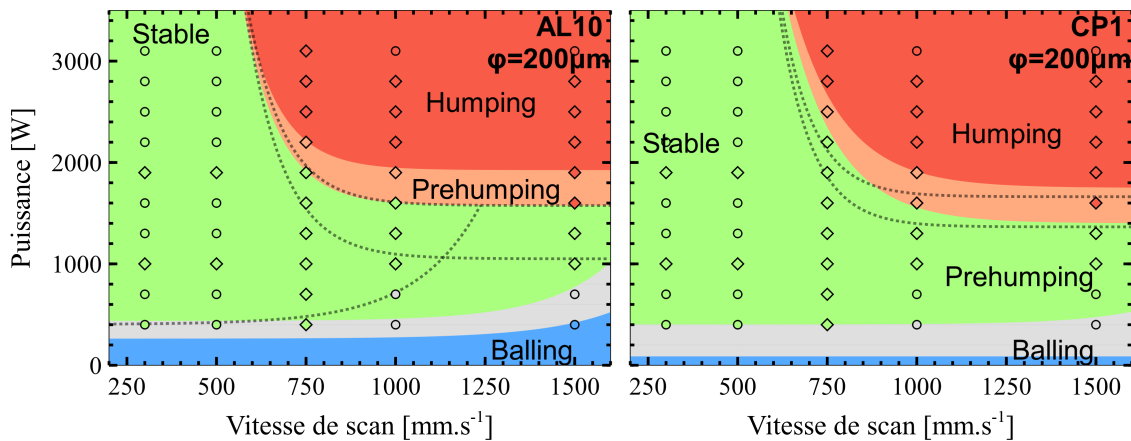


FIGURE IV.33 – Cartographie du procédé en fonction de la puissance et de la vitesse de déplacement du laser pour l'AlSi10 et CP1, dans le cas d'une surface (2D) dans les conditions suivantes : $d=200 \mu\text{m}$, $e=60 \mu\text{m}$. Les marqueurs circulaires rappellent les données 1D tandis que les marqueurs en losange représentent les données 2D.

L'enchaînement de cordons pour former une surface stabilise le bain de fusion, avec une zone grise quasiment estompée. Les différences entre les alliages s'atténuent également. Par ailleurs, les instabilités de type *humping* et *pre-humping* se manifestent pour des puissances supérieures de 200 à 400 W par rapport aux cartographies 1D.

IV.2. ÉTUDE ÉTENDUE

D'une part, l'effet de la poudre peut expliquer en partie cette stabilisation, comme illustré en bleu sur la Figure IV.34 vue de dessus. En effet, une quantité deux fois moins importante de poudre est présente sous le passage du laser après le premier cordon. Le phénomène de dénudation décrit au Chapitre I accentue d'autant plus cette absence de matière. D'autre part, la diminution de la surface libre du liquide lors de l'enchaînement des cordons peut également justifier une meilleure stabilité du bain. Illustrée en rouge sur la Figure IV.34 vue en coupe, elle correspond à la surface du bain liquide livrée à elle-même et donc susceptible d'être déstabilisée. Or, dès le deuxième cordon, l'isotherme de fusion repose sur le précédent cordon solidifié, dont la bosse constitue un point d'accroche supplémentaire au liquide par rapport au premier cordon.

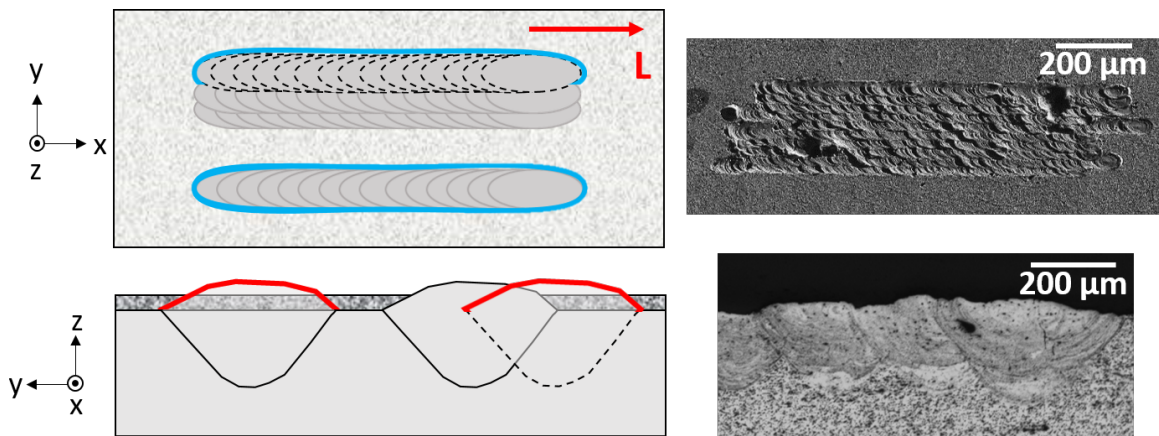


FIGURE IV.34 – Schéma d'un cordon unique et d'un enchaînement de cordons, vue en coupe et vue de dessus. Les clichés associés représentent une surface d'AlSi10 réalisée dans les conditions suivantes : $d=150\ \mu\text{m}$, $e=60\ \mu\text{m}$, $V=500\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $P=1000\ \text{W}$.

Pour le reste, les régimes hydrodynamiques ne sont pas fortement modifiés dans le cas 2D. Par exemple, aucun *humping* n'est remarqué pour l'AlSi10 à $V=750\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$, tout comme en 1D.

Une fois ces cartographies établies, il s'agit d'étudier la dynamique des éjections de matière pour chacun des points d'essais, grâce au système développé au Chapitre III.

IV.2.2 Quantification du flux d'éjectas en monocordon (1D)

Les Figures IV.35 et IV.36 présentent le nombre d'éjectas détectés et suivis au cours des essais, ramené par centimètre de cordon formé, pour les diamètres de spot $d=150\ \mu\text{m}$ et $d=200\ \mu\text{m}$, pour les alliages AlSi10 et CP1.

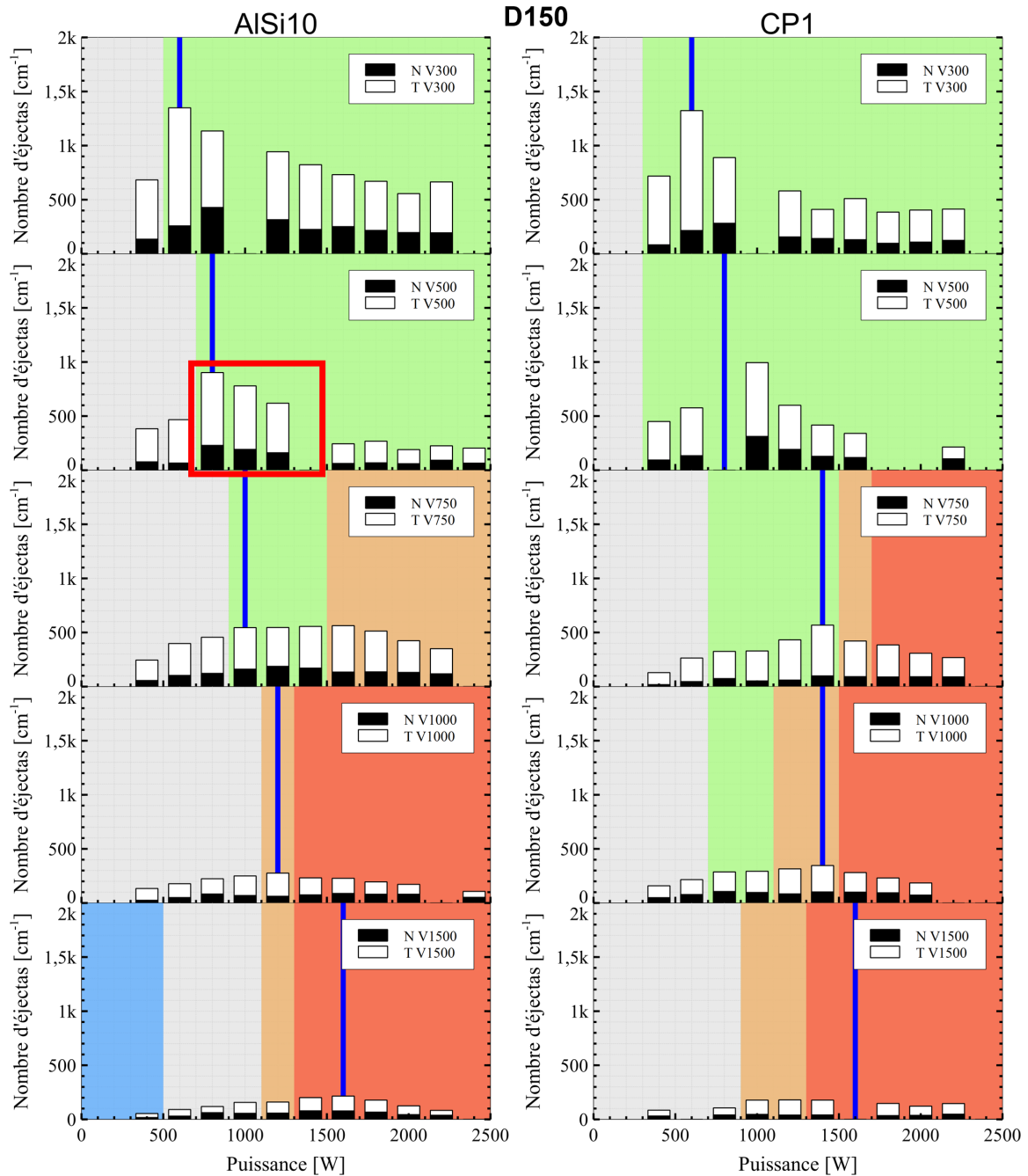


FIGURE IV.35 – Nombre d'éjectas émis par centimètre, pour AISi10 et CP1, avec un spot laser de $d=150 \mu\text{m}$ et une épaisseur $e=60 \mu\text{m}$. Les vitesses sont croissantes de haut en bas ($v_1=300 \text{ mm.s}^{-1}$, $v_2=500 \text{ mm.s}^{-1}$, $v_3=750 \text{ mm.s}^{-1}$, $v_4=1000 \text{ mm.s}^{-1}$, $v_5=1500 \text{ mm.s}^{-1}$) et les puissances croissantes de gauche à droite (de 400 à 2400 W par pas de 200 W). La droite bleue indique $RA_L=1$. Les couleurs de fond correspondent aux zones de stabilité (vert : stable, orange : pre-humping, rouge : humping).

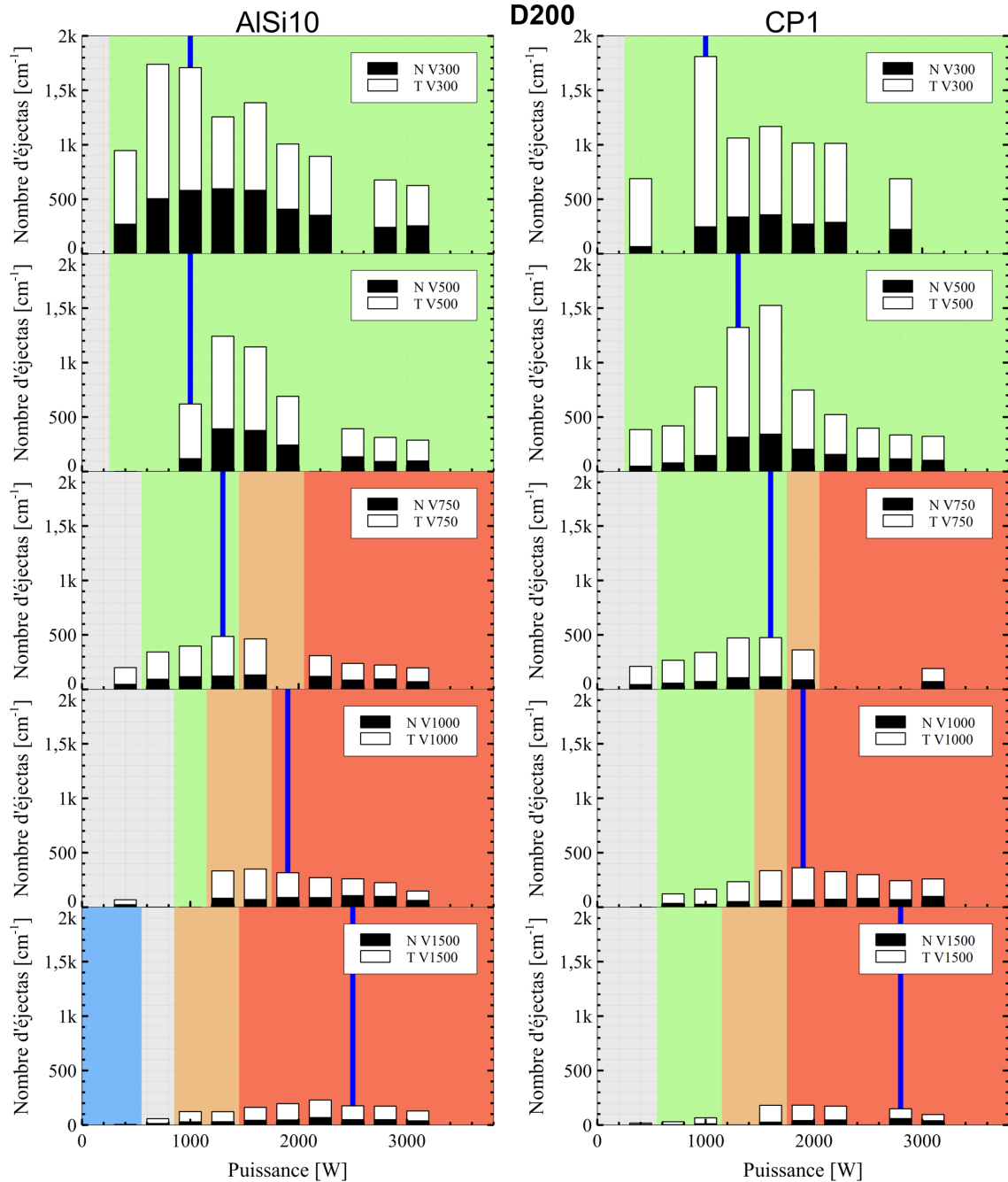


FIGURE IV.36 – Nombre d'éjectas émis par centimètre, pour AISi10 et CP1, avec un spot laser de $d=200 \mu\text{m}$ et une épaisseur $e=60 \mu\text{m}$. Les vitesses sont croissantes de haut en bas ($v_1=300 \text{ mm.s}^{-1}$, $v_2=500 \text{ mm.s}^{-1}$, $v_3=750 \text{ mm.s}^{-1}$, $v_4=1000 \text{ mm.s}^{-1}$, $v_5=1500 \text{ mm.s}^{-1}$) et les puissances croissantes de gauche à droite (de 400 à 3100 W par pas de 300 W). La droite bleue indique $RA_L=1$. Les couleurs de fond correspondent aux zones de stabilité (vert : stable, orange : pre-humping, rouge : humping).

IV.2. ÉTUDE ÉTENDUE

Chaque film étudié représente la formation d'un monocordon d'1 cm, le nombre d'images varie donc selon la vitesse de déplacement du laser. Chaque graphique au sein d'une colonne représente une vitesse de scan différente (croissante de haut en bas) et chaque barre au sein d'un graphique représente une puissance (croissante de gauche à droite). Les zones de stabilité définies grâce aux cartographies sont superposées en arrière-plan. Le code couleur est repris à l'identique. De plus, la zone de transition $RA_L=1$ est représentée par une ligne bleue sur les graphiques. La zone encadrée en rouge dans la Figure IV.35 permet de situer le premier plan d'expérience, et montre une nouvelle fois la reproductibilité des essais en faisant notamment un rappel à la Figure IV.7 (p.116) dans le cas de l'AlSi10.

Tout d'abord, les données manquantes correspondent à une difficulté lors de l'acquisition des vidéos. En effet, un décalage ponctuel et imprévisible de quelques μs lors de la prise d'image a compromis la désynchronisation de la pulsation du CAVILUX par rapport à la fréquence d'acquisition de la caméra, décrite en II.3.1. L'éclairage additionnel destiné uniquement à la vision coaxiale était donc pris en compte sur la vue latérale, entraînant une saturation. Un exemple d'image latérale avec la visualisation du CAVILUX est illustré en Figure IV.37.

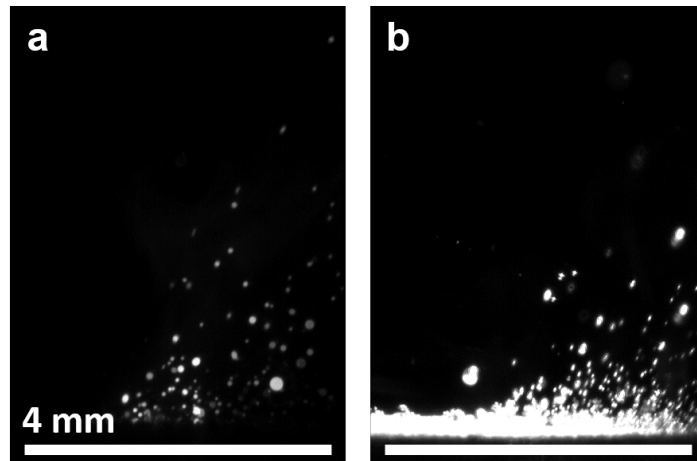


FIGURE IV.37 – Différence de visualisation des éjectas lorsque (a) l'éclairage CAVILUX n'est pas visible par la caméra latérale ; (b) l'éclairage CAVILUX est visible par la caméra latérale.

Les données étant sensiblement différentes de celles d'apprentissage, le système n'est pas capable dans ces conditions de détecter et de suivre les éjectas de façon fiable. Chaque essai étant unique dans ce plan d'expérience étendu, un échec d'acquisition conduit à une absence de données. Toutefois, malgré les quelques données manquantes, des tendances ressortent de ces figures, et sont similaires pour les alliages AlSi10 et CP1 dans les diverses configurations étudiées.

IV.2.2.1 Effet de la puissance laser

Premièrement, en observant l'effet de la puissance laser appliquée, il n'apparaît pas de tendance linéaire avec le nombre d'éjectas générés, et ce quels que soient les matériaux, les vitesses ou encore les tailles de spot. Deux phases d'évolution se distinguent plutôt en fonction de la puissance, l'une croissante puis l'autre décroissante, avec un déplacement du maximum selon les paramètres appliqués et les matériaux. Les maxima d'éjectas sont d'ailleurs systématiquement atteints pour une valeur $RA_L=1$.

La Figure IV.38 présente l'évolution croissante des profondeurs de monocordons avec la puissance, pour $d=150\ \mu\text{m}$ et $V=750\ \text{mm.s}^{-1}$, tandis que la Figure IV.39 présente les trajectoires cumulées (non corrigées selon \vec{x}) correspondantes. Une augmentation de l'inclinaison de la trajectoire des éjectas par rapport au laser est observée au-delà de 1000 W. Ceci est en accord avec les observations de l'étude préliminaire qui montrait une augmentation de l'angle d'éjection progressive avec la puissance pour AlSi10.

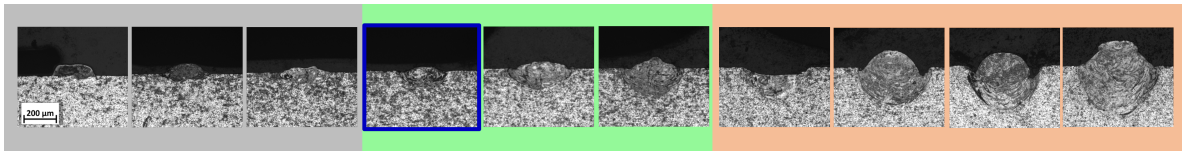


FIGURE IV.38 – Vues en coupe des monocordons d'AlSi10 à différentes puissances, dans les conditions suivantes : $d=150\ \mu\text{m}$, $e=60\ \mu\text{m}$, $V=750\ \text{mm.s}^{-1}$. Les puissances sont croissantes de la gauche vers la droite, de 400 à 2200 W par pas de 200 W.

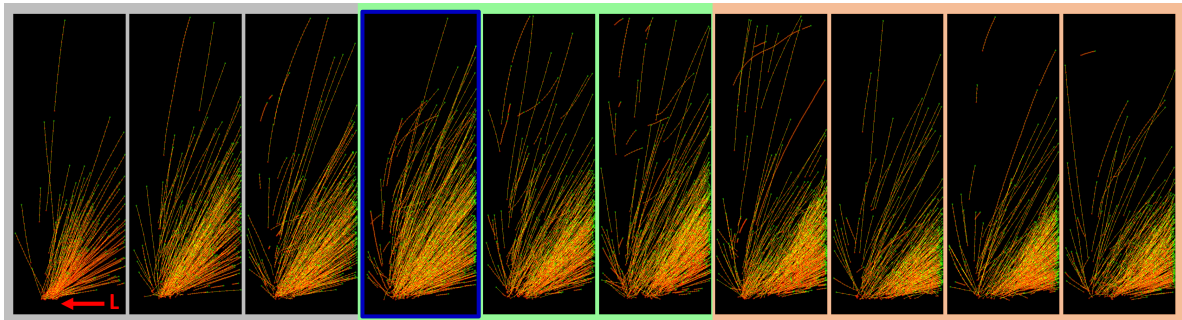


FIGURE IV.39 – Trajectoires non corrigées cumulées sur la totalité d'un film pour la réalisation d'un monocordon d'1 cm d'AlSi10 à différentes puissances, dans les conditions suivantes : $d=150\ \mu\text{m}$, $e=60\ \mu\text{m}$, $V=750\ \text{mm.s}^{-1}$ (250 images). Les puissances sont croissantes de la gauche vers la droite, de 400 à 2200 W par pas de 200 W. Le sens de déplacement du laser est indiqué en rouge.

Ces observations traduisent la variation de l'angle du front avant avec la puissance, comme illustré en Figure IV.40. L'éjection de la plume de vapeur se faisant majoritairement perpendiculairement à l'orientation du front avant, ses conséquences sur la génération d'éjectas varient en fonction de la géométrie du bain (les exemples font références aux conditions suivantes : $d=150\ \mu\text{m}$, $e=60\ \mu\text{m}$, $V=750\ \text{mm.s}^{-1}$) :

IV.2. ÉTUDE ÉTENDUE

- Figure IV.40 (a) : dans le cas des faibles profondeurs, la ligne d'échappement de la plume de vapeur interagit peu avec le bain. Il s'agit par exemple des cas $P=400-600-800$ W. Dans cette configuration, le flux d'éjectas augmente avec la puissance car plus la plume est intense, plus elle participe à l'entraînement de la poudre ainsi qu'à la perturbation du liquide.
- Figure IV.40 (b) : pour une profondeur intermédiaire, la ligne d'échappement de la plume de vapeur interagit en surface du bain liquide sous l'effet de l'inclinaison du front avant. Il s'agit par exemple des cas $P=1000-1200-1400$ W, qui présentent un plateau en termes de quantité totale d'éjectas par centimètre. Par rapport au cas précédent, l'augmentation du nombre d'éjectas nocifs résulte des projections de gouttelettes liquides (éjectas de Types I et II).
- Figure IV.40 (c) : pour une profondeur plus marquée, la ligne d'échappement de la plume de vapeur est dirigée à l'arrière du bain de fusion. Il s'agit par exemple des cas $P=1800-2000-2200$ W. Les perturbations du bain résultantes peuvent amorcer le phénomène de *pre-humping* selon la vitesse de scan employée. Le nombre d'éjectas nocifs ne varie pas sensiblement dans ce domaine. En revanche, une diminution des éjectas de type 1, 2 ou 3 est observée. Cela peut s'expliquer en partie par un meilleur apport de poudre à l'intérieur du cordon, augmentant ainsi son volume. Par ailleurs, une sous-estimation des éjectas les plus rapides (accélérés sous l'effet de l'intensité plus importante) est également envisageable.
- Figure IV.40 (d) : pour un aspect de *keyhole* profond, la ligne d'échappement de la plume de vapeur est initialement orientée vers le fond du capillaire, mais se redresse à la verticale suite aux multiréflexions à l'intérieur du capillaire. Ce cas n'est pas rencontré dans ces exemples.

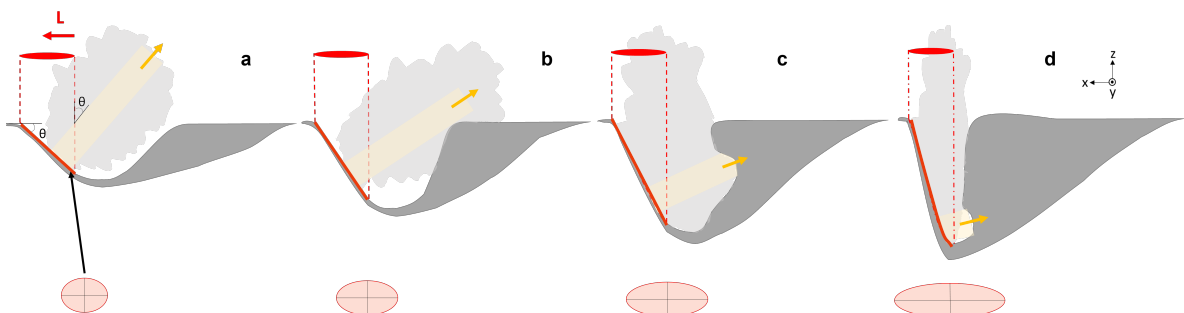


FIGURE IV.40 – Ligne d'échappement de la plume de vapeur (flèche jaune) en fonction de la profondeur de cordon et de l'inclinaison du front avant θ . Cet angle correspond également à l'angle d'éjection privilégié de la plume par rapport au laser. Le sens de déplacement du laser est indiqué en rouge. L'ellipse rouge sur le plan tangent au front avant représente la surface de vaporisation : son petit axe vaut d tandis que le grand axe varie avec l'angle θ .

IV.2.2.2 Effet de la vitesse de scan

Deuxièmement, en observant l'effet de la vitesse, une diminution du nombre d'éjectas est systématiquement remarquée lorsque cette dernière augmente, toutes choses égales par ailleurs. Un ordre de grandeur sépare le nombre d'éjectas émis par centimètre entre les deux vitesses extrêmes 300 mm.s^{-1} et 1500 mm.s^{-1} . Plusieurs raisons peuvent expliquer ces écarts importants :

- Le nombre d'éjectas est représenté par centimètre de cordon formé. Or, pour une même longueur, plus la vitesse de scan est grande, moins le temps d'interaction laser-matière est important. La période d'éjection des particules est donc réduite.
- Les grandes vitesses de déplacement de la table compliquent le suivi des particules pour établir des trajectoires, comme évoqué au Chapitre III (p.101), et induisent une sous-estimation des particules.

Les images de l'interaction laser-matière à isopuissance en Figure IV.41 ne reflètent donc pas un écart aussi important entre les vitesses de scan, mais illustrent tout de même une diminution des éjections de matière pour celles supérieures ou égales à 1000 mm.s^{-1} . Cela peut se justifier par une diminution de l'énergie appliquée avec la vitesse et donc une plume de vapeur moins intense, qui réduit le nombre d'éjectas.

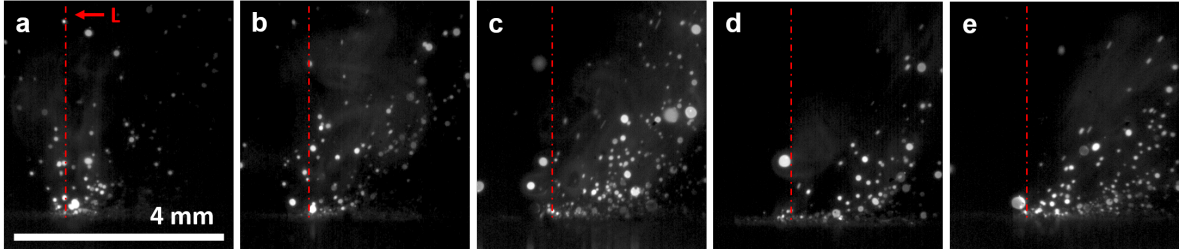


FIGURE IV.41 – Observations de l'interaction laser-matière (avec rehaussement de contraste) à différentes vitesses de scan, via le banc instrumenté du PIMM, pour l'AlSi10, à mi-cordon, dans les conditions suivantes : $d=150 \text{ }\mu\text{m}$, $e=60 \text{ }\mu\text{m}$, $P=1200 \text{ W}$. (a) $V=300 \text{ mm.s}^{-1}$; (b) $V=500 \text{ mm.s}^{-1}$; (c) $V=750 \text{ mm.s}^{-1}$; (d) $V=1000 \text{ mm.s}^{-1}$; (e) $V=1500 \text{ mm.s}^{-1}$.

De ce fait, les données à forte vitesse ($\geq 1000 \text{ mm.s}^{-1}$) sont plus difficiles à interpréter statistiquement car elles présentent au total une quantité limitée d'éjectas détectés et suivis. Néanmoins, il est supposé que l'intégralité des éjectas nocifs générés par centimètre soit bien identifiée ici. Ainsi, une augmentation de la vitesse induit une diminution du nombre d'éjectas nocifs.

IV.2.2.3 Effet du diamètre de faisceau laser

Troisièmement, en observant l'effet de la taille du spot laser, les maxima d'éjections sont plus élevés pour $d=200\ \mu\text{m}$ que pour $d=150\ \mu\text{m}$, uniquement dans le cas des faibles vitesses ($\leq 500\ \text{mm.s}^{-1}$) et donc des cas "stables", pouvant aller du simple au double, à la fois pour AlSi10 et CP1. Ces données issues du système d'analyse sont en accord avec les images de l'interaction laser-matière à isopuissance pour les deux diamètres de spot, illustrées en Figure IV.42. Le débit de matière vaporisée est visuellement plus conséquent pour $d=200\ \mu\text{m}$ dans le cas des faibles vitesses, bien que l'intensité soit plus faible.

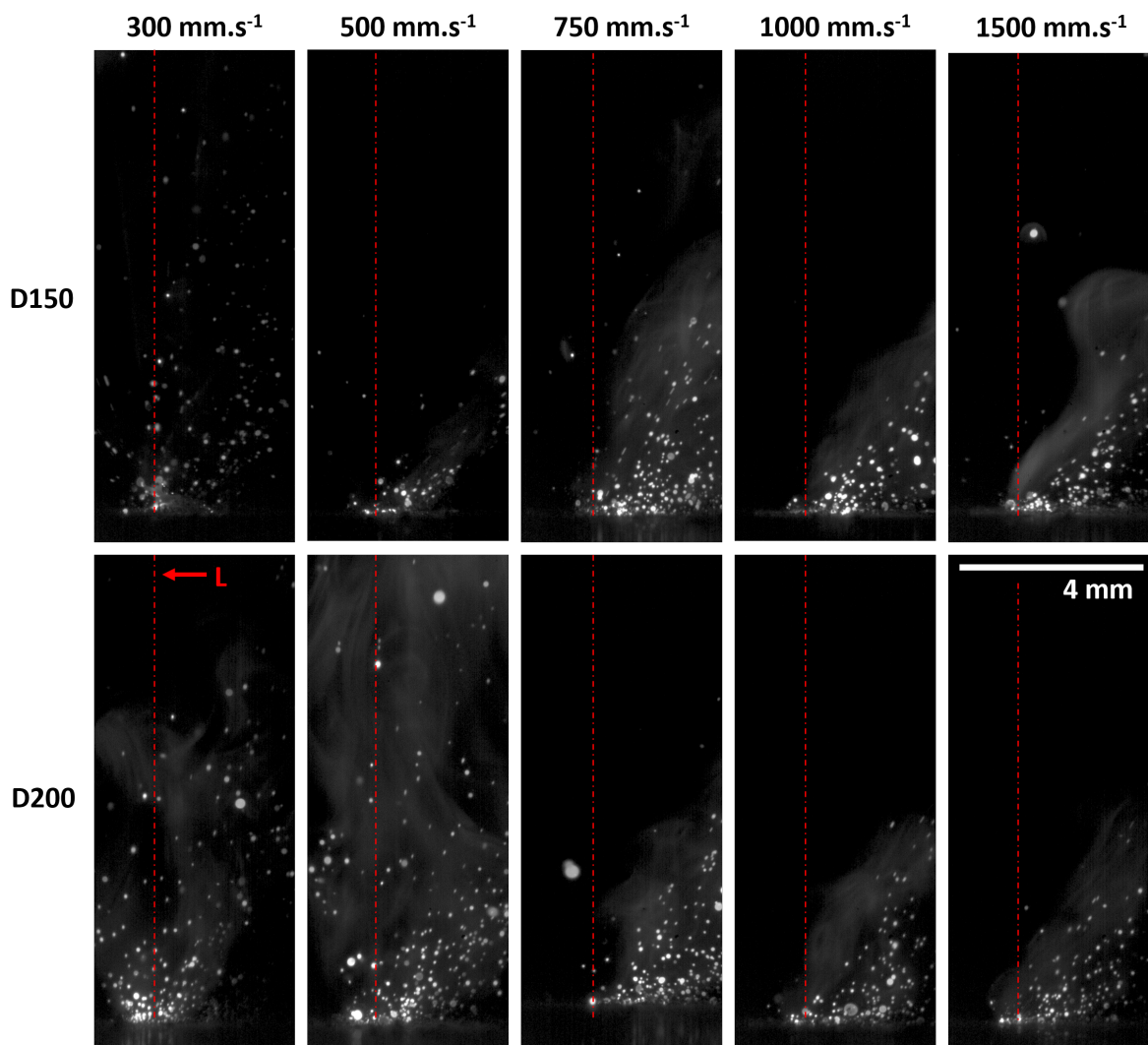


FIGURE IV.42 – Observations de l'interaction laser-matière (avec rehaussement de contraste) pour les deux diamètres de faisceau laser, à différentes vitesses de scan, via le banc instrumenté du PIMM, pour l'AlSi10, à mi-cordon, dans les conditions suivantes : $e=60\ \mu\text{m}$, $P=1600\ \text{W}$.

Ce débit dépend non seulement de l'intensité mais également de la surface de vaporisation. Cette surface, représentée en rouge sur la Figure IV.40, constitue une ellipse dont le petit axe est égal au diamètre de spot et le grand axe varie en fonction de l'angle d'inclinaison du front avant θ . Ainsi, pour une même intensité, les cordons réalisés avec une taille de spot plus grande génèrent davantage de plume et donc la pression dans le capillaire est plus importante. En fonction de la géométrie du cordon, la détente de cette plume sera faite directement dans l'atmosphère (cas des cordons peu profonds, à grande vitesse notamment ($\geq 750 \text{ mm.s}^{-1}$)), atténuant nettement les différences de pression ; ou à travers l'ouverture du capillaire (cas des cordons plus profonds, à faible vitesse notamment ($\leq 750 \text{ mm.s}^{-1}$)), générant cette fois des différences en termes d'éjections de matière. Ce résultat est visible par exemple aux intensités suivantes : $2,2 \text{ MW.cm}^{-2}$ ($P_{D150}=400 \text{ W}$; $P_{D200}=700 \text{ W}$), $3,3 \text{ MW.cm}^{-2}$ ($P_{D150}=600 \text{ W}$; $P_{D200}=1000 \text{ W}$) ou encore 9 MW.cm^{-2} ($P_{D150}=1600 \text{ W}$; $P_{D200}=2800 \text{ W}$) dans le cas des faibles vitesses ($\leq 500 \text{ mm.s}^{-1}$), où le nombre d'éjectas est plus important pour $d=200 \mu\text{m}$.

Dans un cas à isopuissance comme illustré en Figure IV.42, le plus grand débit de matière vaporisée pour $d=200 \mu\text{m}$ peut s'expliquer par un rapport plus important entre les surfaces des ellipses relativement aux intensités entre les deux tailles de spot.

IV.2.2.4 Effet de l'épaisseur de couche de poudre

La Figure IV.43 présente le nombre d'éjectas d'AlSi10 générés à $d=150 \mu\text{m}$ pour une épaisseur de couche de poudre $e=120 \mu\text{m}$.

En comparant avec la Figure IV.35, l'augmentation de l'épaisseur de poudre induit en moyenne pour les faibles vitesses ($\leq 500 \text{ mm.s}^{-1}$) une augmentation de près de 30% du nombre total d'éjectas générés. Cette hausse reflète principalement l'augmentation du nombre d'éjectas de taille équivalente à celle de la poudre, et traduit une quantité plus importante de poudre entraînée. Une augmentation des éjectas nocifs est remarquée ponctuellement pour les puissances 800 et 1000 W à $V=500 \text{ mm.s}^{-1}$. Pour les vitesses supérieures à $\geq 750 \text{ mm.s}^{-1}$, le nombre d'éjectas reste globalement équivalent. Les résultats sont équivalents pour CP1 et pour $d=200 \mu\text{m}$.

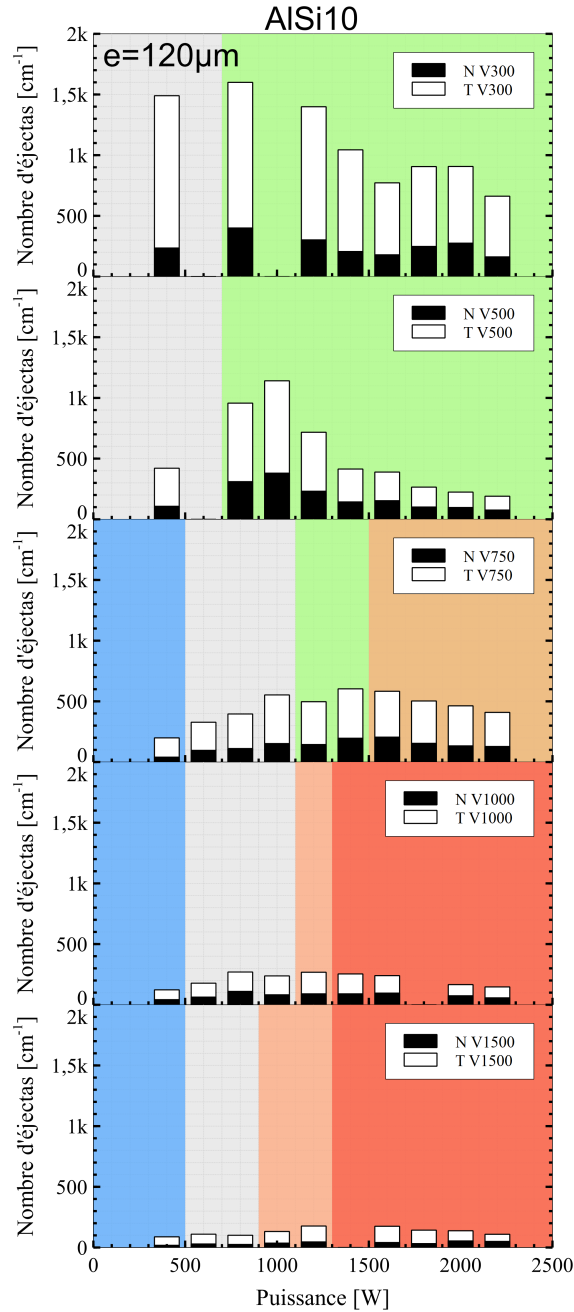


FIGURE IV.43 – Nombre d'éjectas émis par centimètre, pour AlSi10, avec un spot laser de $d=150\ \mu\text{m}$ et une épaisseur $e=120\ \mu\text{m}$. Les vitesses sont croissantes de haut en bas ($v_1=300\ \text{mm.s}^{-1}$, $v_2=500\ \text{mm.s}^{-1}$, $v_3=750\ \text{mm.s}^{-1}$, $v_4=1000\ \text{mm.s}^{-1}$, $v_5=1500\ \text{mm.s}^{-1}$) et les puissances croissantes de gauche à droite (de 400 à 2400 W par pas de 200 W). Les couleurs de fond correspondent aux zones de stabilité (vert : stable, orange : *pre-humping*, rouge : *humping*).

IV.2. ÉTUDE ÉTENDUE

Enfin, la Figure IV.44 compare une nouvelle fois les données en nombre et en volume d'éjectas émis par centimètre pour une paramétrie donnée. Le ratio évoqué précédemment d'environ 30% d'éjectas nocifs en nombre contre 50% en volume est à nouveau illustré. Ce résultat est généralisable à tous les matériaux et toutes les puissances pour les vitesses inférieures ou égales à 1000 mm.s^{-1} . Il permet de mettre en évidence la pollution et les pertes de matière liées à la problématique des éjectas. Au-delà des défauts que peut générer leur présence sur le lit de poudre, 50% du volume des éjectas devrait être éliminé au cours des étapes de tamisage (les nocifs, supérieurs à la taille de la poudre initiale), tandis que l'autre moitié présentera possiblement une oxydation en surface suite à leur montée en température.

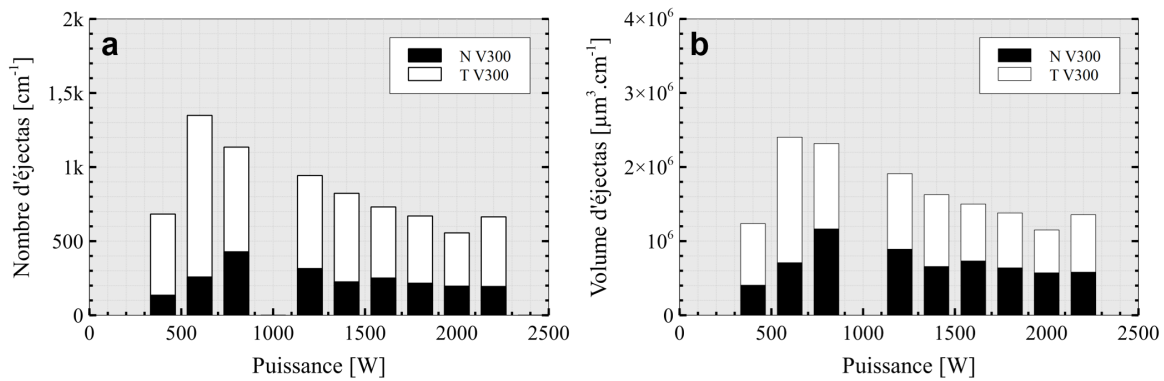


FIGURE IV.44 – Étude des éjectas exprimés (a) en nombre; (b) en volume, par centimètre de cordon formé, en fonction de la puissance, pour l'AlSi10 dans les conditions suivantes : $d=150 \text{ µm}$, $V=300 \text{ mm.s}^{-1}$, $e=60 \text{ µm}$.

IV.2.3 Analyse des trajectoires d'éjection

L'analyse suivante repose sur l'extrapolation des équations de parabole $y = ax^2 + bx + c$ déterminées pour chacune des trajectoires. Comme indiqué au chapitre précédent, elle permet d'obtenir les trajectoires projetées en 2D des éjectas au-delà du champ d'acquisition de la caméra, illustrées en Figure IV.45. La hauteur atteinte par les éjectas ainsi que leur distance parcourue par rapport à la zone d'interaction laser-matière d'où ils proviennent sont étudiées. Il est rappelé que dans le cadre de ces essais sur banc instrumenté, l'atmosphère d'argon est uniforme et il n'y a pas de flux de gaz de type *cross jet*. La trajectoire des particules est également supposée sans frottement. La correction du déplacement de la table est prise en compte ici pour obtenir la trajectoire par rapport au lit de poudre et non par rapport au laser.

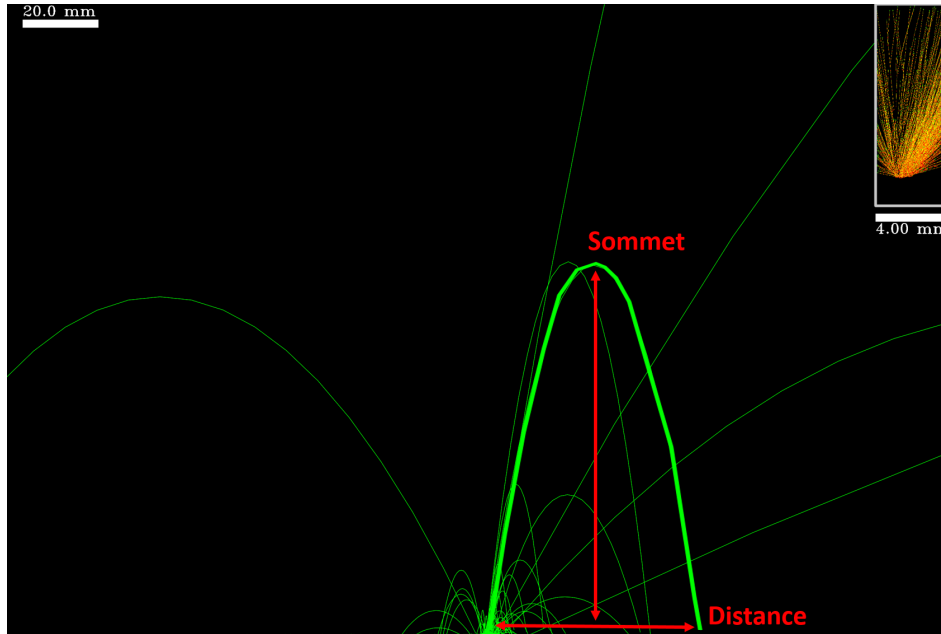


FIGURE IV.45 – Projection 2D des trajectoires extrapolées avec correction du déplacement de la table selon \vec{x} pour l'AlSi10 dans les conditions suivantes : $d=150 \mu\text{m}$, $P=1000 \text{ W}$, $V=500 \text{ mm.s}^{-1}$, $e=60 \mu\text{m}$.

IV.2.3.1 Évaluation de la hauteur atteinte par les éjectas

Les Figures IV.46 et IV.47 présentent l'évolution du sommet moyen atteint par les trajectoires en fonction du rayon, pour différentes puissances et vitesses, pour AlSi10 et CP1, à $d=150 \mu\text{m}$ et $d=200 \mu\text{m}$.

Il est tout d'abord nécessaire de remarquer la forte dispersion des calculs de moyenne, qui est systématique mais atténuée par la multiplication des points (150 représentés par graphique ici).

Une droite à $30 \mu\text{m}$ représente la frontière avec les éjectas nocifs. À l'exception de quelques points singuliers, le sommet des éjectas en fonction de la puissance est généralement atteint à gauche de cette droite, c'est-à-dire dans le cas des particules de taille similaire à celle de la poudre initiale. Il s'agit probablement d'éjectas de Type 3, qui sont entraînés à forte vitesse par la plume de vapeur. La tendance globale ici présente une diminution de la hauteur maximale atteinte par les particules lorsque leur rayon augmente.

La ligne rouge à $20 \mu\text{m}$ au-dessus du lit de poudre représente la position théorique du flux de gaz protecteur de type *cross jet* au sein d'une machine L-PBF commerciale. La majorité des trajectoires des particules "libres" (c'est-à-dire sans perturbations induites par un flux de gaz) présentées ici ayant un sommet au-delà de cette ligne rouge, cela laisse supposer qu'elles seraient soufflées par le flux de gaz dans des conditions classiques de fabrication. Néanmoins, pour chacune des vitesses de scan étudiées, une proportion d'éjectas nocifs n'atteignent pas la limite du flux de gaz et retombent ainsi probablement sur le lit de poudre environnant.

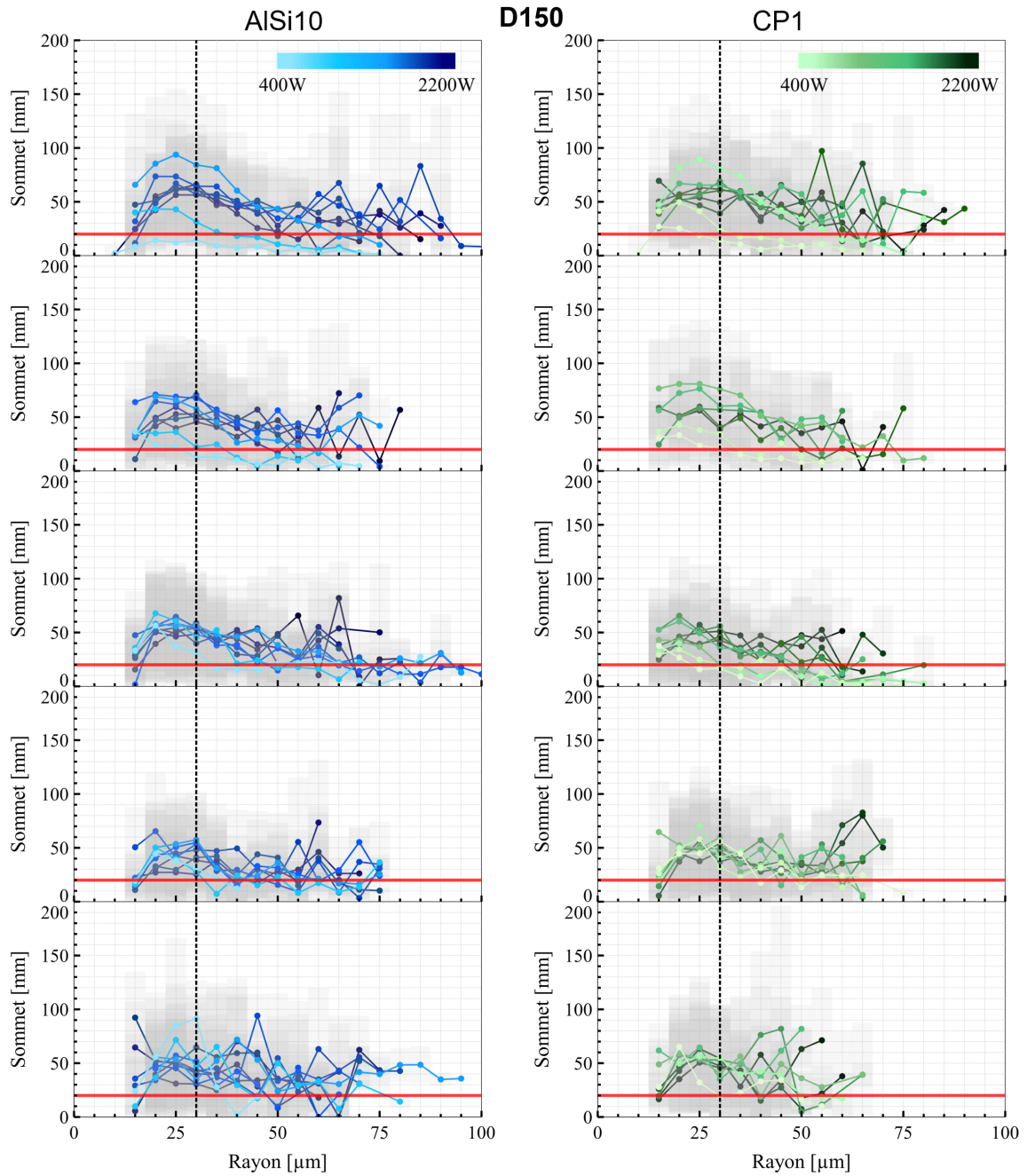


FIGURE IV.46 – Sommet moyen des trajectoires des éjectas pour AlSi10 et CP1, avec un spot laser de $d=150\ \mu\text{m}$ et une épaisseur $e=60\ \mu\text{m}$. Les vitesses sont croissantes de haut en bas ($v_1=300\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $v_2=500\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $v_3=750\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $v_4=1000\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $v_5=1500\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$) et les puissances croissantes de gauche à droite (de 400 à 2200 W par pas de 200 W). La ligne rouge à 20 mm de hauteur représente le flux de gaz du *cross jet*.

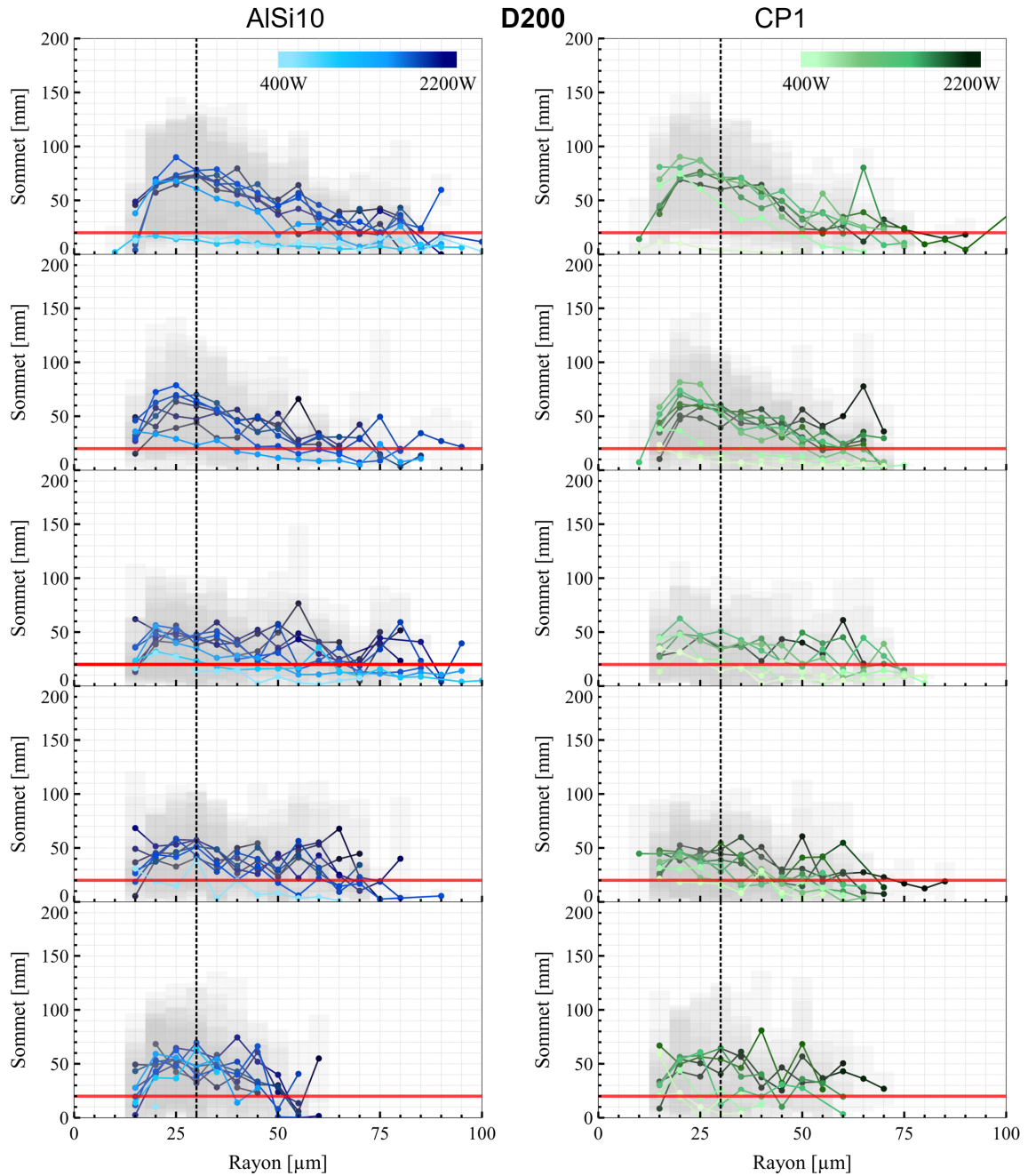


FIGURE IV.47 – Sommet moyen des trajectoires des éjectas pour AlSi10 et CP1, avec un spot laser de $d=200\ \mu\text{m}$ et une épaisseur $e=60\ \mu\text{m}$. Les vitesses sont croissantes de haut en bas ($v_1=300\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $v_2=500\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $v_3=750\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $v_4=1000\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $v_5=1500\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$) et les puissances croissantes de gauche à droite (de 400 à 3100 W par pas de 300 W). La ligne rouge à 20 mm de hauteur représente le flux de gaz du *cross jet*.

IV.2. ÉTUDE ÉTENDUE

L'effet de la puissance sur le sommet des trajectoires paraît limité d'après ces résultats, avec un ensemble de courbe globalement homogène, à l'exception des faibles puissances (≤ 800 W) dans le cas des faibles vitesses (≤ 500 mm.s⁻¹). Pour ces configurations, aucun éjecta de $r > 30$ μm n'atteint la limite du flux de gaz, ce qui traduit une pollution importante du lit de poudre.

Peu d'effet de la vitesse de scan est par ailleurs visible sur ces représentations, même si les courbes de distribution sont plus définies pour les vitesses moins importantes. Une nouvelle fois, le nombre plus restreint de données dans le cas des fortes vitesses (≥ 1000 mm.s⁻¹) complique l'interprétation des résultats.

Enfin, le comportement des deux matériaux est relativement similaire, et l'effet de la taille du spot laser n'est pas significatif d'après ces graphiques.

Les Figures IV.48 et IV.49 présentent l'évolution du sommet moyen atteint par les trajectoires pour les deux diamètres de spot laser sous une perspective complémentaire, cette fois-ci en s'affranchissant du rayon des particules. Les résultats sont découpés selon trois valeurs statistiques : Q_{25} , Q_{50} et Q_{75} . Ces quartiles représentent des valeurs partageant la distribution du sommet moyen en quatre parties égales. Les résultats sont présentés en fonction de la puissance du laser, pour différentes vitesses, pour AlSi10 et CP1, à $d=150$ μm et $d=200$ μm .

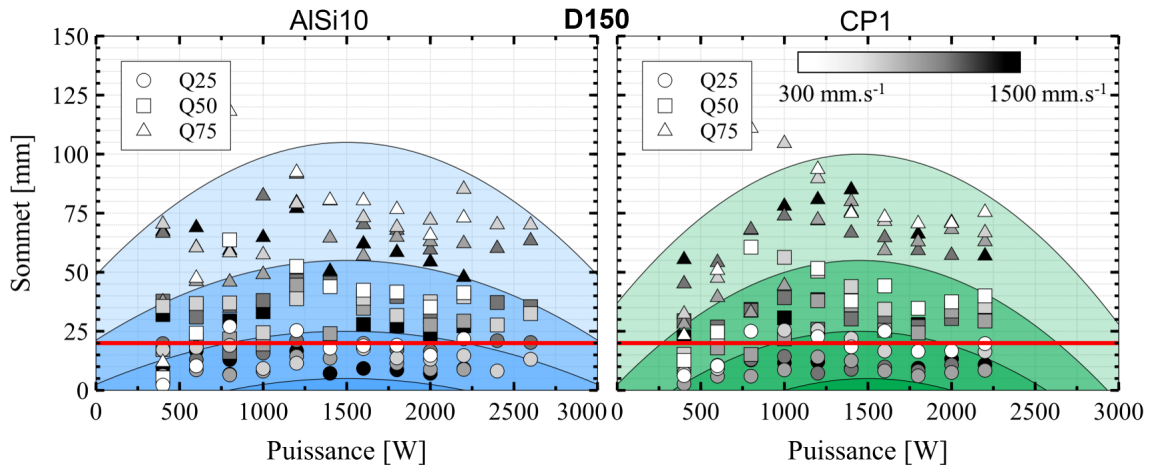


FIGURE IV.48 – Quartiles statistiques des sommets des trajectoires des éjectas en fonction de la puissance, pour différentes vitesses, pour AlSi10 et CP1, avec un spot laser de $d=150$ μm et une épaisseur $e=60$ μm . La ligne rouge à 20 mm de hauteur représente le flux de gaz du *cross jet*.

Ces données permettent d'estimer en moyenne à 25% les trajectoires dont le sommet n'atteint pas le flux de gaz du *cross jet* pour $d=150$ μm . Q_{25} étant en moyenne plus élevé pour $d=200$ μm , la proportion sous les 20 mm est légèrement plus faible. De plus, la hauteur maximale est atteinte par les éjectas aux environs de $P=2000$ W pour $d=200$ μm (soit une intensité $I=6.4$ MW.cm⁻² d'après l'équation (I.1)), contre $P=1500$ W pour $d=150$ μm ($I=8.5$ MW.cm⁻²).

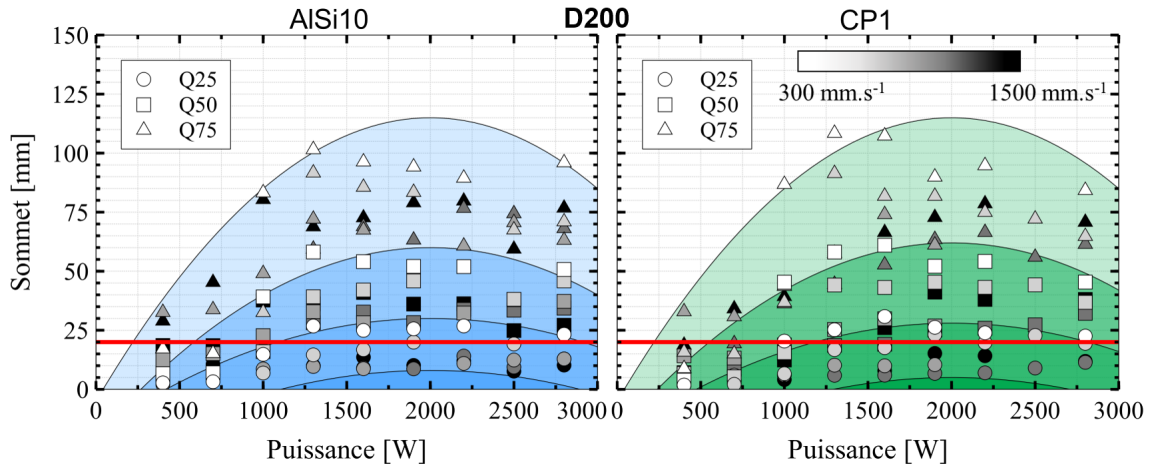


FIGURE IV.49 – Quartiles statistiques des sommets des trajectoires des éjectas en fonction de la puissance et de la vitesse, pour AlSi10 et CP1, avec un spot laser de $d=200\ \mu\text{m}$ et une épaisseur $e=60\ \mu\text{m}$. La ligne rouge à 20 mm de hauteur représente le flux de gaz du *cross jet*.

Les quartiles illustrent une nouvelle fois la faible dispersion du sommet des trajectoires selon la vitesse de scan. En revanche, cette représentation confirme l'effet des faibles puissances ($\leq 800\ \text{W}$) dans le cas des faibles vitesses ($\leq 500\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$), pour lesquelles $Q75$ est inférieur à 20 mm. Cela permet d'estimer à 75% le nombre d'éjectas qui retomberont immédiatement sur le lit de poudre dans ces gammes de paramètres.

L'étude des sommets des trajectoires permet ainsi d'estimer l'efficacité du *cross jet* sur les éjectas, même si ce dispositif ne constitue pas pour autant une solution idéale pour prévenir les défauts inhérents à ces particules. Son efficacité dépend de la trajectoire de ces dernières mais aussi de leur taille. Dans le meilleur des cas, les particules peuvent être soufflées vers les bords du lit de poudre et retomber dans une zone où elles n'interagiront pas avec le laser. Dans le pire des cas, une simple transposition leur zone de retombée sur le lit de poudre sera induite et elles seront toujours responsables d'instabilités. Cette étude ouvre néanmoins des pistes de réflexion sur l'optimisation des stratégies de couverture gazeuse.

IV.2.3.2 Évaluation de la distance parcourue par les éjectas

De même que pour l'étude des sommets, les Figures IV.46 et IV.47 présentent la distance moyenne parcourue selon \vec{x} par les éjectas suivis en fonction du rayon, pour différentes puissances et vitesses, pour AlSi10 et CP1, à $d=150\ \mu\text{m}$ et $d=200\ \mu\text{m}$. La correction de la vitesse de déplacement de la table est également appliquée ici, et des incertitudes équivalentes sont retrouvées.

Les distances les plus importantes sont parcourues par les particules de taille proche de la granulométrie des poudres, à l'exception de quelques points singuliers. Une tendance globale présente à nouveau une diminution de la distance maximale atteinte par les particules lorsque leur rayon augmente.

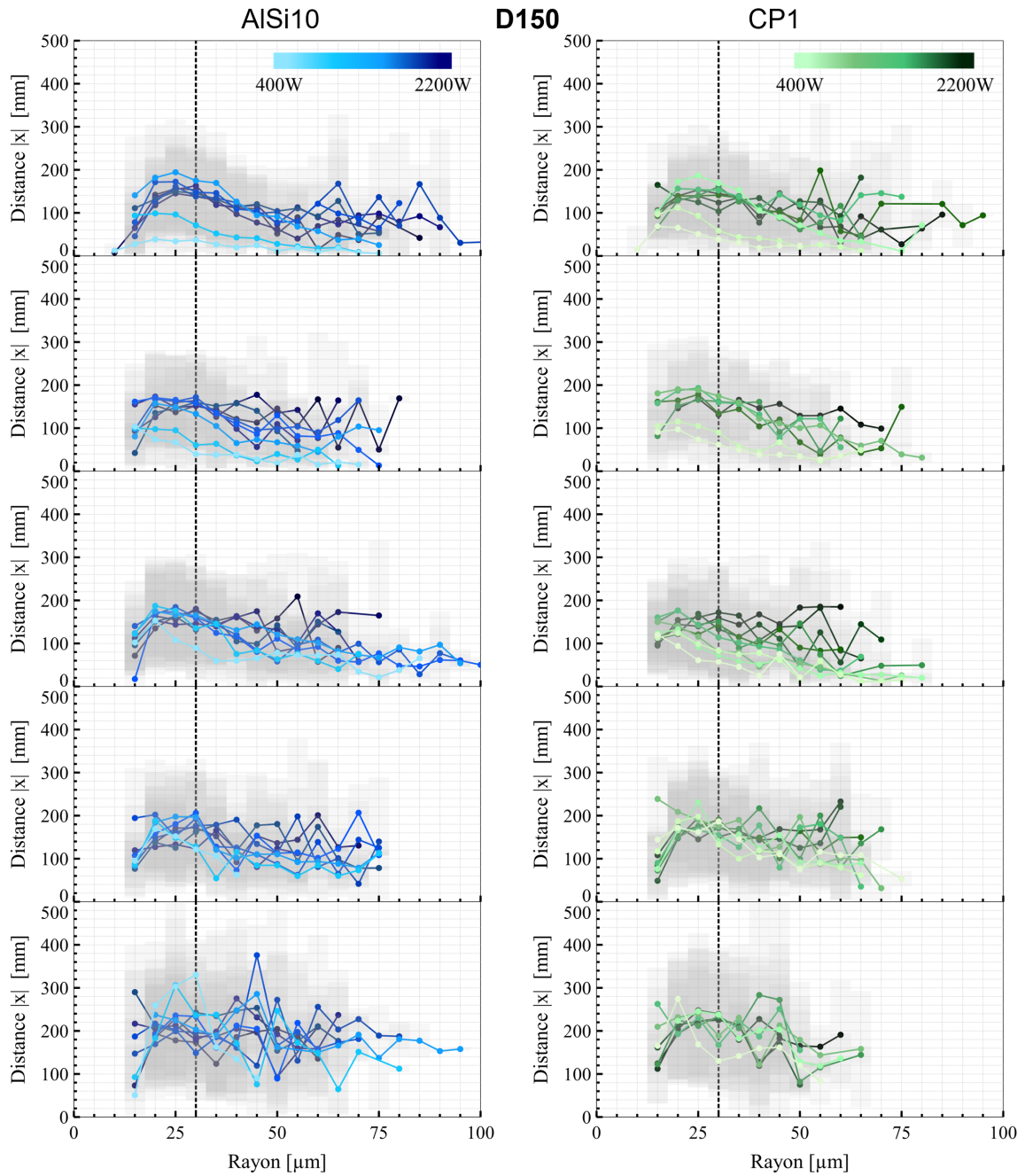


FIGURE IV.50 – Distance moyenne selon $|\vec{x}|$ des trajectoires des éjectas pour AlSi10 et CP1, avec un spot laser de $d=150 \mu\text{m}$ et une épaisseur $e=60 \mu\text{m}$. Les vitesses sont croissantes de haut en bas ($v_1=300 \text{ mm.s}^{-1}$, $v_2=500 \text{ mm.s}^{-1}$, $v_3=750 \text{ mm.s}^{-1}$, $v_4=1000 \text{ mm.s}^{-1}$, $v_5=1500 \text{ mm.s}^{-1}$) et les puissances croissantes de gauche à droite (de 400 à 2200 W par pas de 200 W).

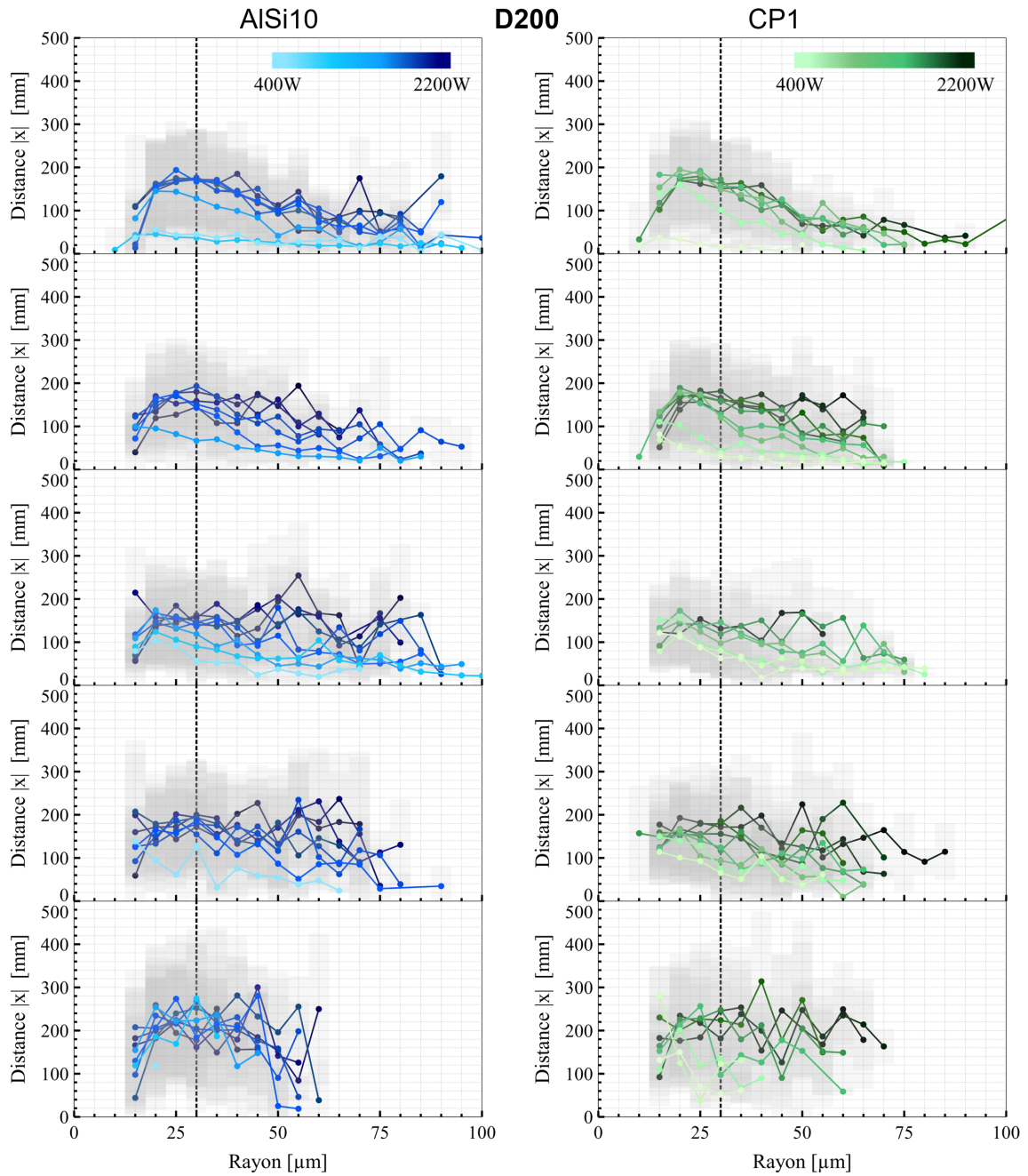


FIGURE IV.51 – Distance moyenne selon $|\vec{x}|$ des trajectoires des éjectas pour AISi10 et CP1, avec un spot laser de $d=200 \mu\text{m}$ et une épaisseur $e=60 \mu\text{m}$. Les vitesses sont croissantes de haut en bas ($v_1=300 \text{ mm.s}^{-1}$, $v_2=500 \text{ mm.s}^{-1}$, $v_3=750 \text{ mm.s}^{-1}$, $v_4=1000 \text{ mm.s}^{-1}$, $v_5=1500 \text{ mm.s}^{-1}$) et les puissances croissantes de gauche à droite (de 400 à 3100 W par pas de 300 W).

IV.2. ÉTUDE ÉTENDUE

Tout d'abord, pas de différence notable n'est remarquée selon les deux matériaux étudiés. L'effet de la puissance est aussi limité aux faibles valeurs (≤ 800 W) dans le cas des faibles vitesses (≤ 500 mm.s⁻¹). Par contre, un effet de la vitesse de scan est cette fois-ci remarqué : dans le cas des fortes vitesses (≥ 1000 mm.s⁻¹), quasiment aucune particule ne parcourt moins de 50 mm de distance, et le maximum atteint 300 mm pour une vitesse de 1500 mm.s⁻¹, contre 200 mm pour les vitesses moins importantes.

Les Figures IV.52 et IV.53 présentent l'évolution de la distance moyenne selon \vec{x} atteinte par les trajectoires pour chacun des quartiles Q_{25} , Q_{50} et Q_{75} . Les résultats sont à nouveau présentés en fonction de la puissance du laser, pour différentes vitesses, pour AlSi10 et CP1, à $d=150$ μm et $d=200$ μm .

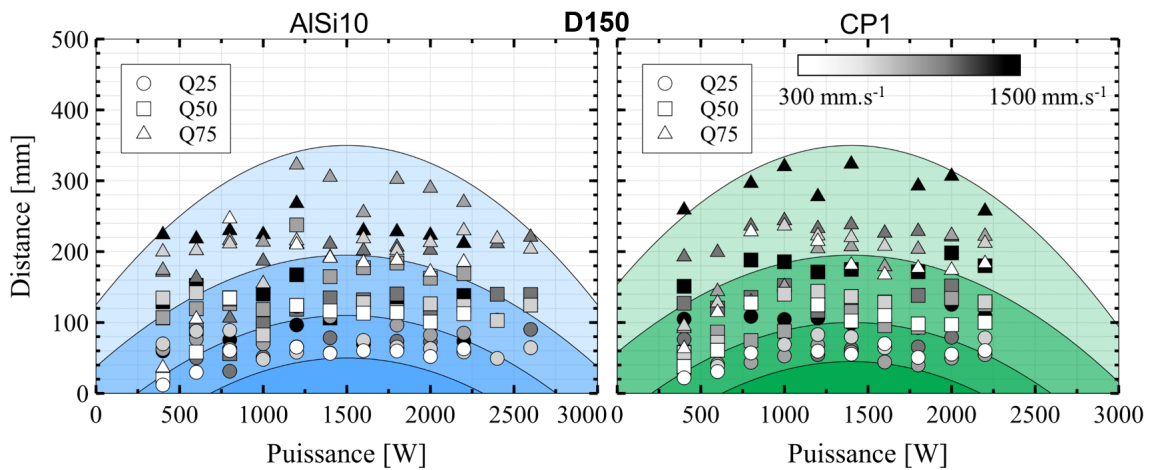


FIGURE IV.52 – Quartiles statistiques des distances parcourues par les éjectas en fonction de la puissance et de la vitesse, pour AlSi10 et CP1, avec un spot laser de $d=150$ μm et une épaisseur $e=60$ μm .

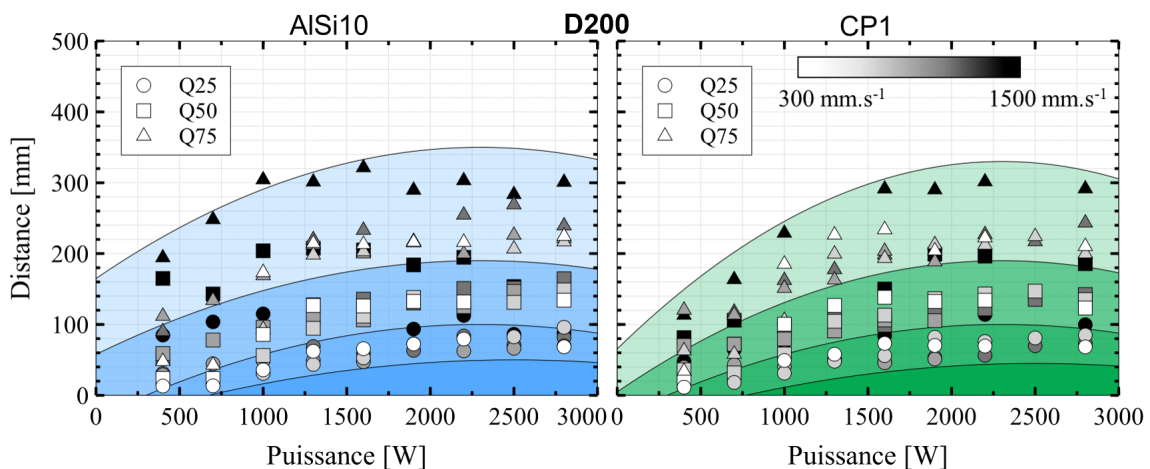


FIGURE IV.53 – Quartiles statistiques des distances parcourues par les éjectas en fonction de la puissance et de la vitesse, pour AlSi10 et CP1, avec un spot laser de $d=200$ μm et une épaisseur $e=60$ μm .

Comme pour le sommet, cette représentation montre un décalage en puissance des maxima pour les deux tailles de spot étudiées. Pour $d=150\ \mu\text{m}$, la hauteur maximale est atteinte aux environs de $P=1500\ \text{W}$ ($I=8.5\ \text{MW}\cdot\text{cm}^{-2}$), contre $P=2250\ \text{W}$ pour $d=200\ \mu\text{m}$ ($I=7.2\ \text{MW}\cdot\text{cm}^{-2}$). Les maxima en hauteur et en distance sont donc atteints pour des paramètres similaires pour $d=150\ \mu\text{m}$. Pour autant, les particules allant le plus haut (faible vitesse, forte puissance) ne vont pas nécessairement le plus loin (forte vitesse, forte puissance). Ces résultats sont en accord avec les observations du Chapitre III sur l'angle d'inclinaison des éjectas en fonction de la vitesse (un angle important traduit une composante selon \vec{x} majoritaire).

L'étude des distances parcourues permet d'estimer une zone de pollution du lit de poudre. S'agissant ici de trajectoires projetées en 2D, la distance maximale décrit le rayon de retombée des éjectas. En prenant l'exemple de la machine commerciale SLM®125, dont le plateau de fabrication mesure $125 \times 125\ \text{mm}^2$, il apparaît que près de la moitié des éjectas retomberait sur le plateau sans l'effet du *cross jet*, potentiellement dans la zone de fabrication.

Toutes les quantifications mentionnées jusqu'à présent dans ces travaux étaient relatives aux essais en monocordon (1D) par souci de simplicité. Tout comme pour les cartographies de stabilité du procédé, il est nécessaire d'établir ensuite une transposition entre les flux d'éjectas quantifiés en monocordon et en surface.

IV.2.4 Quantification du flux d'éjectas en multicordons (2D)

Lors de la réalisation d'une surface, le recouvrement des cordons induit en théorie moitié moins de poudre sous le passage du faisceau laser à partir du second cordon. Dans les faits, la quantité de poudre est encore inférieure à cela sous l'effet du phénomène de dénudation décrit au Chapitre I. La génération d'éjectas est d'ailleurs en grande partie responsable de ce phénomène.

La Figure IV.54 présente la quantité d'éjectas générée par centimètre en fonction de la position du cordon sur la surface, dans le cas de l'AlSi10, sur un unique jeu de paramètres.

Il apparaît une diminution significative des éjectas émis à partir du second cordon. De plus, le flux d'éjectas par centimètre est relativement constant pour tous les cordons à partir du second, que ce soit dans le cas du nombre total d'éjectas ou des éjectas nocifs. Le ratio d'éjectas nocifs reste d'ailleurs proportionnel quelle que soit la position du cordon sur la surface. Ces résultats ont été observés de manière similaire pour toutes les autres paramètres testées et pour tous les matériaux, ce qui illustre une nouvelle fois la bonne répétabilité des essais. Il est constaté en moyenne une diminution de $70\pm 10\%$ du flux d'éjectas à partir du second cordon.

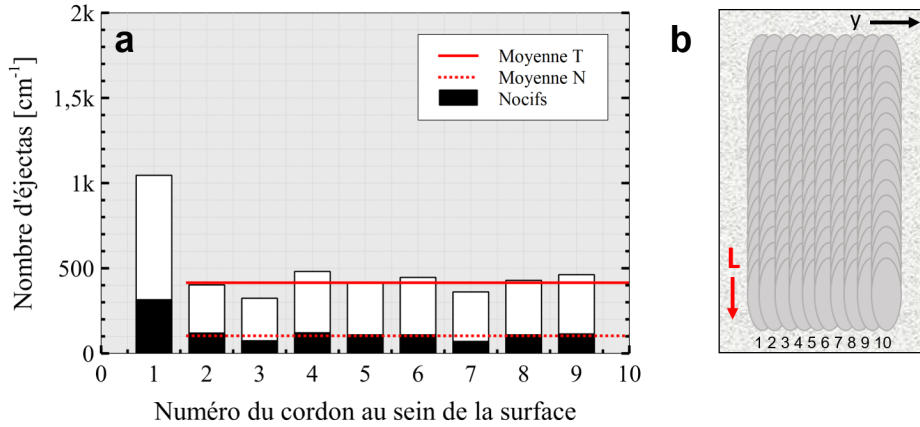


FIGURE IV.54 – (a) Nombre d'éjectas émis par centimètre en fonction de la position du cordon sur la surface, pour l'AlSi10, dans les conditions suivantes : $d=150\ \mu\text{m}$, $V=300\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $e=60\ \mu\text{m}$, $P=1000\ \text{W}$, $h=205\ \mu\text{m}$. Les moyennes du total d'éjectas et des éjectas nocifs sont tracées en rouge; (b) Schéma d'une surface avec la numérotation des cordons dans l'ordre de réalisation selon \vec{y} . Le sens de déplacement du laser est indiqué en rouge.

Selon la paramétrie appliquée, et en considérant un pourcentage de recouvrement identique, un nombre différent de cordons sera nécessaire à la réalisation d'une surface donnée; plus le monocordon sera large, moins le nombre de cordons nécessaires sera important. Il est ainsi utile de comparer Qej_{1D} la quantité d'éjectas générés par centimètre (1D), à Qej_{2D} la quantité d'éjectas générés par centimètre carré (2D), calculée d'après l'équation (IV.1). NC est défini en équation (IV.2) et représente le nombre de cordons de largeur l nécessaires à la réalisation d'une surface de côté C_s avec un recouvrement Rec .

$$Qej_{2D} = Qej_{1D} \times (1 + 0.3 \times (NC - 1)) \quad (\text{IV.1})$$

$$NC = \frac{C_s}{Rec \times l} - 1 \quad (\text{IV.2})$$

Les Figures IV.55 et IV.56 présentent les résultats des calculs d'éjectas générés par centimètre carré (soit $C_s=1\ \text{cm}$) pour un recouvrement Rec de 50%. Ces résultats sont mis en parallèle avec les cartographies en 2D du procédé abordées précédemment en section IV.2.1.2 (p.129). Elles montrent que la tendance observée précédemment dans le cadre du monocordon, à savoir une diminution progressive du nombre d'éjectas avec la puissance, est accentuée lors de la réalisation de surface. En effet, dans le cas des aluminiums comme ici, la largeur des cordons augmente linéairement avec la puissance comme le montrait la Figure IV.23 (p. 128).

Après avoir fait le lien entre les monocordons (1D) et les surfaces (2D) de multicordons, la partie finale de ces travaux consiste à corréler les résultats précédents avec des pièces 3D réalisées en machine.

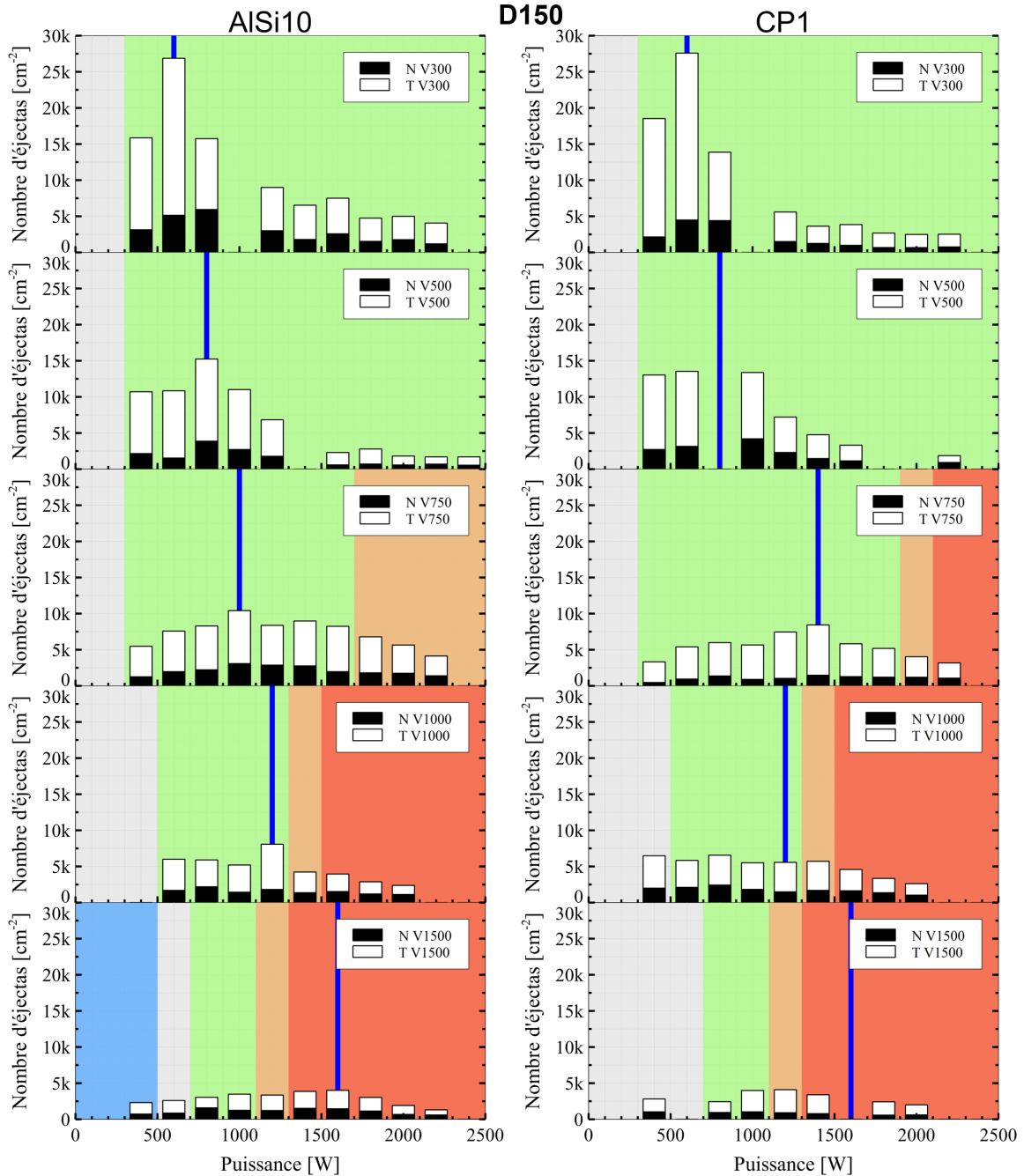


FIGURE IV.55 – Nombre d'éjectas émis par centimètre carré, calculés d'après l'équation (IV.1), pour AISi10 et CP1, avec un spot laser de $d=150 \mu\text{m}$ et une épaisseur $e=60 \mu\text{m}$. Les vitesses sont croissantes de haut en bas ($v_1=300 \text{ mm.s}^{-1}$, $v_2=500 \text{ mm.s}^{-1}$, $v_3=750 \text{ mm.s}^{-1}$, $v_4=1000 \text{ mm.s}^{-1}$, $v_5=1500 \text{ mm.s}^{-1}$) et les puissances croissantes de gauche à droite (de 400 à 2400 W par pas de 200 W). La droite bleue indique $RA_L=1$. Les couleurs de fond correspondent aux zones de stabilité (vert : stable, orange : pre-*humping*, rouge : *humping*).

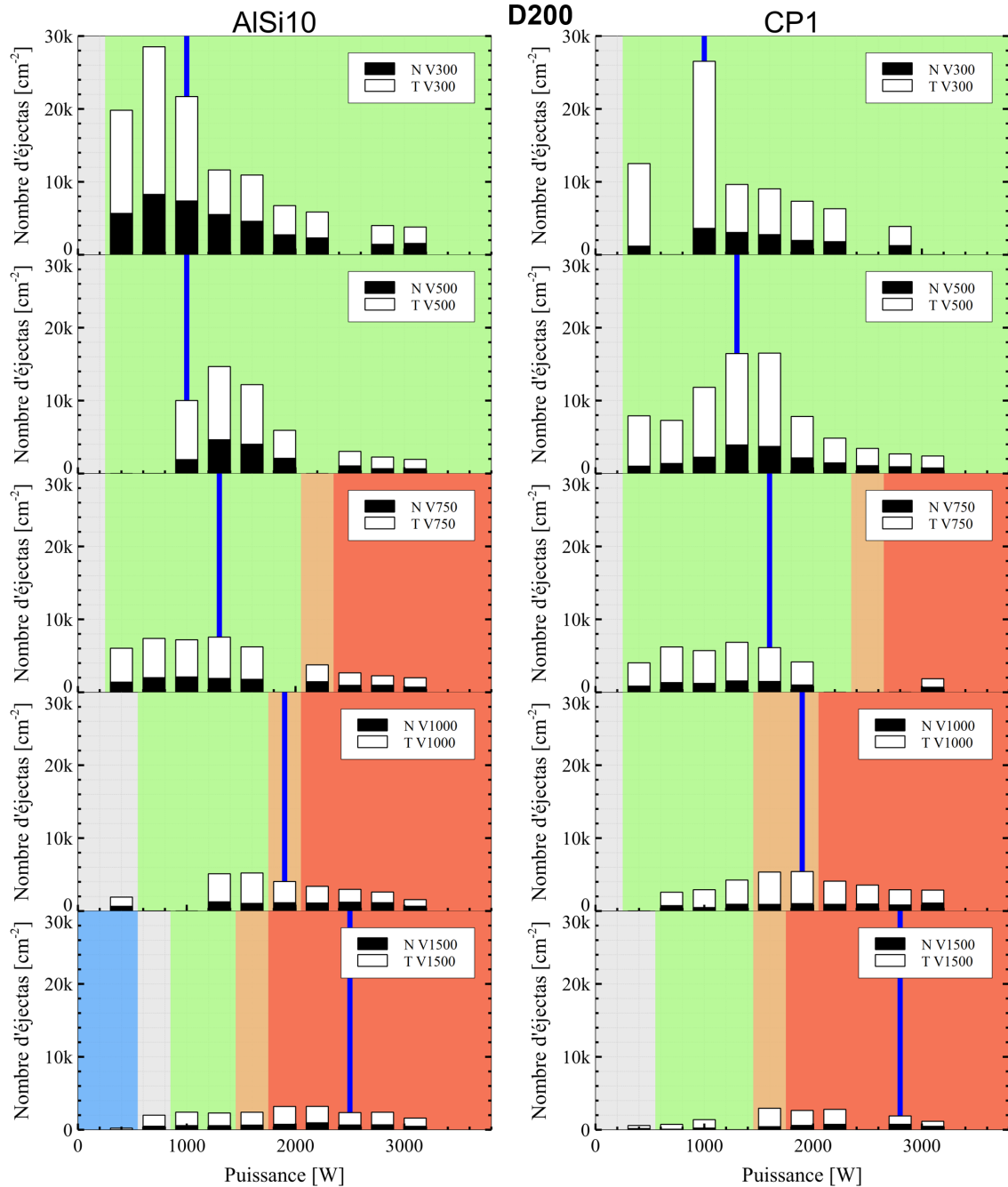


FIGURE IV.56 – Nombre d'éjectas émis par centimètre carré, calculés d'après l'équation (IV.1), pour AISi10 et CP1, avec un spot laser de $d=200\ \mu\text{m}$ et une épaisseur $e=60\ \mu\text{m}$. Les vitesses sont croissantes de haut en bas ($v_1=300\ \text{mm.s}^{-1}$, $v_2=500\ \text{mm.s}^{-1}$, $v_3=750\ \text{mm.s}^{-1}$, $v_4=1000\ \text{mm.s}^{-1}$, $v_5=1500\ \text{mm.s}^{-1}$) et les puissances croissantes de gauche à droite (de 400 à 3100 W par pas de 300 W). La droite bleue indique $RA_L=1$. Les couleurs de fond correspondent aux zones de stabilité (vert : stable, orange : *pre-humping*, rouge : *humping*).

IV.3 Corrélation avec les pièces 3D

Dans cette section, des cubes d'AlSi10 d'1 cm de côté sont analysés. Ils ont été produits par la machine SLM®125 décrite dans la section II.3.2 (p.74), avec un spot laser de diamètre $d=60 \mu\text{m}$. La poudre est la même que celle utilisée précédemment sur le banc instrumenté. Les paramètres standards de fabrication pour l'AlSi10 fournis par le fabricant machine sont les suivants :

- Pour un déplacement Δz du plateau de $30 \mu\text{m}$: $P=350 \text{ W}$, $V=1650 \text{ mm.s}^{-1}$, $h=130 \mu\text{m}$.
- Pour un déplacement Δz du plateau de $60 \mu\text{m}$: $P=350 \text{ W}$, $V=1150 \text{ mm.s}^{-1}$, $h=170 \mu\text{m}$.

Dans ces travaux, la puissance a été fixée et $P=350 \text{ W}$ et les autres paramètres ont été modifiés autour des valeurs standards. La vitesse a été variée de 500 à 2500 mm.s^{-1} , l'écart vecteur (ou *hatch* h) de 130 à $150 \mu\text{m}$, et le déplacement Δz du plateau de 30 à $60 \mu\text{m}$. Les détails de la paramétrie machine sont indiqués dans le Tableau IV.3 et le plateau est décrit en Figure IV.57.

TABLEAU IV.3 – Paramètres utilisés pour la réalisation de pièces 3D en AlSi10 avec la machine SLM®125.

Paramètres	$\Delta z=30 \mu\text{m}$	$\Delta z=60 \mu\text{m}$
Préchauffage du plateau ($^{\circ}\text{C}$)	50	
Nombre contours	2	
Distance contour/remplissage [μm]	200	
Distance entre contours [μm]	170	
Contour ext. Puissance [W]	300	
Contour ext. Vitesse [mm.s^{-1}]	730	600
Contour int. Puissance [W]	300	
Contour int. Vitesse [mm.s^{-1}]	730	600
<i>Downskin</i> ¹ -Puissance [W]	300	350
<i>Downskin</i> -Vitesse [mm.s^{-1}]	1600	950
Décalage entre couches	67°	
Puissance [W] pour supports	350	
Vitesse [mm.s^{-1}] pour supports	1000	

1. Stratégie de contours pour les parties faisant face au plateau, inclinées d'un angle compris entre 0 et 59° par rapport à l'horizontale. L'équivalent pour les parties supérieures est appelé "*Upskin*".

IV.3. CORRÉLATION AVEC LES PIÈCES 3D

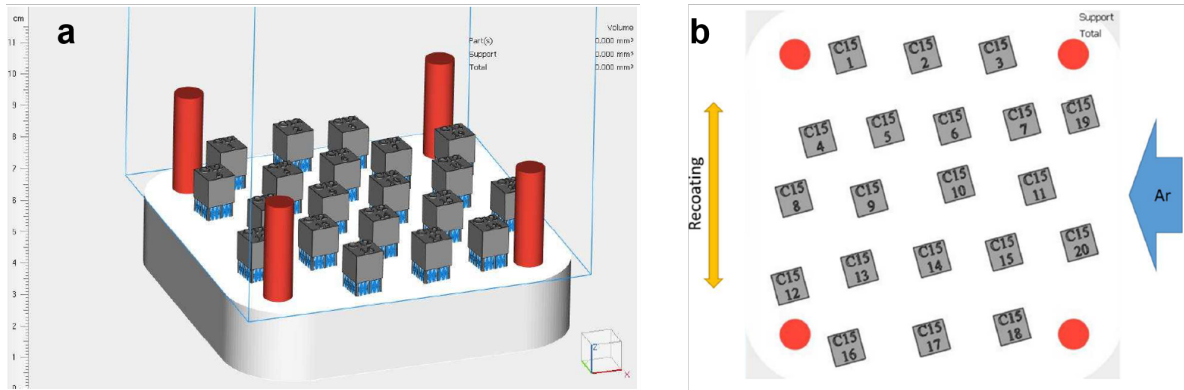


FIGURE IV.57 – (a) Détails du plateau de fabrication réalisé via le logiciel Magics ; (b) Visualisation en \vec{z} du plateau de fabrication, indiquant le sens de mise en couche par le racleur et la direction du flux de gaz.

IV.3.1 Évaluation de la porosité

La porosité des pièces 3D a été évaluée d'après la méthode décrite en section II.4.3 (p.78) et en Annexe A.1. Les résultats sont présentés en Figure IV.58 et IV.59. La droite horizontale à 1% indique la limite de porosité tolérable fixée ici.

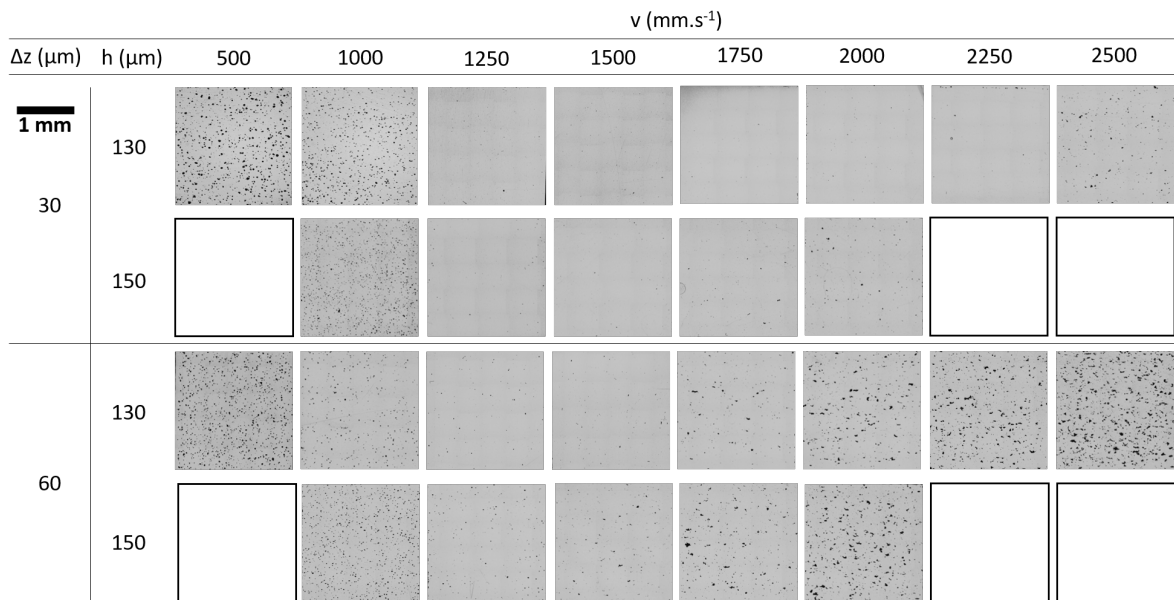


FIGURE IV.58 – Porosité des pièces d'1 cm³ d'AlSi10 pour différentes épaisseurs de poudre, différentes vitesses et différents écarts-vecteur, dans les conditions suivantes : $d=60 \mu\text{m}$, $P=350 \text{ W}$.

IV.3. CORRÉLATION AVEC LES PIÈCES 3D

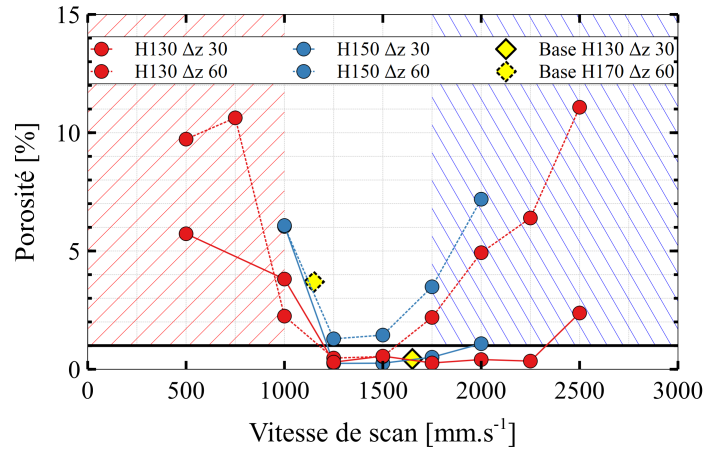


FIGURE IV.59 – Représentation graphique du pourcentage de porosité des pièces d'1 cm³ d'AlSi10 pour différents incréments plateau, différentes vitesses et différents écarts-vecteur, dans les conditions suivantes : $d=60\ \mu\text{m}$, $P=350\ \text{W}$. Les points jaunes correspondent aux paramètres standards de fabrication fournis par le fabricant machine (SLM®125).

En accord avec les descriptions du Chapitre I, une évolution prévisible de la porosité en fonction de la paramétrie est observée :

- Dans le cas des fortes densités d'énergie (par exemple ici pour $V \leq 1000\ \text{mm.s}^{-1}$, hachuré en rouge) : des porosités de type *keyhole* sont présentes. Elles résultent d'un piégeage de gaz et sont globalement sphériques, comme illustré en Figure IV.60 (a).
- Dans le cas des faibles densités d'énergie (par exemple ici pour $V \geq 1750\ \text{mm.s}^{-1}$ pour $\Delta z=60\ \mu\text{m}$, hachuré en bleu) : des porosités de manque de fusion sont présentes. Elles sont de formes irrégulières, comme illustré en Figure IV.60 (b), et des particules de poudre non fondues sont identifiées, comme illustré en Figure IV.61.

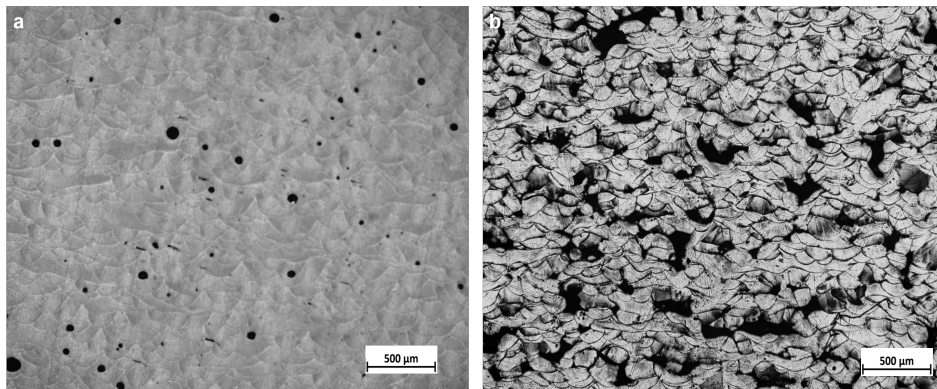


FIGURE IV.60 – Exemple de porosités (a) sphériques ($\Delta z=60\ \mu\text{m}$, $h=130\ \mu\text{m}$, $V=1000\ \text{mm.s}^{-1}$); (b) irrégulières ($\Delta z=60\ \mu\text{m}$, $h=130\ \mu\text{m}$, $V=2250\ \text{mm.s}^{-1}$).

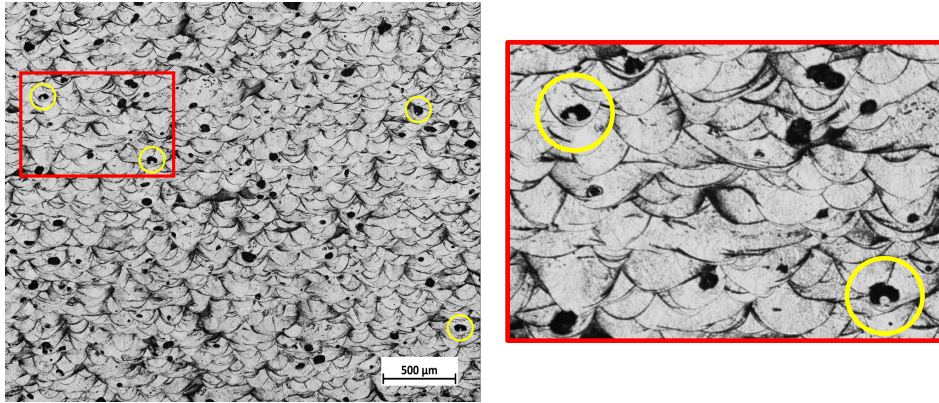


FIGURE IV.61 – Exemple d’inclusions de poudre au sein d’une porosité ($\Delta z=30 \mu\text{m}$, $h=150 \mu\text{m}$, $V=1000 \text{ mm.s}^{-1}$).

IV.3.2 Corrélation avec les cartographies du procédé

Afin de faire le lien avec l’étude précédente sur les régimes hydrodynamiques, des cartographies des zones de stabilité en monocordon sont réalisées pour l’AlSi10 sur le banc laser instrumenté, avec une taille de spot laser plus représentative de celui présent dans la SLM[®]125. Un laser gaussien, décrit au Chapitre II (p.70) et présentant un diamètre de spot $d=80 \mu\text{m}$, est utilisé.

Les cartographies 1D résultantes sont illustrées en Figure IV.62 en fonction de la puissance du laser et de la vitesse de scan. La méthode ainsi que le code couleur restent identiques. Afin de faire le lien avec les cartographies précédentes, une représentation de chacune des cartographies en fonction de l’intensité (calculée via l’équation (I.1)) est disponible en Annexe C.

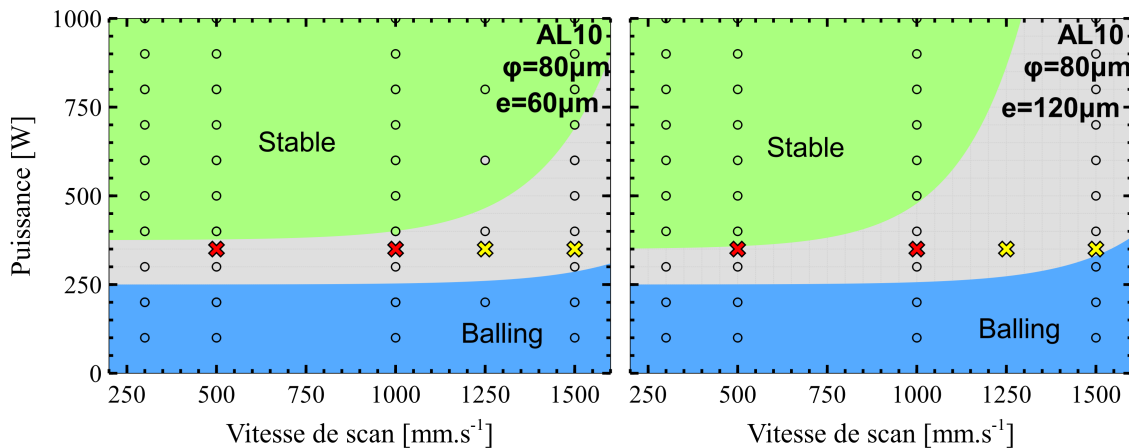


FIGURE IV.62 – Cartographies du procédé en fonction de la puissance et de la vitesse de déplacement du laser pour l’AlSi10, en monocordon (1D) dans les conditions suivantes : $d=80 \mu\text{m}$, $e=60 \mu\text{m}$ et $e=120 \mu\text{m}$. Les croix jaunes représentent les paramètres induisant moins d’1% de porosité dans les pièces 3D tandis que les croix rouges représentent les paramètres induisant des porosités dues aux trop fortes densités d’énergie.

Comme précédemment, deux épaisseurs de couche de poudre sont testées : $e=60\ \mu\text{m}$ et $e=120\ \mu\text{m}$. Ces épaisseurs sont représentatives des essais réalisés sur la SLM®125 avec des incréments plateau respectivement de $\Delta z=30\ \mu\text{m}$ et $\Delta z=60\ \mu\text{m}$. En effet, en raison de la compacité du lit de poudre d'environ 50%, et donc de la hauteur de cordon fusionné inférieure à Δz , il est généralement considéré qu'au bout d'une dizaine de couches, l'épaisseur réelle de poudre tend vers le double de l'incrément plateau, soit $e = 2 \times \Delta z$.

Outre la zone grise, deux domaines sont définis ici. Le premier est un domaine de *balling*, dans le cas des faibles densités d'énergie ($P \leq 250\ \text{W}$). Le second est un domaine stable, qui s'étend pour chacune des vitesses de scan. Comme observé dans la section IV.2.1.2 (p.129), une augmentation de l'épaisseur de couche de poudre induit un domaine de *balling* légèrement plus étendu et à l'inverse un domaine stable plus réduit. L'absence de *humping* pourrait s'expliquer par la faible surface libre du bain liquide due à la petite taille de spot laser, ainsi que par la puissance du laser limitée à 1000 W.

D'après la Figure IV.59, une dizaine de points se situent dans la plage de porosités acceptable ($\leq 1\%$). Ceux aux vitesses de 1250 et 1500 $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ont été représentés en jaune sur les cartographies, les autres étant en dehors du plan d'expérience réalisé. À l'inverse, les points manifestant des porosités dues aux trop fortes densités d'énergie sont indiqués en rouge.

À première vue, ces points expérimentaux 3D ne sont pas en accord avec les cartographies 1D du procédé. Néanmoins, il a été vu dans la section IV.2.1.2 que l'enchaînement de cordons (2D) avait tendance à étendre les zones de stabilité, du fait de la diminution de la quantité de poudre et de la surface libre du bain liquide. Les frontières évoluent alors vers les basses puissances. Cette évolution est d'autant plus importante lors d'une réalisation 3D, grâce à l'accumulation de chaleur au fur et à mesure de la construction. Les couches inférieures étant de plus refondues par le laser, cela explique le domaine de forte densité d'énergie dans lequel se trouvent les points représentés en rouge. De même, les points jaunes apparaissant instables et proches du *balling* en 1D sont en réalité dans un domaine stable en 3D grâce à un bilan énergétique plus important.

Il est à noter également que l'écart de 30% entre les diamètres de spot laser (60 μm pour la SLM®125 contre 80 μm pour le banc instrumenté) peut expliquer un léger décalage des résultats.

IV.3.3 Mesure des dimensions des cordons sur les échantillons

Les rapports d'aspect RA_L par rapport au diamètre du laser ont été mesurés et comparés à la fois pour les échantillons 1D et 3D. Les résultats sont présentés en fonction de la VED en Figure IV.63.

L'écart vecteur h et l'incrément du plateau Δz n'ont visiblement pas d'influence significative sur la profondeur des cordons en 3D. Une bonne corrélation peut être établie entre les RA_L 3D et 1D pour les vitesses supérieures ou égales à 1000 $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$. En revanche, les points 1D aux vitesses inférieures ou égales à 500 $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$ se détachent, contrairement à ce qui était observé pour les diamètres de faisceau de 150 et 200 μm en Figure IV.21, où les valeurs étaient homogènes.

IV.3. CORRÉLATION AVEC LES PIÈCES 3D

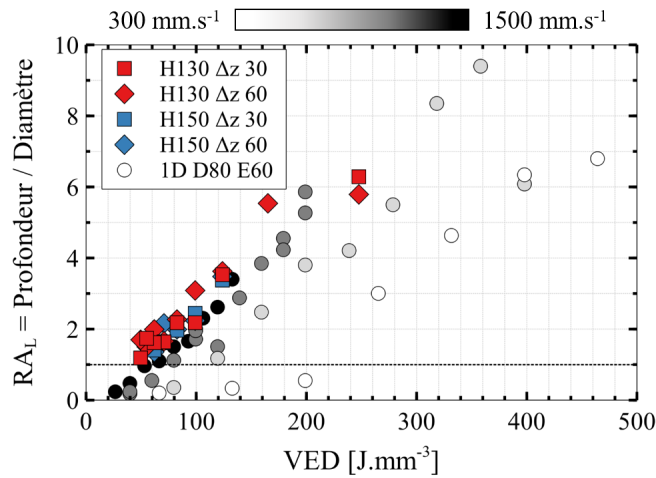


FIGURE IV.63 – Rapport de la profondeur sur le diamètre (RA_L) en fonction de la VED, pour AlSi10, d’après les monocordons (1D) à $d=80\ \mu\text{m}$ (cercles en nuances de gris selon V) et les pièces 3D à $d=60\ \mu\text{m}$ (losanges ou carrés selon Δz , bleus ou rouges selon h).

La Figure IV.64 (a) présente le RA_L pour les cordons 1D en fonction de la puissance et de la vitesse. Logiquement, les échantillons réalisés à plus grande vitesse sont moins profonds. De plus, la totalité des points au-delà de 400 W est définie en régime de capillaire ($RA_L \geq 1$). En regardant maintenant la Figure IV.64 (b), qui représente le RA_C pour les cordons 1D en fonction de la puissance et de la vitesse, le résultat est bien différent de celui observé en Figure IV.25 dans le cas des diamètres de spot laser de 150 et 200 μm . Alors que RA_C tendait vers 1 dans le cas précédent, cette fois-ci les cordons sont bien plus profonds par rapport à leur largeur, comme en atteste la Figure IV.65, et des formes de "trou de serrure" sont bien présentes.

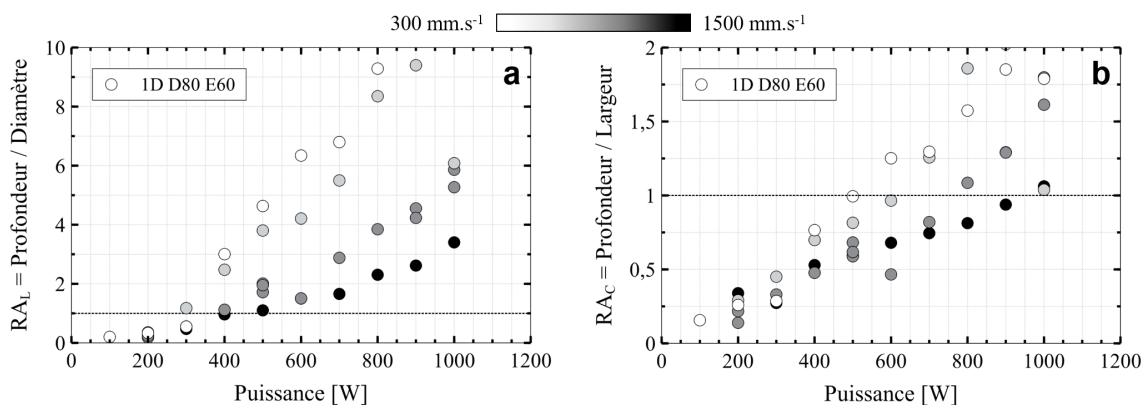


FIGURE IV.64 – (a) Rapport de la profondeur sur le diamètre (RA_L); (b) Rapport de la profondeur sur la largeur (RA_C), en fonction de la puissance pour différentes vitesses de scan, pour AlSi10, d’après les monocordons (1D) à $d=80\ \mu\text{m}$.

IV.3. CORRÉLATION AVEC LES PIÈCES 3D

Le RA_C n'a pas pu être calculé pour les pièces 3D car, comme mentionné dans le Chapitre II, la dernière couche n'était pas parallèle à un côté du cube, et la rotation de 67° entre les couches ne permet pas d'observer la largeur précise des cordons.

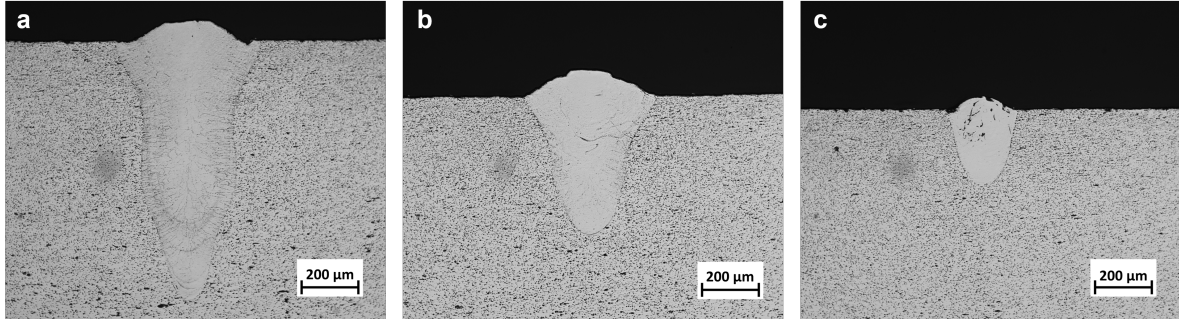


FIGURE IV.65 – Vue au microscope optique de cordons d'AlSi10 réalisés à $d=80 \mu\text{m}$, $P=1000 \text{ W}$ (a) $V=300 \text{ mm.s}^{-1}$, présentant une forme caractéristique du *keyhole* ou "trou de serrure"; (b) $V=500 \text{ mm.s}^{-1}$; (c) $V=1000 \text{ mm.s}^{-1}$.

IV.3.4 Lien avec les éjections de matière

L'analyse des éjectas n'a pas pu être réalisée sur ces essais sur banc instrumenté à $d=80 \mu\text{m}$, en raison des limites de la méthode de détection décrites au Chapitre III. Pour ce diamètre de spot laser réduit, les intensités atteignent 20 MW.cm^{-2} , ce qui représente des détentes de plume de vapeur extrêmement rapides, voire des écoulements supersoniques. Ainsi, la vitesse d'une partie des éjectas est supérieure à la limite de suivi de 7.5 m.s^{-1} . Seulement quelques centaines de particules sont finalement comptées pour les vitesses inférieures ou égales à 500 mm.s^{-1} contre plus d'un millier pour des spots laser de 150 ou $200 \mu\text{m}$. Pour les vitesses supérieures, l'effet de l'angle accentue encore cette sous-estimation, avec moins d'une cinquantaine de particules comptées.

Concernant la réalisation des pièces 3D, la quantification précise des éjectas au sein d'une machine commerciale reste laborieuse, comme cela a été décrit au Chapitre I, et n'a donc pas été envisagée dans ces travaux. Néanmoins, des pesées du plateau et du réservoir de poudre ont été effectuées avant et après fabrication. Les éjectas présents en bordure du plateau à l'issue des essais (correspondant aux éjectas balayés par le *cross jet* n'ayant pas été aspirés dans le filtre) ont également été collectés et pesés. L'analyse de ces données montre qu'en moyenne 75% de la poudre est utilisée pour la fabrication de la pièce. Les 25% restant correspondent aux éjectas collectés en bordure de plateau. Cependant, la réalisation de pièces 3D dans différentes conditions paramétriques au sein d'un même plateau dans ces essais ne permet pas d'en dire davantage sur la relation entre les éjectas et les paramètres laser en machine.

IV.4 Conclusion du chapitre et discussion

Afin de corrélérer les flux d'éjectas en L-PBF avec l'hydrodynamique du bain liquide, des essais à différentes échelles ont été réalisés sur une large plage opératoire, d'après les méthodes décrites au Chapitre II : monocordons (1D), surfaces (2D) et pièces (3D). Suite à ces essais, les échantillons ont été analysés métallographiquement pour mesurer les dimensions des zones fondues, tandis que les images de l'interaction laser-matière ont été traitées via le système SP(AM)² décrit au Chapitre III.

L'utilisation d'un banc instrumenté s'est avérée pertinente pour observer l'interaction laser-matière de près. Comme il n'est pas encore possible d'étudier précisément les éjectas en machine d'un point de vue quantitatif et qualitatif, ce dispositif expérimental simplifié présente un grand intérêt. Dans ces travaux de thèse, les domaines de puissance testés vont aussi au-delà de ce qui est habituellement présenté dans la littérature.

Si la corrélation des phénomènes observés à l'échelle du monocordon n'est pas immédiate avec l'échelle de la pièce 3D, des informations sur la stabilité des bains liquides peuvent être extraites des cartographies. Ces résultats font échos aux travaux de AVERSA et al., 2018 qui justifiaient l'utilisation de monocordons pour mieux comprendre les phénomènes physiques en fabrication additive L-PBF.

Deux plans d'expérience distincts totalisant près d'un millier d'essais, ont permis de mettre en évidence les résultats suivants :

(1) Les éjectas peuvent être classés en fonction de leur nocivité, qui est ici définie par un critère de taille. Un éjecta nocif présente un rayon plus important que la poudre initiale ($r > 30 \mu\text{m}$) et peut donc être responsable de défauts majeurs, comme décrits au Chapitre I. Si ils ne représentent en moyenne qu'un tiers du nombre total d'éjectas émis au cours du procédé, ils comptent pour près de la moitié du volume de matière éjecté. Ainsi, ils représentent une perte de matière conséquente après tamisage. Des éjectas nocifs avec un rayon supérieur à $50 \mu\text{m}$ ont été observés et collectés dans chacune des configurations paramétriques étudiées, et pour chacun des matériaux. Ces éjectas d'aluminium étaient également comparables à ceux d'acier 316L décrits dans la littérature (DELACROIX et al., 2022). Ce phénomène est donc inévitable en L-PBF, et il s'agit alors de minimiser son impact sur la qualité des pièces et sur la recyclabilité des poudres.

(2) La méthode de détection décrite au Chapitre III montre ses limites pour l'étude des éjectas dans le cas des grandes vitesses de scan ($\geq 1500 \text{ mm.s}^{-1}$) et des fortes intensités laser (notamment à $d=80 \mu\text{m}$). Bien que les éjectas nocifs soient détectés (grande taille et faible vitesse), les particules les plus rapides (généralement proches de la taille de la poudre initiale) et/ou faiblement lumineuses sont sous-estimées et ne permettent pas d'établir des analyses

IV.4. CONCLUSION DU CHAPITRE ET DISCUSSION

statistiques. Néanmoins la méthode reste valable pour réaliser des études statistiques sur les particules générant des défauts.

(3) Une variation du taux d'oxygène de 100 à 2000 ppm dans l'enceinte de fabrication n'a pas d'effet significatif sur la dynamique des éjections de matière ou sur l'hydrodynamique du bain. Il reste néanmoins conseillé de maintenir une atmosphère de fabrication protégée pour éviter une dégradation prématurée des poudres due à l'oxydation.

(4) La trajectoire des éjectas dépend de la paramétrie appliquée et fournit des indications sur la pollution du lit de poudre. L'étude du sommet montre que, dans la majorité des cas, 25% des particules issues de l'interaction laser-matière n'atteignent pas le niveau théorique du flux de gaz. Cette proportion s'évalue à 100% pour les conditions de faible puissance et de faible vitesse, où les éjectas ont une trajectoire particulièrement rasante. De plus, l'évaluation des distances parcourues signale que, sans l'utilisation du *cross jet*, près de la moitié des éjectas générés retomberaient dans la zone de fabrication pour l'exemple d'une machine SLM®125.

(5) Le nombre d'éjectas généré par centimètre varie selon les paramètres appliqués d'une centaine à près de 2000. La sensibilité des flux d'éjectas vis-à-vis de la puissance ou du diamètre du laser est attribuée à l'effet de l'intensité laser sur la morphologie des bains liquides (profondeur, orientation du front avant). En effet, les résultats de cette étude confirment que le phénomène d'éjection de matière est essentiellement lié aux perturbations induites par la plume de vapeur, elle-même régie par l'intensité du laser. Cette plume s'échappant principalement dans une direction perpendiculaire au front avant, la morphologie des cordons joue un rôle important sur la quantité, l'orientation ou encore la vitesse des éjectas, à travers le couplage entre le flux de vapeur et le bain liquide d'une part et le flux de vapeur et l'atmosphère d'autre part.

(6) L'effet déstabilisant de la poudre est clairement visible dans ces travaux, à la fois lors d'essais à plus grande épaisseur de couche de poudre, ou lors de la comparaison entre les monocordons et les surfaces. Elle perturbe la stabilité des bains liquides en augmentant leur surface libre, et est également responsable davantage d'éjections de Type 2 ou 3 dans le cas des faibles vitesses ($\leq 500 \text{ mm.s}^{-1}$). De plus, la présence d'éjectas de poudre en suspension au-delà d'une certaine concentration peut être nocive dans la mesure où ils peuvent interférer avec la propagation du faisceau (phénomènes de réflexion, diffusion, diffraction...). Néanmoins, l'épaisseur de couche de poudre est un facteur important à considérer en termes de productivité. Le temps de mise en couche étant parfois l'étape la plus longue en fabrication L-PBF, augmenter l'épaisseur permet de réduire le nombre de couches et ainsi réduire le temps de fabrication. Il est aussi intéressant de souligner qu'elle n'est généralement pas responsable d'une augmentation des éjectas nocifs.

IV.4. CONCLUSION DU CHAPITRE ET DISCUSSION

(1) Il est bien sûr conseillé de travailler dans des domaines de stabilité du bain liquide. Néanmoins, il est important de prendre en compte que les frontières de stabilité en puissance établies en monocordon ont tendance à évoluer vers les basses puissances lors de la réalisation de surface (effet de la poudre et de la surface libre) et de pièces 3D (effet de l'accumulation d'énergie). De ce fait, il n'est pas recommandé de travailler à forte puissance et faible vitesse (zone 1), car même si ces paramétries sont considérées stables en 1D et 2D, elles présentent des densités d'énergie trop importantes à l'échelle 3D et créent des porosités de type *keyhole*. Elles peuvent également modifier la composition chimique du matériau en favorisant la vaporisation de certains éléments.

(2) De même, le domaine de faible puissance et de faible vitesse (zone 2) semble intéressant en termes de stabilité, et ne présente pas de densité d'énergie trop importante. Néanmoins, l'étude des trajectoires des éjectas montre que les particules générées lors de la fabrication sont trop rasantes pour être balayées par le flux de gaz. Elles retombent ainsi directement dans la zone de fabrication et engendrent une forte pollution du lit de poudre, laissant présager des défauts. Ainsi, les faibles vitesses sont déconseillées de manière générale, d'autant qu'elles ne présentent pas d'intérêt significatif en termes de productivité.

(3) Les domaines instables de type *pre-humping* et *humping* (zones 3), sont généralement à éviter du fait des défauts potentiellement induits par l'empilement de cordons présentant des irrégularités, même si ces travaux illustrent qu'ils ne s'accompagnent pas nécessairement d'une quantité importante d'éjectas nocifs. Il est possible de repousser ces domaines vers les fortes puissances en augmentant le diamètre du faisceau laser. D'après la littérature, l'utilisation d'alliages présentant une viscosité importante (tout en conservant bien sûr une bonne résistance à la fissuration) permet également de limiter ces phénomènes (C. TANG et al., 2020).

(4) Les domaines de balling (zone 4) sont également déconseillés pour obtenir des pièces denses, en gardant en tête que leur frontière évolue vers les basses puissances lors de la réalisation de pièces 3D.

Ainsi, une plage (P,V) peut être recommandée ici, favorisant la stabilité des bains liquides et minimisant la quantité d'éjectas générés. Néanmoins, cette plage doit être vérifiée et adaptée lors de la transposition en machine, et ce pour chaque matériau distinct. Par ailleurs, si la nocivité d'un éjecta a été définie dans ces travaux par un critère de taille constant par rapport à la granulométrie initiale des poudres, il est pertinent de mentionner que l'effet nocif de la particule dépend *in fine* de la paramétrie appliquée. Par exemple, l'entrave du racleur induite par un éjecta déposé sur le lit de poudre dépend de l'incrément Δz , de même que la proportion d'éjectas non fondus dépend de l'énergie apportée.

IV.4. CONCLUSION DU CHAPITRE ET DISCUSSION

Finalement, il est intéressant de remarquer que les gammes de paramètres étudiées ici sont relativement éloignées des paramètres accessibles en machines L-PBF commerciales actuellement sur le marché. D'une part, ces ordres de grandeur de puissance et de diamètre de spot laser ont permis d'observer plus facilement les phénomènes physiques mis en jeu à l'échelle de l'interaction laser-matière. D'autre part, ils suivent indirectement la tendance actuelle dans le développement des nouvelles machines, à savoir l'utilisation de spot laser plus gros et de puissances plus importantes pour optimiser la productivité. Cette dernière est définie en équation (IV.3) et s'exprime en $\text{mm}^3 \cdot \text{s}^{-1}$.

$$V_{fab} = e \times h \times V \quad (\text{IV.3})$$

Le gain en temps de fabrication repose sur l'augmentation de la largeur de cordon, qui augmente l'écart vecteur h et diminue le nombre total de passages du laser nécessaires. En comparant les largeurs de cordon obtenues dans ces essais pour des puissances et vitesses équivalentes, il apparaît que ce gain n'est significatif qu'au-delà des fortes puissances ($\geq 1000 \text{ W}$) et des fortes vitesses ($\geq 1000 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$). L'utilisation d'un spot de $150 \mu\text{m}$ permet alors d'augmenter l'écart vecteur de 10% par rapport au spot de $80 \mu\text{m}$. L'augmentation s'élève à 20% pour un spot de $200 \mu\text{m}$.

Conclusions et perspectives

Conclusions

Le procédé de fabrication additive métallique L-PBF est aujourd'hui le plus répandu et consiste à fusionner localement des couches successives de poudre avec un laser. Il met en jeu des phénomènes multiphysiques complexes à l'échelle de l'interaction laser-matière, sous l'effet de nombreux paramètres tels que le diamètre du faisceau, la vitesse de scan ou encore la puissance. Par analogie avec le soudage laser, la densité d'énergie relative aux paramètres appliqués détermine le régime de fusion (conduction ou capillaire) et notamment la morphologie des cordons. Des instabilités similaires au soudage sont également observées (*balling*, *humping*).

Parmi les instabilités responsables de défauts, les éjections de matière sont de plus en plus étudiées ces dernières années, suite à une prise de conscience de leur nocivité. La littérature s'accorde sur leur origine, à savoir l'interaction de la plume de vapeur avec le bain liquide et la poudre environnante. Deux grands types d'éjectas sont différenciés : les éjectas sous forme de gouttelettes issues du bain de fusion (15%) et les éjectas "poudres" constitués de particules de poudre entraînées par le flux de gaz (85%). Leur nocivité dépend essentiellement de leur taille, pouvant atteindre pour les éjectas liquides quatre à cinq fois celle de la poudre initiale. Ils altèrent l'état de surface des pièces et peuvent induire des inclusions de matière et des porosités.

Pour établir ces origines et les conséquences des éjectas sur le procédé L-PBF, différentes méthodes d'observation et d'analyse ont été développées au cours des dernières années, à la fois au sein de machines de fabrication additive commerciale et sur bancs expérimentaux dédiés. Elles ont permis de définir les éjectas comme une signature du procédé, et mettent en évidence leur intérêt dans les méthodes de contrôle *in situ*. Néanmoins, ces méthodes reposant sur un compromis coût - performance ne proposent pas de moyen simple pour étudier les éjections de matières à la fois quantitativement et qualitativement.

Ces travaux ont donc proposé une approche expérimentale couplée au développement d'une méthode intelligente et automatisée dédiée, afin de corréliser les flux d'éjectas avec la stabilité du bain liquide. Ils ont porté en particulier sur les alliages d'aluminium, deux alliages de fonderie (AlSi7Mg, AlSi10Mg) et deux alliages dédiés à la FA (Aheadd®CP1, Aheadd®HT1)

ayant été étudiés. Des échantillons ont été réalisés à différentes échelles (1D, 2D, 3D), à l'aide d'un banc d'essai innovant et d'une machine SLM®125. L'utilisation d'un banc instrumenté a permis à la fois de multiplier facilement les essais, dans des gammes de paramètres très étendues et avec de faibles quantités de poudre, et d'obtenir une visualisation précise de l'interaction laser-matière grâce à des caméras rapides.

La première partie de ces travaux a donc consisté à développer un système original d'analyse globale des éjectas, baptisé SP(AM)² (*SPatter Analysis Method for Additive Manufacturing*), qui a permis de détecter et de suivre les éjectas à partir de ces images de l'interaction laser-matière. En utilisant les avantages de différentes méthodes de détection existantes, il est parvenu à extraire de nombreuses informations sur les éjections de matière (nombre, taille, vitesse, angle d'éjection). La détection des particules a été effectuée à l'aide d'outils d'apprentissage profond issus de l'intelligence artificielle, qui ont montré des performances supérieures aux méthodes d'analyse d'image traditionnelles. Avec un rappel de 82% et une précision de 95%, ce système constituait un compromis coût - performance acceptable, mais illustre la problématique de l'étiquetage des bases de données d'apprentissage. Il présentait également des limites pour le suivi des éjectas "poudres" : d'une part les éjectas "froids" n'étaient pas détectés par le système du fait de l'absence d'éclairage ; d'autre part les éjectas "chauds" entraînés par la plume étaient sous-estimés, notamment pour les angles les plus importants, du fait de leur vitesse d'éjection trop rapide par rapport à la taille du champ d'acquisition. Néanmoins, SP(AM)² s'est montré performant pour l'étude des éjectas les plus nocifs, à savoir ceux issus du bain liquide.

Les données morphologiques et dynamiques des éjectas issues de SP(AM)² ont été analysées statistiquement dans la seconde partie de ces travaux. Un intérêt particulier a été porté sur les éjectas "nocifs", c'est-à-dire ceux présentant une taille supérieure à la poudre initiale ($r > 30 \mu\text{m}$). Ces derniers ont été observés et collectés pour chacun des alliages d'aluminium étudiés et présentaient des similitudes notamment avec les éjectas d'acier. Ils traduisent ainsi la pollution inévitable du lit de poudre au cours du procédé L-PBF, et représentent une perte de matière significative. En outre, si la nocivité a ici été définie ici par un critère de taille constant par rapport à la granulométrie initiale des poudres, il est également envisageable de nuancer cette nocivité en fonction de l'incrément Δz (éventuel problème d'étalement dû aux éjectas) ou en fonction de l'énergie apportée (problème de manque de fusion des éjectas).

Les résultats ont montré que l'AlSi7Mg générait 30% d'éjectas de plus que l'AlSi10Mg, ce qui a été expliqué par une plume de vapeur plus importante, induite par la quantité supérieure de magnésium (0,558% contre 0,208% dans AlSi10Mg). Des différences en termes de flux d'éjectas ont également été observées entre les alliages dédiés à la FA et les alliages de fonderie. Ahead®HT1 présentait notamment deux fois moins d'éjections de matière que les autres nuances au-delà de 750 W. Les caractérisations élémentaires effectuées dans ces travaux n'ont malheureusement pas permis d'éclairer ces résultats.

Des variations de flux d'éjectas de 100 à 2000 particules selon les paramètres appliqués ont été mesurées. L'effet de la paramétrie laser (diamètre, puissance, vitesse) sur la dynamique des éjections de matière a été justifié par son influence sur l'orientation du front avant du bain liquide. Cette orientation a été déduite de l'observation *in situ* de la plume de vapeur ainsi que de la morphologie des cordons résultants, à travers les analyses métallographiques des échantillons. Elle traduit l'hydrodynamique engendrée par l'interaction laser-matière.

Bien qu'aucun effet du taux d'oxygène dans l'enceinte de fabrication n'ait été observé, l'effet du flux de gaz protecteur au sein des machines L-PBF commerciales a été mis en évidence à travers l'étude des trajectoires des particules (sommet et distance). Les proportions d'éjectas non affectés par le *cross jet* ou retombant dans la zone de fabrication ont été évaluées pour différentes paramétries. Dans la majorité des cas, 25% des particules n'atteignaient pas le niveau théorique du flux de gaz. Cette proportion s'évaluait à 100% pour les conditions de faible puissance et de faible vitesse.

Enfin, l'effet perturbateur de la quantité de poudre sur la stabilité du bain liquide a été mis en évidence, et l'étude de cartographies du procédé a permis d'isoler une plage de paramétrie préférentielle. Grâce aux lasers de forte puissance, l'utilisation de larges diamètres de faisceau laser ou encore de grandes vitesses de scan est ainsi recommandée, permettant d'augmenter la productivité. Si la correspondance des cartographies et des flux d'éjectas a pu être établie entre les échelles 1D et 2D, la transposition dans le cas 3D est moins évidente. Une évolution des frontières de stabilité vers les faibles puissances a été observée lors du passage en machine, due aux spécificités de la fabrication couche par couche. Cela a permis de corrélérer les cartographies 1D à la santé matière (porosités) des pièces 3D. En revanche, la quantification précise des éjectas au sein d'une machine commerciale reste laborieuse, et n'a pas été envisagée dans ces travaux.

Perspectives

Afin d'améliorer la méthode d'analyse des éjectas, le champ d'acquisition sur le banc d'essai pourrait tout d'abord être étendu (modification du ratio hauteur-largeur, caméra plus haute résolution, diminution de la fréquence d'acquisition...). De plus, le système SP(AM)² pourrait bénéficier de certaines améliorations :

- Un étiquetage plus exhaustif des particules pour la base de données d'apprentissage permettrait d'augmenter encore le rappel et la précision du système.
- Des outils d'intelligence artificielle pourraient être employés pour réaliser directement l'analyse morphologique des particules (Mask R-CNN) ou encore pour assurer leur suivi (DeepSORT).

- Un traitement des particules dans leur ensemble (sans étape préalable de détection), assimilé à un problème de régression, permettrait de s'affranchir de la configuration contraignante du laser fixe sur le banc instrumenté, et ainsi être appliqué au sein d'une machine commerciale (CSRnet).

À cette fin, les films de l'interaction laser-matière réalisés dans ces travaux seront disponibles dans une base de données en accès libre, pour favoriser le développement d'un système encore plus performant.

Ainsi, sous réserve de son optimisation, cette méthode globale ouvre la voie à des outils de contrôle *in situ* voire *in operando* du procédé L-PBF. Des modifications en temps réel des stratégies de lasage sont en effet envisageables d'après les informations collectées (signature des éjectas indiquant des densités d'énergie trop faibles ou trop importantes, relasage de la couche précédente pour éliminer une pollution trop étendue...).

En outre, l'étude des éjectas via cette méthode permet d'optimiser la couverture gazeuse au sein des machines L-PBF. L'effet du flux de gaz protecteur sur les particules dépendant de la trajectoire de ces dernières mais aussi de leur taille, il est possible de l'adapter à la paramétrie afin de balayer un maximum d'éjections de matière en dehors de la zone de fabrication. Avec l'avènement des machines aux chambres toujours plus volumineuses, il est nécessaire d'entraîner les éjectas encore plus loin pour éviter les défauts.

D'un point de vue de la productivité, cette étude fournit des cartographies du procédé à forte puissance et large diamètre de faisceau laser. Elles constituent un point de comparaison pour l'aluminium avec les données issues de nouvelles machines aux fonctionnalités étendues (AconityTWO). Par ailleurs, l'aspect microstructure n'a malheureusement pas pu être abordé au cours de cette thèse, mais reste bien sûr à prendre en compte dans la recherche d'une plage de paramétrie optimale en L-PBF.

Pour finir, ces travaux ont montré des différences de comportement entre des alliages d'aluminium proches en composition. Cela implique une optimisation des paramètres de fabrication au cas par cas en fonction des nuances. Pour mieux comprendre l'effet des propriétés des matériaux (thermodynamiques, hydrodynamiques, optiques) sur la stabilité et les éjectas, une caractérisation plus poussée des différents alliages abordés serait intéressante. Il s'agirait à terme d'identifier des pistes pour l'élaboration de nouveaux matériaux dédiés au procédé L-PBF.

Bibliographie

- ABOULKHAIR, N. T., EVERITT, N. M., ASHCROFT, I. & TUCK, C. (2014). Reducing porosity in AlSi10Mg parts processed by selective laser melting. *Additive Manufacturing*, 1(November), 77-86. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2014.08.001>
- ACHEE, T., GUSS, G., ELWANY, A. & MATTHEWS, M. (2021). Laser pre-sintering for denudation reduction in the laser powder bed fusion additive manufacturing of Ti-6Al-4V alloy. *Additive Manufacturing*, 42(November 2020), 101985. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2021.101985>
- AHMED, F., ALI, U., SARKER, D., MARZBANRAD, E., CHOI, K., MAHMOODKHANI, Y. & TOYSERKANI, E. (2020). Study of powder recycling and its effect on printed parts during laser powder-bed fusion of 17-4 PH stainless steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 278(August 2019), 116522. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2019.116522>
- AI, Y., JIANG, P., WANG, C., MI, G., GENG, S. & LIU, W. (2018). Investigation of the humping formation in the high power and high speed laser welding. *Optics and Lasers in Engineering*, 107(February), 102-111. <https://doi.org/10.1016/j.optlaseng.2018.03.010>
- ALI, U., ESMAELIZADEH, R., AHMED, F., SARKER, D., MUHAMMAD, W., KESHAVARZKERMANI, A., MAHMOODKHANI, Y., MARZBANRAD, E. & TOYSERKANI, E. (2019). Identification and characterization of spatter particles and their effect on surface roughness, density and mechanical response of 17-4FIX MEPH stainless steel laser powder-bed fusion parts. *Materials Science and Engineering A*, 756(April), 98-107. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.04.026>
- ANDREAU, O., KOUTIRI, I., PEYRE, P., PENOT, J. D., SAINTIER, N., PESSARD, E., DE TERRIS, T., DUPUY, C. & BAUDIN, T. (2019). Texture control of 316L parts by modulation of the melt pool morphology in selective laser melting. *Journal of Materials Processing Technology*, 264(April 2018), 21-31. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.08.049>
- ASHBY, M. F. & JONES, D. R. (2006). *Engineering Materials 2* (3^e éd.). Elsevier.
- AVERSA, A., MARCHESE, G., SABOORI, A., BASSINI, E., MANFREDI, D., MARCHESE, G., SABOORI, A., BASSINI, E., FINO, P., LOMBARDI, M., MANFREDI, D., BIAMINO, S., UGUES, D., FINO, P. & LOMBARDI, M. (2019). New aluminum alloys specifically de-

BIBLIOGRAPHIE

- signed for laser powder bed fusion: A review. *Materials*, 12(7). <https://doi.org/10.3390/ma12071007>
- AVERSA, A., MOSHIRI, M., LIBRERA, E., HADI, M., MARCHESE, G., MANFREDI, D., LORUSSO, M., CALIGNANO, F., BIAMINO, S., LOMBARDI, M. & PAVESE, M. (2018). Single scan track analyses on aluminium based powders. *Journal of Materials Processing Technology*, 255(December 2017), 17-25. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.11.055>
- BARRETT, C., CARRADERO, C., HARRIS, E., MCKNIGHT, J., WALKER, J., MACDONALD, E. & CONNER, B. (2020). Low cost, high speed stereovision for spatter tracking in laser powder bed fusion. *Solid Freeform Fabrication 2018: Proceedings of the 29th Annual International Solid Freeform Fabrication Symposium - An Additive Manufacturing Conference, SFF 2018*, 2122-2134.
- BARRETT, C., CARRADERO, C., HARRIS, E., ROGERS, K., MACDONALD, E. & CONNER, B. (2019). Statistical analysis of spatter velocity with high - speed stereovision in laser powder bed fusion. *Progress in Additive Manufacturing*, 4(4), 423-430. <https://doi.org/10.1007/s40964-019-00094-6>
- BIDARE, P., BITHARAS, I., WARD, R. M., ATTALLAH, M. M. & MOORE, A. J. (2018a). Fluid and particle dynamics in laser powder bed fusion. *Acta Materialia*, 142, 107-120. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.09.051>
- BIDARE, P., BITHARAS, I., WARD, R. M., ATTALLAH, M. M. & MOORE, A. J. (2018b). Laser powder bed fusion at sub-atmospheric pressures. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 130-131(January), 65-72. <https://doi.org/10.1016/j.ijmactools.2018.03.007>
- BIDARE, P., BITHARAS, I., WARD, R. M., ATTALLAH, M. M. & MOORE, A. J. (2018c). Laser powder bed fusion in high-pressure atmospheres. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 99(1-4), 543-555. <https://doi.org/10.1007/s00170-018-2495-7>
- BOCHKOVSKIY, A., WANG, C.-Y. & LIAO, H.-Y. M. (2020). YOLOv4: Optimal Speed and Accuracy of Object Detection. *ArXiv, abs/2004.1*. <https://doi.org/10.48550>
- BUTTARD, M., CHEHAB, B., SHAHANI, R., ROBAUT, F., RENOU, G., TASSIN, C., RAUCH, E., DONNADIEU, P., DESCHAMPS, A., BLANDIN, J. J. & MARTIN, G. (2021). Multi-scale microstructural investigation of a new Al-Mn-Ni-Cu-Zr aluminium alloy processed by laser powder bed fusion. *Materialia*, 18(July), 101160. <https://doi.org/10.1016/j.mtla.2021.101160>
- CETIM. (2019). *Fabrication additive métallique - Les fondamentaux*. Editions Techniques de l'Ingénieur.
- CHEBIL, G., LAPOUGE, P., RENOLLET, Y., DAVOINE, C., THOMAS, M., FAVIER, V. & SCHNEIDER, M. (2021). Study of spatter ejections during laser-powder bed fusion process for aluminium alloys. *Journal of Laser Applications*, 33(4), 042047. <https://doi.org/10.2351/7.0000493>
- CHEHAB, B. (2019). PROCÉDÉ DE FABRICATION D'UNE PIÈCE EN ALLIAGE D'ALUMINIUM.

BIBLIOGRAPHIE

- CHEHAB, B. (2020). PROCÉDÉ DE FABRICATION D'UNE PIÈCE EN ALLIAGE D'ALUMINIUM.
- CHEN, H. & YAN, W. (2020). Spattering and denudation in laser powder bed fusion process: Multiphase flow modelling. *Acta Materialia*, 196, 154-167. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2020.06.033>
- CHEN, H., ZHANG, Y., GIAM, A. & YAN, W. (2022). Experimental and computational study on thermal and fluid behaviours of powder layer during selective laser melting additive manufacturing. *Additive Manufacturing*, 52(August 2021), 102645. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2022.102645>
- CHO, H. W., SHIN, S. J., SEO, G. J., KIM, D. B. & LEE, D. H. (2022). Real-time anomaly detection using convolutional neural network in wire arc additive manufacturing: Molybdenum material. *Journal of Materials Processing Technology*, 302(December 2021), 117495. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2022.117495>
- CORDOVA, L., CAMPOS, M. & TINGA, T. (2019). Revealing the Effects of Powder Reuse for Selective Laser Melting by Powder Characterization. *Jom*, 71(3), 1062-1072. <https://doi.org/10.1007/s11837-018-3305-2>
- COURTOIS, M., CARIN, M., MASSON, P. L. & GAIED, S. (2013). A new approach to compute multi-reflections of laser beam in a keyhole for heat transfer and fluid flow modelling in laser welding. *Journal of Physics*, 505305. <https://doi.org/10.1088/0022-3727/46/50/505305>
- DELACROIX, T., LOMELLO, F., SCHUSTER, F., MASKROT, H. & GARANDET, J. P. (2022). Influence of powder recycling on 316L stainless steel feedstocks and printed parts in laser powder bed fusion. *Additive Manufacturing*, 50(December 2021). <https://doi.org/10.1016/j.addma.2021.102553>
- ESCHNER, E., STAUDT, T. & SCHMIDT, M. (2019). 3D particle tracking velocimetry for the determination of temporally resolved particle trajectories within laser powder bed fusion of metals. *International Journal of Extreme Manufacturing*, 1(3). <https://doi.org/10.1088/2631-7990/ab3de9>
- ESCHNER, E., STAUDT, T. & SCHMIDT, M. (2020). Correlation of spatter behavior and process zone formation in powder bed fusion of metals. *CIRP Annals*, 69(1), 209-212. <https://doi.org/10.1016/j.cirp.2020.04.092>
- FABBRO, R. (2010). Melt pool and keyhole behaviour analysis for deep penetration laser welding. *Journal of Physics D: Applied Physics*, 43(44). <https://doi.org/10.1088/0022-3727/43/44/445501>
- FABBRO, R. (2020). Depth dependence and keyhole stability at threshold, for different laser welding regimes. *Applied Sciences (Switzerland)*, 10(4). <https://doi.org/10.3390/app10041487>
- FABBRO, R., DAL, M., PEYRE, P., COSTE, F., SCHNEIDER, M. & GUNENTHIRAM, V. (2018). Analysis and possible estimation of keyhole depths evolution, using laser operating parameters and material properties. 30(3). <https://doi.org/10.2351/1.5040624>

BIBLIOGRAPHIE

- FABBRO, R., HAMADOU, M. & FREDERIC, C. (2004). Metallic vapor ejection effect on melt pool dynamics in deep penetration laser welding. (February). <https://doi.org/10.2351/1.1642633>
- FABBRO, R., SLIMANI, S., DOUDET, I., COSTE, F. & BRIAND, F. (2006). Experimental study of the dynamical coupling between the induced vapour plume and the melt pool for Nd-Yag CW laser welding. *Journal of Physics D: Applied Physics*, 39(2), 394-400. <https://doi.org/10.1088/0022-3727/39/2/023>
- FEDINA, T., SUNDQVIST, J. & KAPLAN, A. F. (2021). Spattering and oxidation phenomena during recycling of low alloy steel powder in Laser Powder Bed Fusion. *Materials Today Communications*, 27(February), 102241. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2021.102241>
- GALY, C., LE GUEN, E., LACOSTE, E. & ARVIEU, C. (2018). Main defects observed in aluminum alloy parts produced by SLM: From causes to consequences. *Additive Manufacturing*, 22(July 2017), 165-175. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.05.005>
- GASPER, A. N., SZOST, B., WANG, X., JOHNS, D., SHARMA, S., CLARE, A. T. & ASHCROFT, I. A. (2018). Spatter and oxide formation in laser powder bed fusion of Inconel 718. *Additive Manufacturing*, 24(June), 446-456. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.09.032>
- GENC, M., ELOI, P., BLANDIN, J. J., PASCAL, C., DONNADIEU, P., DE GEUSER, F., LHUISSIER, P., DESRAYAUD, C. & MARTIN, G. (2022). Optimization of the strength vs. conductivity trade-off in an aluminium alloy designed for laser powder bed fusion. *Materials Science and Engineering A*, 858(August). <https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.144139>
- GOH, G. D. & YEONG, W. Y. (2022). Applications of machine learning in 3D printing. *Materials Today: Proceedings*, (40). <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2022.08.551>
- GONG, H., RAFI, K., GU, H., JANAKI RAM, G. D., STARR, T. & STUCKER, B. (2015). Influence of defects on mechanical properties of Ti-6Al-4V components produced by selective laser melting and electron beam melting. *Materials and Design*, 86, 545-554. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.07.147>
- GORJI, N. E., O'CONNOR, R., MUSSATTO, A., SNELGROVE, M., GONZÁLEZ, P. G. & BRABAZON, D. (2019). Recyclability of stainless steel (316FIX MEL) powder within the additive manufacturing process. *Materialia*, 8(May). <https://doi.org/10.1016/j.mtla.2019.100489>
- GRARD, C. (1920). *L'aluminium et ses alliages*. Paris : Berger-Levrault.
- GRASSO, M., DEMIR, A. G., PREVITALI, B. & COLOSIMO, B. M. (2018). In situ monitoring of selective laser melting of zinc powder via infrared imaging of the process plume. *Robotics and Computer-Integrated Manufacturing*, 49(February 2017), 229-239. <https://doi.org/10.1016/j.rcim.2017.07.001>
- GRASSO, M., REMANI, A., DICKINS, A., COLOSIMO, B. M. & LEACH, R. K. (2021). In-situ measurement and monitoring methods for metal powder bed fusion: An updated review. *Measurement Science and Technology*, 32(11). <https://doi.org/10.1088/1361-6501/ac0b6b>

BIBLIOGRAPHIE

- GRASSO, M. & COLOSIMO, B. M. (2017). Process defects and in situ monitoring methods in metal powder bed fusion: A review. *Measurement Science and Technology*, 28(4), 1-40. <https://doi.org/10.1088/1361-6501/aa5c4f>
- GUNENTHIRAM, V. (2018). *Compréhension de la formation de porosités en fabrication additive (LBM). Analyse expérimentale de l'interaction laser – lit de poudre - bain liquide.* (thèse de doct.). Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers. <https://pastel.archives-ouvertes.fr/tel-02025457>
- GUNENTHIRAM, V., PEYRE, P., SCHNEIDER, M., DAL, M., COSTE, F. & FABBRO, R. (2017). Analysis of laser–melt pool–powder bed interaction during the selective laser melting of a stainless steel. *Journal of Laser Applications*, 29(2), 022303. <https://doi.org/10.2351/1.4983259>
- GUNENTHIRAM, V., PEYRE, P., SCHNEIDER, M., DAL, M., COSTE, F., KOUTIRI, I. & FABBRO, R. (2018). Experimental analysis of spatter generation and melt–pool behavior during the powder bed laser beam melting process. *Journal of Materials Processing Technology*, 251, 376-386. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.08.012>
- GUO, Q., ZHAO, C., ESCANO, L. I., YOUNG, Z. & XIONG, L. (2018). Transient dynamics of powder spattering in laser powder bed fusion additive manufacturing process revealed by in-situ high-speed high-energy x-ray imaging Acta Materialia Transient dynamics of powder spattering in laser powder bed fusion additive manufact. *Acta Materialia*, 151(August), 169-180. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2018.03.036>
- HAY, B., FILTZ, J.-R. & BATSALÉ, J.-C. (2004). Mesure de la diffusivité thermique par la méthode flash. *Techniques d'analyse*, 33(0). <https://doi.org/10.51257/a-v1-r2955>
- HE, X., KONG, D., ZHOU, Y., WANG, L., NI, X., ZHANG, L., WU, W., LI, R., LI, X. & DONG, C. (2022). Powder recycling effects on porosity development and mechanical properties of Hastelloy X alloy during laser powder bed fusion process. *Additive Manufacturing*, 55(April), 102840. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2022.102840>
- HIND, A. R., BHARGAVA, S. K. & GROCOTT, S. C. (1999). The surface chemistry of Bayer process solids: A review. *Colloids and Surfaces A: Physicochemical and Engineering Aspects*, 146(1-3), 359-374. [https://doi.org/10.1016/S0927-7757\(98\)00798-5](https://doi.org/10.1016/S0927-7757(98)00798-5)
- JACOB, G., WATSON, S., BROWN, C. & WATSON, S. (2017). Effects of powder recycling on stainless steel powder and built material properties in metal powder bed fusion processes NIST Advanced Manufacturing Series 100-6 Effects of powder recycling on stainless steel powder and built material properties in metal. *NIST Advanced Manufacturing Series 100-6*, 59.
- KASERER, L., BERGMUELLER, S., BRAUN, J. & LEICHTFRIED, G. (2020). Vacuum laser powder bed fusion—track consolidation, powder denudation, and future potential. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 110(11-12), 3339-3346. <https://doi.org/10.1007/s00170-020-06071-6>
- KHAIRALLAH, S. A., ANDERSON, A. T., RUBENCHIK, A. M. & KING, W. E. (2016). Laser powder-bed fusion additive manufacturing: Physics of complex melt flow and formation

BIBLIOGRAPHIE

- mechanisms of pores, spatter, and denudation zones. *Acta Materialia*, *108*, 36-45. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.02.014>
- KHAIRALLAH, S. A., MARTIN, A. A., LEE, J. R., GUSS, G., CALTA, N. P., HAMMONS, J. A., NIELSEN, M. H., CHAPUT, K., SCHWALBACH, E., SHAH, M. N., CHAPMAN, M. G., WILLEY, T. M., RUBENCHIK, A. M., ANDERSON, A. T., MORRIS WANG, Y., MATTHEWS, M. J. & KING, W. E. (2020). Controlling interdependent meso-nanosecond dynamics and defect generation in metal 3D printing. *Science*, *368*(6491), 660-665. <https://doi.org/10.1126/science.aay7830>
- 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. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2016.01.004>
- LEIRMO, J. L. (2021). High Strength Aluminium Alloys in Laser-Based Powder Bed Fusion - A Review. *Procedia CIRP*, *104*, 1747-1752. <https://doi.org/10.1016/j.procir.2021.11.294>
- LEUNG, C. L. A., MARUSSI, S., ATWOOD, R. C., TOWRIE, M., WITHERS, P. J. & LEE, P. D. (2018). In situ X-ray imaging of defect and molten pool dynamics in laser additive manufacturing. *Nature Communications*, *9*(1), 1355. <https://doi.org/10.1038/s41467-018-03734-7>
- LI, R., LIU, J., SHI, Y. & WANG, L. (2012). Balling behavior of stainless steel and nickel powder during selective laser melting process, 1025-1035. <https://doi.org/10.1007/s00170-011-3566-1>
- LI, Y. & XU, F. (2021). Structural condition monitoring and identification of laser cladding metallic panels based on an acoustic emission signal feature optimization algorithm. *Structural Health Monitoring*, *20*(3), 1052-1073. <https://doi.org/10.1177/1475921720945637>
- LI, Z., LI, H., YIN, J., LI, Y., NIE, Z., LI, X., YOU, D., GUAN, K., DUAN, W., CAO, L., WANG, D., KE, L., LIU, Y., ZHAO, P., WANG, L., ZHU, K., ZHANG, Z., GAO, L. & HAO, L. (2022). A Review of Spatter in Laser Powder Bed Fusion Additive Manufacturing: In Situ Detection, Generation, Effects, and Countermeasures. *Micromachines*, *13*(8), 1366. <https://doi.org/10.3390/mi13081366>
- LIU, X., ZHAO, C., ZHOU, X., SHEN, Z. & LIU, W. (2019). Microstructure of selective laser melted AlSi10Mg alloy. *Materials and Design*, *168*. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.107677>
- 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 and Design*, *87*, 797-806. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.08.086>
- LOUVIS, E., FOX, P. & SUTCLIFFE, C. J. (2011). Selective laser melting of aluminium components. *Journal of Materials Processing Technology*, *211*(2), 275-284. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2010.09.019>
- LÜRIG, M. D., DONOUGHE, S., SVENSSON, E. I., PORTO, A. & TSUBOI, M. (2021). Computer Vision, Machine Learning, and the Promise of Phenomics in Ecology and Evolutionary

BIBLIOGRAPHIE

- Biology. *Frontiers in Ecology and Evolution*, 9(April). <https://doi.org/10.3389/fevo.2021.642774>
- LUTTER-GÜNTHER, M., BRÖKER, M., MAYER, T., LIZAK, S., SEIDEL, C. & REINHART, G. (2018). Spatter formation during laser beam melting of AlSi10Mg and effects on powder quality. *Procedia CIRP*, 74, 33-38. <https://doi.org/10.1016/j.procir.2018.08.008>
- LY, S., RUBENCHIK, A. M., KHAIRALLAH, S. A., GUSS, G. & MATTHEWS, M. J. (2017). Metal vapor micro-jet controls material redistribution in laser powder bed fusion additive manufacturing. *Scientific Reports*, 7(1), 1-12. <https://doi.org/10.1038/s41598-017-04237-z>
- MAHRLE, A. & SCHMIDT, J. (2002). The influence of fluid flow phenomena on the laser beam welding process. *International Journal of Heat and Fluid Flow*, 23(3), 288-297. [https://doi.org/10.1016/S0142-727X\(02\)00176-5](https://doi.org/10.1016/S0142-727X(02)00176-5)
- MALARVEL, M., SETHUMADHAVAN, G., BHAGI, P. C. R., KAR, S. & THANGAVEL, S. (2017). An improved version of Otsu's method for segmentation of weld defects on X-radiography images. *Optik*, 142, 109-118. <https://doi.org/10.1016/j.ijleo.2017.05.066>
- MARTIN, J. H., YAHATA, B. D., HUNDLEY, J. M., MAYER, J. A., SCHAEGLER, T. A. & POLLOCK, T. M. (2017). 3D printing of high-strength aluminium alloys. *Nature*, 549(7672), 365-369. <https://doi.org/10.1038/nature23894>
- MATAS, J., CHUM, O., URBAN, M. & PAJDLA, T. (2004). Robust wide-baseline stereo from maximally stable extremal regions. *Image and Vision Computing*, 22(10 SPEC. ISS.), 761-767. <https://doi.org/10.1016/j.imavis.2004.02.006>
- 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. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.05.017>
- MAUDUIT, A., PILLOT, S. & GRANSAC, H. (2017). Study of the suitability of aluminum alloys for additive manufacturing by laser powder-bed fusion. *UPB Scientific Bulletin, Series B: Chemistry and Materials Science*, 79(4), 219-238.
- MILLS, K., KEENE, B., BROOKS, R. & SHIRALI, A. (1998). Marangoni effects in welding. *Philosophical Transactions of the Royal Society of London, Series A:(356)*, 911-925.
- MOGHIMIAN, P., POIRIÉ, T., HABIBNEJAD-KORAYEM, M., ZAVALA, J. A., KROEGER, J., MARION, F. & LAROCHE, F. (2021). Metal powders in additive manufacturing: A review on reusability and recyclability of common titanium, nickel and aluminum alloys. *Additive Manufacturing*, 43(April), 102017. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2021.102017>
- MOHD YUSUF, S., CHOO, E. & GAO, N. (2020). Comparison between Virgin and Recycled 316L SS and AlSi10Mg Powders Used for Laser Powder Bed Fusion Additive Manufacturing. *Metals*, 10(12), 1625. <https://doi.org/10.3390/met10121625>
- NASSAR, A. R., GUNDERMANN, M. A., REUTZEL, E. W., GUERRIER, P., KRANE, M. H. & WELDON, M. J. (2019). Formation processes for large ejecta and interactions with melt pool formation in powder bed fusion additive manufacturing. *Scientific Reports*, 9(1), 1-11. <https://doi.org/10.1038/s41598-019-41415-7>

BIBLIOGRAPHIE

- NEZHADFAR, P. D., SOLTANI-TEHRANI, A., STERLING, A., TSOLAS, N. & SHAMSAEI, N. (2018). The effects of powder recycling on the mechanical properties of additively manufactured 17-4 PH stainless steel. *Solid Freeform Fabrication 2018: Proceedings of the 29th Annual International Solid Freeform Fabrication Symposium - An Additive Manufacturing Conference, SFF 2018*, 1292-1300.
- NGUCHO MBEUTCHOU, J., BETTEBEGHOR, D., DAVOINE, C. & LERBET, J. (2021). *Deep Learning for Detection and Tracking of Spatters in Laser Powder Bed Fusion Process* (rapp. tech.). ONERA. Châtillon.
- NORDET, G., GORNY, C., MAYI, Y., DALIGAULT, J., DAL, M., EFFERNELLI, A., BLANCHET, E., COSTE, F. & PEYRE, P. (2022). Absorptivity measurements during laser powder bed fusion of pure copper with a 1 kW cw green laser. *Optics and Laser Technology*, 147(October 2021), 107612. <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2021.107612>
- OLAKANMI, E. O. (2013). Selective laser sintering/melting (SLS/SLM) of pure Al, Al-Mg, and Al-Si powders: Effect of processing conditions and powder properties. *Journal of Materials Processing Technology*, 213(8), 1387-1405. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2013.03.009>
- OTSU, N. (1979). A Threshold Selection Method from Gray-Level Histograms. *IEEE Transactions on Systems, Man, and Cybernetics*, 9(1), 62-66. <https://doi.org/10.1109/TSMC.1979.4310076>
- PAL, S. K., PRAMANIK, A., MAITI, J. & MITRA, P. (2021). *Deep learning in multi-object detection and tracking: state of the art* (T. 51). <https://doi.org/10.1007/s10489-021-02293-7>
- PALM, F., BÄRTL, M., SCHIMBÄCK, D. & MAIER, A. (2020). New tailored high strength & ductile Al-alloys for laser powderbed fusion (LPB-F). *11th CIRP Conference on Photonic Technologies [LANE 2020]*.
- PAUZON, C., HOPPE, B., PICHLER, T., DUBIEZ-LE GOFF, S., FORÊT, P., NGUYEN, T. & HRYHA, E. (2021). Reduction of incandescent spatter with helium addition to the process gas during laser powder bed fusion of Ti-6Al-4V. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*, 35, 371-378. <https://doi.org/10.1016/j.cirpj.2021.07.004>
- PAUZON, C., BUTTARD, M., DESPRÉS, A., CHEHAB, B., BLANDIN, J. J. & MARTIN, G. (2022). A novel laser powder bed fusion Al-Fe-Zr alloy for superior strength-conductivity trade-off. *Scripta Materialia*, 219(April). <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2022.114878>
- PAUZON, C., FORÊT, P., HRYHA, E., ARUNPRASAD, T. & NYBORG, L. (2020). Argon-helium mixtures as Laser-Powder Bed Fusion atmospheres: Towards increased build rate of Ti-6Al-4V. *Journal of Materials Processing Technology*, 279(March 2019), 116555. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2019.116555>
- PERERA, R., GUZZETTI, D. & AGRAWAL, V. (2021). Optimized and autonomous machine learning framework for characterizing pores, particles, grains and grain boundaries in microstructural images. *Computational Materials Science*, 196(April), 110524. <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2021.110524>

BIBLIOGRAPHIE

- PIPAME. (2017). *Futur de la fabrication additive : Focus sur les alliages d'aluminium* (M. AUTOMME & N. MERLE-LAMOOT, Éd.). PIPAME.
- POWELL, D., RENNIE, A. E., GEEKIE, L. & BURNS, N. (2020). Understanding powder degradation in metal additive manufacturing to allow the upcycling of recycled powders. *Journal of Cleaner Production*, 268, 122077. <https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2020.122077>
- QUINTANA, O. A., ALVAREZ, J., MCMILLAN, R., TONG, W. & TOMONTO, C. (2018). Effects of Reusing Ti-6Al-4V Powder in a Selective Laser Melting Additive System Operated in an Industrial Setting. *JOM*, 70(9), 1863-1869. <https://doi.org/10.1007/s11837-018-3011-0>
- RAZA, A., FIEGL, T., HANIF, I., MARKSTRÖM, A., FRANKE, M., KÖRNER, C. & HRYHA, E. (2021). Degradation of AlSi10Mg powder during laser based powder bed fusion processing. *Materials and Design*, 198. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2020.109358>
- RAZA, A., PAUZON, C., HRYHA, E., MARKSTRÖM, A. & FORÊT, P. (2021). Spatter oxidation during laser powder bed fusion of Alloy 718: Dependence on oxygen content in the process atmosphere. *Additive Manufacturing*, 48(September). <https://doi.org/10.1016/j.addma.2021.102369>
- REDMON, J., DIVVALA, S., GIRSHICK, R. & FARHADI, A. (2016). You only look once: Unified, real-time object detection. *Proceedings of the IEEE Computer Society Conference on Computer Vision and Pattern Recognition, 2016-Decem*, 779-788. <https://doi.org/10.1109/CVPR.2016.91>
- RENOLLET, Y. (2020). *Détection et suivi d'éjectas* (rapp. tech.). ONERA. Châtillon.
- REPOSSINI, G., LAGUZZA, V., GRASSO, M. & COLOSIMO, B. M. (2017). On the use of spatter signature for in-situ monitoring of Laser Powder Bed Fusion. *Additive Manufacturing*, 16, 35-48. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2017.05.004>
- SCHMIDTKE, K., PALM, F., HAWKINS, A. & EMMELMANN, C. (2011). Process and mechanical properties: Applicability of a scandium modified Al-alloy for laser additive manufacturing. *Physics Procedia*, 12(PART 1), 369-374. <https://doi.org/10.1016/j.phpro.2011.03.047>
- SCHNEIDER, M., BERTHE, L., FABBRO, R. & MULLER, M. (2008). Measurement of laser absorptivity for operating parameters characteristic of laser drilling regime. *Journal of Physics D: Applied Physics*, 41(15). <https://doi.org/10.1088/0022-3727/41/15/155502>
- SCHWERZ, C., RAZA, A., LEI, X., NYBORG, L., HRYHA, E. & WIRDELIUS, H. (2021). In-situ detection of redeposited spatter and its influence on the formation of internal flaws in laser powder bed fusion. *Additive Manufacturing*, 47(July), 102370. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2021.102370>
- SCIPIONI BERTOLI, U., GUSS, G., WU, S., MATTHEWS, M. J. & SCHOENUNG, J. M. (2017). In-situ characterization of laser-powder interaction and cooling rates through high-speed imaging of powder bed fusion additive manufacturing. *Materials and Design*, 135, 385-396. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.09.044>
- SIMONELLI, M., TUCK, C., ABOULKHAIR, N. T., MASKERY, I. A. N., ASHCROFT, I. A. N., WILDMAN, R. D. & HAGUE, R. (2015). A Study on the Laser Spatter and the Oxidation

BIBLIOGRAPHIE

- Reactions During Selective Laser Melting of 316L Stainless Steel , Al-Si10-Mg , and Ti-6Al-4V. *Metallurgical and Materials Transactions A*. <https://doi.org/10.1007/s11661-015-2882-8>
- SOW, M. C., DE TERRIS, T., CASTELNAU, O., HAMOUCHE, Z., COSTE, F., FABBRO, R. & PEYRE, P. (2020). Influence of beam diameter on Laser Powder Bed Fusion (L-PBF) process. *Additive Manufacturing*, *36*. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101532>
- TAHERI, M., DEGHANI, R. & KARAMOOZ-RAVARI, M. R. (2018). A study on the effect of energy input on spatter particles creation during selective laser melting process. *Additive Manufacturing*, *20*, 33-43. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2017.12.009>
- TAHERI, M., DEGHANI, R., KARAMOOZ-RAVARI, M. R., MIRZAEIFAR, R., NI, J., TAHERI ANDANI, M., DEGHANI, R., KARAMOOZ-RAVARI, M. R., MIRZAEIFAR, R. & NI, J. (2017). Spatter formation in selective laser melting process using multi-laser technology. *Materials and Design*, *131*, 460-469. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.06.040>
- TAN, Z., FANG, Q., LI, H., LIU, S., ZHU, W. & YANG, D. (2020). Neural network based image segmentation for spatter extraction during laser-based powder bed fusion processing. *Optics and Laser Technology*, *130*(May), 106347. <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2020.106347>
- TANG, C., LE, K. Q. & WONG, C. H. (2020). Physics of humping formation in laser powder bed fusion. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, *149*. <https://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2019.119172>
- TANG, H. P., QIAN, M., LIU, N., ZHANG, X. Z., YANG, G. Y. & WANG, J. (2015). Effect of Powder Reuse Times on Additive Manufacturing of Ti-6Al-4V by Selective Electron Beam Melting. *JOM*, *67*(3), 555-563. <https://doi.org/10.1007/s11837-015-1300-4>
- TANG, M. & PISTORIUS, P. C. (2017). Oxides, porosity and fatigue performance of AlSi10Mg parts produced by selective laser melting. *International Journal of Fatigue*, *94*, 192-201. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2016.06.002>
- TANG, M., PISTORIUS, P. C., NARRA, S. & BEUTH, J. L. (2016). Rapid Solidification: Selective Laser Melting of AlSi10Mg. *Jom*, *68*(3), 960-966. <https://doi.org/10.1007/s11837-015-1763-3>
- TRAORE, S. (2021). *Influence de l'environnement de travail en fabrication additive par fusion laser "lit de poudre"* (thèse de doct.). Ecole Nationale Supérieure des Arts et Métiers.
- TRAORE, S., SCHNEIDER, M., KOUTIRI, I., COSTE, F., FABBRO, R., CHARPENTIER, C., LEFEBVRE, P. & PEYRE, P. (2021). Influence of gas atmosphere (Ar or He) on the laser powder bed fusion of a Ni-based alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, *288*. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2020.116851>
- VARGEL, C. (2005). Propriétés générales de l' aluminium et de ses alliages. *33*(0), 1-16. <https://doi.org/M4661V1Propri{\'}{e}}>
- VARGEL, C. (2010). Métallurgie de l' aluminium. *33*(0). <https://doi.org/M4663V1>

BIBLIOGRAPHIE

- WANG, C.-Y., BOCHKOVSKIY, A. & LIAO, H.-Y. M. (2022). YOLOv7: Trainable bag-of-freebies sets new state-of-the-art for real-time object detectors. *ArXiv*, 1-15. <http://arxiv.org/abs/2207.02696>
- 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. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.12.060>
- WANG, D., YE, G., DOU, W., ZHANG, M., YANG, Y. & MAI, S. (2020). Influence of spatter particles contamination on densification behavior and tensile properties of CoCrW manufactured by selective laser melting. *Optics and Laser Technology*, 121 (July 2019), 105678. <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2019.105678>
- WEINGARTEN, C., BUCHBINDER, D., PIRCH, N., MEINERS, W., WISSENBACH, K. & POPRAWE, R. (2015). Formation and reduction of hydrogen porosity during selective laser melting of AlSi10Mg. *Journal of Materials Processing Technology*, 221, 112-120. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2015.02.013>
- WHOLERS, T. (2022). *3D Printing and Additive Manufacturing Global State of the Industry*. Wholers Associates.
- YADOLLAHI, A., SHAMSAEI, N., THOMPSON, S. & ELWANY, A. (2015). Fatigue Behavior of 17-4 PH Stainless Steel Fabricated Using Selective Laser Melting Fatigue of Polymeric materials View project Additive Manufacturing of SMAs View project. (August). <https://doi.org/10.13140/RG.2.1.3996.2323>
- YADROITSEV, I. & SMUROV, I. (2011). Surface morphology in selective laser melting of metal powders. *Physics Procedia*, 12(PART 1), 264-270. <https://doi.org/10.1016/j.phpro.2011.03.034>
- YANG, D., LI, H., LIU, S., SONG, C., YANG, Y., SHEN, S., LU, J., LIU, Z. & ZHU, Y. (2020). In situ capture of spatter signature of SLM process using maximum entropy double threshold image processing method based on genetic algorithm. *Optics and Laser Technology*, 131 (December 2019), 106371. <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2020.106371>
- YE, D., HSI FUH, J. Y., ZHANG, Y., HONG, G. S. & ZHU, K. (2018). In situ monitoring of selective laser melting using plume and spatter signatures by deep belief networks. *ISA Transactions*, 81 (July), 96-104. <https://doi.org/10.1016/j.isatra.2018.07.021>
- YE, D., ZHU, K., FUH, J. Y. H., ZHANG, Y. & SOON, H. G. (2019). The investigation of plume and spatter signatures on melted states in selective laser melting. *Optics and Laser Technology*, 111 (March 2018), 395-406. <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2018.10.019>
- YIN, J., WANG, D., WEI, H., YANG, L., KE, L., HU, M., XIONG, W., WANG, G., ZHU, H. & ZENG, X. (2021). Dual-beam laser-matter interaction at overlap region during multi-laser powder bed fusion manufacturing. *Additive Manufacturing*, 46, 102178. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2021.102178>
- YIN, J., WANG, D., YANG, L., WEI, H., DONG, P., KE, L., WANG, G., ZHU, H. & ZENG, X. (2020). Correlation between forming quality and spatter dynamics in laser powder

BIBLIOGRAPHIE

- bed fusion. *Additive Manufacturing*, 31(September 2019), 100958. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.100958>
- YIN, J., YANG, L. L., YANG, X., ZHU, H., WANG, D., KE, L., WANG, Z., WANG, G. & ZENG, X. (2019). High-power laser-matter interaction during laser powder bed fusion. *Additive Manufacturing*, 29(June), 100778. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.100778>
- YOU, D., GAO, X. & KATAYAMA, S. (2014). Visual-based spatter detection during high-power disk laser welding. *Optics and Lasers in Engineering*. <https://doi.org/10.1016/j.optlaseng.2013.09.010>
- YOUNG, Z. A., GUO, Q., PARAB, N. D., ZHAO, C., QU, M., ESCANO, L. I., FEZZAA, K., EVERHART, W., SUN, T. & CHEN, L. (2020). Types of spatter and their features and formation mechanisms in laser powder bed fusion additive manufacturing process. *Additive Manufacturing*, 36(June), 101438. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101438>
- ZHANG, S., LANE, B., WHITING, J. & CHOU, K. (2019). On thermal properties of metallic powder in laser powder bed fusion additive manufacturing. *Journal of Manufacturing Processes*, 47(October 2018), 382-392. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2019.09.012>
- ZHANG, Y., FUH, J. Y., YE, D. & HONG, G. S. (2019). In-situ monitoring of laser-based PBF via off-axis vision and image processing approaches. *Additive Manufacturing*, 25(October 2018), 263-274. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.10.020>
- ZHANG, Y., HONG, G. S., YE, D., ZHU, K. & FUH, J. Y. (2018). Extraction and evaluation of melt pool, plume and spatter information for powder-bed fusion AM process monitoring. *Materials and Design*, 156, 458-469. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2018.07.002>
- ZHAO, L., SANTOS MACÍAS, J. G., DOLIMONT, A., SIMAR, A. & RIVIÈRE-LORPHEVRE, E. (2020). Comparison of residual stresses obtained by the crack compliance method for parts produced by different metal additive manufacturing techniques and after friction stir processing. *Additive Manufacturing*, 36(August), 101499. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101499>
- ZHENG, H., LI, H., LANG, L., GONG, S. & GE, Y. (2018). Effects of scan speed on vapor plume behavior and spatter generation in laser powder bed fusion additive manufacturing. *Journal of Manufacturing Processes*, 36(September), 60-67. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2018.09.011>

Annexes

Contenu

A	Compléments du Chapitre II	B
A.1	Protocole de préparation métallographique	B
A.1.1	Enrobage et polissage	B
A.1.2	Attaque chimique	B
A.2	Évaluation du taux de porosité des pièces 3D	B
B	Compléments du Chapitre III	C
B.1	Influence des paramètres de détection de la méthode MSER	C
C	Compléments du Chapitre IV	E
C.1	Cartographies des régimes de stabilité 1D en fonction de l'intensité .	E

A Compléments du Chapitre II

A.1 Protocole de préparation métallographique

A.1.1 Enrobage et polissage

Les échantillons d'aluminium sont découpés à la tronçonneuse avant d'être enrobés à froid dans une résine epoxy transparente non conductrice. Le protocole de polissage est le suivant :

- Papier SiC600 + eau
- Papier SiC1200 + eau
- Papier SiC2400 + eau
- Suspension diamantée 3 μm
- Suspension diamantée 1 μm
- Suspension diamantée 1/4 μm
- Solution d'alumine (vibrant)

A.1.2 Attaque chimique

Pour faire ressortir les joints de grain des échantillons d'aluminium, une attaque chimique est réalisée avec le réactif de Keller. Sa composition est la suivante :

- 1 mL HF à 40% massique
- 1,5 mL HCl à 35% massique
- 2,5 mL HNO₃ à 68% massique
- 95 mL H₂O

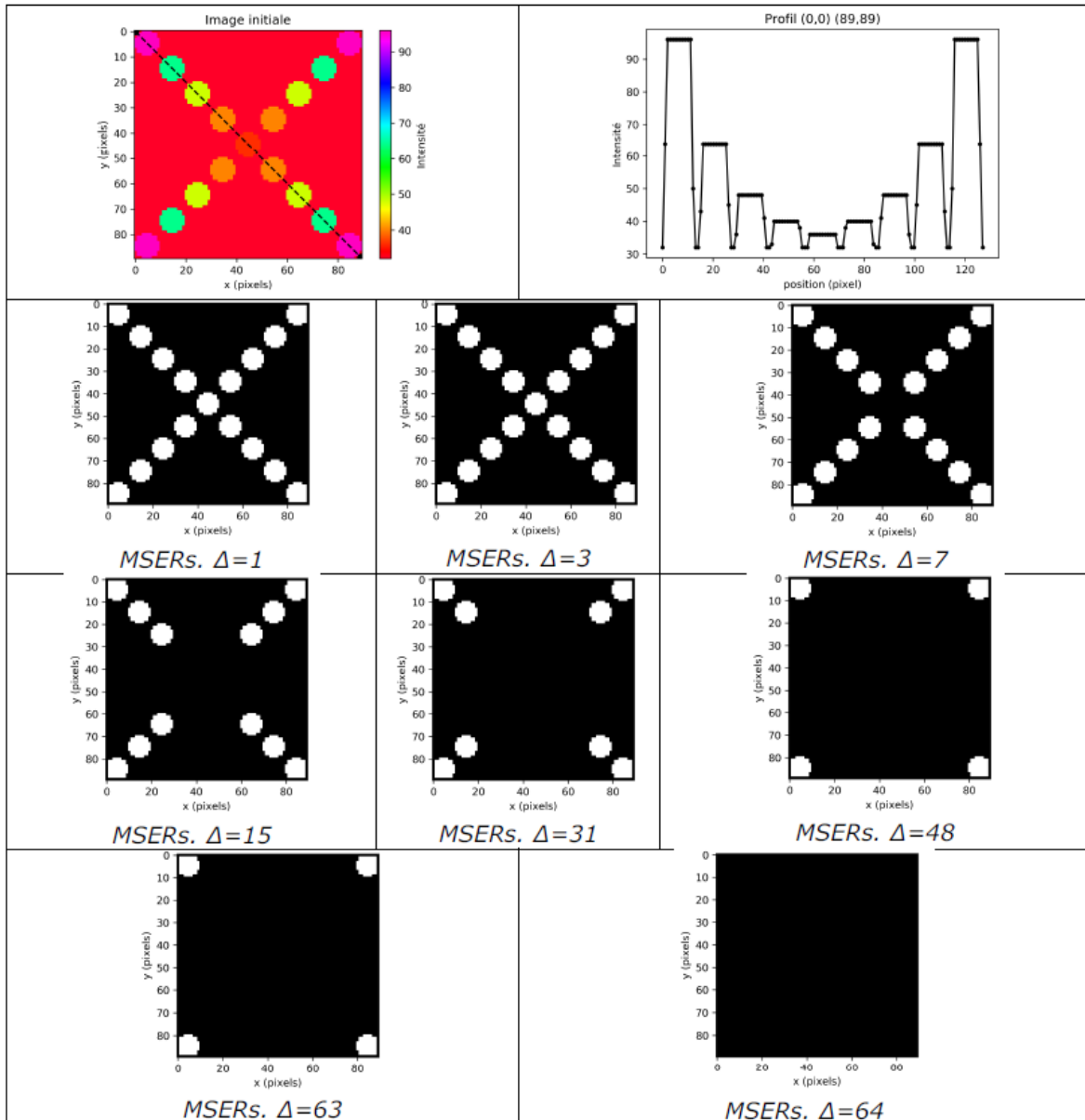
A.2 Évaluation du taux de porosité des pièces 3D

Pour les pièces 3D élaborées avec la machine SLM®125, des mesures de taux de porosité sont effectuées par analyse d'image sur les échantillons sans attaque chimique préalable. La macro ci-dessous effectuée à l'aide du logiciel ImageJ permet d'évaluer la proportion de pixels blanc sur noir

```
//setTool("rectangle");  
makeRectangle( , , , );  
run("Crop");  
run("8-bit");  
setOption("BlackBackground", true);  
run("Make Binary");  
run("Measure");
```

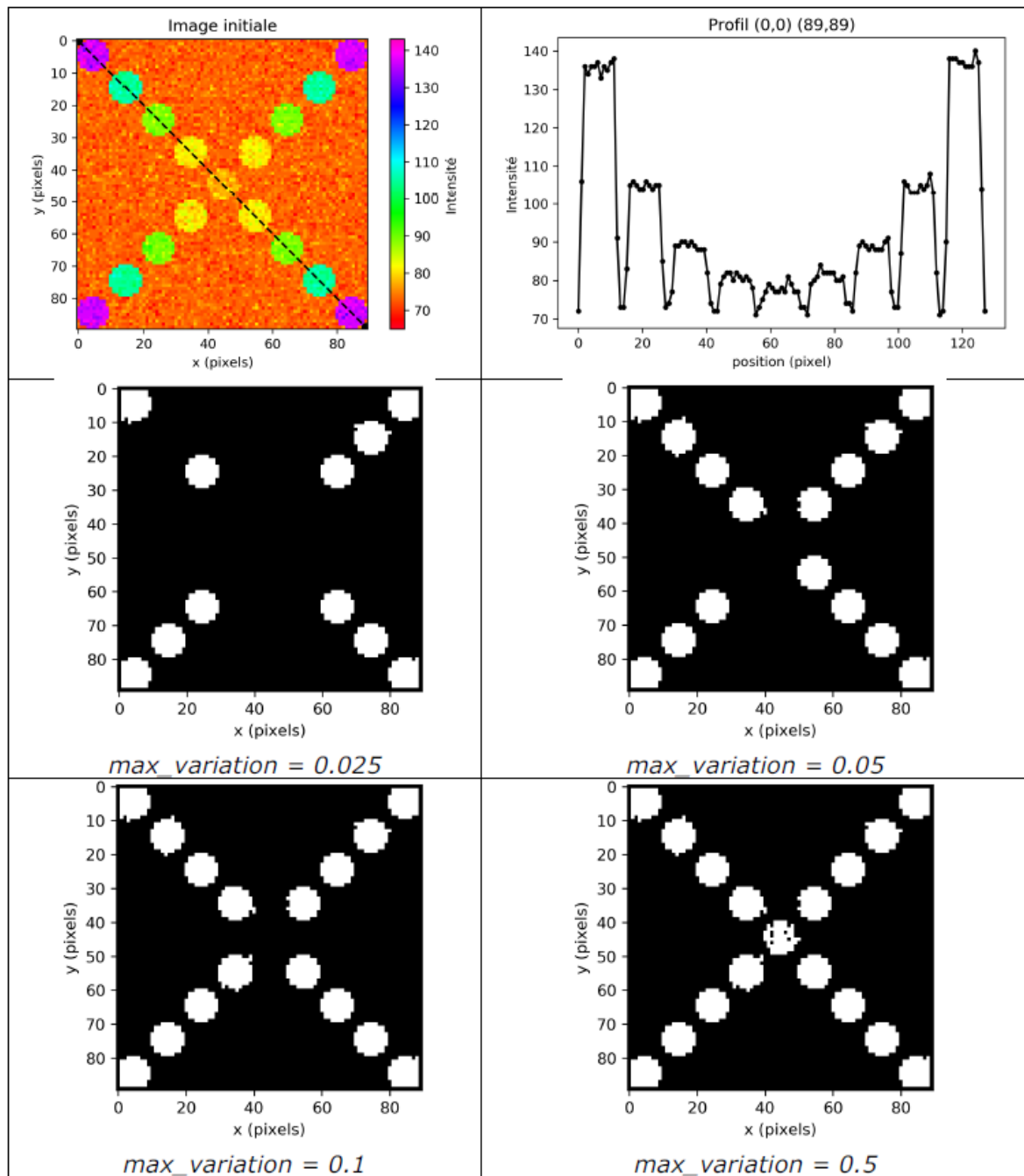
B Compléments du Chapitre III

B.1 Influence des paramètres de détection de la méthode MSER



Influence de Δ sur la détection MSER (RENOLLET, 2020)

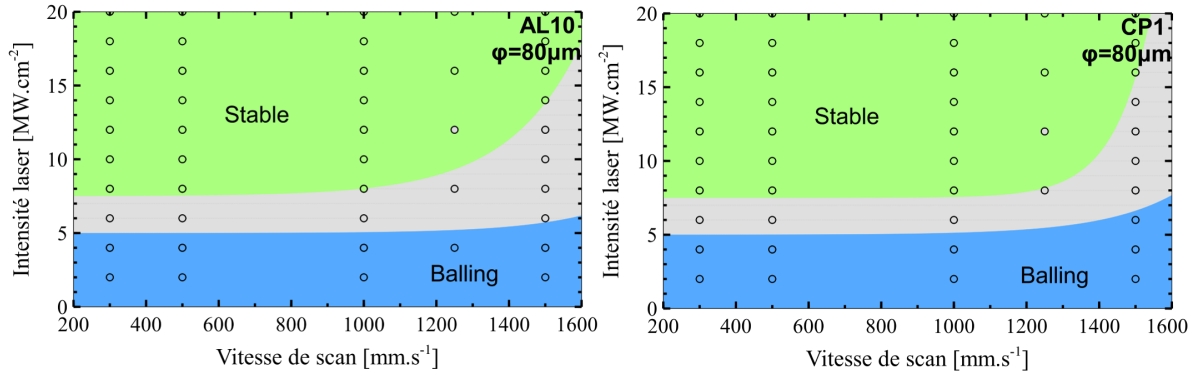
ANNEXES



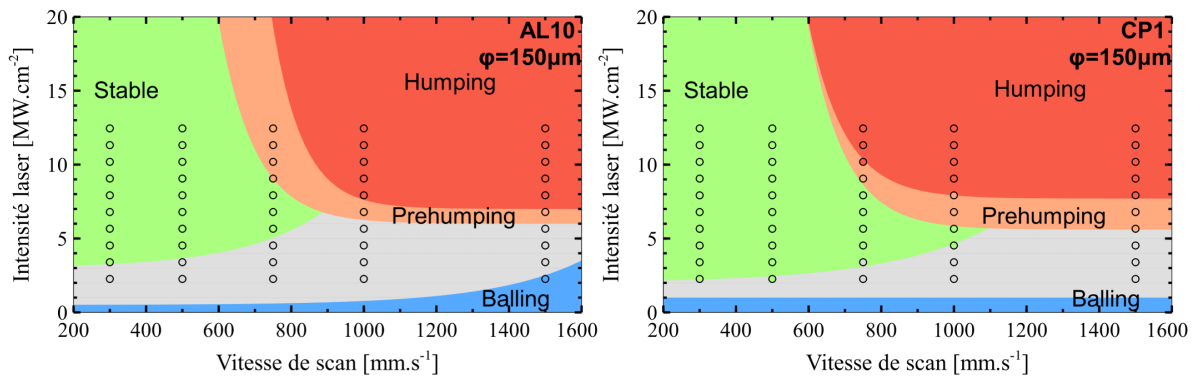
Influence de MV sur la détection MSER (RENOLLET, 2020)

C Compléments du Chapitre IV

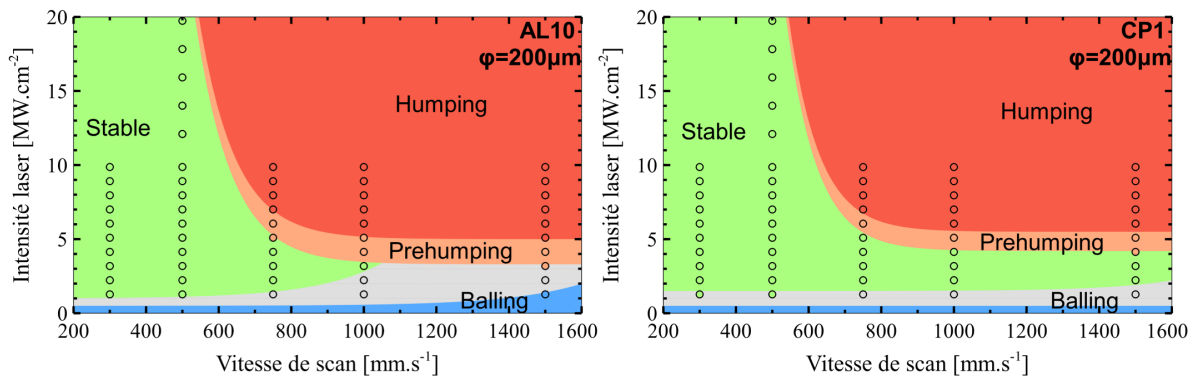
C.1 Cartographies des régimes de stabilité 1D en fonction de l'intensité



Cartographies des régimes de stabilité 1D pour l'AlSi10 et CP1 pour $d=80 \mu\text{m}$, $e=60 \mu\text{m}$



Cartographies des régimes de stabilité 1D pour l'AlSi10 et CP1 pour $d=150 \mu\text{m}$, $e=60 \mu\text{m}$



Cartographies des régimes de stabilité 1D pour l'AlSi10 et CP1 pour $d=200 \mu\text{m}$, $e=60 \mu\text{m}$

Publications et conférences

Publications écrites

Journaux internationaux

- CHEBIL Gwenaëlle, LAPOUGE Pierre, RENOLLET Yves, DAVOINE Cécile, THOMAS Marc, FAVIER Véronique, SCHNEIDER Matthieu. *Study of spatter ejections during laser-powder bed fusion process for aluminum alloys*, Journal of Laser Applications, 33 (4) (2021). (Publié, doi : 10.2351/7.0000493, HAL : hal-03454927)
- CHEBIL Gwenaëlle, RENOLLET Yves, BETTEBGHOR Dimitri, LAPOUGE Pierre, DAVOINE Cécile, THOMAS Marc, FAVIER Véronique, SCHNEIDER Matthieu. *Deep learning object detection for optical monitoring of spatters in L-PBF*. (Soumis)

Proceeding

- CHEBIL Gwenaëlle, LAPOUGE Pierre, RENOLLET Yves, DAVOINE Cécile, THOMAS Marc, FAVIER Véronique, SCHNEIDER Matthieu. *Analyse in-situ des éjections de matière au cours du procédé Laser-Powder Bed Fusion*, Conférence Manufacturing21. (Publié, HAL : hal-03264366)

Communications orales

- CHEBIL Gwenaëlle, RENOLLET Yves, BETTEBGHOR Dimitri, LAPOUGE Pierre, DAVOINE Cécile, THOMAS Marc, FAVIER Véronique, SCHNEIDER Matthieu. *A new method for spatter monitoring in additive manufacturing using artificial intelligence*, conférence internationale ICAM à Orlando (novembre 2022).
- CHEBIL Gwenaëlle, LAPOUGE Pierre, RENOLLET Yves, DAVOINE Cécile, THOMAS Marc, FAVIER Véronique, SCHNEIDER Matthieu. *Etude de la stabilité d'alliages d'aluminium au cours du procédé L-PBF*, conférence nationale Matériaux à Lille (octobre 2022).

- CHEBIL Gwenaëlle, LAPOUGE Pierre, RENOLLET Yves, DAVOINE Cécile, THOMAS Marc, FAVIER Véronique, SCHNEIDER Matthieu. *Stability of aluminum alloys under laser-powder bed fusion studied via process mapping*, conférence internationale AAMS22 à Munich (septembre 2022).
- CHEBIL Gwenaëlle, RENOLLET Yves, BETTEBGHOR Dimitri, LAPOUGE Pierre, DAVOINE Cécile, THOMAS Marc, FAVIER Véronique, SCHNEIDER Matthieu. *On the use of artificial intelligence for spatter monitoring in additive manufacturing*, conférence internationale ODAS à Hambourg (juin 2022).
- CHEBIL Gwenaëlle, LAPOUGE Pierre, RENOLLET Yves, DAVOINE Cécile, THOMAS Marc, FAVIER Véronique, SCHNEIDER Matthieu. *Study of spatters ejection during L-PBF for aluminum alloys*, visioconférence internationale ICALEO (octobre 2021).
- CHEBIL Gwenaëlle, LAPOUGE Pierre, RENOLLET Yves, DAVOINE Cécile, THOMAS Marc, FAVIER Véronique, SCHNEIDER Matthieu. *Analyse in-situ des éjections de matière au cours du procédé Laser-Powder Bed Fusion*, visioconférence nationale Manufacturing21 (juin 2021).
- CHEBIL Gwenaëlle, LAPOUGE Pierre, RENOLLET Yves, DAVOINE Cécile, THOMAS Marc, FAVIER Véronique, SCHNEIDER Matthieu. *Quantification of spatters ejection during LBM process for AlSi7Mg and AlSi10Mg alloys using in-situ image analysis*, visioconférence internationale ICAA17 (octobre 2020).

Prix

- Lauréate du prix des doctorants ONERA 2022 du domaine "Matériaux et Structures".

Résumé : La fabrication additive sur lit de poudre (L-PBF) de l'aluminium présente un intérêt majeur pour des pièces à forte valeur ajoutée. Néanmoins, certaines limites inhérentes à ce matériau, ainsi qu'un manque de connaissance des phénomènes physiques mis en jeu au cours du procédé, ralentissent son industrialisation à grande échelle. En particulier, des éjections de métal issues de l'interaction laser-matière pouvant atteindre des rayons cinq fois supérieurs à ceux de la poudre initiale, contaminent le lit de poudre et génèrent des défauts. L'objectif de cette thèse est d'améliorer la compréhension et la maîtrise du procédé L-PBF pour les alliages d'aluminium, en corrélant deux observables : les éjectas et les comportements hydrodynamiques du bain liquide. Deux alliages de fonderie largement répandus en L-PBF sont étudiés (AlSi7Mg et AlSi10Mg), ainsi que deux alliages développés par Constellium et spécifiquement conçus pour la fabrication additive (Aheadd®HT1 et Aheadd®CP1). L'originalité de ces travaux repose sur la mise en place d'une méthode numérique automatisée utilisant des outils d'apprentissage profond issus de l'intelligence artificielle, qui ont montré des performances supérieures aux méthodes d'analyse d'image traditionnelles. Elle permet d'étudier les éjectas à partir d'observations *in situ* de l'interaction laser-matière sur un banc laser instrumenté. L'adaptabilité du banc laser permet de travailler avec des puissances et des diamètres de faisceau supérieurs à ceux habituellement présentés dans la littérature, permettant ainsi d'explorer un domaine plus étendu que celui des machines de fabrication courantes. Grâce à cette méthode innovante et au traitement statistique des données résultantes, le flux de particules éjectées est étudié à la fois qualitativement et quantitativement. Ces données sont mises en parallèle avec les comportements hydrodynamiques du bain liquide, observés *in situ* mais également à travers l'analyse des échantillons en coupe. Des différences apparaissent clairement suivant la paramétrie laser appliquée, et sont liées à la morphologie du bain (profondeur, orientation du front avant) qui conditionne l'orientation de la plume de vapeur. De même, les alliages présentent des comportements distincts vis-à-vis des éjectas, avec notamment un flux de particule 30% plus important pour l'AlSi7Mg par rapport à l'AlSi10Mg. L'étude de ces observables de l'interaction laser-matière s'avère donc prometteuse pour améliorer les méthodes de contrôle *in situ* et *in operando* ainsi que les stratégies de protection gazeuse en L-PBF, tout en identifiant des plages de paramètres adaptées afin, à terme, de prédire et limiter certains défauts.

Mots clés : fabrication additive, interaction laser-matière, éjectas, hydrodynamique, aluminium, détection d'objet, intelligence artificielle