

République algérienne démocratique et populaire
Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique
École Nationale Polytechnique



Département Génie Mécanique

Centre de Développement des Technologies Avancées

Mémoire de projet de fin d'études

En vue de l'obtention du diplôme d'ingénieur d'État en Génie Mécanique

ÉTUDE PARAMÉTRIQUE DU PROCÉDÉ DE FABRICATION ADDITIVE SLM "SELECTIVE LASER MELTING"

Réalisé par :

Mme. BENSALÉM Sarah

Encadré par :

M. TAMSAOUT Toufik

M. SEDJAL Hamid

Soutenu le 18 Juillet 2024, devant le jury composé de :

M. ZEROUDI Nasreddine MC-B ENP - Président

M. SAIDI Djamel MC-B ENP - Examineur

M. TAMSAOUT Toufik MR-B CDTA - Pomoteur

M. SEDJAL Hamid MA-A ENP - Co-Pomoteur

République algérienne démocratique et populaire
Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique
École Nationale Polytechnique



Département Génie Mécanique

Centre de Développement des Technologies Avancées

Mémoire de projet de fin d'études

En vue de l'obtention du diplôme d'ingénieur d'État en Génie Mécanique

ÉTUDE PARAMÉTRIQUE DU PROCÉDÉ DE FABRICATION ADDITIVE SLM "SELECTIVE LASER MELTING"

Réalisé par :

Mme. BENSALÉM Sarah

Encadré par :

M. TAMSAOUT Toufik

M. SEDJAL Hamid

Soutenu le 18 Juillet 2024, devant le jury composé de :

M. ZEROUDI Nasreddine MC-B ENP - Président

M. SAIDI Djamel MC-B ENP - Examineur

M. TAMSAOUT Toufik MR-B CDTA - Pomoteur

M. SEDJAL Hamid MA-A ENP - Co-Pomoteur

التصنيع الإضافي المعدني (MAM) ، المعروف بشكل أكبر بالطباعة ثلاثية الأبعاد للمعادن، يُعرّف بإنشاء شكل من سبائك المعادن من خلال ترسيب طبقات متتالية. العملية "الإضافية" الأكثر تقدماً هي الانصهار بالليزر على سرير من المسحوق المعروفة بالاختصارات الإنجليزية (SLM – Selective Laser Melting أو LPBF – Laser Powder Bed Fusion) يظهر الاهتمام بفهم عميق للآليات المعنية، خاصة عندما يتعلق الأمر بفهم أفضل لتفاعل الليزر مع المادة بهدف تحسين عملية SLM. يهدف هذا الموضوع إلى دراسة تأثير بعض المعلمات على هندسة المسار المُشكَّل باستخدام محاكاة رقمية للعمليات SLM/LPBF، مع التركيز على تأثير سرعة حركة الليزر و قوة الليزر.

كلمات مفتاحية: الانصهار بالليزر الانتقائي - التصنيع الإضافي - الديناميكا الحاسوبية للسوائل - النمذجة الرقمية - تفاعل الليزر مع المادة.

Abstract

Metal Additive Manufacturing (MAM), more commonly known as metal 3D printing, is defined by the generation of a shape in metal alloys through the deposition of successive layers. The most advanced "additive" process is Selective Laser Melting (SLM) or Laser Powder Bed Fusion (LPBF). A thorough understanding of the mechanisms involved is of great importance, especially when it comes to better understanding the laser-material interaction with the aim of optimizing the SLM process. This study aims to conduct a parametric study through numerical simulation of the SLM/LPBF process, focusing on the effect of certain parameters on the geometry of the formed track, specifically the effect of the laser scanning speed and the laser power.

Keywords : SLM - Additive manufacturing - CFD - Numerical modeling - Laser-matter interaction.

Résumé

La Fabrication Additive Métallique (FAM), plus communément désignée par impression 3D métal, se définit par la génération d'une forme en alliages métalliques par dépôt de couches successives. Le procédé « additif » le plus abouti est la fusion laser sur lit de poudre (aux acronymes anglais de SLM – Selective Laser Melting ou LPBF – Laser Powder Bed Fusion). L'intérêt d'une connaissance approfondie des mécanismes mis en cause apparaît, notamment lorsqu'il s'agit de mieux comprendre l'interaction laser matière dans l'objectif d'optimiser le procédé SLM. Ce sujet a pour objectif une étude paramétrique par voie de simulation numérique du procédé SLM/LPBF, de l'effet de certains paramètres sur la géométrie du cordon formé, en se focalisant sur l'effet de la vitesse de déplacement du laser et de la puissance laser.

Mots clés : SLM - Fabrication additive - CFD - Modélisation numérique - Interaction laser-matière.

Dédicaces

”À mes chers parents, pour leur soutien inconditionnel, leur patience et leur amour indéfectible tout au long de mon parcours. Je vous remercie du fond du cœur pour chaque sourire, chaque encouragement et chaque sacrifice.

À ma petite sœur Loudjaine, refuge de tendresse, ta sagesse et ta douceur éclairent mes journées. Chaque moment partagé avec toi est un trésor inestimable que je chéris infiniment.

À mon frère Salim, mon modèle et source d’inspiration depuis l’enfance. Chaque étape de ta vie a tracé un chemin que j’ai suivi avec admiration.

À ma chère Soundous, compagne de route et âme sœur, je n’aurais jamais imaginé être capable d’aimer et de chérir autant avant de te rencontrer. Ton affection, ta force et ton courage demeurent une source d’inspiration inépuisable pour moi. Merci d’être la lumière qui éclaire mon chemin et le cœur qui réchauffe mon âme. Notre lien est un trésor que je chérirai pour toujours.

À tous mes amis, pour leur amitié sincère, leur solidarité et leurs encouragements.

À tous ceux qui me sont chers, ils se reconnaîtront.”

Remerciements

Je tiens à exprimer ma profonde gratitude à mon promoteur, M. TAMSAOUT Toufik, pour son encadrement, sa disponibilité et son soutien. Ses conseils précieux et son dévouement ont été une immense aide pour la réussite de ce projet.

Je n'oublie pas de témoigner ma reconnaissance envers mon co-promoteur M. SEDJAL Hamid pour son aide et son soutien constant.

Je souhaite adresser mes remerciements au personnel du CDTA, en particulier à M. AMARA El-Hachemi, pour son accueil chaleureux, sa confiance et sa disponibilité tout au long de cette période. Mes remerciements vont également à Mme HADJ RAHMOUN Oum El Kheir et à M. KHELOUFI Karim pour leur gentillesse, leur aide et leur assistance durant mon stage au CDTA.

Je tiens également à remercier M. ZEROUDI Nasreddine et M. SAIDI Djamel d'avoir accepté d'évaluer et de juger mon modeste travail. Je remercie également l'ensemble des enseignants du département Génie Mécanique, pour leur dévouement indéfectible envers notre formation et leur investissement dans notre réussite.

Enfin, je tiens à exprimer ma gratitude à mes amis CHEBOUTI Boutheina et BRAHIM MAZARI Ridha pour leur aide précieuse en temps de besoin ; je leur en suis reconnaissante.

Table des matières

Liste des tableaux

Table des figures

Nomenclature

Introduction générale	14
1 Généralités sur la fabrication additive : contexte et état de l'art	15
1.1 Introduction	16
1.2 Généralités sur la fabrication additive	16
1.2.1 Principes	16
1.2.2 Avantages et limites	18
1.3 Le procédé de fusion laser sélective	19
1.3.1 Principe	19
1.3.2 Paramètres du procédé	20
1.4 Phénomènes physiques spécifiques au procédé SLM	21
1.4.1 Intéraction laser-matière	22
1.4.2 Hydrodynamique du bain de fusion	24
1.4.3 Phénomènes physiques au sein de la phase solidifiée	27
1.4.4 Instabilités et défauts associés au procédé SLM	27
1.5 Modélisation du procédé SLM	30

1.5.1	Besoin de la simulation numérique	30
1.5.2	Défis multi-échelles et multi-physiques	31
1.5.3	Revue bibliographique de la modélisation et simulation du SLM	32
1.6	Conclusion	35
2	Théorie générale et modélisation numérique du procédé SLM	36
2.1	Introduction	37
2.2	Équations gouvernantes du procédé SLM	37
2.2.1	Équations de Navier-Stockes	37
2.2.2	Équation de l'énergie	38
2.3	État de l'art sur la modélisation du procédé SLM	40
2.3.1	Interface libre	40
2.3.2	Lit de poudre	41
2.3.3	Transfert thermique	44
2.4	Modélisation numérique du procédés SLM	46
2.4.1	Interface libre	46
2.4.2	Lit de poudre	46
2.4.3	Transfert thermique	47
2.4.4	Conditions aux limites et paramètres de modélisation	48
2.5	Conclusion	53
3	Résultats et discussions	54
3.1	Introduction	55
3.2	Évolution du bain de fusion et champ de vitesse, et morphologie du cordon	55
3.2.1	Puissance basse (200 W)	55
3.2.2	Puissance moyenne (350 W)	56
3.2.3	Puissance élevée (500 W)	62

3.3	Champ de température	69
3.3.1	Puissance basse (200 W)	69
3.3.2	Puissance moyenne (350 W)	69
3.3.3	Puissance élevée (500 W)	73
3.4	Étude des régimes de fusion	76
3.4.1	Puissance de 350 W : Mode de Transition	76
3.4.2	Puissance de 500 W : Régime Keyhole	76
3.5	Conclusion	77
	Conclusion générale	78
	Bibliographie	80
	A Propriétés de l'alliage Al-4.5wt%Cu	84
	B Propriétés de l'argon	85
	C Modèle numérique développé sous OpenFOAM	86

Liste des tableaux

- 1.1 Principaux paramètres et plage de leurs valeurs [19]. 22

- 2.1 Tolérances absolues et relatives des différents solveurs utilisés 52
- 2.2 Paramètres utilisés dans les simulations 53

- 3.1 Evolution du bain de fusion et morphologie du cordon pour $P_L=350$ W 58
- 3.2 Champ de vitesse pour $P_L=350$ W 62
- 3.3 Evolution du bain de fusion et morphologie du cordon pour $P_L=500$ W 65
- 3.4 Champ de vitesse pour $P_L=500$ W 68
- 3.5 Champs de température pour $P_L=350$ W 71
- 3.6 Champs de température pour $P_L=500$ W 75

- A.1 Propriétés thermo-physiques de l’alliage utilisé [5, 7, 30]. 85

- B.1 Propriétés physiques du gaz inerte (Ar) [5]. 86

Table des figures

1.1	Schéma présentant les principales étapes du procédé SLM [27]	21
1.2	Absorbance en fonction de l'énergie incidente [19].	23
1.3	Diagramme du mécanisme de piégeage du faisceau dans le lit de poudre	24
1.4	Diagramme du mécanisme de piégeage du faisceau dans le Keyhole . .	24
1.5	Zones fondues en mode conduction (gauche) et Keyhole (droite) [19]. .	25
1.6	Les forces hydrodynamiques agissantes sur le bain de fusion [25].	27
1.7	Effets des différentes forces hydrodynamiques sur le bain de fusion [12].	27
1.8	Mécanisme d'obtention de contraintes résiduelles [21].	28
1.9	Les caractéristiques de balling sous différentes vitesses de déplacement [16].	29
1.10	Photo (échelle 1 mm) et schéma de l'écoulement dans le bain de fusion pendant le humping, et vue en coupe transversale de la bosse résultante (échelle 0.5 mm) [8].	30
1.11	Les multiples échelles du procédé SLM	32
1.12	Simulation du phénomène du humping en SLM. Extrait de Tang et <i>al.</i> (2020) [32]	34
1.13	Comparaison des bains de fusion et des champs de température simulés sans et avec lit de poudre [19]	34
1.14	Étapes de formation d'un keyhole. (a) Mode conduction. (b) Mode conduction forcée. (c) Seuil de keyhole (d) Initiation du mode keyhole. [19]	35
1.15	Simulation de deux couches constituées de quatre cordons. Extrait de Bayat et <i>al.</i> (2019) [3]	35

2.1	Principe de la méthode VOF [27]	42
2.2	Génération des lits de poudre par la méthode DEM	45
2.3	Modélisation de l'apport de chaleur du laser à l'échelle mésoscopique par l'approche particulaire ou l'énergie est apportée en surface sur le lit de poudre (a) sans [2] et (b) avec la méthode de lancer de rayons pour tenir compte des multiples réflexions des rayons du laser dans le lit de poudre [11].	46
2.4	Des schémas diagrammatiques de l'algorithme de ray tracing.	49
2.5	Domaine de calcul	50
2.6	Le maillage utilisé lors des simulations	51
3.1	Évolution du bain de fusion pour $P_L=200$ W	57
3.2	Dimensions des bains de fusion en fonction des vitesses de déplacement du faisceau laser pour $P_L=350$ W.	63
3.3	Dimensions des bains de fusion en fonction des vitesses de déplacement du faisceau laser pour $P_L=500$ W	69
3.4	Champs de température en fin d'interaction laser-matière pour $P_L=200$ W (coupes transversales)	70

Nomenclature

Grandeurs physiques

C_p	Chaleur spécifique	J/(kg.K).s
D_L	Diamètre effective du faisceau laser	m
D_p	Diamètre moyen des particules de lit de poudre	m
e_p	Épaisseur du lit de poudre	m
f_l	Fraction liquide	-
h	Coefficient de transfert de chaleur par convection	W/(m ² .K)
k	Conductivité thermique	W/(m.K)
L_f	Chaleur latente de fusion	J/m ³
L_v	Chaleur latente de vaporisation	J/m ³
M	Masse molaire	kg/mol
p	Pression	Pa
p_{rec}	pression de recul	Pa
P_0	Pression de fonctionnement	Pa
P_L	Puissance laser incidente	W
P_i	Puissance du rayon i	W
\dot{q}	Flux de chaleur	W/m ²
\dot{Q}_{Laser}	Flux de chaleur introduit par la source d'énergie	W/m ²
\dot{Q}_{Losses}	Flux de chaleur dû aux pertes d'énergie	W/m ²
r_e	Rayon effective du faisceau laser	m
S_{latent}	Terme source de l'évolution de la chaleur latente	W/m ²
t	Temps	s
T	Température	K
T_f	Température de fusion	K

V_L	Vitesse de balayage du faisceau laser	m/s
T_l	Température de liquidus	K
T_s	Température de solidus	K
T_{ref}	Température de fonctionnement	K
T_v	Température de vaporisation	K
α	Coefficient de dilatation thermique	1/K
γ	fraction volumique	-
η	Coefficient d'absorption	J/(m ³ .K ⁴)
κ	Courbure de l'interface liquide/gaz	-
μ	Viscosité dynamique	Pa.s
ν	Viscosité cinématique	m ² /s
ρ	Masse volumique	kg/m ³
σ	Tension de surface	N/m

Constantes

g	Pesanteur	m/s ²
k_B	Constante de Boltzmann	J/K
R	Constante des gaz parfaits	J/(mol.K)
σ_b	Constante de Stefan-Boltzmann	J/(s.m ²)

Indices

f	Propriétés d'une phase fluide quelconque
g	Propriétés de la phase gazeuse
l	Propriétés de la phase liquide
m	Propriétés du métal
s	Propriétés de la phase solide

Vecteurs

\vec{F}_M	Contrainte thermocapillaire	N/m ²
\vec{F}_σ	Tension de surface	N./m ²
\vec{g}	Champs de pesanteur	m/s ²
\vec{n}	Vecteur normal à la surface irradiée	m.m
\vec{g}	Champs de pesanteur	m/s ²
\vec{U}	Champs de vitesse	m/s

Opérateurs

$\vec{\nabla}$	Gradient
$\vec{\nabla}_s$	Gradient surfacique
$\vec{\nabla} \cdot$	Divergence

Acronymes

ALE	Arbitrary Lagrangian Eulerian
AM	Additive Manufacturing
CAO	Conception Assistée par Ordinateur
CAM	Computer-aided manufacturing
CFAO	Conception et Fabrication Assistées par Ordinateur
CFD	Computational Fluid Dynamics
DEM	Discrete Elements Method
FA	Fabrication Additive
FEM	Finite Elements Method
FV	Finite Volume Method
LPBF	Laser Powder Bed Fusion
MD	Molecular Dynamics
SLM	Selective Laser Melting
STL	Fichier de stéréolithographie
VOF	Volume Of Fluid

Introduction générale

La fabrication additive (FA) suscite un intérêt croissant de l'industrie en combinant des procédés qui ajoutent successivement des couches de matériau pour créer des pièces en métal, en céramique ou en polymère. Conçue à l'origine comme un outil de prototypage rapide, la méthode est envisagée et utilisée depuis une dizaine d'années comme un outil de réalisation de pièces en petites et moyennes séries à forte valeur ajoutée. L'un des principaux avantages de cette technologie est sa capacité à produire des pièces aux géométries complexes, souvent citée pour expliquer son attrait croissant. Cela offre l'opportunité de repenser la forme et la fonction des pièces conçues, notamment grâce aux techniques d'optimisation de la topologie.

Parmi les procédés de fabrication additive, la fusion sélective sur lit de poudre laser, communément connue sous son nom commercial Selective Laser Melting (SLM), présente un intérêt particulier. Grâce à ce procédé, les pièces sont obtenues par fusion et solidification séquentielles de couches de poudre suivant une trajectoire prédéfinie par un modèle CAM. Le SLM est particulièrement adapté à la fabrication de petites pièces très complexes (1 à 50 cm) avec une haute résolution géométrique ($50\ \mu\text{m}$) [19], telles que des structures à micro-réseaux. Les industries aérospatiale et médicale s'appuient sur ce procédé car il permet d'alléger les structures, de réduire le nombre de composants nécessaires, d'intégrer des fonctions internes, tout en optimisant la durabilité des pièces conçues.

Les procédés de fabrication additive en général, et la fabrication SLM en particulier, doivent atteindre un haut niveau de maturité scientifique et technologique afin de produire des pièces certifiées. Dans ce contexte, le Centre de Développement des Technologies Avancées (CDTA) s'emploie à maîtriser et à contribuer à l'optimisation du procédé de fabrication additive par laser. Pour ce faire, le CDTA développe des modèles de simulations de haute-fidélité afin d'étudier les paramètres du procédé et de mieux comprendre les phénomènes physiques régissant ce procédé à l'échelle de l'interaction laser-matière.

L'objectif principal de ce mémoire est de concevoir un modèle numérique robuste permettant de modéliser les phénomènes physiques à l'échelle locale (mésoscopique) lors du procédé SLM d'un alliage du cuivre (Al-4.5wt%Cu), leurs interactions et leurs impacts sur le procédé. Dans un second temps, il s'agira d'étudier l'influence des dif-

férents paramètres clés du procédé sur la géométrie des bains de fusion et des cordons formés.

Le plan du manuscrit s'organise comme suit :

Chapitre 1 : pose les bases de la recherche en présentant un aperçu de la fabrication additive avant de se concentrer sur la fusion sélective par laser (SLM) et les simulations numériques du processus. Les paramètres du procédé et les phénomènes physiques impliqués sont décrits en détail, soulignant l'intérêt de développer des modèles de simulation numérique pour mieux comprendre l'impact de ces paramètres sur les conditions de fusion. S'ensuit une revue bibliographique des modèles de simulation SLM pertinents, mettant en évidence les spécificités et les résultats les plus importants de chaque approche. Enfin, le chapitre explique comment la simulation numérique du procédé SLM, en particulier à l'échelle mésoscopique, peut contribuer à relever les défis scientifiques et technologiques inhérents à la fusion laser sélective, justifiant ainsi le bien-fondé de ce mémoire.

Chapitre 2 : dans lequel, le modèle développé au cours de ce mémoire, basé sur la méthode des Volumes Finis, est présenté. Les équations pour modéliser les transferts thermiques et la dynamique du bain de fusion, la modélisation granulaire du lit de poudre ainsi que les méthodes numériques afin de résoudre ces équations sont détaillées. Plus précisément, la modélisation de l'énergie apportée par le laser, des changements de phase, des forces hydrodynamiques telles que la tension de surface, de Marangoni ou de recul sont développées.

Chapitre 3 : présentera les résultats obtenus au cours de ce mémoire. Une comparaison sera effectuée entre les résultats des différentes simulations en faisant varier deux paramètres clés du procédé : la puissance et la vitesse de déplacement du faisceau laser. L'analyse portera sur l'influence de ces deux paramètres sur la géométrie du bain de fusion et du keyhole (s'il existe), ainsi que sur la transition entre les régimes de fusion (conduction-transition-keyhole).

Enfin, nous terminerons ce mémoire par les principales conclusions et quelques perspectives.

Chapitre 1

Généralités sur la fabrication additive : contexte et état de l'art

1.1 Introduction

La Fabrication Additive (FA) a profondément transformé la manière dont nous produisons des objets physiques. Cette technologie permet de joindre successivement des matériaux en se basant sur des modèles 3D, offrant ainsi de nouvelles possibilités de conception et de fabrication.

Ce chapitre se concentre particulièrement sur le procédé de Fusion Sélective par Laser (SLM), une technique prédominante dans le domaine de la FA. Le SLM implique de nombreux phénomènes physiques complexes, notamment :

- Les différentes forces hydrodynamiques en jeu.
- L'interaction laser-matière.
- Les instabilités associées.

Le chapitre offre également un aperçu des différentes approches de modélisation et de simulation utilisées pour comprendre le procédé SLM. Il présente les modèles les plus importants et les plus répandus dans ce domaine.

1.2 Généralités sur la fabrication additive

1.2.1 Principes

La fabrication additive (FA) est le terme général désignant les technologies qui ajoutent successivement du matériau pour créer des objets physiques conformément aux données du modèle 3D [1].

La fabrication additive repose sur une chaîne numérique permettant de passer d'un objet numérique à un objet réel, et peut être résumée en quatre étapes [14] :

- (a) Création d'un modèle numérique 3D du produit, soit directement par un outil de CAO, soit en scannant un objet réel et en le convertissant en fichier CAO (Ingénierie inverse).
- (b) Création du fichier STL, le volume précédemment conçu est réduit à sa forme géométrique la plus simple. Ses surfaces extérieures sont discrétisées à l'aide d'un maillage triangulaire, et toutes les autres caractéristiques (historique de construction, contraintes d'assemblage, textures, etc.) sont effacées [19].
- (c) Définition de la stratégie de fabrication qui sera adoptée pour produire la pièce. Les paramètres à prendre en compte sont :
 - L'orientation de la pièce, c'est-à-dire la définition de la direction de fabrication.
 - Le positionnement de la plaque, c'est-à-dire le placement des pièces.

- La mise en œuvre, pour les procédés concernés, de supports. Ces supports servent d'échafaudage et sont fabriqués en même temps que la pièce.

Après avoir réglé ces paramètres, les fichiers STL sont découpés en tranches, en tenant compte de l'épaisseur de la couche et de la résolution de la machine, pour générer des trajectoires machine.

- (d) Fabrication des pièces. À l'aide d'une machine d'impression 3D pilotée par ordinateur, les pièces sont produites couche par couche. Cette étape est généralement précédée d'une phase de préparation de l'espace de travail, telle que l'ajustement du niveau d'oxygène dans la chambre de fabrication, le préchauffage du matériau d'alimentation, etc.

Après la fabrication, les pièces subissent des opérations de post-traitement telles que la séparation de la plateforme de fabrication, le traitement de surface pour éliminer les imperfections et des traitements supplémentaires pour les propriétés finales.

1.2.2 Avantages et limites

La fabrication additive présente de nombreux avantages par rapport aux méthodes de fabrication conventionnelles :

- Flexibilité dans la conception, elle permet la production de n'importe quelle géométrie en une seule opération. L'optimisation topologique aide à réduire le poids tout en optimisant la résistance mécanique.
- Fabrication de pièces métalliques complexes, simplification des procédures de post-usinage, raccourcissement des cycles de production et maximisation de l'utilisation des matériaux [36].
- Utilisation optimale des matières premières, déposées uniquement là où c'est nécessaire.
- Accélération du processus de production, grâce à la chaîne numérique fluide de CFAO [19]. La fabrication additive permet de produire des pièces de complexité croissante sans nécessiter d'étapes ou de dispositifs supplémentaires. Par exemple, si le design d'une pièce est modifié, la méthode de fabrication ne change pas fondamentalement, contrairement à d'autres procédés où un changement de design, même léger, peut entraîner la mise en place de sous-étapes de fabrication, d'assemblages ou même remettre en question la faisabilité du procédé [19].

D'un autre côté, la diffusion des procédés additifs rencontre toujours certains défis :

- Coûts d'investissement élevés et dépenses d'exploitation. Cependant, cela doit être contextualisé en fonction du procédé de FA.
- Manque de normes.
- L'effet combiné de paramètres du procédé inappropriés et d'une mauvaise fusion de la poudre peut entraîner de nombreux problèmes, qui peuvent détériorer

les propriétés mécaniques et entraver la commercialisation industrielle à grande échelle [36].

- Manque de compréhension des mécanismes physiques derrière les procédés de FA.

1.3 Le procédé de fusion laser sélective

1.3.1 Principe

La fusion sélective par laser (SLM), également appelée fusion de lit de poudre par laser (LPBF), est un procédé de fabrication additive qui repose sur la construction d'une pièce par empilement de couches. Cela est réalisé en faisant fondre et solidifier successivement de la poudre métallique à l'aide d'un faisceau laser haute puissance. Son principal avantage est qu'il peut produire des géométries complexes avec des propriétés mécaniques adéquates [29]. Le contrôle de l'atmosphère par un gaz inerte (argon ou azote) est essentiel pour éviter l'oxydation pendant le procédé de construction [23].

Les principales étapes du procédé sont présentées comme suit :

- (a) La poudre est déposée sur le substrat à l'aide d'une raclette, avec une hauteur contrôlée e_p . En SLM, le diamètre moyen des particules de la poudre se situe typiquement entre $15 \mu m$ et $45 \mu m$ [19].
- (b) Le faisceau laser fait fondre les particules de la poudre en suivant la trajectoire décrite par le modèle CAM, formant un bain de fusion, qui refroidit rapidement pour former une couche solide. Le lit de poudre peut être préchauffé par résistance via le plateau de fabrication ($200 - 500^\circ C$), afin de limiter l'amplitude des contraintes résiduelles formées au cours du refroidissement [19].
- (c) La plateforme est abaissée d'une distance, généralement égale à l'épaisseur du cordon formé [27].

Les mêmes étapes sont répétées jusqu'à la production de la pièce finale.

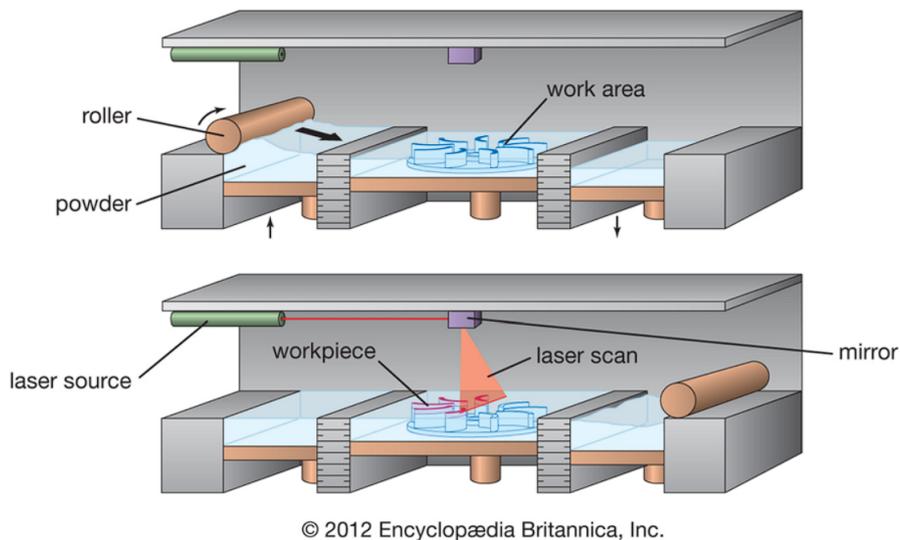


FIG. 1.1 – Schéma présentant les principales étapes du procédé SLM [27]

1.3.2 Paramètres du procédé

1.3.2.1 Paramètres primaires

Ces paramètres contribuent principalement aux phénomènes physiques observés à l'échelle du bain de fusion [27].

- Puissance du laser.
- Diamètre effectif du faisceau laser.
- Vitesse du déplacement du faisceau laser.
- Épaisseur du lit de poudre.
- Diamètre des particules de la poudre.
- Espacement entre les cordons.

1.3.2.2 Paramètres secondaires

- Propriétés de la poudre : morphologie des particules, distribution [34].
- Température de préchauffage. Certaines études ont suggéré un préchauffage du lit de poudre afin de minimiser les contraintes résiduelles dans la pièce fabriquée [22, 19, 20].
- Propriétés thermodynamiques du matériau [27].

Mayi (2021) [19] a résumé la plage des valeurs des principaux paramètres, on les présente dans le tableau suivant.

TAB. 1.1 – Principaux paramètres et plage de leurs valeurs [19].

Paramètres du laser	Valeurs
Puissance du laser (W)	100-1000
Vitesse du laser (mm/s)	200-2000
Diamètre du faisceau laser (μm)	50-200
Paramètres du lit de poudre	Valeurs
Épaisseur de la couche (μm)	50-200
Diamètre des particules (μm)	15-45
Espacement des passes (μm)	50-250
Température de préchauffage ($^{\circ}\text{C}$)	200-500

1.4 Phénomènes physiques spécifiques au procédé SLM

Plusieurs phénomènes physiques interviennent pendant le procédé SLM, les principaux étant :

- L'interaction laser-matière et l'apport d'énergie vers le lit de poudre, ce qui provoque un transfert de masse et de chaleur significatif.
- L'hydrodynamique du bain de fusion, qui est régie par des forces hydrodynamiques complexes.
- Le processus de solidification rapide, qui entraîne une microstructure particulière.
- Les cycles thermiques de chauffage et de refroidissement résultant de la superposition des couches.

Ces phénomènes ont des conséquences importantes sur la microstructure et les propriétés mécaniques de la pièce finale. En effet, le transfert de chaleur influence la distribution du champ de température, ce qui a un effet direct sur les contraintes résiduelles, pouvant entraîner l'apparition de fissures au sein de la pièce. L'hydrodynamique du bain de fusion influence directement la morphologie des cordons et la rugosité de la pièce. La microstructure finale de la pièce est contrôlée par les conditions de refroidissement. Tous ces phénomènes peuvent se produire simultanément, ce qui complique encore davantage le procédé [27].

1.4.1 Interaction laser-matière

La force motrice du procédé SLM est l'énergie laser absorbée par le matériau par irradiation. L'utilisation du gaz inerte (argon) complique l'interaction laser-matière [27], le couplage énergétique varie en fonction de l'énergie mise en œuvre durant le procédé. Trapp et al. (2017) [39] et Ye et al. (2019) [35] ont étudié cette dépendance et ont trouvé que :

- À faible énergie volumique, ou lors des premiers instants de l'interaction, le niveau d'absorption est relativement élevé car le rayonnement incident est piégé par le lit de poudre.
- Pendant la fusion, le laser éclaire un métal dense qui agit comme un miroir, ce qui fait baisser le niveau d'absorption.
- Lors de la vaporisation progressive, une pression de recul s'applique à la surface du bain de fusion, générant une forme de cavité optique ou "keyhole". Cela piège le rayonnement incident par réflexions multiples et augmente le couplage énergétique.

Ainsi, le couplage énergétique entre le laser et le matériau évolue de manière complexe au cours du procédé SLM, en fonction des différentes phases du processus de fusion-solidification.

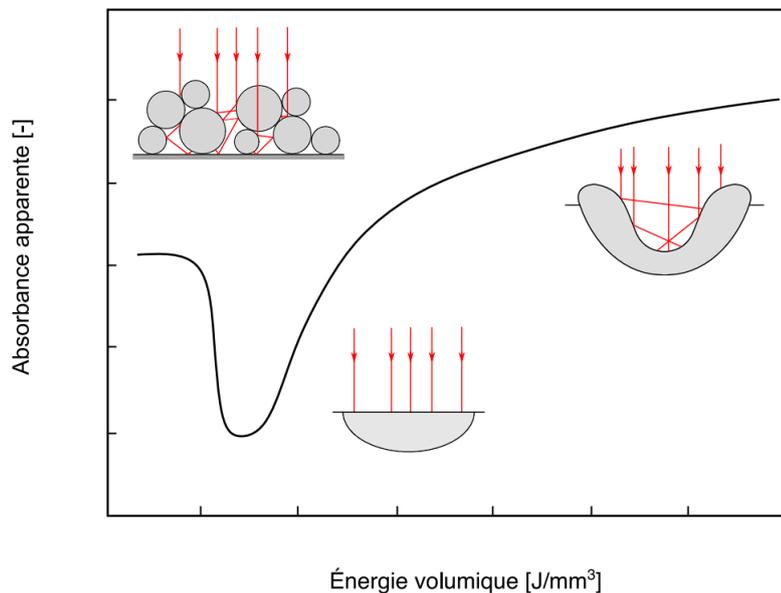


FIG. 1.2 – Absorbance en fonction de l'énergie incidente [19].

1.4.1.1 Au niveau du lit de poudre

L'absorption est gouvernée par de multiples réflexions des rayons laser incidents, les faisceaux laser peuvent pénétrer à des profondeurs considérables car l'absorptivité

de la poudre est plus élevée que la valeur connue pour les surfaces planes [20]. Le faisceau incident est piégé par les particules de poudre, ce qui augmente l'absorption du lit de poudre [19]. Par conséquent, le dépôt d'énergie doit être envisagé comme une source de chaleur volumétrique répartie sur l'épaisseur du lit de poudre, par opposition à une source de chaleur de surface [20]. Les facteurs qui influencent l'absorption et la distribution de l'énergie sont la puissance du faisceau laser, la longueur d'onde, la polarisation, l'angle d'incidence, la température de la poudre, la rugosité de la surface, ainsi que la morphologie du lit de poudre [20].

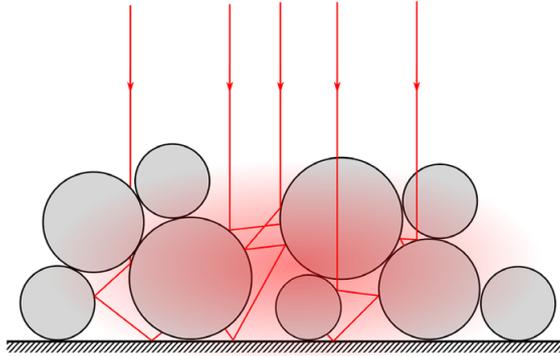


FIG. 1.3 – Diagramme du mécanisme de piégeage du faisceau dans le lit de poudre

1.4.1.2 Au niveau du Keyhole

Lorsque la température du bain de fusion dépasse la température de vaporisation du métal, la vapeur métallique se détend dans l'atmosphère de travail. Par principe d'action-réaction, une pression de recul s'applique alors à la surface du bain de fusion, formant un capillaire de vapeur appelé le "keyhole" [19]. Ce keyhole agit comme une cavité optique qui piège le rayonnement incident par réflexions multiples. Cela a pour effet d'augmenter le couplage énergétique entre le laser et le matériau [19].

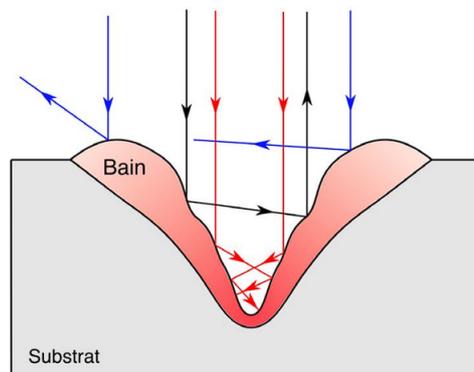


FIG. 1.4 – Diagramme du mécanisme de piégeage du faisceau dans le Keyhole

Le procédé SLM peut fonctionner selon deux modes de fusion principaux, en fonction des paramètres du laser et des propriétés du matériau :

1. Mode de fusion par conduction :

- La surface des bains de fusion est plane.
- Les zones fondues sont peu pénétrantes dans le matériau (Figure 1.5, gauche).

2. Mode de fusion par Keyhole :

- Lorsque la puissance laser est suffisante, la température du bain de fusion dépasse la température de vaporisation du métal.
- La vapeur métallique se détend dans l'atmosphère, créant une pression de recul qui forme un capillaire de vapeur appelé "keyhole" qui augmente l'absorption de l'énergie laser.
- Les bains de fusion sont alors plus pénétrants dans le matériau (Figure 1.5, droite).

La transition entre ces deux modes dépend de nombreux paramètres, comme la puissance du laser, la vitesse de balayage, la taille du spot laser et les propriétés du matériau. Une puissance laser élevée et une vitesse de balayage faible favorisent le mode keyhole. Le mode keyhole permet une meilleure absorption de l'énergie laser et donc une fusion plus profonde du matériau. Cependant, il peut aussi entraîner des défauts comme des porosités ou une rugosité de surface plus importante due à la formation d'éjectas. L'optimisation des paramètres est donc cruciale pour obtenir des pièces de haute qualité.

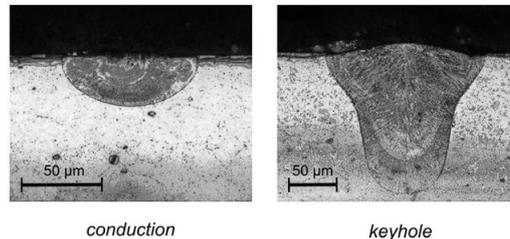


FIG. 1.5 – Zones fondues en mode conduction (gauche) et Keyhole (droite) [19].

1.4.2 Hydrodynamique du bain de fusion

Une fois que la température de fusion est atteinte, la transition de phase de solide à liquide ainsi que la formation du bain de fusion sont induites. De multiples forces gouvernent l'hydrodynamique du bain de fusion et influent sur sa morphologie. Les forces hydrodynamiques les plus influentes au sein du bain de fusion sont :

1.4.2.1 Tension de surface

C'est la force qui tend à minimiser l'énergie de l'interface du liquide, elle est donnée par :

$$\vec{F}_\sigma = \sigma \cdot \kappa \cdot \vec{n} \quad (1.1)$$

Où σ est la tension de surface, κ est la courbure de l'interface liquide/gaz et \vec{n} est son vecteur normal. Cette force normale initie la coalescence des gouttes de fusion individuelles et le remodelage du bain de fusion [20].

1.4.2.2 Contrainte thermocapillaire

Aussi appelé effet Marangoni, il provient de la variation du coefficient de tension de surface avec la température. Une force tangentielle est appliquée à la surface, elle a tendance à agrandir le bain de fusion, jouant un rôle prépondérant dans ce procédé [12]. Elle est donnée par l'équation [12, 4] :

$$\vec{F}_M = \frac{\partial \sigma}{\partial T} \cdot \vec{\nabla}_s \cdot T \quad (1.2)$$

1.4.2.3 Pression de recul

Lorsque la température dépasse la température de vaporisation du métal, une libération de vapeur métallique est observée, appliquant une pression qui provoque la formation du Keyhole. Elle peut être exprimée comme [29] :

$$p_{rec} = 0.54 \cdot P_0 \cdot \exp\left(\frac{m \cdot L_v}{k_B \cdot T_{ref}} \cdot \left(1 - \frac{T_{ref}}{T}\right)\right) \quad (1.3)$$

Où P_0 , m , L_v , k_B , T_b sont respectivement la pression de fonctionnement, la masse molaire du matériau, la chaleur latente de vaporisation, la constante de Boltzmann et la température ambiante.

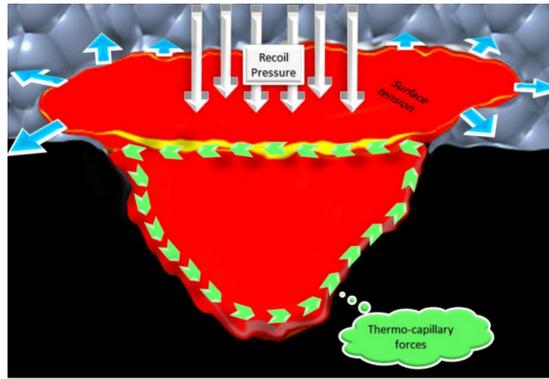


FIG. 1.6 – Les forces hydrodynamiques agissantes sur le bain de fusion [25].

Khairallah *et al.* [12] ont étudié l'effet des différentes forces hydrodynamiques sur les caractéristiques du bain de fusion.

La figure 1.7 illustre les changements significatifs des caractéristiques du bain de fusion lorsque des phénomènes physiques dépendants de la température sont pris en compte. Si la tension de surface est supposée indépendante de la température, des effets non physiques sont observés. Le bain de fusion est le plus profonde avec une tension de surface constante, et montre un effet de *balling* (voir le paragraphe 1.4.4.1) due à la tendance de la tension de surface à minimiser les surfaces en créant des sphères liquides. Ensuite, dans la deuxième figure, les fortes gradients de température sous le faisceau laser nécessitent d'activer la tension de surface dépendante de la température. Cela crée des effets de Marangoni (des contraintes thermocapillaires). Cela dirige le flux de fusion depuis le point chaud du faisceau laser vers le point froid arrière. Cela permet d'augmenter la profondeur du bain fondu, de recirculer le flux de fusion (ainsi refroidissant la zone du point laser) et de créer des éclaboussures car le métal liquide à faible viscosité s'éjecte loin de la surface.

Dans la dernière figure, on remarque l'effet de la pression de recul qui ajoute des forces supplémentaires à la surface du liquide, créant une dépression de surface du bain de fusion.

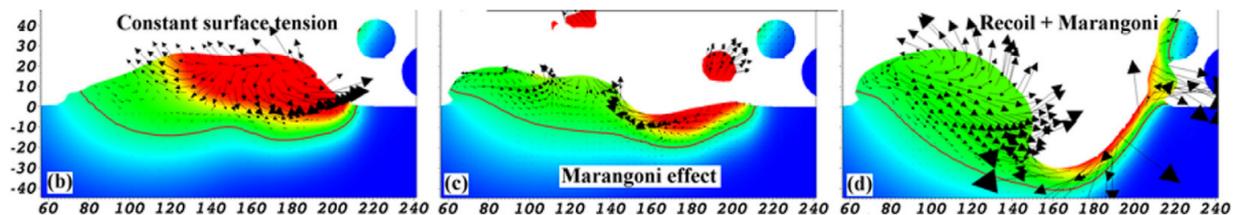


FIG. 1.7 – Effets des différentes forces hydrodynamiques sur le bain de fusion [12].

1.4.3 Phénomènes physiques au sein de la phase solidifiée

Le gradient de température important pendant le procédé provoque l'apparition de contraintes résiduelles et de déformations importantes au sein de la pièce solidifiée, ce qui peut provoquer des fissures et le détachement de la pièce ou des supports du lit. Trois mécanismes principaux sont responsables de l'apparition de contraintes résiduelles importantes [27]. La figure illustre les deux premiers mécanismes. Le premier est le **Mécanisme du Gradient de Température**, causé par la contrainte de compression appliquée par la zone froide autour du point chaud (spot laser), qui empêche son expansion, ces contraintes peuvent atteindre la limite d'élasticité du matériau. Le deuxième mécanisme se produit pendant le processus de refroidissement, le matériau fondu a tendance à se contracter, mais la région froide ralentit cette contraction. Enfin, les cycles thermiques successifs de chauffage et de refroidissement des couches, combinés aux deux derniers mécanismes, sont responsables de la formation des contraintes résiduelles. La réduction de ces contraintes est un défi majeur, étant donné qu'elle peut entraîner la déformation de la pièce fabriquée.

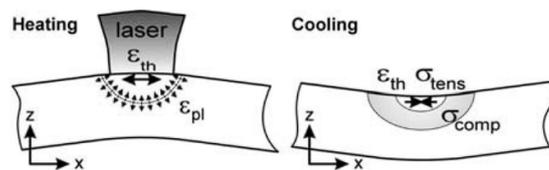


FIG. 1.8 – Mécanisme d'obtention de contraintes résiduelles [21].

1.4.4 Instabilités et défauts associés au procédé SLM

1.4.4.1 Instabilité de type balling

Lorsque l'énergie laser absorbée n'est pas suffisante pour fondre continuellement le lit de poudre, on observe une fragmentation dans la ligne de perles sous l'action de la tension de surface. Cette discontinuité peut générer des porosités au sein de la pièce [19]. Une étude systématique a été menée par Li et *al.* [16] pour identifier les paramètres qui influencent le phénomène de balling :

- L'oxygène favorise le balling, car l'oxydation tend à diminuer le comportement de mouillage (Le mouillage c'est l'opération qui vise à mettre en contact un solide avec un liquide et à rendre le solide mouillant). Une solution directe est d'utiliser un gaz inerte.
- Diminuer la vitesse de déplacement et augmenter l'intensité du laser diminue le balling.
- Un lit de poudre épais entraîne un mauvais comportement de mouillage, ce qui augmente par conséquent le phénomène de balling.

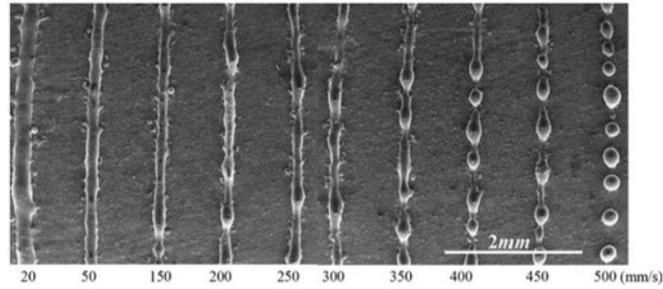


FIG. 1.9 – Les caractéristiques de balling sous différentes vitesses de déplacement [16].

1.4.4.2 Instabilité de type humping

Ce phénomène se produit à des vitesses de déplacement élevées et à une puissance laser élevée. Il peut être confondu avec le phénomène de balling car ils entraînent tous deux une discontinuité du cordon, mais les mécanismes physiques qui les sous-tendent sont différents. Le métal liquide entre par l'avant du bain de fusion, il s'écoule autour du Keyhole sur ses côtés et vers le bas en suivant le bord avant du Keyhole (Figure 1.10). En raison de la section de passage réduite du fluide causée par la présence de la capillarité de vapeur, le fluide s'écoule vers l'arrière à une vitesse d'environ dix fois celle de la vitesse de déplacement [32] (principe de conservation du débit). L'écoulement principal est entravé sur les côtés par la viscosité, de sorte que seule sa partie centrale parvient à s'écouler rapidement vers l'arrière dans le bain, formant un jet relativement mince et allongé (Figure 1.10). En raison de l'instabilité de Plateau-Rayleigh, cet écoulement forme une constriction à une certaine longueur, ce qui favorise son refroidissement et ancre un point dans le référentiel de l'échantillon. C'est à ce moment que la bosse se forme en raison de l'effet d'accumulation, car la vitesse de retrait de ce point (égale à la vitesse de déplacement) est beaucoup plus faible que la vitesse d'éjection du liquide. Ainsi, le jet alimente une protubérance qui s'élargit et se solidifie à mesure que le front de solidification progresse vers l'avant. L'alimentation de la bosse s'arrête lorsqu'une nouvelle constriction du jet de liquide se produit suivant les mêmes mécanismes, et le processus se répète périodiquement, entraînant l'alternance régulière de bosses et de vallées observée sur les cordons.

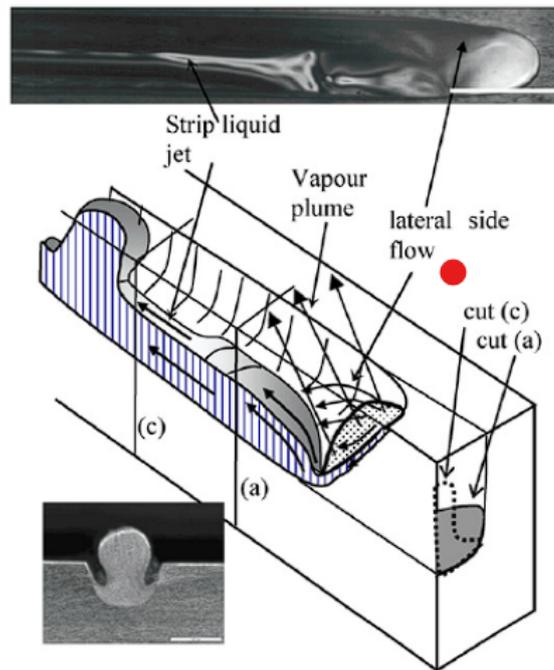


FIG. 1.10 – Photo (échelle 1 mm) et schéma de l'écoulement dans le bain de fusion pendant le humping, et vue en coupe transversale de la bosse résultante (échelle 0.5 mm) [8].

1.4.4.3 Formation de porosités

Les porosités peuvent apparaître en raison de deux mécanismes :

- (a) Formation de porosités due à un manque de fusion : Les porosités peuvent provenir d'un défaut de chevauchement entre les cordons, où l'espace de déplacement est trop important, de sorte que les volumes entre les cordons ne fondent pas complètement. Un autre mécanisme qui explique le manque de fusion est simplement une densité d'énergie incidente insuffisante pour fondre toute l'épaisseur du lit de poudre.
- (b) Formation de porosités due à la fermeture du Keyhole : Un autre type de porosités peut résulter de la fermeture du Keyhole. Nous pouvons distinguer un Keyhole très allongé, avec des bosses se formant sur la partie supérieure du bord avant et se propageant vers le bas du capillaire. Au fur et à mesure qu'elles se propagent vers le bas, les bosses s'élargissent et provoquent périodiquement la fermeture du Keyhole. La porosité formée prend une forme presque sphérique sous l'action de la tension de surface[19].

1.4.4.4 Hautes contraintes résiduelles

Comme mentionné dans le paragraphe 1.4.3, les importants gradients de température dus aux cycles de chauffage et de refroidissement provoquent d'importantes contraintes résiduelles et déformations au sein de la pièce, ce qui peut entraîner des fissures et des déformations de la pièce fabriquée.

1.5 Modélisation du procédé SLM

1.5.1 Besoin de la simulation numérique

Malgré l'intérêt de la communauté scientifique pour la fabrication additive (FA), ces procédés sont naturellement complexes et font appel à des éléments multiphysiques. Les chercheurs ont identifié plus de 130 paramètres qui influencent le procédé SLM et la qualité finale des pièces fabriquées [25]. Par exemple, l'interaction laser-matière (changement d'état de solide à liquide ou vice versa) est liée à l'absorption d'énergie et à la distribution de température qui en résulte. De plus, les propriétés thermophysiques des matériaux et les paramètres du procédé (tels que la température de préchauffage et l'environnement de la chambre de fabrication) sont des facteurs qui affectent le SLM et doivent être étudiés avec soin et minutie.

De plus, les changements de phase du matériau, les vitesses de refroidissement et les contraintes résiduelles affectent également les propriétés mécaniques du composant.

Pour optimiser les procédés de fabrication additive, la modélisation et la simulation sont des outils puissants.

Cependant, la modélisation du SLM pose des défis significatifs. Les principaux défis peuvent être résumés comme suit [25] :

- Modélisation du processus d'ajout de matériau.
- Modélisation réaliste de la source de chaleur.
- Comptabilisation précise des pertes thermiques pendant le procédé.
- Couplage de l'analyse du transfert de chaleur avec la dynamique des fluides dans une simulation thermo-hydraulique multi-physique.
- Prise en compte de la dépendance en température des propriétés des matériaux, de la température ambiante jusqu'au point de fusion et au-delà.
- Modélisation des phénomènes affectant les propriétés des matériaux, tels que les changements de microstructure, les transformations de phase, le développement de l'anisotropie, etc.

1.5.2 Défis multi-échelles et multi-physiques

À la lumière des développements présentés précédemment, le procédé SLM implique de multiples phénomènes physiques couplés à différentes échelles. A l'échelle mésoscopique, les photons laser interagissent avec le lit de poudre puis avec le bain fondu. La vaporisation du matériau introduit des phénomènes supplémentaires qui influencent à la fois les écoulements dans le bain et ceux dans le gaz inerte environnant. Lorsque le cordon se solidifie, une structure colonnaire/dendritique commence à se former, avec une compétition entre les "troncs" de dendrite. Les importants gradients de température et les cycles thermiques sont responsables à la fois au niveau de la cordon et de la pièce de la présence de contraintes résiduelles, qui peuvent entraîner des distorsions significatives de la pièce ou même le détachement de la pièce du plateau de construction (substrat).

Actuellement, les modèles numériques sont conçus pour simuler les phénomènes physiques à des échelles spécifiques. En d'autres termes, il est actuellement impossible de prédire tous les phénomènes physiques à l'échelle de la pièce entière [27]. La majorité des efforts de recherche concernant la modélisation du procédé de fabrication additive SLM sont menés à deux échelles. La première est l'échelle macroscopique, c'est-à-dire l'échelle de toute la pièce. La deuxième est l'échelle du bain fondu, qui est appelée échelle mésoscopique. C'est l'échelle considérée dans ce manuscrit. L'objectif des simulations à cette échelle est généralement de simuler le procédé de la manière la plus précise possible, de prédire les champs de température locaux, les écoulements dans le bain et le métal vaporisé, les instabilités hydrodynamiques, etc. ; en d'autres termes, tous les phénomènes physiques présentés dans ce chapitre. Cette approche numérique est appelée "multi-physique".

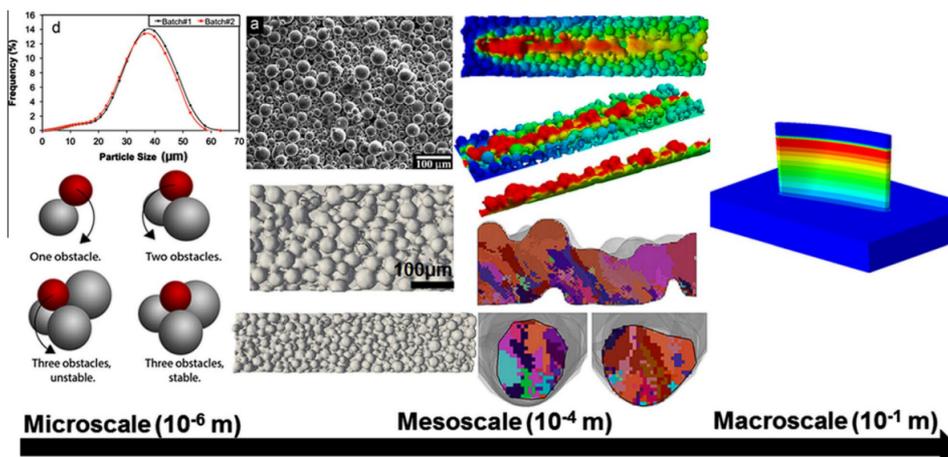


FIG. 1.11 – Les multiples échelles du procédé SLM

1.5.3 Revue bibliographique de la modélisation et simulation du SLM

Étant donné que l'échelle mésoscopique est le point central de cette étude, un bref aperçu des recherches importantes dans ce domaine sera présenté.

Parmi les modèles de simulation éminents et largement référencés figurent ceux développés par Khairallah et *al.* [12, 11, 10]. Leur modèle, basé sur la méthode ALE de suivi d'interface (voir paragraphe 2.3.1.1.1) intègre de manière complexe un lit de poudre avec une représentation granulaire qui considère méticuleusement chaque particule de poudre individuel. Ils montrent que la distribution aléatoire des particules du lit de poudre peut avoir un impact défavorable sur l'uniformité et la rugosité du cordon. En effet, les particules situées à proximité immédiate du bain fondu perturbent son écoulement en adhérant au métal liquide.

De plus, ils prennent en compte les diverses forces hydrodynamiques qui gouvernent le bain fondu, notamment la tension de surface, l'effet Marangoni et la pression de recul. Leurs résultats mettent en évidence le rôle significatif de la tension de surface dans la gouvernance de la coalescence des particules de poudre. Notamment, ils prennent en considération les réflexions multiples du faisceau laser en intégrant la méthode Ray Tracing dans leur modèle. Ils démontrent que la formation d'éjectas ayant une taille comparable à l'épaisseur du lit de poudre, peut masquer le faisceau laser incident et perturber la fusion régulière de la poudre. Ce phénomène nuit à l'uniformité du cordon fondu et peut engendrer des défauts de rugosité à la surface des pièces produites.

Yan et *al.* (2017) [38] ont étudié le procédé SLM en utilisant une formulation de Volume Fini par le logiciel commercial Flow-3D. Par rapport à la formulation ALE de Khairallah et *al.* (2014) [10], l'approche FV était beaucoup plus efficace en termes de temps de calcul. Elle a également été appliquée avec succès pour modéliser la fabrication de multiples couches (Yan et *al.* 2018 [37]). Un modèle FV similaire a été implémenté par Qiu et *al.* (2015) [26] dans le code CFD open source OpenFOAM. La formation du keyhole a été étudiée avec la méthode proposée par Panwisawass et *al.* (2017) [24].

Tang et *al.* [32, 33] explorent l'examen des diverses instabilités hydrodynamiques et des paramètres influents affectant l'occurrence des phénomènes de humping et de formation de porosités. Ils utilisent une approche DEM et CFD en utilisant les codes open source LIGGGHTS et OpenFOAM.

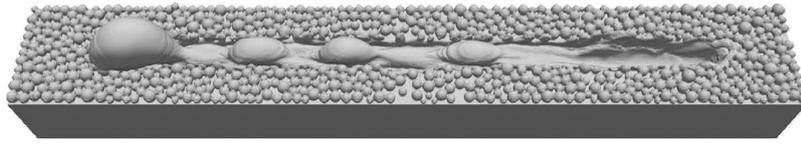


FIG. 1.12 – Simulation du phénomène du humping en SLM. Extrait de Tang et *al.* (2020) [32]

Chouhan et *al.* [5] ont utilisé aussi une approche DEM-CFD pour modéliser la formation d'alliages in-situ d'aluminium et de cuivre par le procédé SLM. Ils ont effectué des simulations en fondant une couche de poudre d'aluminium sur un substrat de cuivre, et l'impact de la pression de recul et des flux de convection Marangoni sur la mélange Al-Cu a été abordé. Cette étude fournit des informations fondamentales sur le mélange de métaux dissemblables et vise à soutenir les futures activités de recherche sur la conception et le développement de nouveaux alliages utilisant le procédé SLM.

Le travail de Masmoudi [18] se penche sur l'impact de l'évaporation sur le flux de gaz induit et ses implications sur la stabilité du lit de poudre.

Mayi (2021) [19] a développé un modèle FEM sous COMSOL pour étudier l'impact de l'intégration d'un lit de poudre granulaire et ses avantages par rapport à un modèle continu (équivalent). Il a intégré un modèle de ray tracing sous COMSOL et a étudié la transition des régime de fusion conduction-conduction forcée-keyhole, ainsi que la stabilité de ces régimes.

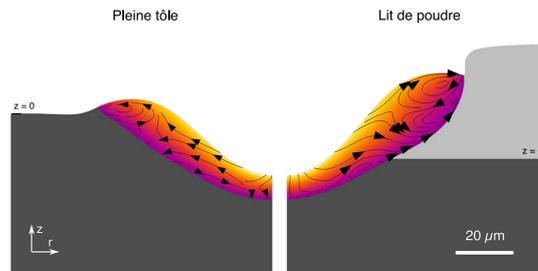


FIG. 1.13 – Comparaison des bains de fusion et des champs de température simulés sans et avec lit de poudre [19]

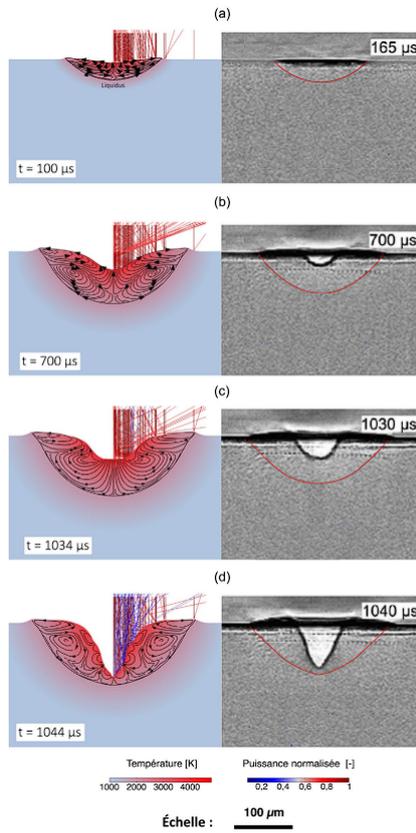


FIG. 1.14 – Étapes de formation d'un keyhole. (a) Mode conduction. (b) Mode conduction forcée. (c) Seuil de keyhole (d) Initiation du mode keyhole. [19]

Bayat et *al.* (2019) [3] ont développé un modèle numérique multiphysique pour le SLM multicouche. Leur modèle permet d'analyser la formation et l'évolution des porosités causées par le manque de fusion. Il prend en compte tous les phénomènes physiques discutés précédemment et intègre l'absorptivité dépendante de la géométrie.

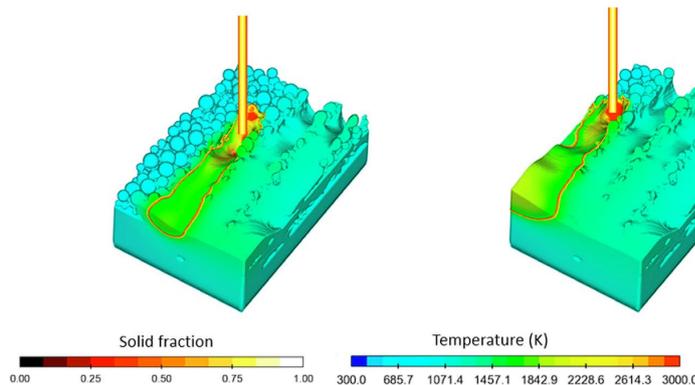


FIG. 1.15 – Simulation de deux couches constituées de quatre cordons. Extrait de Bayat et *al.* (2019) [3]

1.6 Conclusion

Tout au long de ce chapitre, nous avons examiné les principes physiques fondamentaux utilisés dans le procédé SLM, ainsi que les différentes approches numériques précédemment documentées dans la littérature.

Nous avons exploré les principes clés des procédé de fabrication additive, en mettant spécifiquement l'accent sur le procédé de Fusion Sélective par Laser. Notre discussion a mis en lumière les aspects uniques et les contraintes du procédé SLM. Nous avons exploré les différents phénomènes physiques inhérents au procédé, ainsi que les instabilités et défauts potentiels qui peuvent survenir. Enfin, nous avons fourni un aperçu concis des différentes simulations à l'échelle mésoscopique, en soulignant leurs caractéristiques significatives.

Chapitre 2

Théorie générale et modélisation numérique du procédé SLM

2.1 Introduction

Ce chapitre présente en détail les spécificités du modèle numérique développé au cours de ce mémoire, en utilisant une approche couplée DEM-CFD avec le code OpenFOAM, un outil de dynamique des fluides computationnelle (CFD) open-source.

Nous commençons par présenter les équations gouvernantes du procédé, puis nous explorons et résumons les modèles utilisés dans la littérature. Ensuite, nous détaillons la modélisation du procédé en explicitant chaque étape du modèle :

- L'interface libre.
- Le lit de poudre.
- Les transferts thermiques induits par le laser.
- Les écoulements dans le bain de fusion.
- Les considérations numériques impliquées par le modèle développé.

2.2 Équations gouvernantes du procédé SLM

2.2.1 Équations de Navier-Stokes

Le métal liquide et le gaz environnant sont supposés des fluides Newtoniens et l'écoulement dans ces milieux est supposé laminaire. Dans ce cas, on calcule le champ de vitesse dans ces milieux à l'aide des équations de Navier-Stokes, i.e. les équations de conservation de la masse (2.1) et de la quantité de mouvement (2.2) :

$$\vec{\nabla} \cdot (\vec{U}) = 0 \quad (2.1)$$

$$\frac{\partial(\rho\vec{U})}{\partial t} + \vec{\nabla} \cdot (\rho\vec{U}\vec{U}) - \vec{\nabla} \cdot (\mu\vec{\nabla}\vec{U}) = -\vec{\nabla}p + \rho\vec{g} + \vec{S}_N + \vec{S}_D + \vec{S}_I \quad (2.2)$$

Avec \vec{U} , ρ , μ , p et \vec{g} sont respectivement le champ de vitesse, la masse volumique, la viscosité dynamique et l'accélération due à la gravité.

Le terme source de flottabilité dû à la convection naturelle (\vec{S}_N), le terme de perte de quantité de mouvement (\vec{S}_D) et le terme source pour les forces interfaciales par unité de volume (\vec{S}_I) dû à la tension de surface, la convection de Marangoni et la pression

de recul sont ajoutés, sont fournis par les équations suivantes :

$$\vec{S}_N = \rho \cdot \alpha \cdot \vec{g} \cdot (T - T_{ref}) \quad (2.3)$$

$$\vec{S}_D = - \left[K_c \frac{(1 - f_l)^2}{b + f_l^3} \right] \gamma \vec{U} \quad (2.4)$$

$$\vec{S}_I = \left[\sigma \kappa \vec{n} + \frac{d\sigma}{dT} (\vec{\nabla} T - \vec{n} (\vec{n} \cdot \vec{\nabla} T)) + p_v \vec{n} \right] \quad (2.5)$$

Avec α , f_l et γ sont respectivement le coefficient d'expansion thermique, la fraction liquide et la variable de la fraction de phase dans l'équation VOF (expliqué en détails dans le paragraphe 2.4.1), K_c et b sont des constantes du terme de perte de quantité de mouvement.

Dans l'équation 2.5, le premier terme représente les forces de tension de surface appliquées à la surface libre où $\kappa = \vec{\nabla} \cdot \vec{n}$ est la courbure de surface, et \vec{n} est le vecteur unitaire normal de l'interface. Le second terme représente la convection de Marangoni (la contrainte thermocapillaire) résultant de la variation de la tension de surface avec la température, et le dernier terme implique le terme de pression de recul où :

$$p_v = 0.54 \cdot P_0 \cdot \exp \left(\frac{m \cdot L_v}{k_B \cdot T_{ref}} \cdot \left(1 - \frac{T_{ref}}{T} \right) \right) \quad (2.6)$$

2.2.2 Équation de l'énergie

L'équation d'énergie est donnée par :

$$\frac{\partial(\rho C_p T)}{\partial t} + \vec{\nabla} \cdot (\rho \vec{U} C_p T) = \vec{\nabla} \cdot (k \vec{\nabla} T) + S_{Latent} - \dot{Q}_{Losses} + \dot{Q}_{Laser} \quad (2.7)$$

avec C_p , k et ρ respectivement la chaleur spécifique, la conductivité thermique et la masse volumique.

L'évolution de la chaleur latente lors du changement de phase, les pertes d'énergie par évaporation, rayonnement et convection sont représentés par les termes sources S_{Latent} et \dot{Q}_{Losses} , respectivement. Ces termes sources sont définis par les équations suivantes [4] :

$$S_{Latente} = \gamma \cdot L_f \cdot \frac{\partial(\rho f_l)}{\partial t} \quad (2.8)$$

$$\dot{Q}_{Losses} = (q''_{evaporation} + q''_{radiation} + q''_{convection}) \quad (2.9)$$

Avec :

$$q''_{evaporation} = L_v \cdot \dot{m}_v \quad (2.10)$$

$$q''_{radiation} = \sigma_b \cdot \epsilon \cdot (T^4 - T_{ref}^4) \quad (2.11)$$

$$q''_{convection} = h \cdot (T - T_{ref}) \quad (2.12)$$

Le premier terme correspond à des pertes d'énergie dues à l'évaporation où

$$\dot{m}_v = 0.82 \frac{Mp_v}{\sqrt{2\pi MRT}}$$

est le taux d'évaporation, le second terme signifie des pertes d'énergie dues au rayonnement, et le dernier terme représente des pertes d'énergie dues à la convection. Le terme source \dot{Q}_{Laser} représente le flux de chaleur introduit par la source d'énergie. Ce terme est déterminé en utilisant un algorithme de traçage de rayons qui sera présenté par la suite (paragraphe 2.4.3).

2.3 État de l'art sur la modélisation du procédé SLM

Cette partie présentera les méthodes les plus pertinentes pour la modélisation des phénomènes physiques liés au SLM.

2.3.1 Interface libre

Lors de la phase de chauffage, le lit de poudre se transforme en un bain de fusion, la surface externe du bain est alors déformée à plusieurs reprises. De ce fait, il est nécessaire d'utiliser des méthodes numériques capables de gérer les multiples phases (solide, liquide et gaz) et qui suivent correctement l'évolution du bain de fusion.

On peut classer les méthodes de description d'interfaces libres en deux : les méthodes Lagrangiennes (ou front tracking) et les méthodes Eulériennes (ou front capturing) [27].

Avec les méthodes Lagrangiennes, les nœuds du maillage à l'interface suivent les particules du fluide, l'interface liquide/gaz est discontinue et est discrétisée avec un maillage conforme. Par contre, avec les méthodes Eulériennes, l'interface liquide/gaz se déplace dans un maillage fixe, l'interface liquide/gaz est continue et il y a une vitesse relative entre les particules du fluide et les nœuds du maillage [19]. On présente dans la suite ces différentes méthodes ainsi que leurs avantages et inconvénients.

2.3.1.1 Méthode ALE (Arbitrary Lagrangian Eulerian)

C'est la méthode la plus utilisée et adaptée parmi les méthodes de suivi d'interface [6], elle a été développée afin d'utiliser les avantages des méthodes purement lagrangiennes et eulériennes tout en limitant leurs faiblesses. Les nœuds situés à l'interface liquide/gaz suivent le mouvement des particules de fluide, suivant une description Lagrangienne, tandis que les nœuds situés à l'intérieur du domaine fluide sont libres de se déplacer suivant un schéma qui permet de minimiser la distorsion des nœuds [19].

2.3.1.2 Méthodes de capture d'interface

Concernant les méthodes de capture d'interface, l'interface n'est pas explicitement suivie. Par conséquent, il est impératif de déterminer une méthode de reconstruction de cette interface. Une solution largement adoptée consiste à recourir à une fonction indicatrice scalaire qui est transportée par le champ de vitesse en résolvant une équation de transport. Parmi les méthodes disponibles, celles qui sont les plus couramment

employées sont l'approche VOF (Volume Of Fluid) en volumes finis et la méthode Level Set en éléments finis [27].

1. Méthode VOF (Volume of fluid) :

La méthode VOF, utilisée dans ce manuscrit, est fréquemment utilisée pour modéliser les interfaces libres en résolvant l'équation de transport scalaire pour la fraction volumique de fluide (γ) dans la cellule :

$$\frac{\partial \gamma}{\partial t} \vec{\nabla}(\gamma \vec{U}) = 0 \quad (2.13)$$

Lorsque $\gamma = 0$, la cellule est vide; lorsque $\gamma = 1$, la cellule est entièrement occupée par du liquide. Lorsque la valeur de γ est comprise entre 0 et 1, une interface entre fluide et vide existe dans la cellule [29].

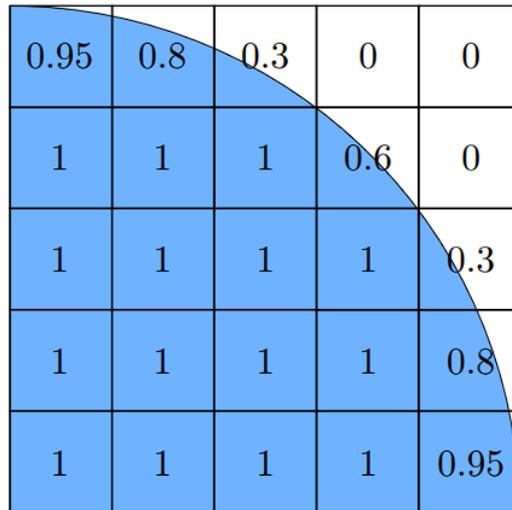


FIG. 2.1 – Principe de la méthode VOF [27]

2. Méthode Level Set :

La méthode Level Set a été initialement conçue pour la simulation d'écoulements diphasiques, comme l'air et l'eau. Son principe repose sur la définition d'une interface diffuse entre les deux fluides, où une fonction auxiliaire (appelée fonction distance) est définie comme nulle lorsqu'on se trouve sur l'interface [27].

2.3.2 Lit de poudre

Deux grandes familles de modèles se distinguent : celle où le lit de poudre est modélisé comme un milieu granulaire discret et celle considérant le lit de poudre comme un milieu continu équivalent.

2.3.2.1 Modèle continu/équivalent

Cette approche pour modéliser le procédé SLM à l'échelle mésoscopique considère le lit de poudre comme un milieu continu équivalent, en évitant ainsi de mailler individuellement chaque particule. En conséquence, des propriétés effectives doivent être déterminées pour représenter correctement les transferts thermiques dans le lit de poudre au voisinage du bain fondu. Principalement, la conductivité thermique, la viscosité dynamique ainsi que la densité relative du lit de poudre doivent être estimées. De plus, la modélisation de l'énergie apportée par le laser à la poudre doit aussi être adaptée [27].

L'avantage principal du modèle équivalent est de permettre une simulation plus rapide des cordons comparé à l'approche particulaire, en s'affranchissant du coûteux maillage lié à la représentation de chaque particule [28]. Cependant, les propriétés effectives du lit de poudre, comme sa conductivité thermique, sa viscosité dynamique ou encore l'intervalle de densification, restent des paramètres difficilement estimables mais influents sur les conditions d'écoulement de la poudre. De plus, des porosités intrinsèquement liées à la structure du lit de poudre ne peuvent être prédites par ces modèles puisque les particules ne sont pas discrétisées individuellement [27].

2.3.2.2 Modèle discret/particulaire

Les modèles particulaire-mésoscopiques représentent le lit de poudre comme un milieu granulaire où chaque particule est discrétisée. Cette approche permet d'analyser de manière détaillée l'impact des phénomènes physiques qui se produisent dans les phases précédant le procédé SLM. En particulier, les interactions entre le laser et la matière, entre la poudre et le bain fondu, ainsi que l'influence de l'état du lit de poudre sur la forme du cordon peuvent être étudiées avec précision.

Il existe plusieurs approches pour générer un lit de poudre représentatif de celui observé en condition réelle. Une première approche consiste à réaliser la chute aléatoire de particules de poudre. Diverses techniques sont disponibles pour traiter l'interaction entre les particules, comme décrit par Meakin and Jullien en 1987 [9]. L'une d'elles, consiste à faire rouler les particules autour de ceux avec lesquels ils sont en contact, jusqu'à ce qu'un état stationnaire soit atteint [13]. Cependant, cette méthode donne généralement une densité relative de lit de poudre (70 %) supérieure à celle d'un lit de poudre réel présent dans une machine SLM (55 %) [27]. Des particules doivent être retirées pour atteindre la densité attendue, créant des trous non physiques dans le lit de poudre [27].

Le lit de poudre peut également être créé en utilisant la méthode des éléments discrets (DEM) [12, 37, 3, 2]. Cette approche implique la résolution du principe fondamental

de la dynamique sur un ensemble de particules générées de manière aléatoire. Ces particules sont soumises à diverses forces, telles que la gravité, les forces de contact inter-particulaire et de cohésion issues des interactions de van der Waals observées entre des particules fines [37]. Il convient de souligner que la poudre est représentée comme un ensemble de sphères parfaites pour éviter des contraintes numériques excessives liées à la gestion des contacts inter-granulaires [27].

Mayi [19] a étudié la pertinence et l'utilité d'un modèle de lit de poudre de SLM équivalent dans l'analyse des phénomènes hydrodynamiques qui règnent à l'échelle du bain de fusion. Il en a conclu que cela dépend fortement de l'objectif de la simulation :

- Si l'objet d'étude est l'hydrodynamique du bain fondu et l'interaction entre le laser et le bain liquide, ou la topographie des cordons, l'apparition de défauts de type humping ou balling, alors un modèle continu est suffisant.
- Si l'objet d'étude est la formation de projections solides, et l'éventuel impact du caractère aléatoire du lit de poudre sur la stabilité des cordons, alors un modèle granulaire est nécessaire.

2.3.2.3 Aperçu sur la méthode des éléments discrets (DEM)

La méthode des éléments discrets (DEM) est une méthode numérique basée sur le concept de la méthode de dynamique moléculaire (MD) et est utilisée pour calculer les différentes caractéristiques des systèmes granulaires [15]. La philosophie de la méthode DEM est d'étudier comment les interactions au niveau microscopique entre les particules affectent le comportement global du milieu au niveau macroscopique. Elle permet de calculer les différentes caractéristiques des systèmes granulaires en modélisant les actions qui se produisent au niveau local [15].

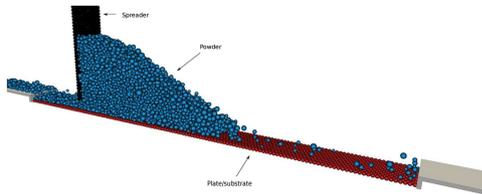
Cette méthode permet de simuler le mouvement des matériaux granulaires en réalisant une série de calculs qui suivent les particules individuelles constitutives du matériau granulaire. Si les forces de contact agissant sur chaque particule sont connues à chaque pas de temps, l'équation du mouvement de chaque particule est déduite de la deuxième loi de Newton [31].

Dans cette méthode, l'interaction entre les particules est supposée se produire uniquement entre les particules qui sont en contact direct [31]. Les équations du mouvement linéaire et du mouvement rotatif sont ensuite exprimées par la sommation des forces et des moments exercés par les particules voisines en contact, respectivement, comme suit [31] :

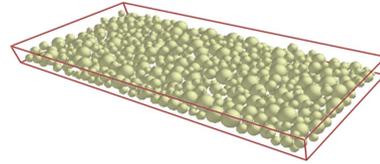
$$m \frac{d^2 \vec{x}_i}{dt^2} = m_i \vec{g} + \sum_{j=1}^N \vec{F}_{ij} \quad (2.14)$$

$$I \frac{d\vec{\omega}_i}{dt} = \sum_{j=1}^N \vec{r}'_i \times \vec{f}_{ij} \quad (2.15)$$

Les équations 2.14 et 2.15 sont résolues par le schéma explicite d'Euler utilisant la méthode des différences finies. L'accélération d'une particule peut être obtenue à partir des forces de contact connues, des moments, de la masse et du moment d'inertie de masse. L'accélération est intégrée par rapport au temps pour obtenir l'augmentation de vitesse et la vitesse est intégrée à nouveau par rapport au temps pour obtenir l'augmentation de position. En répétant ces processus pour toutes les particules, le mouvement de toutes les particules et le comportement dynamique du matériau granulaire peuvent être obtenus intégralement [31].



(a) Étalement d'un lit de poudre simulé par DEM [17].



(b) Un lit de poudre généré par une pluie d'éléments discrets.

FIG. 2.2 – Génération des lits de poudre par la méthode DEM

Pour générer un lit de poudre, une approche consiste à étaler numériquement une masse de poudre sur un plateau de fabrication rugueux, comme illustré sur la Figure 2.2a. Une autre méthode consiste à créer le domaine granulaire par une "pluie" d'éléments discrets qui tombent par gravité pour remplir un domaine de forme quelconque, comme un parallélépipède ou un cylindre (Figure 2.2b) [19].

2.3.3 Transfert thermique

Comme mentionné dans le paragraphe 1.4.1, l'apport d'énergie par laser est le moteur principal du procédé SLM, donc une modélisation fidèle de l'interaction laser-matière est nécessaire.

Généralement, la distribution spatiale 2D (section horizontale) des faisceaux laser dans les machines SLM suit une Gaussienne [29, 27]. Dans le cas des matériaux opaques au rayonnement laser (absorption en surface), une expression simple du terme source de chaleur consiste à multiplier cette distribution spatiale par l'absorptivité du matériau [27, 19].

Cependant, il peut être inapproprié d'utiliser une source de chaleur bidimensionnelle, car le balayage laser sur la poudre métallique peut pénétrer dans le lit de poudre. En d'autres termes, l'énergie laser est déposée non seulement sur la surface supérieure du lit de poudre mais également à l'intérieur du lit de poudre. Ainsi, des sources de chaleur volumétriques doivent être prises en compte pour décrire la pénétration du laser dans les poudres [29, 20, 40].

Khairallah *et al.* [12, 11] ont démontré que la déposition laser directe par la méthode de Ray Tracing est une amélioration par rapport à la déposition d'énergie volumétrique (énergie en fonction d'un axe de référence fixe Z) couramment utilisée dans la littérature. Tout d'abord, en réalité, la chaleur est générée où les rayons laser frappent la surface des particules de poudre et se diffuse à l'intérieur, tandis que la déposition homogène (volumétrique) chauffe uniformément le volume intérieur de la particule. Pour la déposition d'énergie volumétrique, la fusion se produit simultanément partout à l'intérieur de la particule. Le contact mouillé avec le substrat augmente rapidement, ce qui augmente artificiellement la dissipation de chaleur. D'un autre côté, avec une traçabilité réaliste des rayons laser, la fusion est non uniforme car elle se produit d'abord à la surface des particules de poudre. Plus de chaleur s'accumule à l'intérieur des particules de poudre par rapport à la déposition laser homogène car elle se libère lentement au substrat par un point de contact étroit. Si insuffisamment de chaleur est déposée, les particules sont partiellement fondues et contribuent aux défauts de surface et de porosité. La source de chaleur par la méthode Ray Tracing aide à mieux coupler la physique derrière la livraison de chaleur à la surface et les hydrodynamiques de fusion.

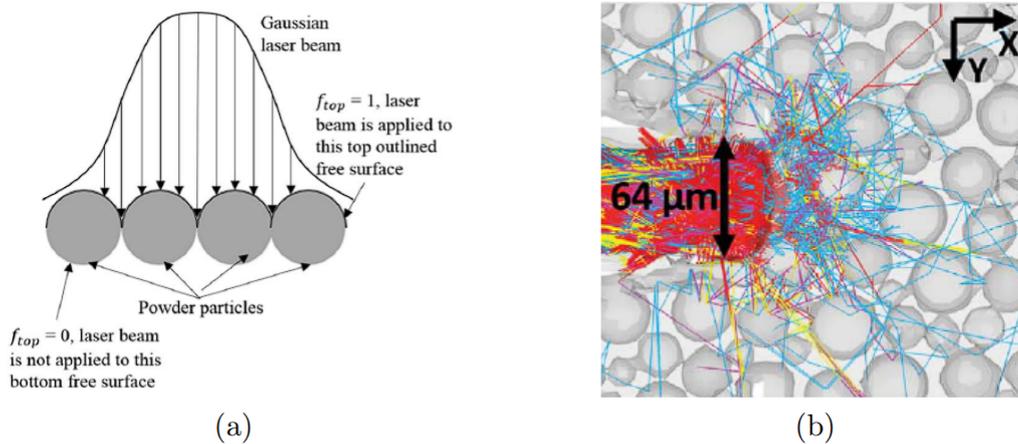


FIG. 2.3 – Modélisation de l'apport de chaleur du laser à l'échelle mésoscopique par l'approche particulaire où l'énergie est apportée en surface sur le lit de poudre (a) sans [2] et (b) avec la méthode de lancer de rayons pour tenir compte des multiples réflexions des rayons du laser dans le lit de poudre [11].

2.4 Modélisation numérique du procédés SLM

Dans cette partie, nous présentons les détails des choix effectués lors de la création du modèle numérique.

2.4.1 Interface libre

Le modèle développé au cours de ce mémoire est basé sur la méthode des Volume Finis, donc naturellement le choix de modélisation de l'interface est reposé sur la méthode VOF, implémenté dans le code OpenFOAM.

Le suivi de l'interface entre les phases est réalisé par la résolution d'une équation de continuité pour la fraction volumique des phases, cette équation prend la forme suivante :

$$\frac{\partial \gamma}{\partial t} + \vec{\nabla} \cdot (\gamma \vec{U}) + \vec{\nabla} \cdot ((1 - \gamma) \gamma \vec{U}_r) = 0 \quad (2.16)$$

$$\vec{U}_r = \frac{\vec{\nabla} \gamma}{|\vec{\nabla} \gamma|} \min(\max(|\vec{U}|), C_\gamma \vec{U}) \quad (2.17)$$

Où \vec{U} est le champ de vitesse, et \vec{U}_r est la vitesse de compression interfaciale. Seules les cellules interfaciales sont affectées par le terme de compression, qui comprime l'interface en réduisant la diffusion numérique de la fraction de phase γ . La quantité C_γ dans l'équation 2.17 indique le degré de compression et est considérée comme égale à l'unité.

2.4.2 Lit de poudre

L'approche de modélisation du lit de poudre adoptée pour ce travail est basée sur le modèle granulaire.

Un logiciel utilisant la méthode des éléments discrets (DEM) a été employé pour construire un modèle mésoscopique tridimensionnel du lit de poudre. Ce modèle a été réalisé avec une densité de remplissage proche de sa valeur réelle (0,5), en utilisant une méthode de distribution discrète et aléatoire. Pour simplifier le modèle, les particules de poudre ont été supposées sphériques, avec un diamètre variant entre 20 μm et 60 μm , et un diamètre moyen de 34 μm . De plus, la taille des particules suit une distribution normale. Les particules de poudre sont soumises à l'effet de la gravité, chutant librement depuis le haut pour former un lit d'une épaisseur d'environ 90 μm

sur le substrat. Le contact entre les particules a été modélisé selon le modèle Hertz-Mindlin (sans glissement).

Par la suite, les données relatives aux particules (coordonnées et diamètres) ont été exportées vers le code OpenFOAM.

2.4.3 Transfert thermique

La méthode du "Ray Tracing" est utilisée pour décrire le flux de chaleur induit par le rayonnement du laser.

L'énergie fournie par le faisceau laser est approximée par une distribution gaussienne et discrétisée en 1000 faisceaux de rayons laser. La figure 2.4 représente un schéma de la discrétisation du faisceau laser : chaque point rouge correspond à un rayon laser discrétisé, avec 10 divisions radiales et 100 divisions angulaires.

Lorsqu'un rayon rencontre une cellule interfaciale spécifique, une partie de son énergie est absorbée par la cellule et le reste est réfléchi dans la direction opposée. La puissance du i^{me} rayon laser est déterminée en utilisant une distribution gaussienne :

$$P_i = \frac{2 \cdot P_L}{\pi \cdot r_e^2} \cdot \exp\left(-2 \frac{(x_i - V_L \cdot t - x_0)^2 + (z_i - z_0)^2}{r_e^2}\right) \quad (2.18)$$

Où :

- P est la puissance du faisceau,
- V est la vitesse de balayage,
- r_e est le rayon efficace du faisceau (où le flux thermique est $1/e^2$ de sa valeur maximale),
- x_0, z_0 sont les coordonnées du centre du faisceau,
- x_i, z_i sont les coordonnées du i -ème rayon.

La direction du rayon réfléchi est calculée en fonction de l'équation vectorielle suivante :

$$\vec{R} = \vec{I} + 2(-\vec{I} \cdot \vec{N}) \vec{N} \quad (2.19)$$

Où \vec{I} est le vecteur incident du rayon et \vec{N} est le vecteur normal à la surface de réflexion.

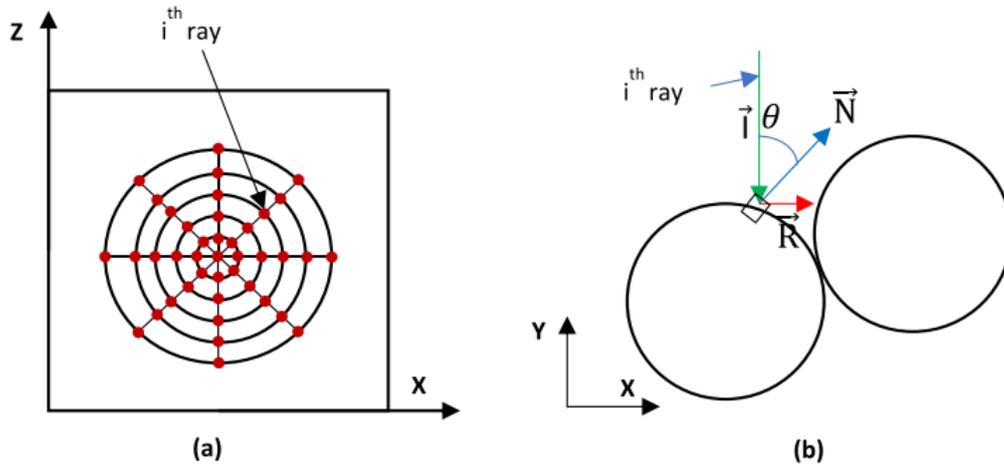


FIG. 2.4 – Des schémas diagrammatiques de l’algorithme de ray tracing.

Le rayon du faisceau laser est de $35.13 \mu\text{m}$, avec un diamètre effectif de $50.19 \mu\text{m}$. Les coordonnées de sa position focale sont $(250 \mu\text{m}, 400 \mu\text{m}, 250 \mu\text{m})$.

Le faisceau chauffe un cordon de poudre d’un millimètre le long de la direction \vec{x} , à une vitesse variable (un paramètre de notre étude paramétrique dont les valeurs utilisées seront présentées dans les sections suivantes de ce travail).

2.4.4 Conditions aux limites et paramètres de modélisation

2.4.4.1 Géométrie et domaines de calcul

Le domaine de calcul est composé d’un domaine gazeux et d’un domaine métallique (le substrat), ce sont des parallélépipèdes de dimensions respectives $1400 \times 200 \times 400 \mu\text{m}_3$, et $1400 \times 300 \times 400 \mu\text{m}_3$.

On note que l’axe \vec{y} représente la hauteur dans notre modèle.

Après l’implémentation des positions et diamètres des particules générées par la méthode DEM dans OpenFOAM par un code écrit en C++, on obtient le domaine présenté dans la figure 2.5a.

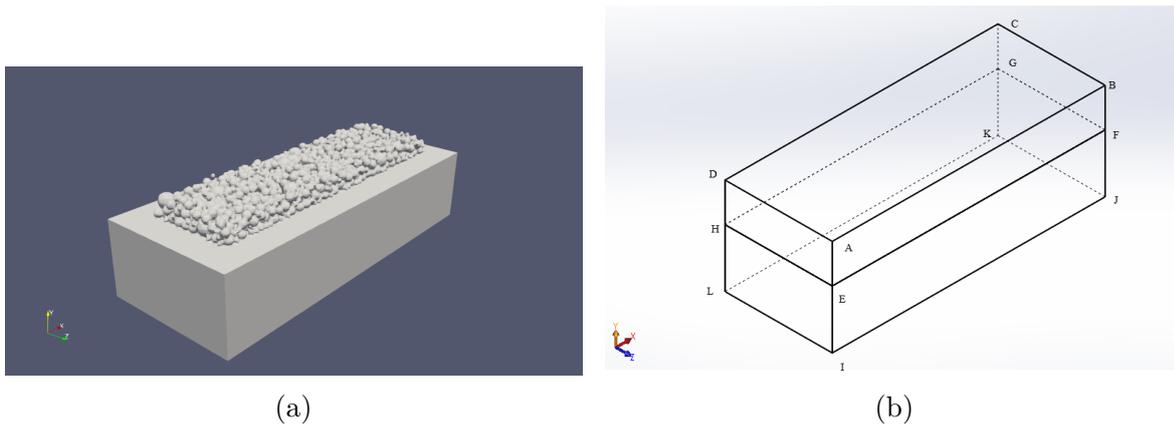


FIG. 2.5 – Domaine de calcul

2.4.4.2 Conditions aux limites

Pour la vitesse et la pression, des conditions aux limites de non-glissement et de gradient nul sont respectivement définies aux faces métalliques. Une condition aux limites de pression totale pour la pression et une condition de vitesse à l'entrée et à la sortie pour la vitesse sont mises en œuvre aux faces gazeuses. La température du métal augmente rapidement aux limites en raison de la haute conductivité thermique de l'alliage et des hautes densités d'énergie utilisées dans les modélisations. Pour respecter les contraintes de température ambiante, un grand domaine de simulation avec des conditions aux limites convectives ($h = 10 \text{ W/m}_2\cdot\text{K}$) sur toutes les faces est utilisé.

L'ensemble des conditions aux limites est présenté dans le tableau suivant :

Frontière	Température	Pression	Vitesse
Métal	Conditions aux limites convectives	Gradient nul	Non-glissement
Gaz		uniforme = 0	uniforme = (0 0 0)

2.4.4.3 Considérations numériques

2.4.4.3.1 Maillage

Le maillage utilisé pour résoudre le problème est composé d'éléments hexaédriques, raffiné dans la zone d'interaction laser-matière. Les frontières fines sont maillées avec des éléments de $5 \times 5 \times 5 \mu\text{m}^3$, tandis que le reste est maillé avec un taux de croissance de 5 à partir des frontières fines. Par conséquent, le nombre total de cellules dans le maillage est de 1, 234, 656.

Après avoir généré le maillage, sa qualité et sa validité ont été vérifiées en utilisant l'outil '*checkMesh*'. Les résultats ont montré que le maillage était de bonne qualité et

valide.

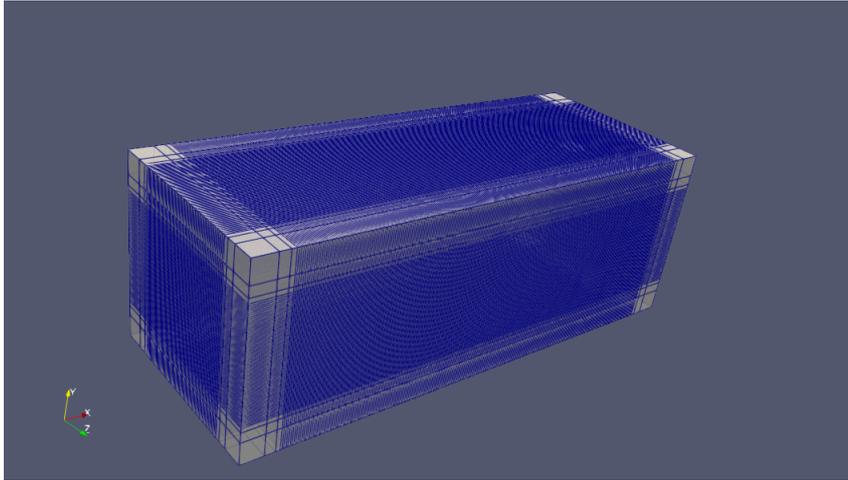


FIG. 2.6 – Le maillage utilisé lors des simulations

2.4.4.3.2 Paramètres du solveur

- **Solveur :**

Le problème numérique est résolu à l'aide du solveur SmFoam.

- **Schémas numériques :**

Pour garantir la précision et la stabilité des calculs, différents schémas numériques ont été utilisés pour la discrétisation des équations aux dérivées partielles régissant les écoulements fluides. Le schéma temporel choisi pour la discrétisation temporelle est la méthode d'Euler explicite, sélectionnée pour sa stabilité. Les gradients ont été calculés à l'aide de la méthode de Gauss avec interpolation linéaire. Le schéma upwind a été utilisé pour la divergence du flux de masse et de la vitesse, ainsi que pour la divergence du flux volumique et de la fraction volumique.

- **Pas de temps et tolérances :**

Un pas de temps initial de 10^{-8} s a été fixé, avec un pas de temps minimal de 0.1 s. On a utilisé un pas de temps ajustable automatiquement entre ces bornes afin de minimiser l'erreur de calcul, en fonction des tolérances relatives et absolues spécifiées comme indiqué dans le tableau suivant :

TAB. 2.1 – Tolérances absolues et relatives des différents solveurs utilisés

Solveur	Grandeur physique résolue	Tolérance Absolue	Tolérance Relative
alpha.water.*	Fraction volumique	10^{-8}	0
pcorr.*	Pression	10^{-7}	0
p_rgh	Pression redéfinie	10^{-8}	0.05
p_rghFinal	Pression finale	10^{-8}	0
U	Vitesse	10^{-8}	0
T	Température	10^{-12}	0.05
TFinal	Température finale	10^{-12}	0

- **Subdivision du domaine :**

Le domaine de calcul est subdivisé en 4 sous-domaines afin d'exécuter la simulation en parallèle sur plusieurs processeurs. Cette décomposition, réalisée par la méthode *scotch*, permet d'accélérer les simulations en répartissant le travail entre les processeurs disponibles.

2.4.4.4 Paramètres des simulations

Les paramètres étudiés lors de cette étude sont la puissance du faisceau laser et sa vitesse de déplacement. Nous avons précédemment établi que la plage des puissances s'étend de 100 à 1000 W, tandis que celle des vitesses de déplacement varie de 200 à 2000 mm/s. Les valeurs sélectionnées pour nos simulations se situent dans ces plages et seront justifiées en détail dans le prochain chapitre.

TAB. 2.2 – Paramètres utilisés dans les simulations

Cas	Puissance (W)	Vitesse de balayage (mm/s)	e_p (μm)	D_l (μm)
Cas I	200	200	90	50.2
Cas II	200	300	90	50.2
Cas III	350	200	90	50.2
Cas IV	350	300	90	50.2
Cas V	350	400	90	50.2
Cas VI	350	500	90	50.2
Cas VII	350	600	90	50.2
Cas VIII	350	700	90	50.2
Cas IX	500	200	90	50.2
Cas X	500	300	90	50.2
Cas XI	500	400	90	50.2
Cas XII	500	500	90	50.2
Cas XIII	500	600	90	50.2
Cas XIV	500	700	90	50.2

2.5 Conclusion

La modélisation multiphysique du procédé SLM appliquée aux alliages d'aluminium-cuivre à l'échelle mésoscopique est présentée. Ce modèle en volumes finis a été créé sous le code open-source OpenFOAM via une approche couplée DEM-CFD. Une des principales spécificités du modèle réside dans la considération du lit de poudre comme un milieu granulaire discrétisé. Un lit de poudre d'épaisseur de 90 μm et de diamètre moyen de 34 μm est généré par un logiciel basé sur la méthode DEM. Ce choix de modélisation permet d'obtenir une représentation fidèle du lit de poudre et d'analyser l'impact du caractère stochastique des particules de poudre sur les cordons formés.

Afin de tenir compte du gaz inerte (argon) et du matériau métallique (présent sous forme de poudre et de substrat), la méthode VOF (Volume of Fluid) est exploitée. Cette méthode se base sur une interface diffuse entre le gaz et le métal. Une équation de transport est résolue pour déterminer la position de l'interface en fonction des mouvements du bain de fusion.

La modélisation des transferts de chaleur est réalisée par la résolution de l'équation de conservation de l'énergie. L'apport de chaleur du laser est modélisé par une distribution gaussienne, et la méthode *Ray Tracing* est utilisée pour modéliser les réflexions multiples du rayonnement laser. Les changements de phase du matériau (fusion/solidification et vaporisation) sont également modélisés, tenant compte des conséquences de la vaporisation du matériau sur le bain de fusion.

La dynamique du bain de fusion est modélisée en résolvant les équations de Navier-Stokes avec différentes forces motrices : tension de surface, contrainte thermocapillaire et pression de recul. La force de tension de surface est responsable de la forme bombée du bain liquide. La force de Marangoni génère des écoulements tangentiels dans le bain fondu, proportionnels aux gradients de température surfaciques et à la variation du coefficient de tension de surface avec la température. La force de recul est causée par le dégagement rapide et intense d'un panache de vapeur métallique, responsable de la forme de keyhole du capillaire.

Différents outils numériques avancés sont mis en place, notamment l'utilisation d'un pas de temps ajustable pour minimiser l'erreur de calcul. Le maillage adopté est raffiné dans la zone d'interaction laser-matière. La qualité du maillage a été validée par l'utilitaire *checkMesh* d'OpenFOAM.

Chapitre 3

Résultats et discussions

3.1 Introduction

Ce chapitre présente les résultats des simulations réalisées à l'aide du modèle développé précédemment. Nous examinerons l'évolution du bain de fusion et des champs de vitesse pour divers cas simulés. Ensuite, nous analyserons en détail les régimes de fusion observés dans les cas étudiés, suivis d'une interprétation approfondie des résultats obtenus.

3.2 Évolution du bain de fusion et champ de vitesse, et morphologie du cordon

Dans cette partie, on va étudier et comparer l'évolution du bain de fusion et des champs de vitesse entre les différents cas simulés, ainsi que la morphologie des cordons formés. Cette analyse permet de comprendre comment le bain de fusion se développe et se solidifie sous différentes conditions de puissance et de vitesse de déplacement.

3.2.1 Puissance basse (200 W)

La figure 3.1 présente l'évolution du bain de fusion pour les cas étudiés avec une puissance laser (P_L) de 200 W.

On constate que, pour ces deux cas étudiés, le cordon de fusion s'est formé et solidifié de manière continue. Cela indique que le processus de fusion a été suffisamment stable pour permettre une solidification homogène du cordon. Cependant, une observation importante ressort : le cordon ne s'est pas fusionné avec le substrat. Cette absence de fusion avec le substrat est attribuée à la chaleur spécifique relativement élevée de l'alliage utilisé.

La chaleur spécifique élevée de l'alliage signifie que ce matériau nécessite plus d'énergie pour atteindre le couplage énergétique nécessaire pour une liaison complète avec le substrat. À une puissance laser de 200 W, l'énergie fournie n'est pas suffisante pour surmonter cette barrière énergétique, ce qui entraîne un manque de fusion entre le cordon et le substrat.

Pour remédier à ce problème et obtenir une fusion complète avec le substrat, il est nécessaire d'utiliser une énergie plus importante. Cela justifie notre choix d'opter pour des puissances laser plus élevées dans les études ultérieures. En augmentant la puissance, nous augmentons l'apport énergétique, ce qui permet d'atteindre les températures nécessaires pour une fusion complète, assurant ainsi une meilleure intégrité et qualité du

joint de fusion.

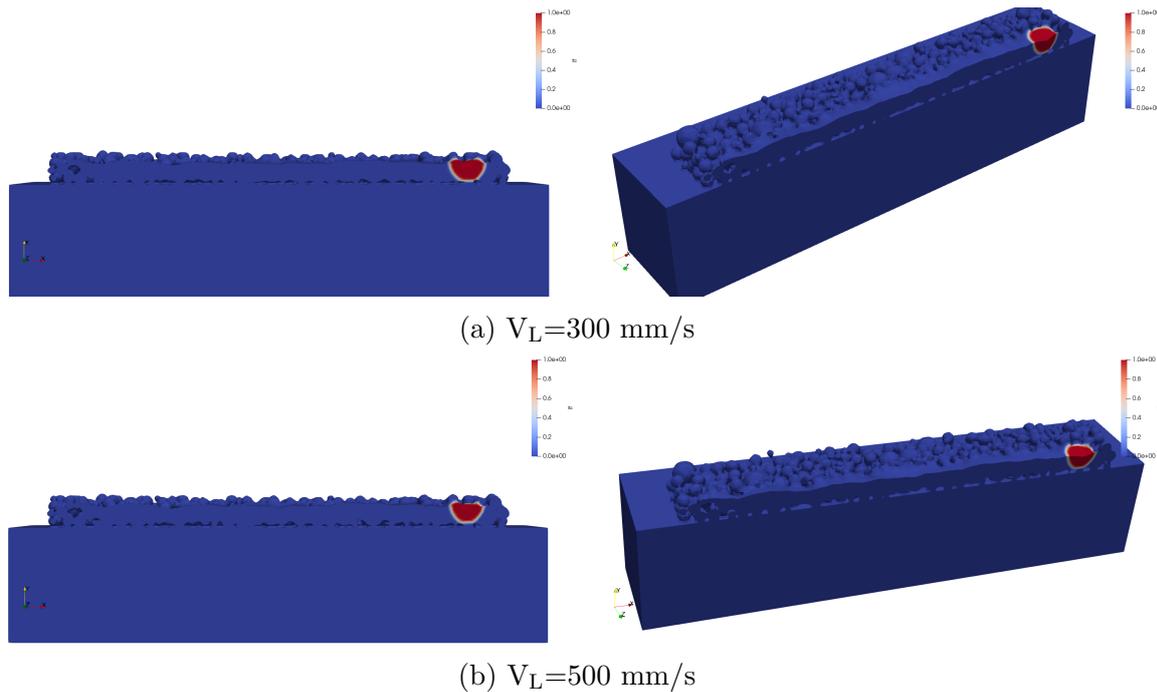


FIG. 3.1 – Évolution du bain de fusion pour $P_L=200$ W

3.2.2 Puissance moyenne (350 W)

Le tableau 3.1 présente l'évolution du bain de fusion pour les six cas étudiés à une puissance de 350 W.

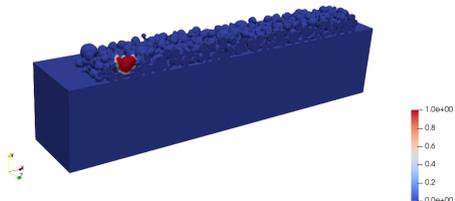
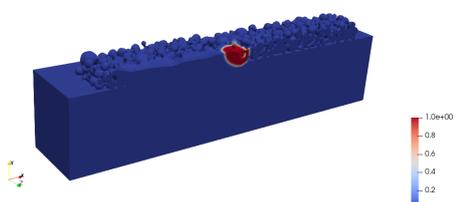
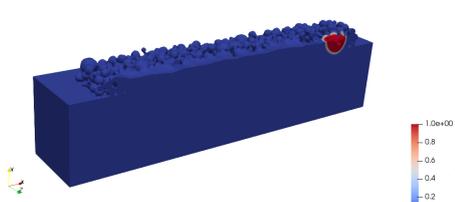
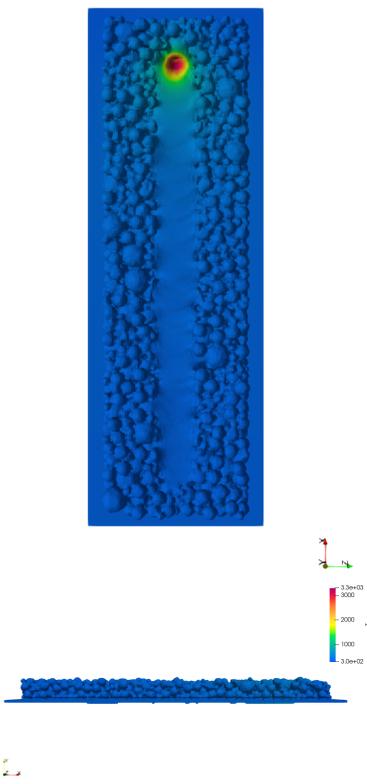
Dans tous ces cas, on observe une fusion et une solidification complètes du cordon avec le substrat. Cela indique que la puissance de 350 W est suffisante pour garantir une liaison solide entre le cordon de fusion et le substrat, assurant ainsi une intégrité structurelle adéquate.

On remarque qualitativement que les dimensions du cordon sont plus stables pour les grandes vitesses de déplacement (700, 600, 500 mm/s). À ces vitesses élevées, la distribution de chaleur est plus uniforme, ce qui permet une formation plus régulière du cordon de fusion.

En revanche, pour les petites vitesses de déplacement, les dimensions du cordon deviennent moins stables. On observe un élargissement et un approfondissement variables tout au long du cordon sans atteindre un régime stationnaire. Cette instabilité dimensionnelle est due à une distribution de chaleur non uniforme, résultant en des fluctuations thermiques plus prononcées. Ces fluctuations peuvent provoquer des variations dans le processus de solidification, entraînant des zones de surchauffe et de refroidissement rapide.

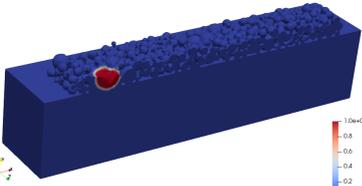
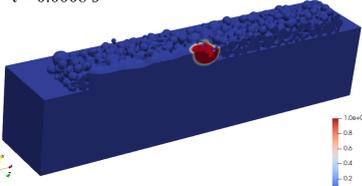
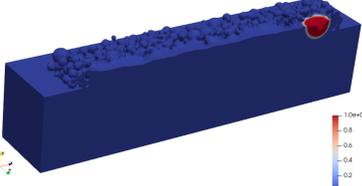
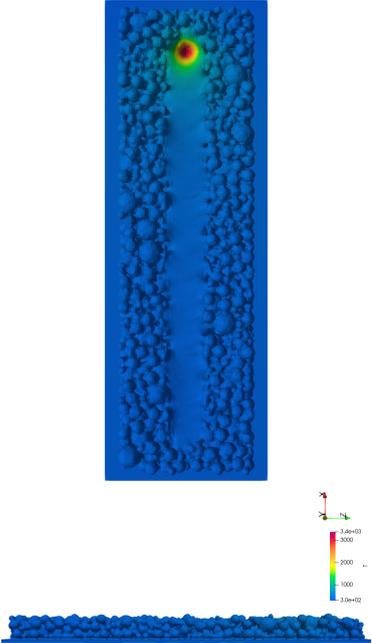
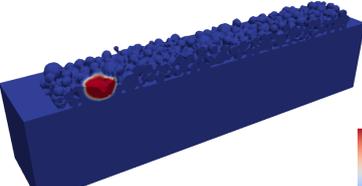
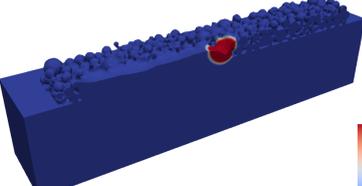
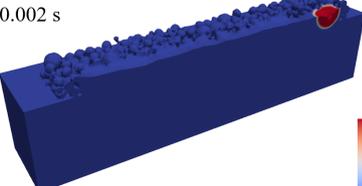
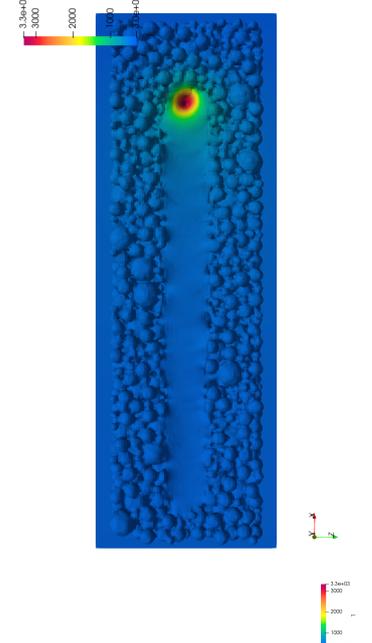
Cette instabilité thermique a des conséquences sur la microstructure du matériau. Une distribution de température non uniforme conduit à une microstructure non homogène, ce qui peut affecter les propriétés mécaniques.

TAB. 3.1 : Evolution du bain de fusion et morphologie du cordon pour $P_L=350$ W

Vitesse (mm/s)	Évolution du bain de fusion	Morphologie du cordon
700	<p>$t = 0.0001$ s</p>  <p>$t = 0.0007$ s</p>  <p>$t = 0.00142$ s</p> 	

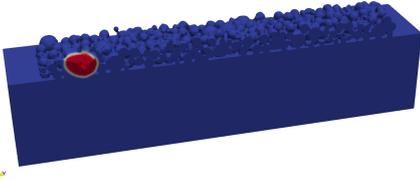
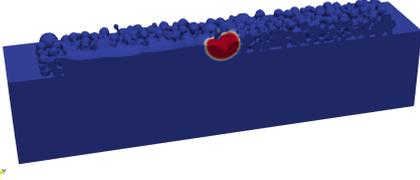
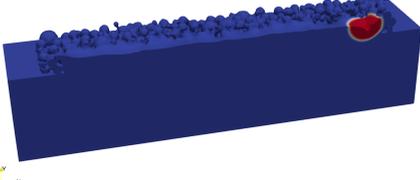
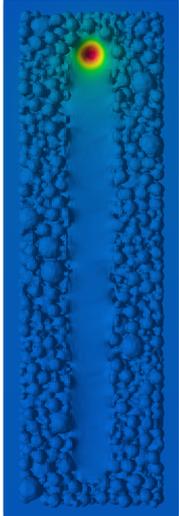
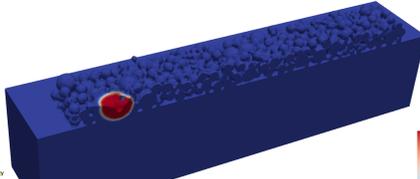
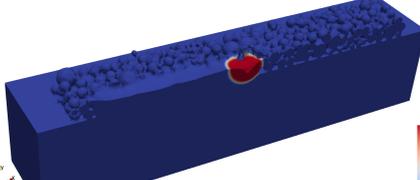
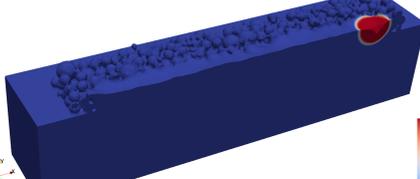
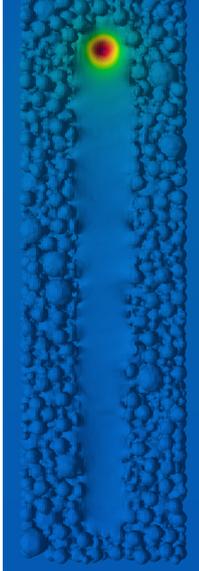
Continué à la page suivante

TAB. 3.1 : Evolution du bain de fusion et morphologie du cordon pour $P_L=350$ W (Suite)

Vitesse (mm/s)	Évolution du bain de fusion	Morphologie du cordon
600	<p>t = 0.0001 s</p>  <p>t = 0.0008 s</p>  <p>t = 0.00166 s</p> 	
500	<p>t = 0.0001 s</p>  <p>t = 0.001 s</p>  <p>t = 0.002 s</p> 	

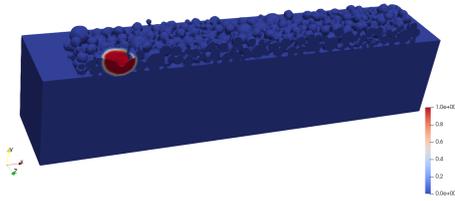
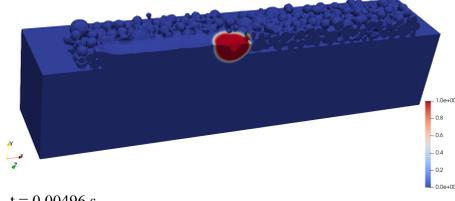
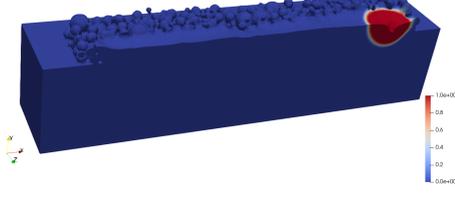
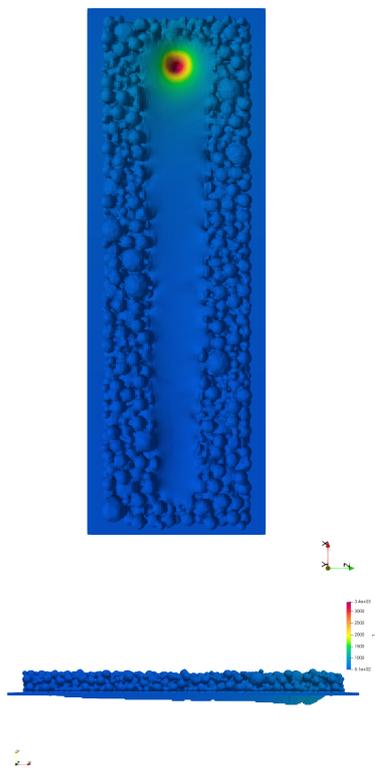
Continué à la page suivante

TAB. 3.1 : Evolution du bain de fusion et morphologie du cordon pour $P_L=350$ W (Suite)

Vitesse (mm/s)	Évolution du bain de fusion	Morphologie du cordon
400	<p>$t = 0.0001$ s</p>  <p>$t = 0.00125$ s</p>  <p>$t = 0.0025$ s</p> 	 
300	<p>$t = 0.00016$ s</p>  <p>$t = 0.0016$ s</p>  <p>$t = 0.00328$ s</p> 	 

Continué à la page suivante

TAB. 3.1 : Evolution du bain de fusion et morphologie du cordon pour $P_L=350$ W (Suite)

Vitesse (mm/s)	Évolution du bain de fusion	Morphologie du cordon
200	<p>$t = 0.00016$ s</p>  <p>$t = 0.002$ s</p>  <p>$t = 0.00496$ s</p> 	

Le tableau 3.2 présente le bain de fusion et les champs de vitesses pour les différents cas étudiés à la fin de l'interaction laser-matière. Cette analyse permet de visualiser non seulement la forme et les dimensions du bain de fusion, mais aussi la dynamique des fluides à l'intérieur de ce bain, ce qui est essentiel pour comprendre les mécanismes de fusion et de solidification.

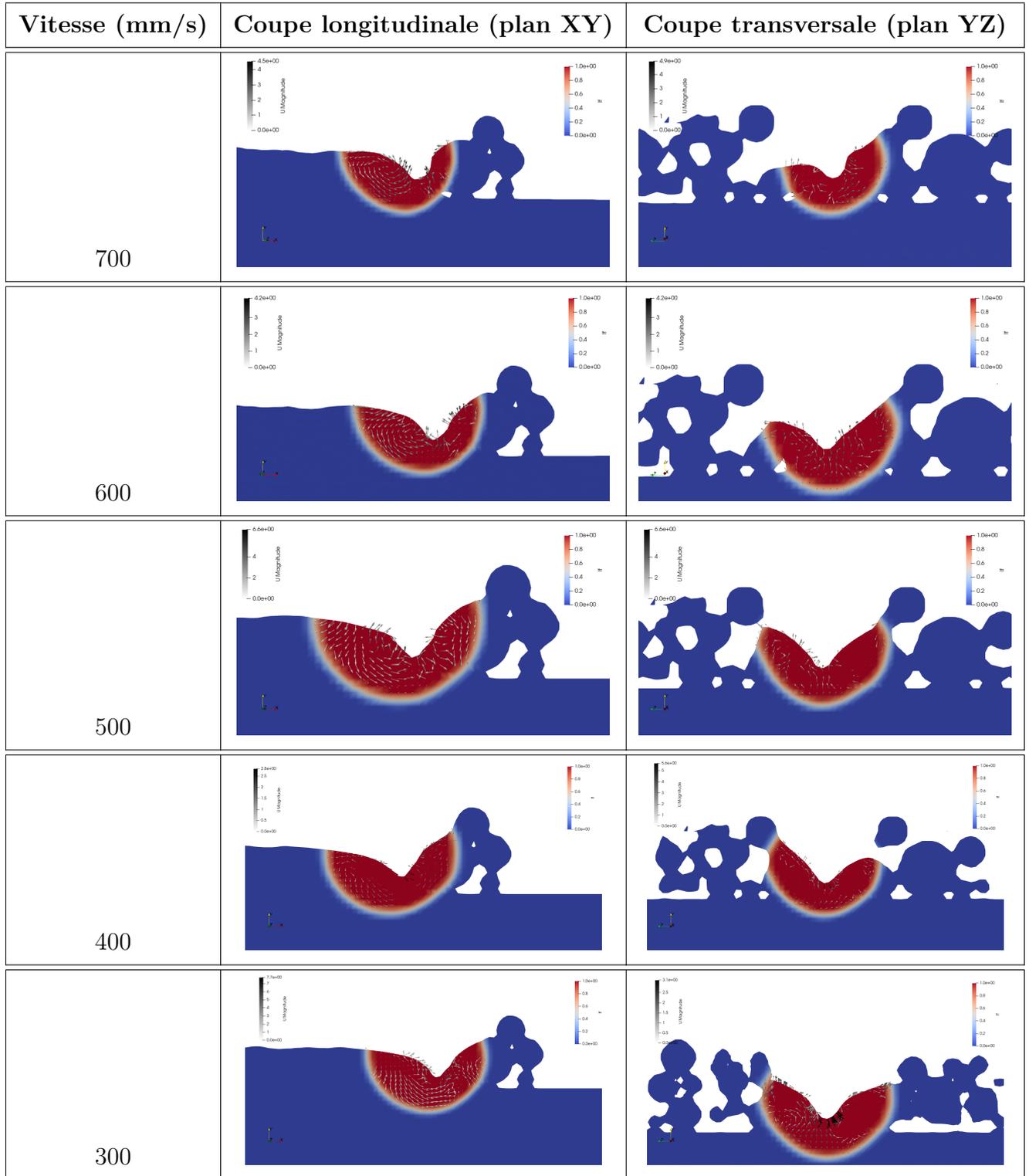
Dans chaque cas étudié, on observe la présence de la boucle de recirculation typique de l'écoulement de Marangoni en périphérie du bain de fusion. Cet écoulement est induit par les gradients de tension de surface résultant des variations de température à la surface du bain. La boucle de recirculation joue un rôle crucial en redistribuant la chaleur à l'intérieur du bain de fusion, influençant ainsi la forme finale du cordon de et sa microstructure.

Ensuite, la figure 3.2 compare les dimensions des bains de fusion à différentes vitesses pour une puissance de 350 W. Il est clairement visible que la largeur et la hauteur du bain de fusion diminuent à mesure que la vitesse augmente. Cette diminution des dimensions du bain de fusion avec l'augmentation de la vitesse peut être attribuée à la réduction du temps d'exposition du matériau au faisceau laser, ce qui limite l'étendue de la zone fondue.

À des vitesses plus élevées, le matériau a moins de temps pour absorber l'énergie

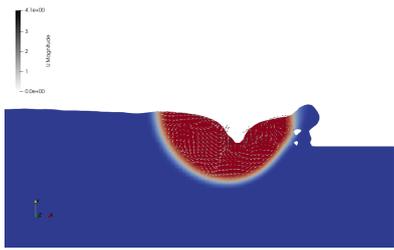
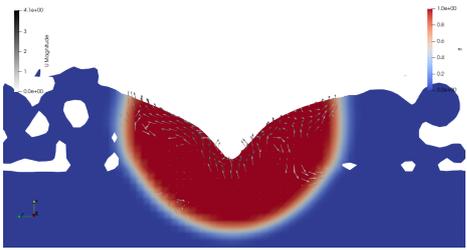
thermique, ce qui se traduit par une fusion moins profonde et plus étroite. Inversement, à des vitesses plus basses, le matériau est exposé au faisceau laser plus longtemps, permettant une fusion plus profonde et plus large.

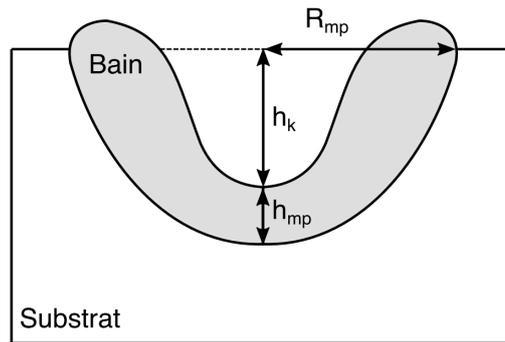
TAB. 3.2 : Champ de vitesse pour $P_L=350$ W



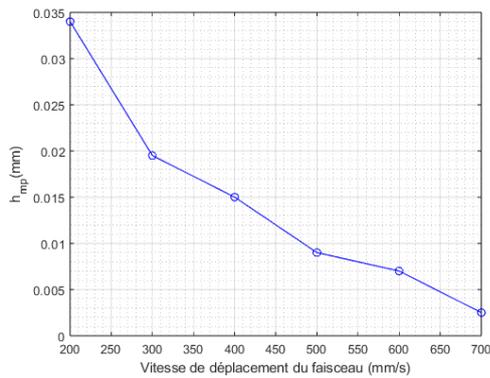
Continué à la page suivante

TAB. 3.2 : Champ de vitesse pour $P_L=350$ W (Suite)

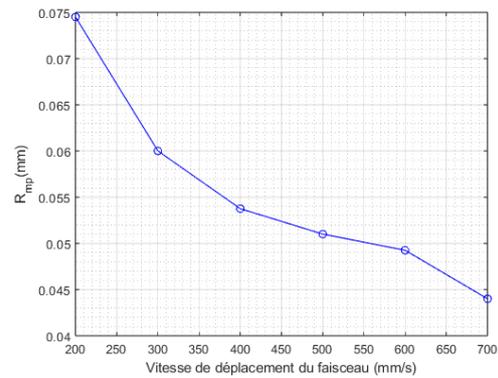
Vitesse (mm/s)	Coupe longitudinale (plan XY)	Coupe transversale (plan YZ)
200		



(a) Définition des dimensions du bain de fusion.



(b) Hauteur du bain de fusion



(c) Rayon du bain de fusion

FIG. 3.2 – Dimensions des bains de fusion en fonction des vitesses de déplacement du faisceau laser pour $P_L=350$ W.

3.2.3 Puissance élevée (500 W)

Le tableau 3.3 présente l'évolution du bain de fusion pour les six cas étudiés à une puissance de 500 W.

On observe une fusion complète du cordon avec le substrat dans tous les cas étudiés. Cette fusion complète est essentielle pour assurer une liaison solide et durable entre le cordon et le substrat. Le cordon montre une certaine stabilité et atteint un régime

permanent pour les vitesses de 700, 600, et 500 mm/s. À ces vitesses plus élevées, la distribution de chaleur est plus uniforme, permettant une formation régulière et stable du cordon de fusion. Cette stabilité dimensionnelle est cruciale pour minimiser les défauts tels que les variations d'épaisseur et les irrégularités de surface.

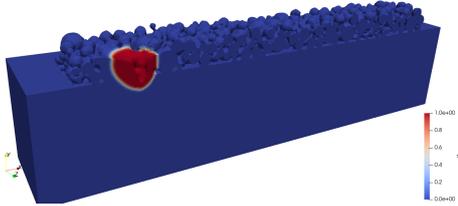
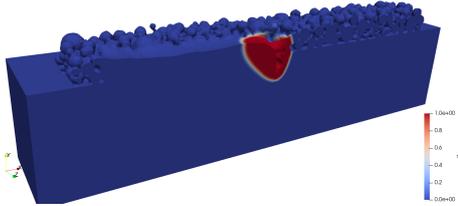
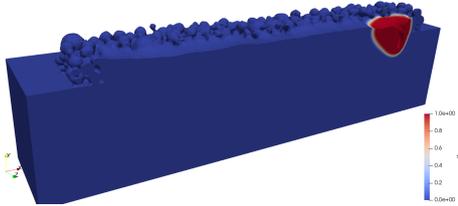
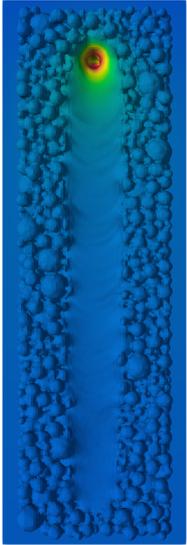
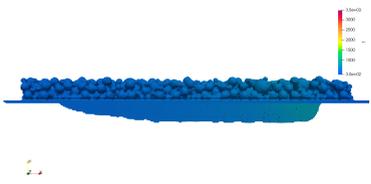
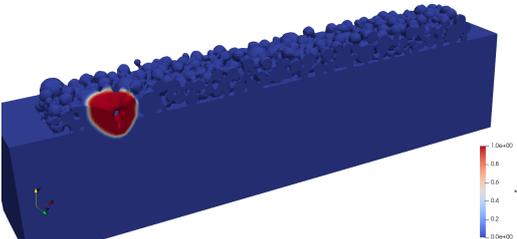
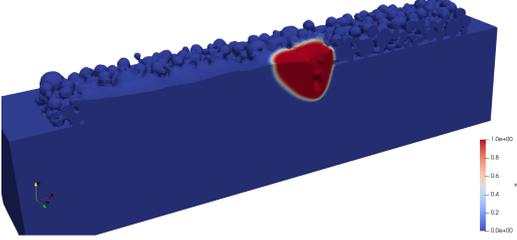
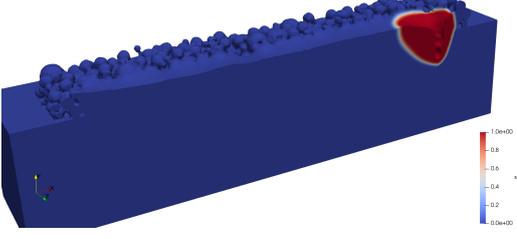
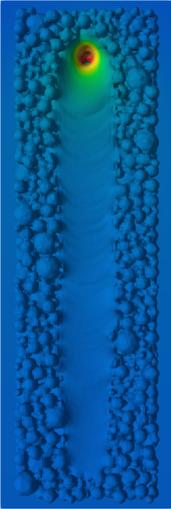
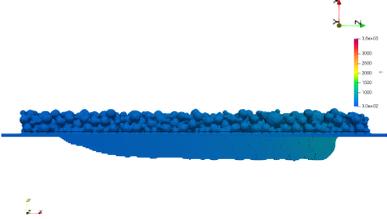
En revanche, pour les vitesses de 400 et 300 mm/s, les dimensions du cordon s'élargissent sans atteindre un régime stationnaire. Cette instabilité dimensionnelle est due à une distribution de chaleur non uniforme, résultant en des fluctuations thermiques plus prononcées. Ces fluctuations provoquent des variations dans le processus de solidification, entraînant des zones de surchauffe et de refroidissement rapide. Comme mentionné précédemment, cette instabilité peut entraîner une microstructure non homogène, affectant les propriétés mécaniques de la pièce.

Pour la vitesse de 200 mm/s, on constate une surchauffe où le domaine choisi ne montre pas tout le bain fondu à la fin de l'interaction laser-matière. On observe également la formation d'un pore dû à la fermeture du keyhole. Cette surchauffe peut être expliquée par la haute conductivité thermique de l'alliage utilisé, composé principalement de cuivre et d'aluminium, qui disposent de conductivités thermiques relativement élevées. La haute conductivité thermique de ces matériaux entraîne une dissipation rapide de la chaleur, nécessitant ainsi des ajustements spécifiques des paramètres du procédé pour éviter les défauts tels que les pores et les surchauffes.

Il est également important de noter que le domaine choisi pourrait être modifié en termes de largeur, longueur et hauteur pour étudier la stabilité du cordon à ces deux dernières vitesses (200 et 300 mm/s). Cependant, notre étude s'est limitée à l'examen de la fusion d'un cordon d'un millimètre en raison des coûts de calcul.

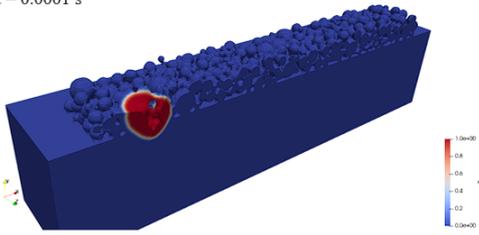
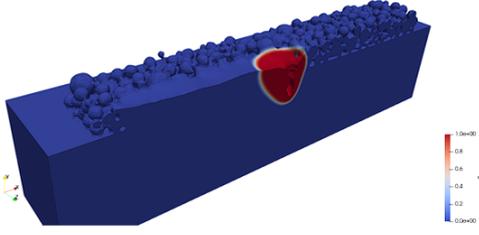
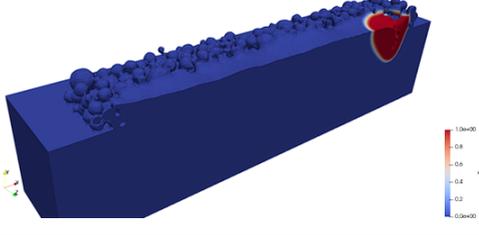
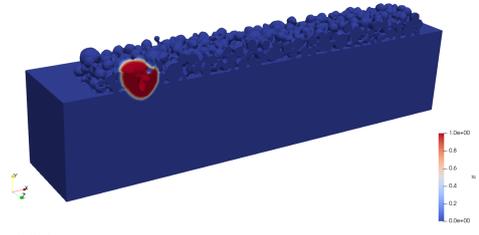
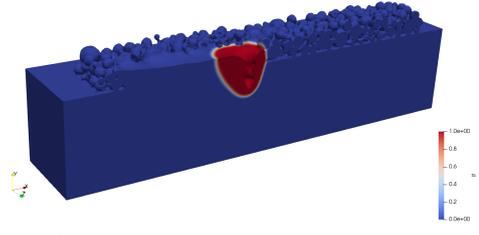
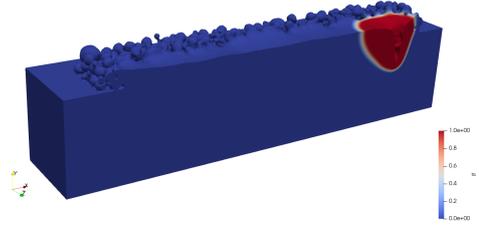
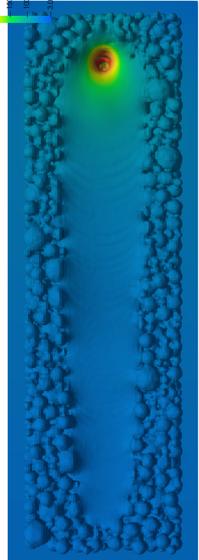
L'élargissement du domaine d'étude permettrait une compréhension plus approfondie de la stabilité du cordon sous différentes conditions, mais cela nécessite des ressources informatiques supplémentaires.

TAB. 3.3 : Evolution du bain de fusion et morphologie du cordon pour $P_L=500$ W

Vitesse (mm/s)	Évolution du bain de fusion	Morphologie du cordon
700	<p>$t = 0.0001$ s</p>  <p>$t = 0.0007$ s</p>  <p>$t = 0.00142$ s</p> 	 
600	<p>$t = 0.0001$ s</p>  <p>$t = 0.001$ s</p>  <p>$t = 0.00166$ s</p> 	 

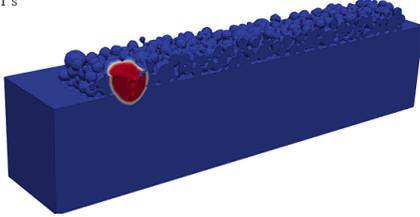
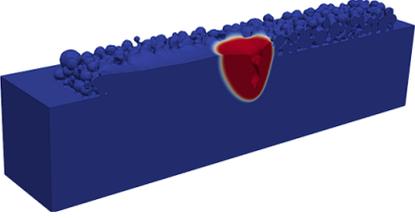
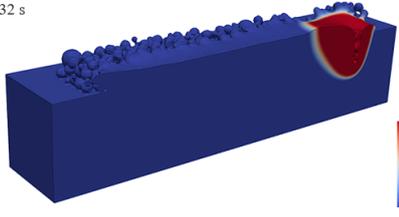
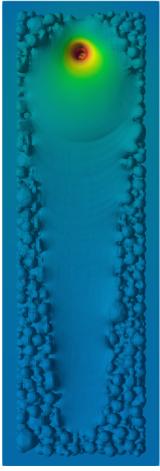
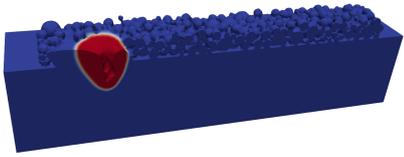
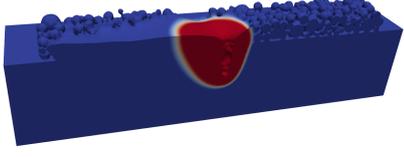
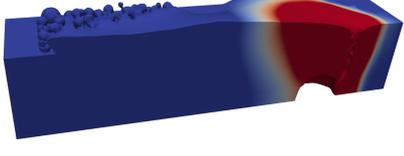
Continué à la page suivante

TAB. 3.3 : Evolution du bain de fusion et morphologie du cordon pour $P_L=500$ W (Suite)

Vitesse (mm/s)	Évolution du bain de fusion	Morphologie du cordon
500	<p>t = 0.0001 s</p>  <p>t = 0.001 s</p>  <p>t = 0.002 s</p> 	 
400	<p>t = 0.0001 s</p>  <p>t = 0.001 s</p>  <p>t = 0.0025 s</p> 	 

Continué à la page suivante

TAB. 3.3 : Evolution du bain de fusion et morphologie du cordon pour $P_L=500$ W (Suite)

Vitesse (mm/s)	Évolution du bain de fusion	Morphologie du cordon
300	<p>$t = 0.0001$ s</p>  <p>$t = 0.0015$ s</p>  <p>$t = 0.0032$ s</p> 	 
200	<p>$t = 0.0002$ s</p>  <p>$t = 0.002$ s</p>  <p>$t = 0.00496$ s</p> 	

Le tableau 3.4 présente l'évolution du bain de fusion et des champs de vitesses pour les différents cas étudiés.

On observe effectivement la présence de la boucle de recirculation de l'écoulement de

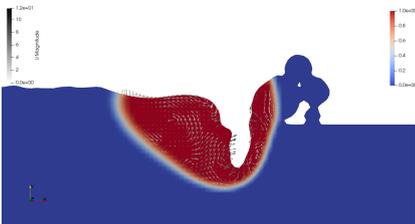
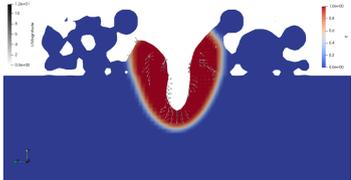
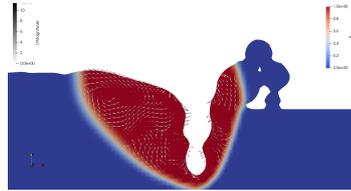
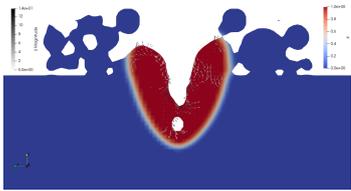
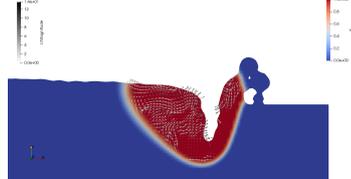
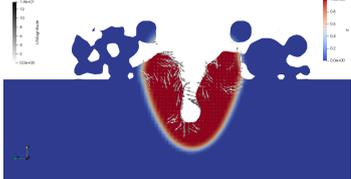
Marangoni à la périphérie du bain de fusion.

Le modèle prédit que l'intensité de la vitesse augmente avec la puissance du laser et que la valeur maximale de cette intensité se situe en périphérie du bain, là où la force de Marangoni s'exerce principalement. Cette intensité accrue de l'écoulement de Marangoni à des puissances plus élevées favorise une meilleure distribution de la chaleur, contribuant à une fusion plus uniforme et à une solidification plus contrôlée.

Ensuite, la figure 3.3 compare les dimensions des bains de fusion à différentes vitesses pour une puissance de 500 W. Il est clairement visible que la largeur et la hauteur du bain de fusion diminuent de manière exponentielle à mesure que la vitesse augmente. Cette diminution exponentielle des dimensions du bain de fusion avec l'augmentation de la vitesse est attribuée à la réduction du temps d'exposition du matériau au faisceau laser, ce qui limite l'étendue de la zone fondue.

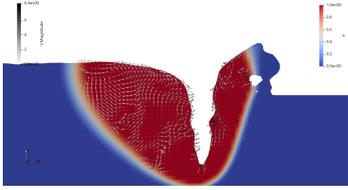
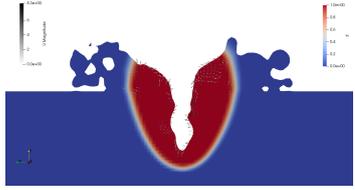
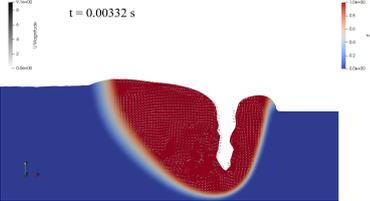
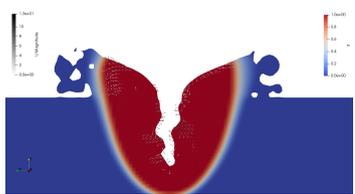
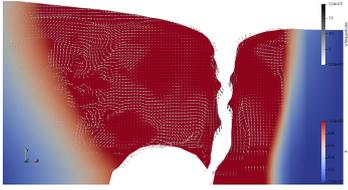
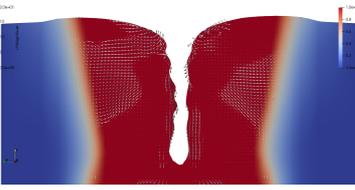
À des vitesses plus élevées, le matériau a moins de temps pour absorber l'énergie thermique, ce qui se traduit par une fusion moins profonde et plus étroite. Inversement, à des vitesses plus basses, le matériau est exposé au faisceau laser plus longtemps, permettant une fusion plus profonde et plus large. Cette relation entre la vitesse de déplacement et les dimensions du bain de fusion est cruciale pour le contrôle précis des propriétés du procédé.

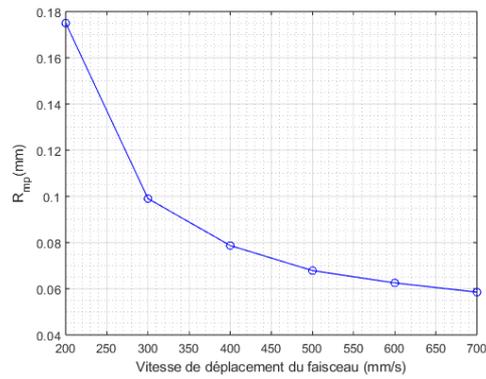
TAB. 3.4 : Champ de vitesse pour $P_L=500$ W

Vitesse (mm/s)	Coupe longitudinale (plan XY)	Coupe transversale (plan YZ)
700		
600		
500		

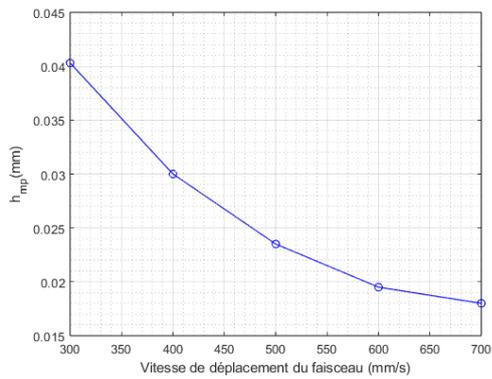
Continué à la page suivante

TAB. 3.4 : Champ de vitesse pour $P_L=500$ W (Suite)

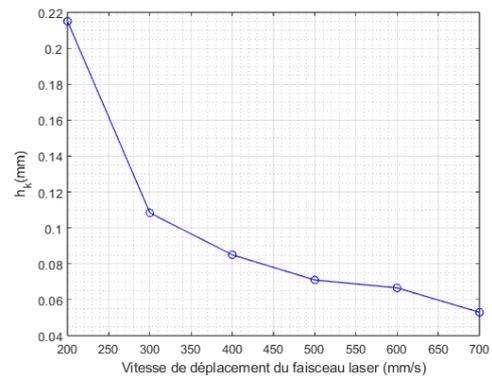
Vitesse (mm/s)	Coupe longitudinale (plan XY)	Coupe transversale (plan YZ)
400		
300		
200		



(a) Rayon du bain de fusion.



(b) Hauteur du bain de fusion.



(c) Profondeur du keyhole.

FIG. 3.3 – Dimensions des bains de fusion en fonction des vitesses de déplacement du faisceau laser pour $P_L=500$ W

3.3 Champ de température

Après avoir comparé les dimensions des bains de fusion et les champs de vitesses, il est essentiel de se pencher sur l'évolution des champs de température dans le matériau métallique.

3.3.1 Puissance basse (200 W)

La figure 3.4 montre la distribution spatiale du champ de température sur les mêmes coupes longitudinales et transversales.

D'après la figure 3.4, on observe que la température maximale atteint la température d'évaporation de l'alliage, soit 2747 °C. Cependant, cette température, bien que très élevée, n'est pas suffisante pour induire la pression de recul nécessaire pour créer des dynamiques de surface significatives.

La raison pour laquelle cette température élevée ne parvient pas à générer la pression de recul réside dans le fait que la tension de surface du métal reste supérieure à la pression de recul. La tension de surface agit comme une force cohésive qui maintient la surface du métal fondu stable et uniforme. Tant que cette tension reste dominante, les effets de la pression de recul sont négligeables, même à des températures très élevées (supérieures à la température d'évaporation).

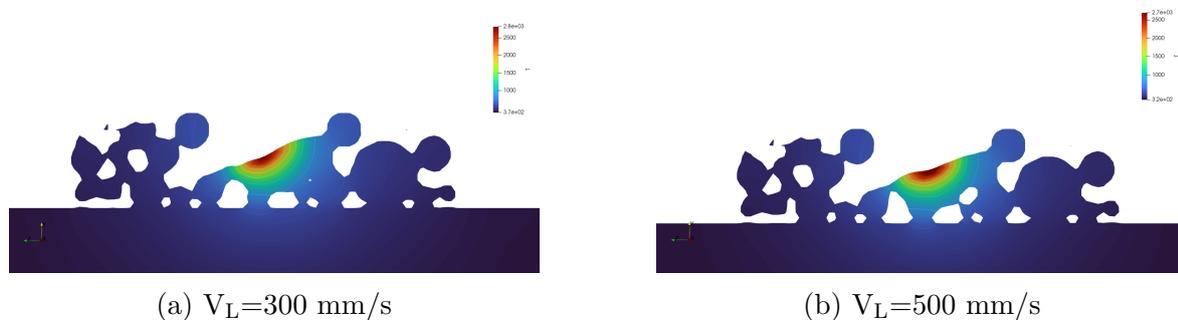


FIG. 3.4 – Champs de température en fin d'interaction laser-matière pour $P_L = 200$ W (coupes transversales)

3.3.2 Puissance moyenne (350 W)

On observe que les profils de température pour une puissance de 350 W sont assez similaires, avec une température maximale comprise entre 3300 K et 3400 K. Cette plage de températures dépasse largement la température d'évaporation de l'alliage, ce qui entraîne l'induction d'une pression de recul. Il est intéressant de noter que, malgré cette variation de température maximale, la stabilité du profil de température

est rapidement atteinte, dès les premières microsecondes, pour les six cas étudiés. Cela suggère que le matériau réagit de manière uniforme à cette puissance, assurant une distribution de la chaleur assez constante. Cette constance est cruciale pour garantir la qualité et l'homogénéité du cordon de fusion. Les résultats indiquent que même avec des variations mineures dans la température maximale, le système atteint rapidement un état stable, minimisant ainsi les fluctuations thermiques qui pourraient autrement affecter la solidification et la microstructure finale du matériau. Cette observation est importante pour les applications industrielles où la précision et la répétabilité des processus de fusion sont essentielles.

TAB. 3.5 : Champs de température pour $P_L=350$ W

Vitesse (mm/s)	Coupe longitudinale (plan XY)	Coupe transversale (plan YZ)
700		

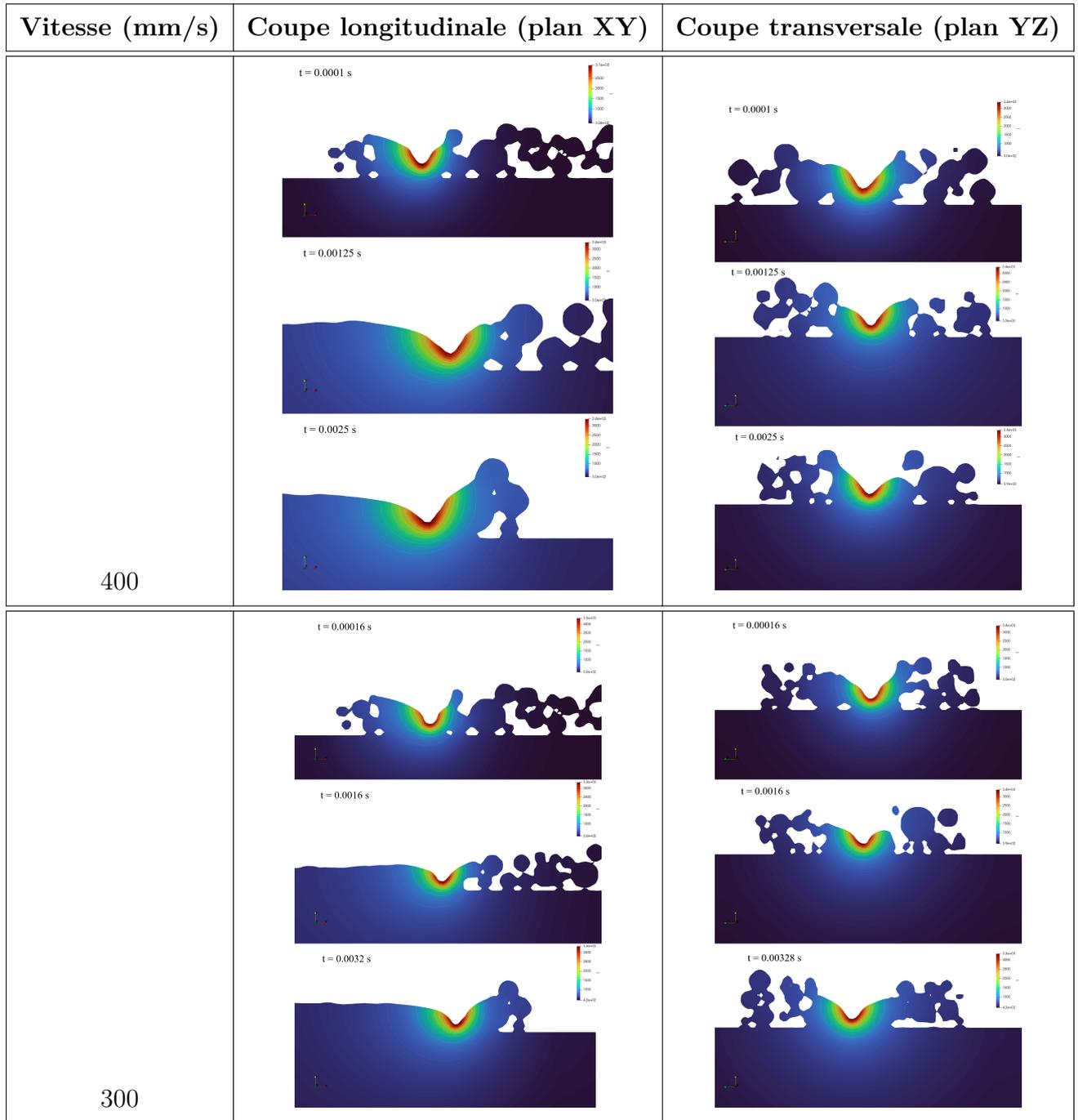
Continué à la page suivante

TAB. 3.5 : Champs de température pour $P_L=350$ W (Suite)

Vitesse (mm/s)	Coupe longitudinale (plan XY)	Coupe transversale (plan YZ)
600	<p> $t = 0.0001$ s $t = 0.0008$ s $t = 0.00166$ s </p>	<p> $t = 0.0001$ s $t = 0.0008$ s $t = 0.00166$ s </p>
500	<p> $t = 0.0001$ s $t = 0.001$ s $t = 0.002$ s </p>	<p> $t = 0.0001$ s $t = 0.001$ s $t = 0.002$ s </p>

Continué à la page suivante

TAB. 3.5 : Champs de température pour $P_L=350$ W (Suite)



Continué à la page suivante

TAB. 3.5 : Champs de température pour $P_L=350$ W (Suite)

Vitesse (mm/s)	Coupe longitudinale (plan XY)	Coupe transversale (plan YZ)
200		

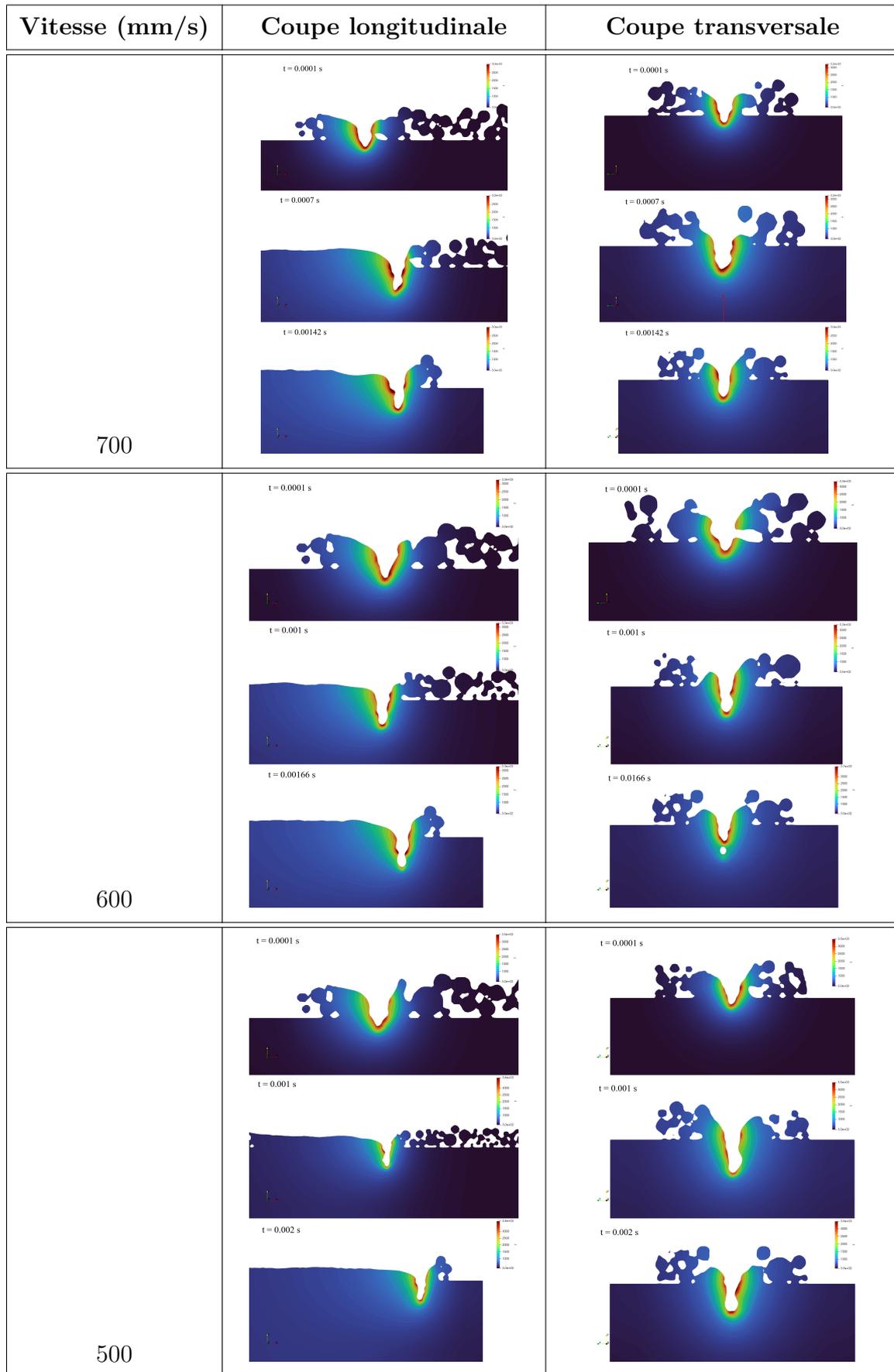
3.3.3 Puissance élevée (500 W)

D'après la figure on constate une stabilité rapide des profils de température pour les vitesses de 700 et 600 mm/s, avec des températures maximales respectives de 3000 K et 3300 K. Cette stabilité précoce indique une réponse thermique uniforme et contrôlée du matériau à ces vitesses plus élevées, ce qui est crucial pour maintenir la qualité et l'homogénéité du cordon de fusion.

Pour les vitesses de 500, 400, 300 et 200 mm/s, le champ de température montre une évolution avant de se stabiliser, nécessitant environ 10 microsecondes pour atteindre cet état stable. Les températures maximales atteintes sont respectivement de 3500 K, 3600 K, 3400 K et 3800 K. Cette variation dans le temps de stabilisation et les températures maximales indique une plus grande sensibilité du matériau aux fluctuations thermiques à des vitesses plus basses.

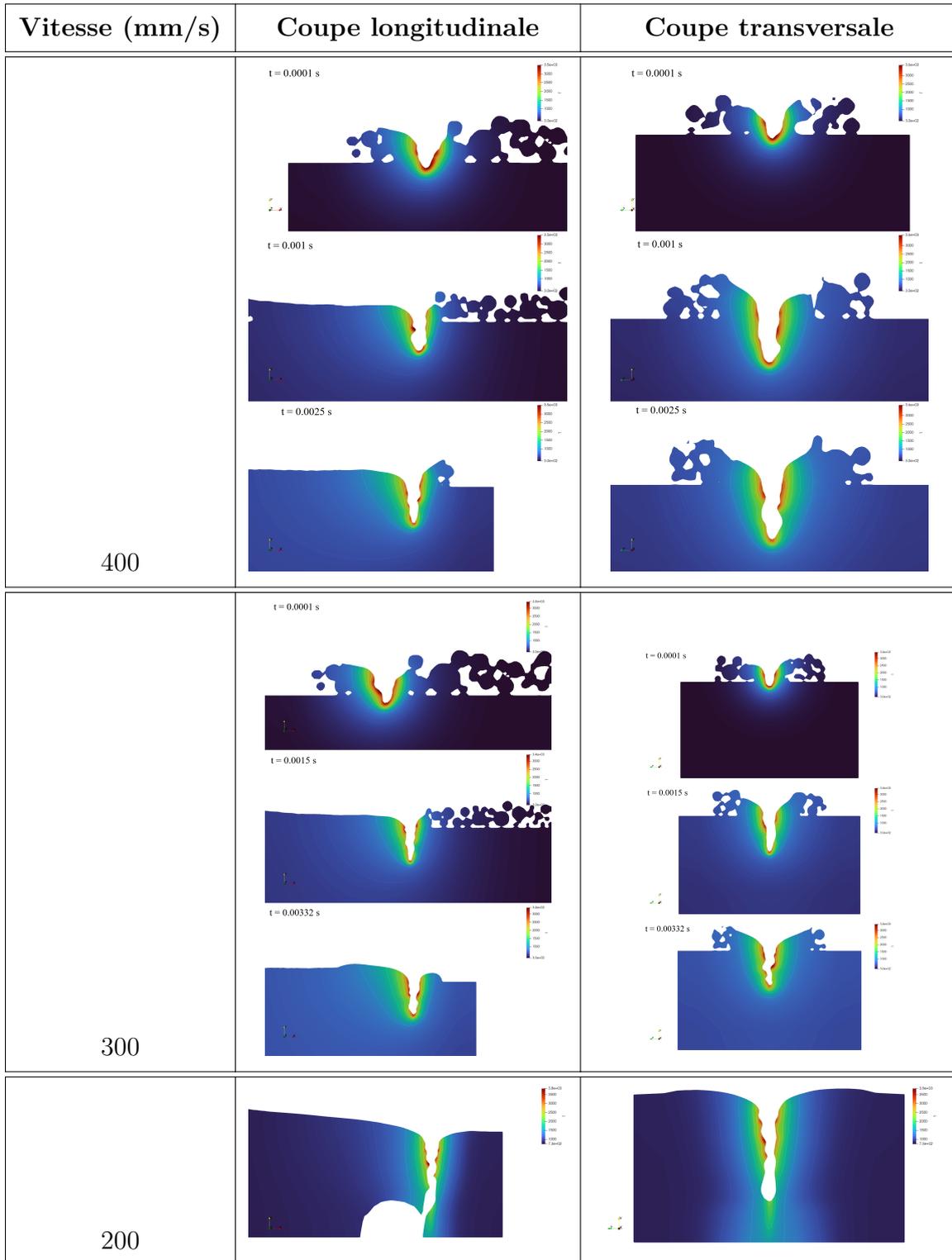
La différence dans les profils de température et les temps de stabilisation entre les vitesses élevées et basses souligne l'importance de contrôler précisément la vitesse de déplacement pour éviter les irrégularités thermiques. À des vitesses plus basses, les températures plus élevées peuvent conduire à des défis supplémentaires, comme une plus grande possibilité de formation de pores ou de fissures en raison des variations thermiques plus prononcées.

TAB. 3.6 : Champs de température pour $P_L=500$ W



Continué à la page suivante

TAB. 3.6 : Champs de température pour $P_L=500$ W (Suite)



3.4 Étude des régimes de fusion

Les régimes de fusion peuvent être classés en trois catégories principales : conduction, conduction forcée et régime keyhole. Ces régimes dépendent de plusieurs paramètres, dont la puissance du laser. À travers notre étude, nous avons analysé l'influence des différentes puissances du faisceau laser sur ces régimes.

3.4.1 Puissance de 350 W : Mode de Transition

À une puissance de 350 W, le procédé de fusion se situe dans un mode de transition. À ce stade, le mode keyhole commence à apparaître, mais il n'a pas encore une influence prédominante sur le processus de fusion. Ce régime est caractérisé par une pénétration intermédiaire et une interaction complexe entre les mécanismes de conduction et de keyhole.

1. **Aspect Conduction** : À 350 W, une partie importante de la chaleur est transférée par conduction, où l'énergie du laser est absorbée à la surface du matériau et se diffuse à travers le matériau par conduction thermique. Ce mécanisme favorise une distribution uniforme de la chaleur, réduisant le risque de formation de porosités et autres défauts.
2. **Aspect Keyhole** : Bien que le keyhole commence à se former, il n'est pas encore pleinement développé. Les instabilités et les dynamiques de ce mode commencent à influencer le processus de fusion, augmentant légèrement la profondeur de pénétration et modifiant la forme de la zone de fusion.
3. **Qualité de la Fusion** : Ce régime de transition permet d'obtenir une fusion de bonne qualité, combinant une bonne pénétration et une stabilité acceptable. Il offre un compromis entre la profondeur de fusion et le contrôle des paramètres du procédé.

3.4.2 Puissance de 500 W : Régime Keyhole

En augmentant la puissance à 500 W, le processus entre pleinement dans le régime keyhole. La formation d'un keyhole stable devient dominante, permettant une pénétration plus profonde et un taux de fusion plus élevé. Cependant, ce régime introduit également des défis spécifiques.

Le régime keyhole maximise la profondeur de pénétration, ce qui est avantageux pour des applications nécessitant des structures robustes et une forte densité. Cependant, cette profondeur accrue peut aussi conduire à des défis comme une augmentation des instabilités et des fluctuations dans le keyhole.

3.5 Conclusion

Ce chapitre présente les résultats des simulations du modèle développé lors de ce mémoire, en se concentrant sur l'impact des différentes puissances laser (200 W, 350 W, 500 W) et vitesses de déplacement sur l'évolution du bain de fusion, la morphologie du cordon, et les champs de vitesse et de température. Les paramètres sélectionnés pour les simulations ont été choisis pour explorer différentes conditions de puissance et de vitesse afin de mieux comprendre leur influence sur la fusion et la solidification des matériaux.

À une puissance basse de 200 W, la formation et la solidification continues du cordon sont observées, mais la fusion complète avec le substrat n'est pas atteinte en raison de la chaleur spécifique élevée de l'alliage. Avec une puissance moyenne de 350 W, une fusion et une solidification complètes sont constatées, avec une stabilité accrue des dimensions du cordon à des vitesses élevées (500-700 mm/s), tandis que des vitesses plus basses entraînent des instabilités thermiques et des microstructures non homogènes. À une puissance élevée de 500 W, bien que la fusion complète soit également obtenue, des instabilités thermiques apparaissent à des vitesses plus basses (200-300 mm/s), nécessitant une optimisation des paramètres pour éviter les défauts.

Les champs de vitesse montrent une boucle de recirculation de l'écoulement de Marangoni à la périphérie du bain de fusion, influençant la distribution de la chaleur. Les dimensions du bain de fusion diminuent avec l'augmentation de la vitesse de déplacement, influençant la forme finale et la microstructure du cordon. Les résultats montrent que la puissance laser et la vitesse de déplacement sont des paramètres cruciaux pour obtenir une fusion optimale et une solidification homogène. Une puissance plus élevée permet une fusion complète, mais nécessite une gestion précise des vitesses pour éviter les instabilités thermiques et les défauts structurels. Ces conclusions sont essentielles pour guider le choix des paramètres du procédé SLM.

Conclusion générale

Conclusions

Bien que la fabrication additive par fusion laser (SLM) présente un potentiel important pour le future de la fabrication mécanique, elle reste non maîtrisée et nécessitent des études approfondies sur l'influence des différents paramètres sur les pièces fabriquées.

L'objectif de ce mémoire était d'étudier l'influence de quelques paramètres du procédé SLM sur la morphologie du bain de fusion, à l'échelle mesoscopique. Pour mener à bien cette étude, nous avons développé sous un modèle couplé DEM-CFD sous le code open source OpenFOAM de la fusion d'un cordon d'un millimètre par SLM via la méthode VOF, auquel nous avons associé ces développements :

- L'intégration d'un lit de poudre réaliste à l'aide d'un logiciel commercial basé sur la méthode DEM.
- Un modèle de dépôt d'énergie via la méthode de tracé de rayons, permettant de décrire de manière auto-consistante le phénomène de « piégeage de faisceau ».
- Une implémentation des forces interfaciales agissantes sur l'interface libre, y inclus la tension de surface, la contrainte thermocapillaire et la pression de recul.
- Une modélisation des transferts de chaleur précise, incluant les pertes par évaporations, par radiations et par convection.

Nous avons ainsi obtenu plusieurs résultats clés, à savoir :

- À 200 W, la fusion complète avec le substrat n'est pas atteinte. À 350 W, la fusion et la solidification sont stables à des vitesses élevées, mais instables à des vitesses plus basses. À 500 W, des instabilités thermiques apparaissent à des vitesses plus basses, nécessitant une optimisation des paramètres.
- Les champs de vitesse montrent que l'effet marangoni et la pression de recul

influencent la distribution de la chaleur. Les dimensions du bain de fusion diminuent avec l'augmentation de la vitesse, affectant la forme et la microstructure du cordon. La puissance laser et la vitesse de déplacement sont cruciales : une puissance élevée permet une fusion complète, mais nécessite une gestion précise des vitesses pour éviter les défauts thermiques et structurels.

- Les régimes de fusion à différentes puissances laser ont été étudiés. À 350 W, nous avons observé un mode de transition où le régime keyhole commence à se former mais n'a pas encore une influence prédominante. La conduction thermique joue un rôle important en assurant une distribution uniforme de la chaleur, réduisant ainsi les défauts potentiels. À 500 W, le processus passe pleinement au régime keyhole, caractérisé par une profondeur de fusion plus importante et un taux de fusion élevé. Cependant, ce mode présente des défis tels que des instabilités accrues et des fluctuations dans le keyhole.

Perspectives

Les perspectives ouvertes par ce mémoire sont :

- Surmonter les limites de la représentativité à l'échelle du monocordon. Les cycles de chauffage et de refroidissement des cordons influencent significativement les phénomènes thermo-hydrodynamiques des cordons adjacents. En effet, la chaleur générée et dissipée par un cordon peut affecter la fusion et la solidification des cordons voisins, créant ainsi des interactions complexes qui ne sont pas observables à l'échelle du monocordon isolé. Par conséquent, les conclusions tirées de l'étude d'un seul cordon ne peuvent pas être généralisées à une configuration multi-cordon et multi-couche, où les effets cumulés des interactions thermiques et fluidiques entre les cordons doivent être pris en compte pour obtenir une compréhension complète et précise des processus de fusion et de solidification.
- Élargir le domaine des paramètres de comparaison est essentiel pour observer une plus grande diversité des régimes de fusion et des instabilités potentielles. Une étude plus approfondie doit inclure la variation d'autres paramètres du procédé, tels que l'épaisseur du lit de poudre, le diamètre moyen des particules de poudre, et le diamètre effectif du faisceau laser. En examinant comment ces variables influencent les régimes de fusion et les instabilités, on peut obtenir une compréhension plus complète et précise des conditions optimales du procédé. Cela permettra également d'identifier des fenêtres de processus plus larges et plus robustes, contribuant à l'amélioration de la qualité et de la fiabilité des pièces fabriquées par le procédé SLM.

Bibliographie

- [1] NF EN ISO/ASTM 52900 : Fabrication additive - Principes généraux - Fondamentaux et vocabulaire, 2021.
- [2] Akash AGGARWAL, Sushil PATEL et Arvind KUMAR. “Selective Laser Melting of 316L Stainless Steel : Physics of Melting Mode Transition and Its Influence on Microstructural and Mechanical Behavior”. In : *JOM* (2018). DOI : 10.1007/s11837-018-3271-8.
- [3] Mohamad BAYAT, Sankhya MOHANTY et Jesper Henri HATTEL. “Multiphysics modelling of lack-of-fusion voids formation and evolution in IN718 made by multi-track/multi-layer L-PBF”. In : *International Journal of Heat and Mass Transfer* (2019). DOI : <https://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2019.05.003>.
- [4] Arvind CHOUHAN, Lutz MÄDLER et Nils ELLENDT. “Modeling of rapid solidification in Laser Powder Bed Fusion processes”. In : *Computational Materials Science* (2024). DOI : <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2024.112918>.
- [5] Arvind CHOUHAN et al. “Numerical modelling of in-situ alloying of Al and Cu using the laser powder bed fusion process : A study on the effect of energy density and remelting on deposited track homogeneity”. In : *Additive Manufacturing* (2022). DOI : <https://doi.org/10.1016/j.addma.2022.103179>.
- [6] Jean DONEA et al. “Arbitrary Lagrangian–Eulerian Methods”. In : *Encyclopedia of Computational Mechanics*. 2004. Chap. 14. DOI : <https://doi.org/10.1002/0470091355.ecm009>.
- [7] Qiang DU, Dmitry ESKIN et Laurens KATGERMAN. “Modelling macrosegregation during DC casting of a binary aluminium alloy”. In : *Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes - XI* (jan. 2006).
- [8] R FAB BRO. “Melt pool and keyhole behaviour analysis for deep penetration laser welding”. In : *Journal of Physics D : Applied Physics* (2010). DOI : 10.1088/0022-3727/43/44/445501.
- [9] R. JULLIEN et P. MEAKIN. “Ballistic Deposition and Segregation of Polydisperse Spheres”. In : *Europhysics Letters* (1988). DOI : 10.1209/0295-5075/6/7/010.

-
- [10] Saad A. KHAIRALLAH et Andy ANDERSON. “Mesoscopic simulation model of selective laser melting of stainless steel powder”. In : *Journal of Materials Processing Technology* (2014). DOI : <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2014.06.001>.
- [11] Saad A. KHAIRALLAH et al. “Controlling interdependent meso-nanosecond dynamics and defect generation in metal 3D printing”. In : *Science* (2020). DOI : [10.1126/science.aay7830](https://doi.org/10.1126/science.aay7830).
- [12] Saad A. KHAIRALLAH et al. “Laser powder-bed fusion additive manufacturing : Physics of complex melt flow and formation mechanisms of pores, spatter, and denudation zones”. In : *Acta Materialia* (2016). DOI : <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.02.014>.
- [13] Carolin KÖRNER, Elham ATTAR et Peter HEINL. “Mesoscopic simulation of selective beam melting processes”. In : *Journal of Materials Processing Technology* (2011). DOI : <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2010.12.016>.
- [14] Floriane LAVERNE, Frédéric SEGONDS et Patrice DUBOIS. “Fabrication additive - Principes généraux”. In : *Techniques de l'ingénieur* (2016). DOI : <https://doi.org/10.51257/a-v2-bm7017>.
- [15] Anh-Duc LE. “Modélisation et simulation multiphysique du procédé de fabrication additive par dépôt à l'état fondu”. Theses. Ecole nationale supérieure Mines-Télécom Lille Douai, mars 2021. URL : <https://theses.hal.science/tel-03537036>.
- [16] Ruidi LI et al. “Balling behavior of stainless steel and nickel powder during selective laser melting process”. In : *International Journal of Advanced Manufacturing Technology - INT J ADV MANUF TECHNOL* (2012). DOI : [10.1007/s00170-011-3566-1](https://doi.org/10.1007/s00170-011-3566-1).
- [17] K. MARCHAIS et al. “A 3D DEM simulation to study the influence of material and process parameters on spreading of metallic powder in additive manufacturing”. In : *Computational Particle Mechanics* (2020). DOI : <https://doi.org/10.1007/s40571-020-00380-z>.
- [18] Amal MASMOUDI, Rodolphe BOLOT et Christian CODDET. “Investigation of the laser–powder–atmosphere interaction zone during the selective laser melting process”. In : *Journal of Materials Processing Technology* (2015). DOI : <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2015.05.008>.
- [19] Yaasin MAYI. “Compréhension et simulation des phénomènes physiques affectant la fabrication additive en SLM”. Thèse de doct. HESAM Université, oct. 2021. URL : <https://hal.science/tel-03612996>.
- [20] Christoph MEIER et al. “Thermophysical Phenomena in Metal Additive Manufacturing by Selective Laser Melting : Fundamentals, Modeling, Simulation and Experimentation”. In : *Annual Review of Heat Transfer* (2018). DOI : [10.1615/AnnualRevHeatTransfer.2018019042](https://doi.org/10.1615/AnnualRevHeatTransfer.2018019042).

-
- [21] Peter MERCELIS et Jean-Pierre KRUTH. “Residual stresses in selective laser sintering and selective”. In : *Emerald Group Publishing Limited* (2006). DOI : 10.1108/13552540610707013.
- [22] R. MERTENS et al. “Influence of Powder Bed Preheating on Microstructure and Mechanical Properties of H13 Tool Steel SLM Parts”. In : *Physics Procedia* (2016). DOI : <https://doi.org/10.1016/j.phpro.2016.08.092>.
- [23] Lawrence E. MURR et al. “Metal Fabrication by Additive Manufacturing Using Laser and Electron Beam Melting Technologies”. In : *Journal of Materials Science & Technology* (2012). DOI : [https://doi.org/10.1016/S1005-0302\(12\)60016-4](https://doi.org/10.1016/S1005-0302(12)60016-4).
- [24] Chinnapat PANWISAWAS et al. “Mesoscale modelling of selective laser melting : Thermal fluid dynamics and microstructural evolution”. In : *Computational Materials Science* (2017). DOI : <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2016.10.011>.
- [25] Emmanouil L. PAPAZOGLU et al. “On the Modeling and Simulation of SLM and SLS for Metal and Polymer Powders : A Review”. In : *Archives of Computational Methods in Engineering* (2022). DOI : 10.1007/s11831-021-09601-x.
- [26] Chunlei QIU et al. “On the role of melt flow into the surface structure and porosity development during selective laser melting”. In : *Acta Materialia* (2015). DOI : 10.1016/j.actamat.2015.06.004.
- [27] Alexis QUEVA. “Simulation numérique multiphysique du procédé de fusion laser de lit de poudre : Application aux alliages métalliques d’intérêt aéronautique”. Thèse de doct. Université Paris sciences et lettres, juill. 2021. URL : <https://pastel.hal.science/tel-03521575>.
- [28] Alexis QUEVA et al. “Numerical study of the impact of vaporisation on melt pool dynamics in Laser Powder Bed Fusion - Application to IN718 and Ti-6Al-4V”. In : *Additive Manufacturing* (2020). DOI : <https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101249>.
- [29] Abbas RAZAVYKIA et al. “An Overview of Additive Manufacturing Technologies—A Review to Technical Synthesis in Numerical Study of Selective Laser Melting”. In : *Materials* (2020). DOI : 10.3390/ma13173895.
- [30] J. SCHMITZ et al. “Surface tension of liquid Al-Cu binary alloys”. In : *International Journal of Materials Research* (2009). DOI : doi:10.3139/146.110221. URL : <https://doi.org/10.3139/146.110221>.
- [31] K. TANAKA et al. “Numerical and experimental studies for the impact of projectiles on granular materials”. In : *Handbook of Powder Technology 10* (2001). DOI : 10.1016/S0167-3785(01)80028-2.
- [32] C. TANG, K.Q. LE et C.H. WONG. “Physics of humping formation in laser powder bed fusion”. In : *International Journal of Heat and Mass Transfer* (2020). DOI : <https://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2019.119172>.

-
- [33] C. TANG, J.L. TAN et C.H. WONG. “A numerical investigation on the physical mechanisms of single track defects in selective laser melting”. In : *International Journal of Heat and Mass Transfer* (2018). DOI : <https://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2018.06.073>.
- [34] H. TANG et al. “Effect of Powder Reuse Times on Additive Manufacturing of Ti-6Al-4V by Selective Electron Beam Melting”. In : *JOM* (2015). DOI : [10.1007/s11837-015-1300-4](https://doi.org/10.1007/s11837-015-1300-4).
- [35] Johannes TRAPP et al. “In situ absorptivity measurements of metallic powders during laser powder-bed fusion additive manufacturing”. In : *Applied Materials Today* (2017). DOI : <https://doi.org/10.1016/j.apmt.2017.08.006>.
- [36] Jincheng WANG et al. “Understanding melt pool characteristics in laser powder bed fusion : An overview of single- and multi-track melt pools for process optimization”. In : *Advanced Powder Materials* (2023), p. 100137. DOI : <https://doi.org/10.1016/j.apmate.2023.100137>.
- [37] Wentao YAN et al. “Meso-scale modeling of multiple-layer fabrication process in Selective Electron Beam Melting : Inter-layer/track voids formation”. In : (2018). DOI : [10.1016/j.matdes.2017.12.031](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.12.031).
- [38] Wentao YAN et al. “Multi-physics modeling of single/multiple-track defect mechanisms in electron beam selective melting”. In : *Acta Materialia* (2017). DOI : <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.05.061>.
- [39] Jianchao YE et al. “Energy Coupling Mechanisms and Scaling Behavior Associated with Laser Powder Bed Fusion Additive Manufacturing”. In : *Advanced Engineering Materials* (2019). DOI : <https://doi.org/10.1002/adem.201900185>.
- [40] Zhidong ZHANG et al. “3-Dimensional heat transfer modeling for laser powder-bed fusion additive manufacturing with volumetric heat sources based on varied thermal conductivity and absorptivity”. In : *Optics & Laser Technology* (2019). DOI : <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2018.08.012>.

Annexe A

Propriétés de l'alliage Al-4.5wt%Cu

TAB. A.1 – Propriétés thermo-physiques de l'alliage utilisé [5, 7, 30].

Propriété	Valeur
Viscosité cinématique (ν_m)	$5.52 \times 10^{-7} \text{ m}^2/\text{s}$
Densité(ρ_m)	$2643.34 \text{ kg}/\text{m}^3$
Tension de surface (σ)	$1.6 \text{ N}/\text{m}$
Chaleur spécifique à la phase solide (C_{ps})	$1166.69 \text{ J}/(\text{kg}\cdot\text{K})$
Chaleur spécifique dans la phase liquide (C_{pl})	$1100.18 \text{ J}/(\text{kg}\cdot\text{K})$
Conductivité thermique de la phase solide (k_s)	$194.46 \text{ W}/(\text{m}\cdot\text{K})$
Conductivité thermique de la phase liquide(k_l)	$92.3 \text{ W}/(\text{m}\cdot\text{K})$
Coefficient de dilatation thermique (α_m)	$0.85 \times 10^{-4} \text{ 1}/\text{K}$
Température liquide de liquidus (T_l)	918.19 K
Température solide de solidus (T_s)	843.95 K
Température de vaporisation (T_v)	2747.14 K
Température ambiante (T_{ref})	300 K
Chaleur latente de fusion (L_f)	$3.91 \times 10^5 \text{ J}/\text{m}^3$
Capacité thermique (C)	$1.5 \times 10^6 \text{ J}/\text{K}$
Paramètre b	1×10^{-10}
Taux de variation temporelle de la tension de surface ($\frac{\partial\sigma}{\partial t}$)	$-1.56 \times 10^{-4} \text{ N}/(\text{m}\cdot\text{s})$
Coefficient d'absorption (η)	$5.67 \times 10^{-8} \text{ J}/(\text{m}^3\cdot\text{K}^4)$
Coefficient de transfert de chaleur par convection (h)	$10 \text{ W}/(\text{m}^2\cdot\text{K})$
Chaleur latente de vaporisation (L_v)	$1.05 \times 10^7 \text{ J}/\text{m}^3$
Constante des gaz (R)	$8.3143 \text{ J}/(\text{mol}\cdot\text{K})$
Masse molaire (M)	$0.026 \text{ kg}/\text{mol}$
Pression de référence (P_O)	101000 Pa

Annexe B

Propriétés de l'argon

TAB. B.1 – Propriétés physiques du gaz inerte (Ar) [5].

Propriété	Valeur
Viscosité cinématique (ν_g)	$2.25 \times 10^{-5} \text{ m}^2/\text{s}$
Densité (ρ_g)	$1.63374 \text{ kg}/\text{m}^3$
Chaleur spécifique (C_{pg})	$520 \text{ J}/(\text{kg}\cdot\text{K})$
Conductivité thermique (k_g)	$0.0177 \text{ W}/(\text{m}\cdot\text{K})$
Coefficient de dilatation thermique (α_g)	$3.41 \times 10^{-3} \text{ 1}/\text{K}$

Annexe C

Modèle numérique développé sous OpenFOAM

Cette annexe décrit la procédure pour configurer et exécuter le modèle numérique développé au cours de ce mémoire en utilisant OpenFOAM 2106. Le modèle est structuré en deux dossiers : le dossier *Case* et le dossier *Solver*.

Structure du modèle

Le dossier *Case* contient tous les fichiers nécessaires pour configurer, exécuter, et analyser la simulation. Voici une description détaillée de son contenu et de l'organisation des fichiers et sous-dossiers :

- **Dossier « 0 »** : Contient les fichiers de configuration des conditions aux limites. Chaque fichier représente une variable spécifique (pression, température, vitesse) et définit ses valeurs initiales dans chaque cellule du domaine de calcul.
- **Dossier « constant »** : Contient quatre fichiers qui décrivent les propriétés physiques du modèle :
 - o **Gravité** : Définit l'accélération gravitationnelle.
 - o **Propriétés de transport** : Définit les propriétés thermophysiques du matériau.
 - o **Propriétés de turbulence** : Simulation laminaire. Configure les modèles de turbulence utilisés dans la simulation.
 - o **Propriétés de radiation** : Configure les paramètres du faisceau laser, tels que le nombre de lignes et de rayons, les coordonnées du laser, et le rayon effectif du faisceau.
- **Dossier « system »** : Contient les fichiers de configuration nécessaires pour contrôler les paramètres de la simulation dans OpenFOAM. Ces fichiers définissent

nissent la géométrie du domaine, les schémas numériques, les méthodes de résolution, et d'autres paramètres cruciaux pour l'exécution de la simulation. Sa structure est comme ce suit :

- **BlockMesh** : Configuration du domaine de calcul, disposition des cellules et types de frontières.
- **Contrôles de Temps** : Configuration des contrôles de temps de la simulation.
- **Division des domaines pour le traitement parallèle** : Diviser le domaine en 4 sous-domaines pour le traitement parallèle.
- **Méthodes de Discrétisation et de Résolution des équations** : Définit les schémas numériques et les solveurs utilisés.
- **Définition de la position du substrat et des particules** : Configure les positions initiales dans le domaine de calcul.

Exécution du cas de simulation

- Dans le répertoire *Case*, on exécute la commande `blockMesh` via le terminal pour générer le maillage.
- On exécutez la commande `setFields` pour configurer les particules de poudre et le substrat.
- On exécute la commande `decomposePar` pour diviser le domaine en sous-domaines pour le traitement parallèle.
- On utilise la commande `mpirun -np 4 solver_name -parallel` pour démarrer le calcul.
- Après la fin de la simulation, on utilise la commande `reconstructPar` pour intégrer tous les fichiers de pas de temps.
- On réalise le post-traitement des résultats en utilisant Paraview.