

Simulation numérique mesoscopique du procédé LBM appliquée au superalliage à base nickel Inconel 718

A. Queva^{1,2}, M. Bellet¹, G. Guillemot¹, C. Moriconi², C. Metton²

¹ Cemef, Mines ParisTech, PSL Research University, {alexis.queva,michel.bellet,gildas.guillemot}@mines-paristech.fr

² Safran Additive Manufacturing, {clara.moriconi,charlotte.metton}@safrangroup.com

Résumé — Dans le cadre du procédé de fabrication additive Laser Beam Melting (LBM), de nombreux phénomènes physiques s'opèrent lors de la fusion de la poudre et lors du développement d'un mono cordon. Les phénomènes de capillarités ou encore la vaporisation influencent à la fois l'interaction laser-matière et la morphologie du bain liquide. Ainsi, la modélisation du procédé LBM à l'échelle du mono cordon tenant compte de ces multiples phénomènes est pertinente pour obtenir une meilleure compréhension locale et globale du procédé dans un contexte de construction de matériaux métalliques.

Mots clés — Fabrication additive, simulation numérique, méthode Level-Set, pression de recul.

1 Introduction

Les procédés de fabrication additive attirent de nombreux secteurs dont celui de l'aéronautique. Ce secteur s'intéresse plus particulièrement à la fabrication de pièces à géométries complexes ou de pièces mono-bloc avec une forte valeur ajoutée. Le procédé LBM repose sur la construction par empilement de couches d'une pièce décrite par un fichier numérique. Un laser agit de manière sélective sur un lit de poudre métallique placé dans un bac et posé sur un support. À la suite du passage du laser, le support s'abaisse de façon à ce que la couche supérieure puisse être déposée à l'aide d'un racleur. Enfin, l'opération de chauffage sélective du laser se renouvelle jusqu'à obtention de la pièce finale. Lors du passage du laser, des changements de phases se développent à des vitesses très élevées. La vitesse de refroidissement a une influence très importante sur la microstructure et les propriétés mécaniques finales de la pièce obtenue. La simulation numérique est un outil pertinent pour améliorer la compréhension du procédé, notamment sur la prédiction de défauts comme les porosités ou les fissures et pour limiter ainsi la réalisation de plans d'essais avec un coût prohibitif.

Un modèle 3D basé sur la méthode des éléments finis (EF) du procédé LBM adapté aux matériaux métalliques est présenté. Ce modèle est centré sur l'évolution thermo-mécanique du matériau à l'échelle d'un ou plusieurs mono cordons. L'interaction laser-matière est modélisée à partir de deux termes sources. Le premier est un terme source volumique de Beer-Lambert pour modéliser les multiples réflexions du laser dans le lit de poudre et le second un terme source surfacique pour prendre en compte l'absorption importante de l'énergie du laser par les matériaux métalliques à l'état solide ou liquide. Durant le développement du bain de fusion, des forces dont celles de tension de surface, de Marangoni et de pression de recul, ayant une influence importante sur la forme des cordons, sont prises en compte. Enfin, ce modèle utilise une méthode de remaillage automatique de façon à optimiser le temps de calcul CPU.

2 Modélisation du procédé LBM

Ce modèle EF est basé sur le travail de Chen au Cemef [3]. Le système total est constitué de deux domaines : le matériau métallique D_1 et le gaz protecteur D_2 (ici de l'argon). Les principales hypothèses du modèle sont les suivantes :

- Le lit de poudre est considéré comme un milieu continu avec une certaine porosité ϕ_p ;
- La densification du lit de poudre est une transformation irréversible ;
- La projection de poudre n'est pas modélisée ;

- Il n’y a pas de porosité résiduelle lorsque le cordon est complètement fondu.

Durant la phase de chauffage, le lit de poudre fond de façon à former un dépôt compact de matière (un cordon). Cette transformation se modélise par une variation de la densité apparente du domaine de matériau métallique, dépendant de la température et en considérant un domaine de transition.

2.1 Méthode Level-Set

Le système total est composé d’un domaine de matériau métallique D_1 et d’un domaine gazeux D_2 (cf Figure 1). Une fonction distance signée ψ est utilisée permettant de définir en tout point du système si on se trouve dans le domaine de matière dense ou dans le domaine du gaz protecteur.

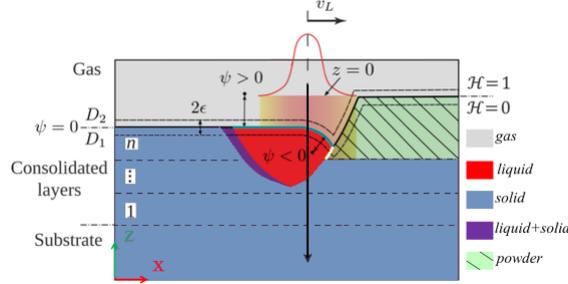


FIGURE 1 – Schéma de principe du procédé LBM avec la méthode de suivi d’interface Level-Set pour suivre l’évolution de la fonction distance ψ [3].

L’évolution de la position de l’interface est déterminée par la résolution d’une équation de transport de la fonction distance [5] :

$$\frac{\partial \psi}{\partial t} + \mathbf{u} \cdot \nabla \psi = 0 \quad (1)$$

où \mathbf{u} est le champ de vitesse induit par la densification de la poudre et par le développement du bain de fusion lorsque la température dépasse. Une méthode de reconstruction géométrique directe est utilisée pour garantir le respect de la propriété $||\psi|| = 1$ après le transport [6].

Il est possible dans ce cas de définir en tout point la propriété globale notée $\{\chi\}$ de la manière suivante :

$$\{\chi\} = \mathcal{H} \langle \chi \rangle^{D_2} + (1 - \mathcal{H}) \langle \chi \rangle^{D_1} \quad (2)$$

avec $\langle \chi \rangle^{D_j}$ la valeur moyenne de la propriété χ dans le domaine j . Cette valeur est homogénéisée entre les phases présentes α_i par leurs fractions volumiques g^{α_i} :

$$\langle \chi \rangle^{D_j} = \sum_{\alpha_i \in D_j} g_{D_j}^{\alpha_i} \chi^{\alpha_i} \quad \text{où } j \in \{1, 2\} \quad (3)$$

2.2 Transfert thermique

Le calcul du champ de température est nécessaire pour prédire l’occurrence de plusieurs phénomènes physiques qui peuvent apparaître pendant la phase de fusion en LBM. Le champ de température a un impact important sur le développement des courants de Marangoni et des forces de tension de surface ou encore de la pression de recul lorsque la température de vaporisation est atteinte. Les gradients de température étant très élevés durant le procédé, il faut considérer la variation des différents paramètres physiques avec la température. La modélisation du transfert thermique en LBM est obtenue en résolvant l’équation de conservation de l’énergie :

$$\frac{\partial \{\rho h\}}{\partial t} + \nabla \cdot (\{\rho h\} \mathbf{u}) - \nabla \cdot (\{\lambda\} \nabla T) = \dot{q}_L - \dot{q}_v \quad (4)$$

$$\{\rho h\} = f(T) \quad (5)$$

où ρ est la densité, h l’enthalpie spécifique, λ la conductivité thermique et T la température. \dot{q}_L et \dot{q}_v représentent respectivement l’énergie déposée par le laser et l’énergie perdue lorsque le matériau se vaporise.

Le laser agit globalement soit avec le lit de poudre soit avec le bain liquide. Il est supposé que le laser suit une distribution radiale et Gaussienne avec un coefficient de réflexion R . En conséquence, le terme source peut s'exprimer en fonction de deux termes dépendant de la nature de la surface irradiée :

$$\dot{q}_L = \begin{cases} (1-R) \frac{2P_L}{\pi r_{int}^2} e^{-\frac{2r^2}{r_{int}^2}} \left(\alpha e^{-\int_0^z \alpha dl} \right) & \text{si interaction Laser - Poudre [3]} \\ (1-R) \frac{2P_L}{\pi r_L^2} e^{-\frac{2r^2}{r_L^2}} \cdot \delta_2(\psi) \cdot \cos(\theta) & \text{si interaction Laser - Métal dense (solide ou liquide) [7]} \end{cases} \quad (6)$$

avec α est le coefficient d'absorption. Une loi volumique de Beer-Lambert a été choisie pour prendre en compte les multiples réflexions qui ont lieu dans la poudre. Pour l'interaction entre le laser et le matériau dense (phase solide ou liquide), un terme source surfacique est plus représentatif au regard de l'absorption importante observée de l'énergie du laser par les matériaux métalliques.

Lors de l'étape de vaporisation, un panache de vapeur se développe à haute vitesse autour du bain liquide et provoque une perte d'énergie importante. Comme la vapeur métallique n'est pas prise en compte dans le modèle actuel, un terme d'extraction de chaleur noté \dot{q}_v , fonction du débit de vaporisation \dot{m} et de la chaleur latente de vaporisation L_v , est défini :

$$\dot{q}_v = \dot{m}(T) \cdot L_v \cdot \delta_2(\psi) = (1 - \beta_r) \cdot \sqrt{\frac{M}{2\pi RT_S}} \cdot p_0 \cdot \exp\left(\frac{L_v M}{RT_v} \left(1 - \frac{T_v}{T_S}\right)\right) \cdot L_v \cdot \delta_2(\psi) \quad (7)$$

Avec β_r le coefficient de rétrodiffusion, M la masse molaire, R la constante des gaz parfaits, p_0 la pression atmosphérique, T_S et T_v respectivement la température à l'interface liquide/gaz et la température de vaporisation.

2.3 Hydrodynamique du bain fondu

L'écoulement du bain liquide influence grandement l'évolution du champ de température et la morphologie des cordons. Pour déterminer l'évolution du champ de vitesse dans le bain liquide, les équations de la mécanique des fluides constituées de la conservation de la masse et du mouvement (Navier-Stokes) sont résolues :

$$\nabla \cdot \mathbf{u} = \dot{\theta} = -\frac{1}{\{\rho\}} \cdot \frac{\partial \{\rho\}}{\partial t} \quad (8)$$

$$\{\rho\} \left(\frac{\partial \mathbf{u}}{\partial t} + (\mathbf{u} \cdot \nabla) \mathbf{u} \right) - \nabla \cdot \bar{\boldsymbol{\sigma}} = \mathbf{f}_v \text{ avec } \bar{\boldsymbol{\sigma}} = 2\mu \left(\bar{\boldsymbol{\epsilon}} - \frac{1}{3} tr(\bar{\boldsymbol{\epsilon}}) \bar{\mathbf{I}} \right) - p \bar{\mathbf{I}} \quad (9)$$

avec $\dot{\theta}$ est la variation de retrait correspondant à la densification de la poudre en un bain de fusion, $\bar{\boldsymbol{\sigma}}$ est le tenseur des contraintes, μ est la viscosité dynamique et \mathbf{f}_v sont les forces volumiques. Ces forces contribuent à la dynamique du bain liquide et ont différentes origines. Les forces capillaires représentées par la tension de surface et les forces de Marangoni doivent être prises en compte. Lorsque la vapeur métallique s'éjecte à haute vitesse au dessus du bain liquide, une pression de recul générée par un mécanisme d'action-réaction déforme de façon importante le bain liquide. Les forces de flottabilités sont introduites (même si négligeables par rapport aux autres forces). Finalement, l'ensemble des forces introduites dans le modèle est donnée par la relation suivante :

$$\mathbf{f}_v = \mathbf{f}_v^{STn} + \mathbf{f}_v^{STt} + \mathbf{f}_v^{recoil} + \mathbf{f}_v^g \quad (10)$$

où :

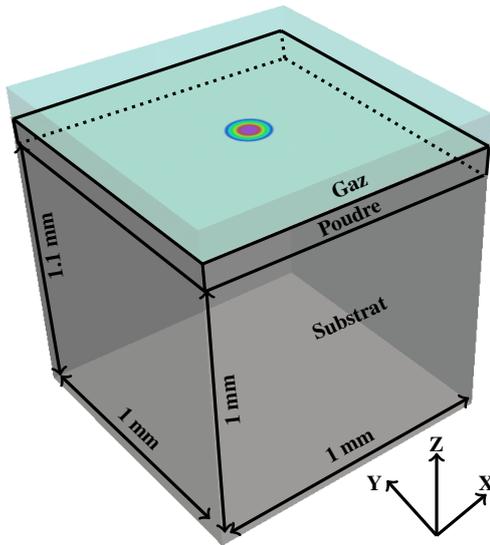
- $\mathbf{f}_v^{STn} = \gamma \cdot \kappa \cdot \delta(\psi) \cdot \mathbf{n}$ est la force de tension de surface [3].
- $\mathbf{f}_v^{STt} = \frac{\partial \gamma}{\partial T} \cdot \nabla_s T \cdot \delta(\psi)$ est la force de Marangoni qui découle de la dépendance de la tension de surface avec la température. Cette dépendance provoque un effort tangentiel à l'interface liquide/gaz (dans la direction parallèle au gradient de température) [3].
- $\mathbf{f}_v^{recoil} = -\left(\frac{1+\beta_r}{2}\right) p_0 \cdot \exp\left(\frac{L_v M}{RT_v} \left(1 - \frac{T_v}{T_S}\right)\right) \cdot \delta(\psi) \mathbf{n}$ est la force générée par l'éjection de vapeurs métalliques [8].
- $\mathbf{f}_v^g = \{\rho\} \mathbf{g}$ sont les forces de flottabilités induites par la variation de la densité avec la température.

3 Applications du modèle de simulation numérique du procédé LBM

3.1 Tir sur un lit de poudre

3.1.1 Configuration

Une simulation numérique d'un tir statique sur un lit de poudre d'Inconel 718 est présentée. Le laser possède une puissance de 250 W et un rayon laser de $50 \mu\text{m}$ et va apporter de l'énergie sur un lit de poudre d'une épaisseur de $50 \mu\text{m}$. Le coefficient d'absorption du lit de poudre a été choisi (20mm^{-1}) de sorte à ce que l'énergie du laser soit absorbée sur environ 4 fois le diamètre moyen des poudres utilisées, soit approximativement l'épaisseur du lit de poudre. Les propriétés physiques du matériau sont détaillées en Annexe et la configuration du calcul est définie sur la Figure 2.



LBM	Propriété	Symbole	Valeur	Unité
Laser	Puissance	P_L	250	W
	Rayon	r_{int}	50	μm
Lit de Poudre	Épaisseur	h_p	50	μm
	Porosité	ϕ_p	0.5	—
	Absorption	h_p	20	mm^{-1}
	Conductivité thermique	λ_p^{ZS}	Fig 7(b)	$\text{W m}^{-1} \text{K}^{-1}$
	Viscosité dynamique	μ_p	Fig 7(c)	Pa s

Donnée	Symbole	Valeur	Unité
Temps total de simulation	t_{tot}	500	μs
Temps chauffage	t_c	500	μs
Temps extinction	t_e	0	μs
Demi-épaisseur Level Set	ϵ_{LS}	5	μm
Pas de temps	Δt	1	μs
Pas d'espace	h_{min}	0.5	μm
Période de remaillage	n_r	5	—

FIGURE 2 – Domaine et paramètres machines et numériques pour l'étude d'un tir statique sur un lit de poudre.

3.1.2 Exploitation des résultats

La Figure suivante présente les différentes étapes d'un tir laser sur un lit de poudre :

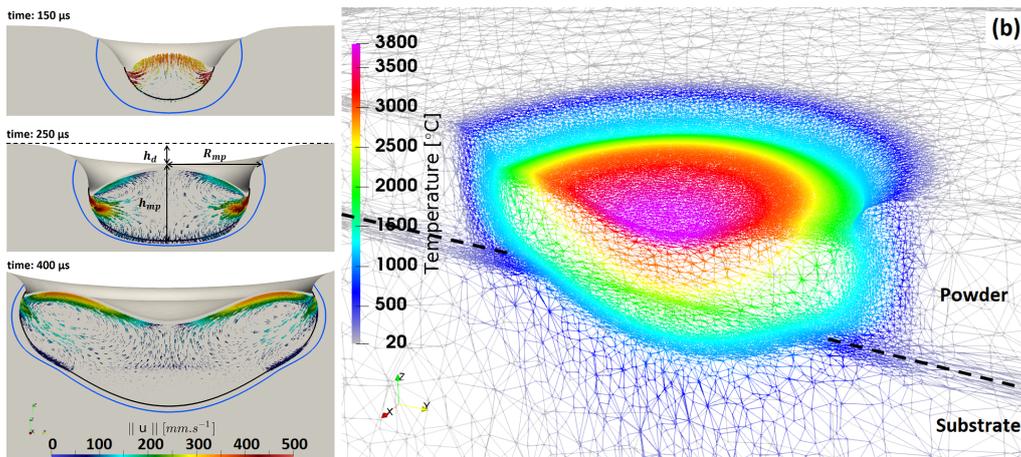


FIGURE 3 – (a) Étapes d'un tir laser sur un lit de poudre (LBM) où est montrée la hauteur de creusement h_d et respectivement la hauteur et le rayon du bain liquide h_{mp} et R_{mp} . (b) Évolution du champ de température et de l'anisotropie du maillage à $t = 400 \mu\text{s}$.

Les différentes étapes lors du procédé LBM sont prédites par le modèle comme montré en Figure 3.(a) : le début de la densification de la poudre jusqu'à obtenir un bain liquide, la sphéroïdisation du bain de fusion

due à l'action des forces de tension de surface pour minimiser l'énergie interfaciale et enfin, la pression de recul qui s'applique lorsque la température de vaporisation est atteinte, provoquant une déformation importante de l'interface liquide/gaz. Cette observation est d'autant plus visible sur la Figure 4 (où $h_{-d} = -h_d$).

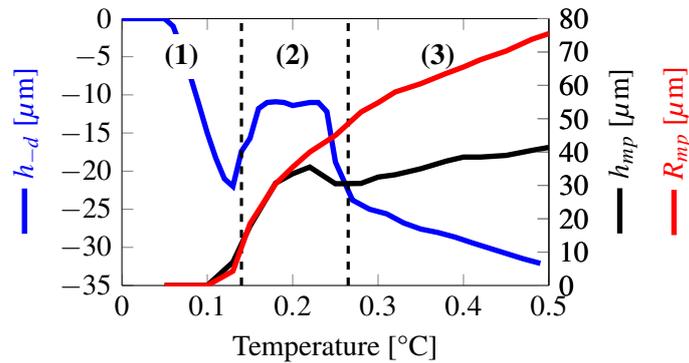


FIGURE 4 – Évolution des différentes dimensions du bain liquide avec observation des différentes phases : (1) Densification du lit de poudre ; (2) Sphéroïdisation du lit de poudre ; (3) Creusement du bain liquide avec la force de recul.

De plus, on constate que la température maximale observée est de l'ordre de 3800 degrés, cette température est très supérieure à la température de vaporisation. Ce calcul a été réalisé dans le cadre d'un benchmark avec Y. Mayi, doctorant au PIMM où la force de recul a été simplifiée en fixant la température de la surface T_S à 3300 K. En conséquence, la force appliquée ici est sous-évaluée au regard des températures atteintes dans le matériau.

3.2 Construction de mono cordons

3.2.1 Configuration

Le second cas est la simulation de la construction d'un mono cordon. Les différents paramètres sont résumés en Figure 5.

Donnée	Symbole	Valeur	Unité
Puissance du laser	P_L	300	W
Rayon d'interaction laser	r_{int}	50	μm
Coefficient d'absorption	α_m	20	mm^{-1}
Vitesse du laser	v_L	300	$\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$
Épaisseur du lit de poudre	h_p	50	μm
Porosité du lit de poudre	ϕ_p	0.5	–
Temps total de simulation	t_{total}	1000	μs
Temps chauffage	t_c	1000	μs
Temps extinction	t_e	0	μs
Demi-épaisseur Level Set	ϵ	5	μm
Pas de temps	Δt	1	μs
Pas d'espace	h_{min}	0.5	μm
Période de remaillage	n_r	5	–

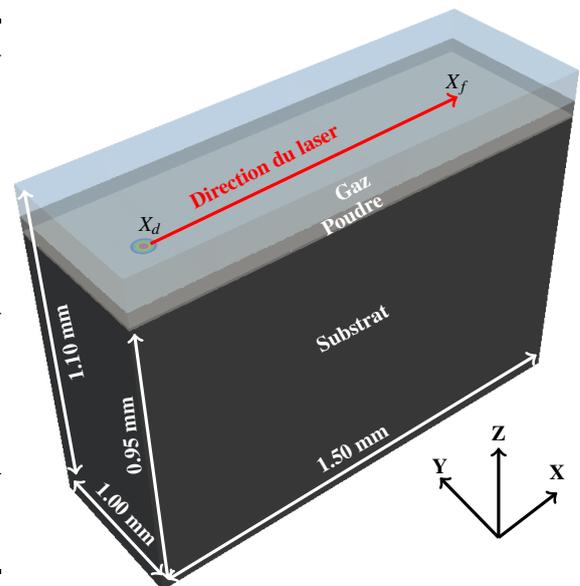


FIGURE 5 – Configuration de la simulation d'un lit de poudre déposé sur un substrat avec le gaz environnant.

La dimension totale du système est $1.5 \times 1.0 \times 1.1 \text{ mm}^3$. Le substrat a une hauteur de 0.95 mm, le lit de poudre une épaisseur de $50 \mu\text{m}$ et la couche d'argon une épaisseur de 0.1 mm. Le laser passe d'un point à

la position $X_d = 0.25$ mm à la position $X_f = 1.25$ mm.

3.2.2 Exploitation des résultats

Les résultats de la simulation dont notamment l'évolution du champ de température dans les cordons et sur différents points de mesure (capteurs) notés S1, S2 et S3 sont montrées en Figure 6.

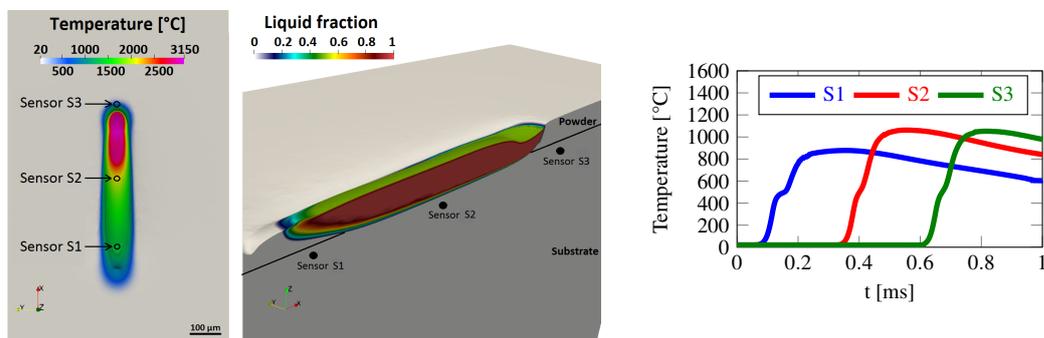


FIGURE 6 – Évolution du champ de température et de la fraction liquide g_l à $t=0.65$ ms (gauche) et évolution de la température sur les capteurs S1, S2 et S3 (droite).

Il est premièrement constaté que le substrat est à peine fondu sur quelques microns. En effet, les différents points de mesures présentés précédemment ont été placés 10 microns en dessous de la surface du substrat en contact avec la poudre pour observer si le bain de fusion arrive à atteindre au moins cette profondeur, ce qui n'est pas le cas dans la simulation réalisée. Comme la littérature met en évidence qu'il est nécessaire de faire fondre le substrat de façon à limiter les contraintes résiduelles après la solidification, cette configuration ne semble pas acceptable d'un point de vue du procédé. En d'autres termes, l'énergie linéique du laser n'est pas assez importante pour faire fondre suffisamment le substrat en profondeur. Cependant, il serait pertinent de réaliser ce calcul avec une épaisseur de lit de poudre inférieure pour vérifier que le substrat soit fondu suffisamment en profondeur et donc obtenir une configuration favorable à la fabrication via le procédé LBM.

4 Conclusion

Un modèle de simulation numérique du procédé LBM à l'échelle du mono cordon appliqué aux matériaux métalliques basé sur la méthode des éléments finis et la méthode Level-Set est présenté. L'interaction laser-matière est décomposée en un terme source volumique entre le laser et le lit de poudre et un terme source surfacique entre le laser et la matière dense (liquide ou solide). Les forces de tension de surface, de Marangoni ainsi que la pression de recul sont considérés de façon à reproduire de façon correcte l'évolution du développement du bain liquide.

Deux configurations sont étudiées dans le cadre de ce document : le premier est un tir statique sur un lit de poudre et le second la formation d'un mono cordon d'un superalliage à base nickel (Inconel 718). Ces deux configurations seront confrontées dans le futur avec les résultats du logiciel commercial Comsol Multiphysics® et de résultats expérimentaux avec les Arts et Métiers ParisTech.

La prochaine étape consistera à simuler la construction d'un "drap", c'est-à-dire l'état solidifié de la superposition successives de plusieurs mono cordons espacés d'une certaine distance, de façon à mieux rendre compte de l'influence des cordons précédents sur la morphologie finale du drap obtenue. Enfin, une perspective intéressante sera de rendre le modèle capable de réaliser la construction suivant toutes les directions de l'espace et donc plus particulièrement de réaliser un mur et de confronter ces résultats avec des résultats expérimentaux.

5 Références bibliographiques

Références

- [1] Z. Wang, K. Guan, M. Gao, X. Li, X. Chen and X. Zeng. The microstructure and mechanical properties of deposited-IN718 by selective laser melting. *Journal of Alloys and Compounds*, 513, 518 - 23, 2012.
- [2] T. Antonsson and H. Fredriksson. The effect of cooling rate on the solidification of Inconel 718. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 36, 1, 85 - 96, 2005.
- [3] Q. Chen, G. Guillemot, Ch-A. Gandin and M. Bellet. Three-dimensional finite element thermomechanical modeling of additive manufacturing by selective laser melting for ceramic materials. *Additive Manufacturing*, 16, 124 - 37, 2017.
- [4] F. Verhaeghe, T. Craeghs, J. Heulens and L. Pandelaers. A pragmatic model for selective laser melting with evaporation. *Acta Materialia*, 57, 20, 6006 - 12, 2009.
- [5] M. Sussman, P. Smereka and S. Osher. A level set approach for computing solutions to incompressible two-phase flow. *Journal of Computational physics*, 114, 1, 146 - 59, 1994.
- [6] M. Shakoor, B. Scholtes, P-O. Bouchard and M. Bernacki. An efficient and parallel level set reinitialization method—Application to micromechanics and microstructural evolutions. *Applied Mathematical Modelling*, 39, 23, 7291 - 7302, 2015.
- [7] V. Bruyere, C. Touvre, P. Namy and N. Authier. Multiphysics modeling of pulsed laser welding. *Applied Mathematical Modelling*, 29, 2, 022403, 2017.
- [8] S. Anisimov and V. Khokhlov. Instabilities in laser-matter interaction *CRC press*, 1995.
- [9] Web site. Dry air properties. https://www.engineeringtoolbox.com/dry-air-properties-d_973.html.
- [10] C. Mills and C. Kenneth. Recommended values of thermophysical properties for selected commercial alloys. *Woodhead Publishing*, 2002.
- [11] P. Zehner and E.U. Schlünder. Wärmeleitfähigkeit von Schüttungen bei mäßigen Temperaturen. *Chemie Ingenieur Technik*, 42, 14, 933 - 41, 1970.

Appendix :

Matériau	Propriété	Symbole	Valeur	Unité	Ref.
Argon	Densité	ρ_g	1.78	kg m^{-3}	[9]
	Conductivité thermique	λ_g	0.024	$\text{W m}^{-1} \text{K}^{-1}$	
	Chaleur spécifique massique	$C_{p,g}$	520	$\text{J kg}^{-1} \text{K}^{-1}$	
	Coefficient d'absorption	α_g	0	m^{-1}	
IN718	Solidus	T_s	1443 (1170)	K ($^{\circ}\text{C}$)	[10]
	Liquidus	T_l	1609 (1336)	K ($^{\circ}\text{C}$)	
	Boiling	T_v	3184	K	
	Coefficient d'absorption (Liquide)	α_l	120	mm^{-1}	
	Masse volumique du solide et liquide	ρ_s, ρ_l	8190, 7300	kg m^{-3}	
	Conductivité thermique	λ	26.9	$\text{W m}^{-1} \text{K}^{-1}$	
	Enthalpie massique	h_m	Fig 7(a)	$\text{J kg}^{-1} \text{K}^{-1}$	
	Chaleur latente de fusion	L_f	270	kJ kg^{-1}	
	Chaleur latente de vaporisation	L_v	6690	kJ kg^{-1}	
	Coefficient de tension de surface	γ	1.89	N m^{-1}	
	Coefficient de Marangoni	$\frac{\partial \gamma}{\partial T}$	$-1.1 \cdot 10^{-4}$	$\text{N m}^{-1} \text{K}^{-1}$	
Viscosité dynamique poudre (liquide)	$\mu_d (\mu_l)$	Fig 7(c)	Pa.s		

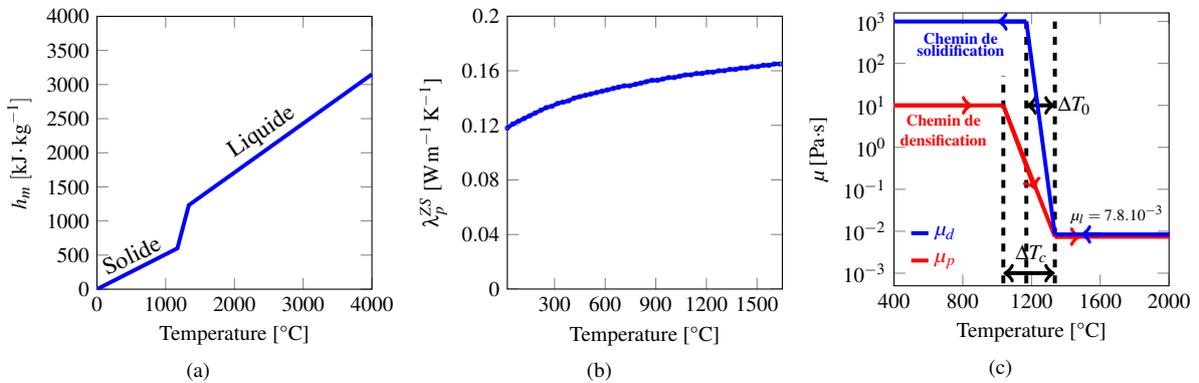


FIGURE 7 – Propriétés physiques de l’Inconel 718 avec les propriétés du gaz protecteur (argon)