Modélisation par méthode CA-FE de configurations multicordons fabriqués par fusion laser lit de poudre

R. Engel¹, D. Ayrault¹, O. Fandeur¹, F. Deschaux-Beaume³, C. Bordreuil³

¹Université Paris-Saclay, CEA, Service d'Études Mécaniques et Thermiques, 91191, Gif-sur-Yvette, France

, {raphael.engel, danielle.ayrault}@cea.fr

Olivier.fandeur@cea.fr ³LMGC, Université de Montpellier, France, {frederic.deschaux-beaume,cyril.bordreuil}@umontpellier.fr

Résumé — Le procédé SLM (*Selective Laser Melting*) est une méthode de fabrication additive qui consiste à fabriquer un objet couche par couche en fusionnant grâce à un faisceau laser des lits de poudre métallique successifs. Afin de prédire les caractéristiques des structures granulaires formées lors de la fabrication par SLM de pièces en acier inoxydable 316L, une modélisation numérique basée sur la méthode CA-FE (*Cellular Automata – Finite Element*) appliquée à des configurations 3D est en cours de développement. Les résultats des simulations sont comparés aux résultats expérimentaux obtenus lors de campagnes expérimentales réalisées à l'ENSAM/PIMM, afin d'étudier notamment l'influence sur la structure granulaire formée des paramètres du procédé, du nombre de cordons ou de la stratégie d'empilement des cordons.

Mots clefs — Fabrication additive, fusion laser lit de poudre, solidification multicordons, 316L, simulation, CAFE.

1. Introduction

Depuis plusieurs années, les technologies de fabrication additive sont un axe de recherche préférentiel pour les industriels car elles permettent la conception de pièces métalliques complexes. Les technologies diffèrent par leur méthode d'apport de matière et leur source d'énergie ce qui fait que chacune a une utilité particulière dépendant du besoin.

La méthode de fusion laser sur lit de poudre est un procédé de fabrication additive où des couches de poudre sont successivement empilées et fondues pour former des pièces en un bloc. Cette technique utilise un faisceau laser très fin pour fondre des grains de poudre de très petites tailles. Les pièces ainsi formées sont très précises mais longues à fabriquer, aussi cette méthode est plus adaptée pour la production d'objets de petites dimensions.

Notre objectif est de simuler la structure des grains obtenus lors de la fabrication de pièces d'acier 316L multicordons simples par le procédé SLM. Parmi les différentes approches de simulation numérique de croissance de grain, c'est la méthode CA-FE (Cellular Automata – Finite Elements) qui a été retenue par A. Baumard [1]. Le programme est basé sur une approche chaînée avec la résolution des équations de la thermique (EF sur Cast3M [8]) puis des équations de solidification (AC en langage Fortran). Dans le cadre de la présente thèse, l'objectif est donc d'améliorer le programme de simulation de construction des cordons.

Afin de mettre en place un modèle CAFE pour une fabrication multicordons, on souhaite évaluer au préalable des modèles élémentaires pour des configurations multicouches (fabrication de plusieurs couches constituées d'un monocordon) et monocouche (une seule couche constituée de plusieurs monocordons) en utilisant une approche couplée expérience-simulation. Des observations *in situ* permettront d'alimenter le modèle et des microstructures simulées seront comparées à des analyses *post mortem* d'échantillons fabriqués expérimentalement.

2. Procédé SLM

2.1. Description du procédé SLM

La particularité de ce procédé de fabrication additive est l'apport de matière qui se fait avant la phase de fabrication. Une machine SLM (figure 1) est constituée de trois blocs [5]: la partie construction où on retrouve un piston motorisé selon l'axe \vec{z} , le substrat, la pièce en construction et la poudre utilisée, la partie approvisionnement avec la poudre vierge, un piston motorisé selon l'axe \vec{z} et un racleur translatant la poudre vers la partie construction et le bloc laser. Ce procédé a ainsi la particularité de permettre de fabriquer des pièces avec des parties non-connectées et des cavités, sans nécessité la fabrication de supports provisoires, puisque la poudre non fondue assure cette fonction.



Figure 1 : Schéma d'une machine SLM [5].

2.2. Paramètres du procédé

Les premiers paramètres importants sont ceux liés à la source laser. Ils interviennent dans la relation permettant le calcul de l'énergie volumique fournie au système. Dans notre cas, nous utilisons une expression de densité volumique d'énergie dite *VED* telle que :

$$VED = \frac{4P}{\pi v D^2} \tag{1}$$

Celle-ci dépend de 5 paramètres : *P* la puissance (W), *v* la vitesse du laser (m/s) , $S = \pi D^2/4$ (m²) la surface du spot laser et *D* son diamètre (m). L'influence de ce terme énergétique a été étudiée par A. Baumard. Il est nécessaire de bien calibrer *P* et *v* pour obtenir des cordons stables et ne pas avoir de défauts. Ces deux paramètres influent sur la taille du bain d'acier 316L fondu, c'est la taille de celui-ci qui nous intéresse et que nous allons comparer au bain de fusion obtenu par la simulation.

Les seconds paramètres importants sont les paramètres géométriques intervenant dans la fabrication de montage multicordons. Deux premiers paramètres sont à prendre en compte : HD la distance intercordon (hatching distance) et e_p l'épaisseur de couche. La stratégie de lasage a aussi une importance. Plusieurs choix entrent dans la stratégie : la position des cordons les uns par rapport aux autres, la direction de lasage, l'ordre de fabrication des cordons et l'angle entre deux couches.

2.3. La dénudation

La dénudation est un phénomène très important dans le procédé de Fabrication Additive lit de poudre. Il s'agit d'une zone formée autour d'un cordon en création où la hauteur de poudre ne correspond plus à celle déposée et dont la largeur est proche de celle du cordon [7]. Elle est souvent représentée par un espace sans poudre mais en réalité, la densité de poudre diminue progressivement. Le phénomène s'explique par le théorème de Bernoulli. Ce théorème montre que pour un écoulement

d'un fluide parfait (sans effets de viscosité et de conduction thermique) la vitesse augmente lorsque la pression diminue. En régime stationnaire et sans échange de chaleur, cet effet se traduit par l'équation :

$$\frac{u^2}{2} + gz + \left(\frac{\gamma_{adiab}}{\gamma_{adiab} - 1}\right)\frac{p}{\rho} = Cte$$
⁽²⁾

Avec *u* la vitesse du fluide (m/s), *g* l'accélération de la pesanteur (m/s²), *z* la hauteur (m), γ la constante adiabatique du gaz (-), *p* la pression ponctuelle (Pa) et ρ la masse volumique (kg/m³). Dans le cas du procédé SLM, le laser chauffe suffisamment pour évaporer une partie du bain de fusion, $T_{laser} > T_{ebullition}^{316L} = 3150$ K. La pression en surface diminue et suivant le théorème de Bernoulli, la vitesse augmente dans la direction normale à la surface d'évaporation donc selon \vec{z} . Un flux de gaz venant de l'extérieur selon \vec{x} est induit par ce phénomène et entraîne les grains de poudre de 316L dans le bain de fusion.



Figure 2 : Analyse géométrique d'un cordon et de la poudre environnante par profilométrie optique [3].

3. Méthode CA-FE

3.1. Modélisation thermique

Il est nécessaire de résoudre d'abord les équations spatio-temporelles de la chaleur au cours du procédé afin de connaître la température en tout point et à tout instant. Une connaissance précise de celle-ci permet de visualiser et identifier les changements d'état de la matière. Pour cela nous nous servons de la loi de conservation de la chaleur (3) :

$$\rho c_p \frac{\partial T}{\partial t} = \operatorname{div}(q) + f \tag{3}$$

$$q = -k \operatorname{grad}(T) \tag{4}$$

Avec *T* la température (*K*), ρ la masse volumique (kg/m^3), c_p la capacité thermique (J/kgK), q le flux thermique (W/m^2) et f le terme de source (W/m^3). A l'instant initial, la température est fixée à 20°C et la source est éteinte. L'équation (4) exprime le flux en fonction de la température d'après la loi de Fourier et k est la conductivité thermique (W/mK). Il y a une condition à la limite substrat/air et à la limite poudre/air consistant en un flux imposé par la convection de l'air et le rayonnement de la chaleur. On a ainsi un flux imposé valant : $q_{imp} = h(T_{air} - T_{surf}) + \epsilon \sigma(T_{air}^4 - T_{surf}^4)$. Le coefficient h est le coefficient convectif (W/m^2K), ε est l'émissivité (\emptyset) et $\sigma = 5,669 \, 10^{-8} \, W/m^2K^4$ est la constante de Stefan-Boltzmann.

La source f est ici l'énergie fournie au système par le laser. Dans le cadre de cette simulation, nous utilisons une source de chaleur de type Goldak [2], c'est-à-dire une double source ellipsoïdale à distribution gaussienne. Le terme de source volumique qui en découle vaut :

$$q_{ij} = \frac{3\sqrt{3}Qf_{ij}}{ab_ic_i\pi\sqrt{\pi}}e^{-3\left(\frac{(x-x_0)^2}{a^2} + \frac{(y-\nu t-y_0)^2}{c_i^2} + \frac{(z-z_0)^2}{b_j^2}\right)}$$
(5)

Avec i = f pour « front » si on considère l'ellipsoïde à l'avant de la source, i = r pour « rear » pour celle à l'arrière, j = u ou j = b pour « up » et « bottom » les parties supérieures et inférieures de la source. Le terme Q est l'énergie totale apportée par le laser telle que $Q = \eta P$, avec P la puissance laser et η le rendement. Ces paramètres sont à calibrer pour que le bain de fusion simulé soit similaire à la réalité. Dans notre cas il semble cohérent de choisir une source sphérique ou quasi-sphérique [1], les bains obtenus sont cohérents avec ceux observés.

3.2. Modélisation de la croissance des grains

Pour la simulation de la microstructure des grains dans le procédé SLM, il est important de connaître et identifier une loi de solidification. L'acier 316L croît de manière dendritique, donc hors équilibre. La méthode CAFE à l'échelle mésoscopique ne simule pas les dendrites mais les grains (ensemble de dendrites de même orientation cristallographique) qui solidifient à la vitesse de croissance dendritique. Pour cela, il est nécessaire de trouver une fonction simple à implémenter dans le programme Automates Cellulaires. Les calculs se basent sur la valeur de la surfusion en pointe de dendrite pour déterminer la vitesse de croissance. La surfusion est un état métastable d'un liquide où celui-ci a une température inférieure à sa température de liquidus et vaut :

$$\Delta T = m_l C_0 \left(1 - \frac{1}{1 - (1 - k_0) I v(Pe_c)} \right) + \frac{2\Gamma}{R}$$
(6)

Avec ΔT la surfusion en pointe de dendrite (K), m_l la pente de liquidus (K/mol), C_0 la concentration de soluté à l'équilibre (mol), k_0 le coefficient de partition à l'équilibre (-), Γ le coefficient de Gibbs-Thomson (-), R le rayon en pointe de dendrite (m), $Pe_c = Rv/2D$ le nombre de Peclet qui est un nombre adimensionnel évaluant l'effet de la conduction par rapport à la convection (-) où D est le coefficient de diffusion du soluté (m²/K) et v la vitesse de croissance dendritique (m/s) (Iv(x) est la fonction d'Ivantsov [4]). Il y a donc trois inconnues, le rayon, la vitesse de croissance et la surfusion. Kurz, Giovanola et Trivedi [6] ont développé un polynôme du second ordre permettant de trouver des couples (v, Pec) :

$$v^{2} \frac{\pi^{2} \Gamma}{P e_{c}^{2} D^{2}} + v \frac{m_{l} C_{0} (1-k) \xi_{c}}{D} + G_{th} = 0$$
⁽⁷⁾

Avec G_{th} le gradient thermique (K/m) et $\xi_c = f(R, v, D, k_0)$ une fonction liée au gradient de concentration. Ils ont fait l'hypothèse que le rayon d'une dendrite était égale à la longueur d'onde minimale d'une perturbation produisant l'instabilité de l'interface solide/liquide, ce qui permet de retenir une solution unique. Avec les équation (6) et (7) il est possible de trouver une solution complexe pour $v = f(\Delta T)$. Nous avons ensuite simplifié le résultat en interpolant une fonction du type $v = a\Delta T^n$. Dans notre cas a = 10^{-5.4} et n = 4.52.

Pour simuler la croissance des grains nous utilisons des automates cellulaires. Ceux-ci sont des objets mathématiques répartis dans l'espace; à chaque cellule est attribué un état et des caractéristiques ainsi qu'un voisinage. Des règles de transition sont définies pour permettre l'évolution de l'état et des caractéristiques au cours du temps. Dans notre cas, les cellules sont toutes des cubes de même côté; à chaque cellule sont assignés un état de la matière, une température ainsi qu'une orientation cristalline discrète notée n_{gr} correspondant à un unique ensemble d'angles d'Euler $(\varphi_1, \Theta, \varphi_2)$. Le 316L étant un acier inoxydable austénitique, il possède une structure cubique face

centrée, et la croissance dendritique se produit suivant les directions cristallographiques de type <100>. Il est possible de représenter chaque grain par une enveloppe octaédrique dont les sommets sont orientés selon les directions de croissance des dendrites, qui grossit au cours de la solidification, pouvant alors « capturer » des cellules voisines si leur état est liquide (figure 3). Ainsi à chaque cellule ν nous associons également un rayon d'enveloppe R_{ν}^{t} à l'instant t ainsi qu'un centre C_{ν}^{en} . Au début du calcul le rayon est nul et le centre correspond à celui de la cellule.



Figure 3 : Étapes de capture d'une cellule.

4. Résultats de simulations multicordons

4.1. Murs multicouches

Des murs constitués de l'empilement de cordons ont été simulés *via* le programme CA-FE. La Figure 4 montre l'un d'eux. Sur celle-ci, le mur est composé de 3 cordons superposés, tous fabriqués dans les mêmes conditions. La source Goldak [2] utilisée mesure 100 μ m de largeur, sa puissance totale est de 200 W et sa vitesse de déplacement est de 400 mm/s. Les éléments finis dans la zone proche du cordon sont des cubes de 15 μ m de côté et les automates cellulaires des cubes de 5 μ m de côté. L'épaisseur de couche est de 60 μ m. La boite d'automates cellulaires montrée sur la figure mesure 3000 μ m de long, 250 μ m de large et 550 μ m de haut, il y a donc plus de 3 millions de cellules.

Les microstructures simulées ont été comparées à celles des montages fabriqués sur le banc d'essai fusion laser lit de poudre de l'ENSAM/PIMM. Plusieurs murs ont été construits avec différents paramètres. Nous avons testé l'influence des paramètres de source (puissance, vitesse) ainsi que celle des paramètres géométriques. Une comparaison des cartographies des microstructures simulées et expérimentales sur coupes transversales et longitudinales des murs a été réalisée. Ces dernières montrent bien des grains colonnaires orientés dans la direction de construction (direction Z) qui s'orientent ensuite suivant la direction de soudage (direction X)







Figure 4 : Microstructure simulée d'un mur de quatre cordons (a). Différentes coupes : longitudinale (b), transversale (c) et vue du dessus (d).

4.2. Monocouches

Des configurations monocouches constituées de cordons parallèles se chevauchant (tapis) ou de cordons perpendiculaires formant des croisements ont été simulées (Figure 5). Les conditions utilisées sont les mêmes que pour les murs. Pour la simulation de tels montages, nous avons choisi de représenter la dénudation pour plus de réalisme. La première approche utilisée a été de la fixer à une distance déterminée empiriquement. L'avantage est le peu de calculs nécessaires, seulement certains $EF \ll$ poudre » devenant des $EF \ll$ airs ». Dans le cas des monocordons, la zone a été fixée à 120 µm autour du centre du monocordon. Cependant cette approche comporte deux inconvénients : la zone de dénudation doit être implémentée à la main après avoir été calculée à partir des montages expérimentaux et il n'y a pas de gradient de densité de poudre dans cette zone comme dans la réalité.



(a) (b)

Figure 5 : Simulation thermique d'un tapis composé de 3 cordons parallèles (a) et d'un croisement de monocordons (b)

Nous avons donc fait le choix de changer la méthode de dénudation du programme éléments finis. Maintenant, la densité de poudre est évolutive et une partie de la poudre disparaissant à cause de ce phénomène est absorbée par le bain de fusion. Ceci est basé sur les observations que nous avons faites sur les vidéos obtenues lors de la fabrication des cordons. Grâce à ce changement, les sections des cordons évoluent.

5. Conclusions

La fabrication additive de fusion laser sur lit de poudre est un procédé impliquant beaucoup de phénomènes physiques très complexes. L'objectif que nous nous sommes fixés est de prendre en compte les principaux phénomènes dans les modélisations CA-FE tout en les simplifiant si possible afin de pouvoir simuler les microstructures d'une pièce 3D. À ce stade des travaux, les efforts portent sur la maîtrise de configurations simples.

Des premières expériences instrumentées ont été réalisées. Pour le moment, des murs, des tapis et des croix constituent les premiers montages fabriqués à l'ENSAM/PIMM. Au cours de cette session, l'accent a été mis sur l'influence des paramètres géométriques comme la distance entre les cordons et la direction de lasage. Des analyses *in situ* ont été obtenues grâce à une caméra rapide qui a filmé le bain de fusion pour chaque cordon fabriqué. Des analyses *post-mortem* ont été acquises par analyse EBSD et microscopique. Les simulations ont été comparées aux montages fabriqués et les résultats sont concluants. La forme des bains de fusion ainsi que les morphologies des grains obtenues grâce au programme CA-FE sont cohérentes avec les analyses.

Références

- [1] A. Baumard, Prédiction des structures de grains d'un composant en acier 316L élaboré par fabrication additive fusion laser sur lit de poudre, Thèse de doctorat (2020).
- [2] J. Goldak, A. Charkravarti, M. Bibby, A New Finite Element Model for Welding Heat Sources, *Metallurgical Transactions B., Vol. 15B*, (1984) 299-305.
- [3] V. Gunenthiram, Compréhension de la formation de porosités en fabrication additive (LBM). Analyse expérimentale de l'interaction laser lit de poudre bain liquide, Thèse de doctorat (2018).
- [4] G.P. Ivantsov Doklady Akademiya Nauk SSR, 1947; 58:567.
- [5] W. King, A. T. Anderson, R. Ferencz, N. E. Hodge, C. Kamath, S. Khairallah, A. Rubenchik, Laser powder bed fusion additive manufacturing of metals; physics, computational, and materials challenges, *Applied Physics. Reviews 2* (2015).
- [6] W. Kurz, B. Giovanola, and R. Trivedi, Theory of microstructural development during rapid solidification, *Acta Metallurgica 34*, (1986) 823-830.
- [7] I. Yadroitsev, I. Smurov, Surface Morphology in Selective Laser Melting of Metal Powders, *Physics Procedia 12* (2011) 264–270.
- [8] Site Cast3M, http://www-cast3m.cea.fr/, site web, (2021).