

Apport des caractérisations thermiques et thermo-optiques pour le renforcement du lien essais-calculs en fabrication additive SLM.

Amaury JACQUOT ^{1*}, Adriana SOVEJA ², Yannick LEMAULT ¹,
Christine BOHER ¹, Manuel MARCOUX ³

¹Institut Clément Ader (ICA), UMR CNRS 5312, Université de Toulouse, IMT Mines Albi, INSA, ISAE, UPS, Campus Jarlard, 81013 Albi, France

²Institut Clément Ader (ICA), UMR CNRS 5312, Université de Toulouse, IMT Mines Albi, INSA, ISAE, UPS, 3 Rue Caroline Aigle, 31000 Toulouse, France

³Institut de Mécanique des Fluides de Toulouse (IMFT), Université de Toulouse, CNRS, Toulouse, France

* amaury.jacquot@mines-albi.fr

Résumé :

La fabrication additive par faisceau laser sur lit de poudre (SLM pour « Selective Laser Melting ») est un moyen d'obtenir des pièces sans les contraintes liées aux moyens de fabrications traditionnels et ceci quel que soit la complexité de la géométrie de la pièce à fabriquer. Des progrès significatifs ont été faits quant à la compréhension des différents phénomènes physiques liés à ce procédé. Cependant, malgré ces progrès, il est encore difficile d'atteindre la fiabilité opérationnelle optimale. Dans ce travail, nous avons mis en place un modèle numérique multiphysique intégrant les différentes phases du procédé de fabrication pour répondre à ces problématiques et quantifié les propriétés nécessaires à la modélisation.

Nomenclature

| | |
|-------------|---|
| A | Absorptivité |
| c | Concentration de l'espèce « i » mol.m ⁻³ |
| C_p | Capacité thermique massique J.kg ⁻¹ .K ⁻¹ |
| D_i | Diffusivité massique, m ² .s ⁻¹ |
| F_A | Force de flottaison N |
| f_L | Fraction de liquide |
| h | Coefficient de convection W.m ⁻² .K ⁻¹ |
| g | Accélération de pesanteur m.s ⁻² |
| I | Matrice identité |
| k | Conductivité thermique W.m ⁻¹ .K ⁻¹ |
| L_f | Chaleur latente de fusion J.kg ⁻¹ |
| P_{Laser} | Puissance du Laser W |
| q | Échanges thermiques perdus ou ajoutés W |
| r | Rayon atomique de l'atome μm |
| p | Pression Pa |
| r_i | Rayon de l'atome « i » |
| R_L | Rayon tache laser μm |
| t | Temps s |
| T | Température K |
| T_f | Température de fusion K |
| T_S | Température de solidus K |
| T_L | Température de liquidus K |

| | |
|-------|--|
| u | Vitesse fluide m.s ⁻¹ |
| V_L | Vitesse de balayage du laser m.s ⁻¹ |
| Z | Cordonnée « Z » (hauteur) m |
| Z_0 | Hauteur du domaine lasé mm |

Symboles grecs

| | |
|------------|--|
| α_m | Fraction massique de liquide |
| η | Pénétration du Laser, μm |
| β_T | Coefficient d'expansion thermique K ⁻¹ |
| ρ | Densité k.gm ⁻³ |
| ρ_L | Densité du liquide k.gm ⁻³ |
| ρ_S | Densité du solide k.gm ⁻³ |
| σ | Constante de Stefan-Boltzmann W.m ⁻² .K |
| μ | Viscosité dynamique Pa.s |
| κ | Constante de Boltzmann J.K ⁻¹ |
| ϵ | Émissivité |
| Φ | Porosité % |

Indices et exposants

| | |
|----------|--------------------------------|
| i | Indice lié au type de matériau |
| ∞ | Univers extérieur au modèle |

1. Introduction

La fabrication additive est une nouvelle méthode permettant de fabriquer des pièces couche par couche à partir d'un objet conceptualisé numériquement. Parmi ces technologies, la fabrication SLM est une des technologies faisant l'objet de nombreuses recherches. Elle fonctionne par dépôt et répartition de poudres métalliques sur le plateau de construction par un système de dispersion comme un racleur ou un rouleau. Cette déposition correspond à une couche de la pièce fabriquée. Ce dépôt de poudre est par la suite fondu via une source thermique générée par un laser. Dans notre étude nous utilisons ce système-pour revêtir des éléments en acier C35 avec un alliage de Cobalt Chrome Molybdène (CoCrMo) nommé « stellite ». Ces alliages de cobalt sont largement utilisés comme revêtement dans des domaines divers pour leurs propriétés anticorrosion et leurs bonnes tenues tribologique [1]. Au cours de l'opération de revêtement par SLM, une partie du métal constituant la pièce à revêtir se mélange au métal du revêtement pour former la zone fondue. Ceci génère une dilution à l'interface revêtement/substrat. Il a été constaté lors d'une étude précédente, que l'élément fer constituant le substrat remontait dans la couche de cobalt après lasage. De plus, les paramètres utilisés pour créer le revêtement lors de cette campagne d'essais influent beaucoup sur cette dilution [2]. L'approche numérique proposée décrit donc le lasage de cette couche de CoCrMo sur le substrat en acier C35. Elle aborde les phénomènes multiphysiques impliqués dans le procédé : interaction laser-matière et transferts thermiques (rayonnement, conduction et convection) ainsi que le traitement de la zone fondue après fusion par le laser (transports d'espèces diluées dans le métal liquide) Enfin, la migration du fer (du substrat vers le revêtement) observée expérimentalement sera comparée à celle obtenue par le modèle numérique.

2. Approche numérique

Le logiciel COMSOL Multiphysics® est utilisé ici afin de mettre en place le modèle décrivant l'interaction faisceau-laser matière lors de la réalisation de la première couche. La géométrie étudiée est 2D, elle représente une coupe d'un plot en C35 (diamètre 10 mm) et la couche de CoCrMo (revêtement). Le revêtement (dépôt) est matérialisé par une épaisseur de poudre d'alliage CoCrMo d'épaisseur 50 μm avant fusion (Figure 1). Dans nos fabrications, le plateau de construction est maintenu à 100 °C aussi la température à l'interface plot/plateau dans la simulation. Le gaz environnant la fabrication est de l'argon. Celui-ci étant renouvelé dans la chambre de construction, il ne chauffe pas suffisamment et sa température sera prise égale à 20 °C, température d'entrée dans la chambre.

Le maillage du plot suit une adaptation selon les gradients thermiques et des vitesses de circulations dans le bain de fusion. C'est dans la partie supérieure que l'opération de lasage s'effectue et donc le maillage est raffiné en conséquence. Pour leur étude de soudage laser, Cho *et al* [3] ont déterminé que les éléments devaient être de la taille du rayon du spot laser. Ainsi nous utilisons dans cette étude un maillage adaptatif comportant 11425 éléments tétraédriques avec des tailles minimales de 20 μm au niveau de la couche (figure 1).

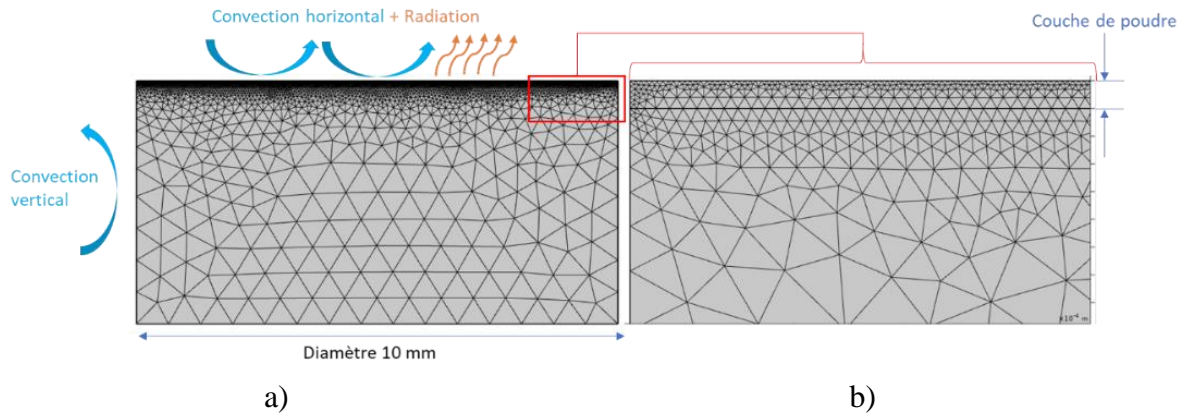


Figure 1 Maillage de la coupe. du plot. Vue d'ensemble du mailla avec les transferts thermiques vers l'extérieur a) et détail sur la couche de poudre b).

Modélisation des transferts thermiques

Afin de modéliser l'évolution des champs de températures dans le domaine d'étude, nous définissons le transfert de chaleur dans le bain de fusion avec l'équation (eq.1) :

$$\rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} - \rho C_p \vec{\nabla}(\vec{u}T) + k \vec{\nabla}T = q \quad (1)$$

Pour la surface supérieure de la poudre, on considère que les pertes de chaleur se font par des transferts convectifs et radiatifs (figure 1). Sur les bords verticaux, nous avons considéré un transfert thermique uniquement par convection. En prenant en compte l'intégralité des transferts, les pertes de chaleur vers l'extérieur du plot sont décrites par l'équation 2:

$$-\vec{n}(-k \vec{\nabla}T) = h_{\infty}(T_{\infty} - T) + \epsilon \sigma (T_{\infty}^4 - T^4) \quad (2)$$

Avec « T_{∞} » la température du gaz environnant soit 293 K (cf paragraphe 2)

Le chauffage laser, en fabrication additive, peut être décrit selon différentes approches : Gusarov *et al* [4] ont modélisé l'interaction laser/matière via un modèle de rayonnement incluant les réflexions. Les méthodes de ray-tracing sont également utilisés [5]–[7]. Cependant, les modèles les plus couramment répandus mettent en œuvre une distribution gaussienne de l'énergie déposée sur le matériau et l'implémentation de ce type de modèle est relativement aisée avec COMSOL Multiphysics®.

Nous avons donc utilisé pour la définition de la gaussienne décrivant la distribution de la source de chaleur « $D4\sigma$ », permettant de définir son rayon. Le diamètre $D4\sigma$ correspondant à quatre fois l'écart type de la distribution de la gaussienne répartissant l'apport de chaleur par la source [6].

la pénétration du laser dans la poudre, Boley *et al* [5] en utilisant un modèle de ray-tracing a pu mettre en évidence que l'essentiel de l'énergie échangée entre le laser et la poudre s'effectue au niveau des particules placées en surface. On peut donc supposer que, dans notre cas, la profondeur de pénétration « η » est équivalente à la moyenne de la taille des grains présents [5], [7] dans l'équation.3.

$$Q = \frac{2 A P_L}{\pi R_L^2 \eta} \exp\left(-\frac{2(x - V_L \cdot t)^2}{R_L^2}\right) \exp\left(-\frac{|z - z_0|}{\eta}\right) \quad (3)$$

La modélisation du changement de phases a été implémentée par la définition de la fraction de liquide présente localement. Celle-ci étant directement liée à la température calculée.

$$f_L = \begin{cases} 0 & T < T_S \\ \frac{T - T_S}{T_L - T_S} & T_S \leq T < T_L \\ 1 & T > T_L \end{cases} \quad (4)$$

Avec cette fraction de liquide, il est possible de calculer les évolutions des propriétés selon les phases en présence. Ainsi la fraction de liquide est utilisée pour calculer l'évolution de la capacité thermique avec les enthalpies liées aux changements de phases (chaleur latente) selon l'équation 5 :

$$C_p = \frac{1}{\rho} \{ (1 - f_L) \rho_S C_{pS} + f_L \rho_L C_{pL} \} + L_f \frac{\partial \alpha_m}{\partial T} \quad (5)$$

Du fait de cette transition solide-liquide, il faut considérer les mouvements dans le bain de fusion.

2.1. Mouvements fluidiques dans le bain fondu

Dans notre étude, le fluide est supposé newtonien dans un écoulement incompressible à surface libre et laminaire. En négligeant les phénomènes d'évaporation dans un premier temps, on suppose qu'il n'y a pas de transfert de matière en dehors de notre géométrie. Ce qui permet de définir le transport de matière via l'équation de continuité suivante (eq.6) :

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} + \vec{\nabla} \cdot \vec{u} = 0 \quad (6)$$

La conservation de la quantité de mouvement du fluide est définie à l'aide de l'équation 5 [8] :

$$\rho \left(\frac{\partial \vec{u}}{\partial t} + \vec{u} \cdot (\vec{\nabla} \cdot \vec{u}) \right) = \vec{\nabla} \cdot \left[-pI + \mu \left((\vec{\nabla} \vec{u}) + (\vec{\nabla} \vec{u})^T \right) \right] + \vec{F}_A \quad (7)$$

Où \vec{F}_A est la force de flottabilité causée par les variations de densité du métal en fusion dues aux variations de température dans le bain de fusion (approximation de Boussinesq) [8].

$$\vec{F}_A = \rho \vec{g} \beta_T (T - T_m) \quad (8)$$

Où « T_m » est la température de fusion, ici, égale à la moyenne des températures solidus et liquidus du/des matériau(x).

2.2. Transports des espèces diluées

Les mouvements de matières sont essentiellement induits par les mouvements fluidiques dans le bain de fusion et décrits ainsi par l'équation 9. L'étude du diagramme de phase fer-cobalt [2], indique qu'au-delà des 985 °C, le mélange Fe-Co présente une seule et unique phase. Cela s'explique par les tailles de rayons atomiques du fer et du cobalt qui sont de tailles équivalentes. On peut donc supposer que le Fer va jouer le rôle de soluté et le cobalt de solvant quand ces matériaux fusionnent et se mélangent lors du processus du lasage [9].

$$\frac{\partial \vec{c}_i}{\partial t} - D_i \vec{\nabla}^2 \vec{c}_i + \vec{u} \cdot \vec{\nabla} \vec{c}_i = 0 \quad (9)$$

Dans ce cas le coefficient de diffusion des espèces « D_i » est calculé à partir de la formule de Stokes-Einstein [10], coefficient utilisé pour la diffusion d'un soluté dans un solvant:

$$D_i = \frac{\kappa T}{6 \pi \mu r_i} (T > T_m) \quad (10)$$

3. Caractérisations des valeurs d'entrées du modèle numérique

Pour alimenter notre modèle, beaucoup de valeurs sont issues d'un précédent travail [2]. Comme les coefficients d'échanges par convection en surface de la poudre et sur les parois verticales du substrat. Certaines propriétés relatives à la poudre de CoCrMo ont été caractérisées expérimentalement.

3.1. Poudre de CoCrMo.

La poudre de CoCrMo est fournie par SLM Solution. Sa granulométrie est comprise entre 10 et 100 μm (figure 2). Celle-ci a une densité apparente de 4,5 g.cm^{-3} (donnée fournisseur). La masse volumique du matériau sous forme dense vaut à 8,4 g.cm^{-3} [11]. La porosité de ce milieu est de 46,4 % selon l'équation (eq.11) :

$$\Phi = 1 - \frac{\rho_{\text{Poudre}}}{\rho_{\text{Matériau dense}}} \quad (11)$$

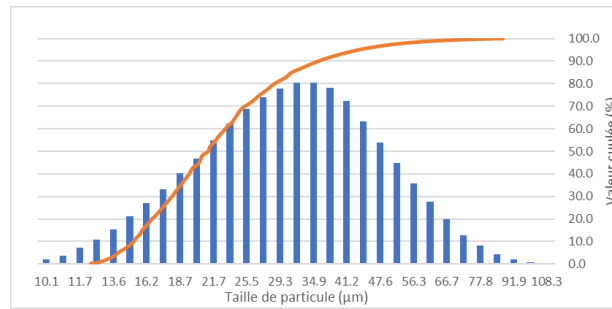


Figure 2 Distribution gaussienne de la taille des particules composant la poudre SLM

Avec la connaissance de la porosité, il nous est possible d'estimer différentes propriétés thermiques de la poudre. Afin d'évaluer la conductivité thermique de celle-ci, une loi des mélanges est utilisée (eq.12) [12]:

$$k_{\text{poudre}} = \Phi \times k_{\text{argon}} + k_{\text{matériau dense}} \times (1 - \Phi) \quad (12)$$

En connaissant la porosité et la conductivité thermique de l'alliage CoCrMo dense [11] et celle de l'argon (k_{argon}), estimée à 0,01737 $\text{W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$ [13] à 20 °C, la conductivité thermique de la poudre est alors de 6,97 $\text{W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$.

Une première caractérisation expérimentale des propriétés thermiques a été également effectuée sur la capacité thermique de la poudre en passant par une DSC (Differential Scanning Calorimetry) entre la température ambiante et 300 °C dans un premier temps.

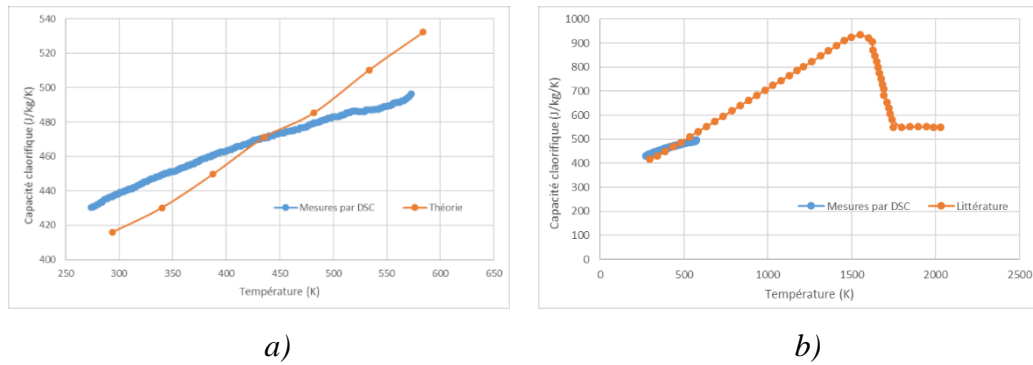


Figure 3 Évolution de la capacité thermique de la poudre sur l'intervalle de température 20 – 300 °C a). Même comparaison sur l'échelle de température jusqu'à fusion b).

À partir de ces mesures, nous avons pu déterminer une loi de comportement de la capacité thermique à l'état solide en fonction de la température (Figure 3 a)). En la confrontant avec la littérature (courbe orange) [2] on estime des erreurs de 3,4 % vers 290 K et 7,15 % aux environs de 580 K (Figure 3 a)). On peut cependant s'attendre à de plus grand écart vers la température de fusion du fait d'un écart de tendance des courbes (Figure 3 b)).

Au-delà de la capacité thermique de la poudre, d'autres caractérisations ont été menées sur les propriétés thermo-optiques de la poudre, en particulier sur son émissivité. Une première étude a été faite via un spectromètre BRUKER VERTEX 70. La mesure est obtenue indirectement en mesurant au préalable la réflectivité normale hémisphérique spectrale à la température ambiante, la poudre étant assimilée en première approche comme un corps opaque pour une longueur d'onde de 1070 nm. Cette hypothèse permet d'évaluer indirectement l'absorptivité optique de la poudre ainsi que son émissivité quand celle-ci est à l'équilibre radiatif. L'émissivité est ensuite intégrée sur la bande spectrale comprise entre 0,9 et 25 μm . À partir du calcul de l'émissivité intégrée à la température ambiante, celle-ci est par la suite extrapolée à l'aide de la loi de Planck sur plusieurs températures. Une deuxième caractérisation a été faite sur cette poudre. Elle repose sur le même protocole à ceci près que la poudre est chauffée directement dans un réflectomètre SOC 100 HDR entre 20 et 500 °C, et les réflectivités sont évalués par un spectromètre Nicolet FTIR 6700 sur une bande spectrale comprise entre 1,4 et 26 μm . Les deux études sont comparées sur la figure 4.

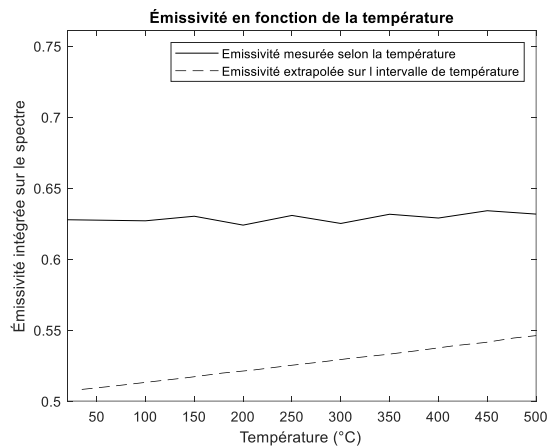


Figure 4 Comparatif des émissivités mesurée et extrapolée entre 20 et 500°C

Un comparatif sur l'intervalle de température 20 à 500 °C de ces deux campagnes de mesures montre que l'émissivité de la poudre reste stable et est supérieure à celle extrapolée.

L'émissivité choisie in fine pour les calculs est celle obtenue avec des températures mesurées. Le tableau 1 fait la synthèse des données d'entrée utilisées dans le calcul :

Tableau 1 Paramètres utilisés pour la simulation issue de la littérature et des premières caractérisations [1] [14] [15] [16]

| Propriété | Unités | Poudre de CoCrMo | Acier C35 |
|--------------------------------------|-------------------------------------|-----------------------|-----------------------|
| Température de Solidus | K | 1598 | 1420 |
| Température de Liquidus | K | 1754 | 1460 |
| Température d'évaporation | K | 3200 | / |
| Absorptivité | - | 0,63 | / |
| Densité solide (poreuse) | g.cm ⁻³ | 5,1 | / |
| Densité solide (dense) | g.cm ⁻³ | 8,4 | 7,85 |
| Densité liquide | g.cm ⁻³ | 6,87 | 6,98 |
| Capacité thermique solide | J.kg ⁻¹ .K ⁻¹ | 441,15+0,1871×T | 365,14+0,2829×T |
| Capacité thermique liquide | J.kg ⁻¹ .K ⁻¹ | 552 | 758 |
| Conductivité thermique solide | W.m ⁻¹ .K ⁻¹ | 3,1+0,15×T | 58,915-0,0264×T |
| Conductivité thermique liquide | W.m ⁻¹ .K ⁻¹ | 13 | 22 |
| Coefficient de convection horizontal | W.m ⁻² .K ⁻¹ | | 6,5 |
| Coefficient de convection vertical | W.m ⁻² .K ⁻¹ | | 9,41 |
| Chaleur latente de Fusion | kJ.kg ⁻¹ | 310 | 250 |
| Chaleur latente de Vaporisation | kJ.kg ⁻¹ | 4961 | / |
| Dilatation thermique solide | K ⁻¹ | 12×10 ⁻⁶ | 12×10 ⁻⁶ |
| Dilatation thermique liquide | K ⁻¹ | 7,6×10 ⁻⁵ | 8,5×10 ⁻⁵ |
| Viscosité dynamique | Pa*s | 5,5×10 ⁻³ | 5,5×10 ⁻³ |
| Coefficient de Marangoni | N.m ⁻¹ .K ⁻¹ | -4,3×10 ⁻⁴ | -4,3×10 ⁻⁴ |
| Profondeur d'absorptivité | µm | 34 | / |
| Émissivité | | 0,63 | / |
| Puissance du Laser | W | | 275 |
| Vitesse de balayage du laser | mm.s ⁻¹ | | 800 |
| Épaisseur de couche déposée | µm | | 50 |

4. Premiers résultats et discussion

Avec le modèle et les données recueillies, nous avons confronté les résultats expérimentaux obtenus avec ceux de la simulation numérique, cette confrontation s'effectue sur les concentrations massiques de fer dans le revêtement de CoCrMo. Les résultats expérimentaux ont été mesurés par EDX sur l'épaisseur du revêtement au milieu de l'échantillon [14]. Pour comparer les résultats avec la simulation, un capteur « numérique » est placé sur le modèle du plot conformément aux essais. La comparaison montre un bon accord entre les résultats expérimentaux et ceux de la simulation à l'interface revêtement/substrat. Il est cependant relevé que certaines différences existent. On constate notamment un écart aux alentours de 14 % situé à 35 µm coté CoCrMo et ~13 % à 25 µm coté plot (Figure 5).

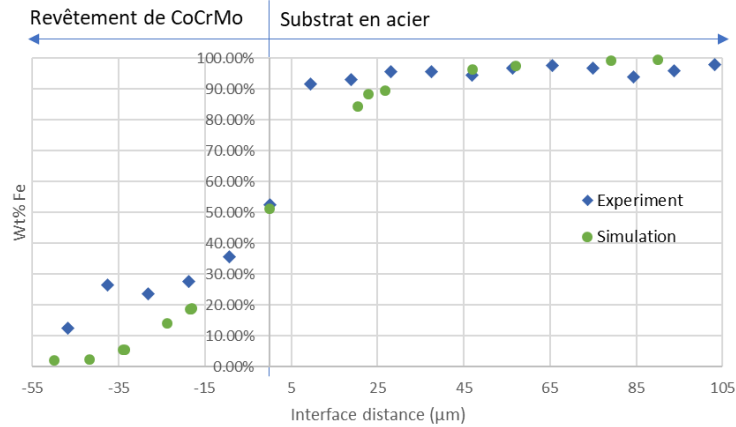


Figure 5 Confrontation de la concentration du Fer (WT %) calculée par la simulation avec celle mesurée expérimentalement [2]

Ces écarts sont en partie explicables par le manque de données issues de caractérisations, notamment à haute température, diminuant in fine la précision des résultats numériques. Beaucoup des grandeurs utilisées sont supposées constantes dans la température. Or, cette variation peut jouer un rôle important sur le transfert de chaleur et le transport de matière lors du lasage et devra donc être prise en compte pour les futures études.

5. Conclusion et perspectives

Cette étude présente une première approche numérique qui permet d'estimer les types de transferts ayant lieu lors du lasage et la dilution du fer du substrat vers la couche de CoCrMo. Cette simulation est en bon accord avec l'expérience. Ceci démontre que le modèle numérique développé prend en compte suffisamment de phénomènes lors du lasage de la poudre. À l'avenir, il sera intéressant d'évaluer les pics de températures et les vitesses de chauffage et de refroidissement pour de futures analyses. Les coefficients de convection seront également réévalués, car le flux d'argon en surface n'a pas été pris en compte lors de la précédente étude. De plus, le plot étant immergé dans la poudre lors de la construction, l'évaluation du transfert par convection le long des parois verticales est également à remettre en question.

En perspectives de cette étude, l'extension des caractérisations des paramètres d'entrée du modèle vers les hautes températures est prévue. Des mesures de la diffusivité thermique ont été réalisées lors d'une étude préliminaire de 20 à 1000 °C. Ces mesures ont été possibles grâce à un diffusivimètre LFA 457 et les résultats sont en cours de dépouillements. Afin d'améliorer les dialogues entre les expériences et le modèle numérique, un nouveau banc expérimental va permettre de suivre la fusion de la poudre métallique dans un creuset placé sous argon à l'aide de différents capteurs optiques, notamment un pyroréfectomètre proche IR pour une mesure de la température au voisinage de la zone fondue, complétée par une caméra proche infrarouge pour la mesure de champ thermique autour de la zone de fusion et enfin une caméra rapide pour suivre les évolutions du bain de fusion.

Références

- [1] T. Moskalewicz *et al.*, « Porous HA and nanocomposite nc-TiO₂/HA coatings to improve the electrochemical corrosion resistance of the Co-28Cr-5Mo alloy », *Materials Chemistry and Physics*, vol. 199, p. 144-158, sept. 2017, doi: 10.1016/j.matchemphys.2017.06.064.
- [2] T. YOUNSI, « Influence de la microstructure obtenue par procédé de fabrication additive SLM sur le comportement mécanique de revêtements base cobalt », Toulouse, Albi, 2022.
- [3] W.-I. Cho, S.-J. Na, M.-H. Cho, et J.-S. Lee, « Numerical study of alloying element distribution in CO₂ laser–GMA hybrid welding », *Computational Materials Science*, vol. 49, n° 4, p. 792-800, oct. 2010, doi: 10.1016/j.commatsci.2010.06.025.
- [4] A. V. Gusarov, I. Yadroitsev, Ph. Bertrand, et I. Smurov, « Model of Radiation and Heat Transfer in Laser-Powder Interaction Zone at Selective Laser Melting », *Journal of Heat Transfer*, vol. 131, n° 7, p. 072101, juill. 2009, doi: 10.1115/1.3109245.
- [5] C. D. Boley, S. A. Khairallah, et A. M. Rubenchik, « Calculation of laser absorption by metal powders in additive manufacturing », *Appl. Opt.*, vol. 54, n° 9, p. 2477, mars 2015, doi: 10.1364/AO.54.002477.
- [6] S. A. Khairallah, A. T. Anderson, A. Rubenchik, et W. E. King, « Laser powder-bed fusion additive manufacturing: Physics of complex melt flow and formation mechanisms of pores, spatter, and denudation zones », *Acta Materialia*, vol. 108, p. 36-45, avr. 2016, doi: 10.1016/j.actamat.2016.02.014.
- [7] S. A. Khairallah *et al.*, « Controlling interdependent meso-nanosecond dynamics and defect generation in metal 3D printing », *Science*, vol. 368, n° 6491, p. 660-665, mai 2020, doi: 10.1126/science.aay7830.
- [8] A. K. Mishra et A. Kumar, « Numerical and experimental analysis of the effect of volumetric energy absorption in powder layer on thermal-fluidic transport in selective laser melting of Ti6Al4V », *Optics & Laser Technology*, vol. 111, p. 227-239, avr. 2019, doi: 10.1016/j.optlastec.2018.09.054.
- [9] V. Klapczynski *et al.*, « Temperature and time dependence of manganese evaporation in liquid steels. Multiphysics modelling and experimental confrontation », *Scripta Materialia*, vol. 221, p. 114944, déc. 2022, doi: 10.1016/j.scriptamat.2022.114944.
- [10] C. R. Wilke et P. Chang, « Correlation of diffusion coefficients in dilute solutions », *AIChE J.*, vol. 1, n° 2, p. 264-270, juin 1955, doi: 10.1002/aic.690010222.
- [11] « Propriétés CoCr28Mo5 », *Material Properties Database*. <https://www.makeitfrom.com/material-properties/UNS-R30075-ASTM-F75-ISO-5832-4-Co-Cr-Mo-Alloy> (consulté le 16 janvier 2023).
- [12] B. Liu, B.-Q. Li, Z. Li, P. Bai, Y. Wang, et Z. Kuai, « Numerical investigation on heat transfer of multi-laser processing during selective laser melting of AlSi10Mg », *Results in Physics*, vol. 12, p. 454-459, mars 2019, doi: 10.1016/j.rinp.2018.11.075.
- [13] B. Song, X. Wang, et Z. Liu, « Recommended gas transport properties of argon at low density using *ab initio* potential », *Molecular Simulation*, vol. 42, n° 1, p. 9-13, janv. 2016, doi: 10.1080/08927022.2014.1003296.
- [14] T. Younsi, C. Boher, et A. Soveja, « Influence of interlayer time on the microstructural state of CoCrMo coatings applied by selective laser melting on an iron-based substrate for different numbers of layers », *Materials Today Communications*, vol. 32, p. 103776, août 2022, doi: 10.1016/j.mtcomm.2022.103776.
- [15] « Propriétés C35 ». <https://www.makeitfrom.com/material-properties/EN-1.0501-C35-Non-Alloy-Steel>
- [16] L. Johnson *et al.*, « Assessing printability maps in additive manufacturing of metal alloys », *Acta Materialia*, vol. 176, p. 199-210, sept. 2019, doi: 10.1016/j.actamat.2019.07.005.

Remerciements :

Les auteurs souhaitent exprimer leur gratitude à Christophe ESCAPE du laboratoire PROMES de FONT-ROMEUE ODEILLO pour les mesures des réflectivités spectrales en températures.