UNIVERSITÉ DE REIMS CHAMPAGNE-ARDENNE

ÉCOLE DOCTORALE Choisissez un élément.

# THÈSE

Pour obtenir le grade de

**DOCTEUR DE L'UNIVERSITÉ DE REIMS CHAMPAGNE-ARDENNE**

***Discipline*** : ***MATÉRIAUX, MÉCANIQUE, STRUCTURES***

Présentée et soutenue publiquement par


## JOHANNA BERTRAND


Le 16 décembre 2025

---

## Contribution à l'optimisation du procédé DED pour la fabrication d'outillages métalliques fonctionnels : étude expérimentale et modélisation thermomécanique

---

Thèse dirigée par **BOUSSAD ABBES**

**JURY**

| | | | |
|---|---|---|---|
| Mme Maria DOUBENSKAIA, | Professeur, | Centrale Lyon ENISE, | Rapporteur |
| M. Carl LABERGERE, | Professeur, | Université de Technologie de Troyes, | Rapporteur |
| M. Hamid ZAHROUNI, | Professeur, | Université de Lorraine, | Examinateur |
| M. Hervé BONNEFOY, | Responsable technique HDR, | Platinium 3D, | Examinateur |
| Mme Fazilay ABBES, | Maître de Conférences, | Université de Reims Champagne-Ardenne, | Co-Directrice de thèse |
| M. Boussad ABBES, | Professeur, | Université de Reims Champagne-Ardenne, | Directeur de thèse |
| M. Philippe BELLO, | Président de Platinium 3D, | Platinium 3D, | Invité |



# REMERCIEMENTS

Je tiens tout d'abord à exprimer ma profonde gratitude à mes directeurs de thèse, Boussad Abbes et Fazilay Abbes, pour leur accompagnement scientifique, leur disponibilité, leur investissement et leurs conseils précieux tout au long de ce parcours, qui ont grandement contribué à la réussite de cette thèse.

Je souhaite également remercier chaleureusement mon encadrement industriel au sein de Platinium 3D, et plus particulièrement Hervé Bonnefoy, pour m'avoir fait confiance, pour son expertise expérimentale, et pour toutes les discussions enrichissantes qui ont nourri mon travail.

Je souhaite adresser un remerciement tout particulier à mon collègue Thomas Pacheu. Son expertise, sa disponibilité et sa patience ont été déterminantes pour le bon déroulement de cette thèse, et je lui en suis profondément reconnaissante.

Je remercie tout particulièrement les membres de mon jury, Hamid Zahrouni, Maria Doubenskaia, Carl Labergère, Hervé Bonnefoy et Philippe Bello, pour le temps qu'ils ont consacré à la lecture de ce manuscrit ainsi que leurs commentaires pertinents qui ont sans aucun doute amélioré la qualité de cette thèse.

Un grand merci à tous mes collègues et amis de Charleville-Mézières et Reims, notamment Chloé qui m'a soutenue pendant la préparation des échantillons. Geoffrey, Paul, Xikun et Coraline, merci pour votre soutien et pour les bons moments que nous avons partagés. Un merci tout particulier à Adam, qui m'a motivée jusqu'au dernier jour.

Je souhaite exprimer ma gratitude à ma famille pour leur soutien indéfectible, et à mon père, qui m'a transmis sa passion pour la fabrication additive métallique.

Ensuite, je souhaite remercier mon mari, Dr Bögels, qui m'a épaulée tout au long de ces années de thèse durant lesquelles nous avons eu la chance d'accueillir notre fille. Je suis reconnaissante pour tes conseils scientifiques, et tes corrections grammaticales en anglais.

Finalement, je souhaite remercier mon chat, Haricot, pour sa présence réconfortante lors de la rédaction de mes travaux.

## RESUME

Cette thèse s'inscrit dans le cadre de l'optimisation du procédé de fabrication additive par dépôt de matière sous énergie concentrée (DED) appliqué au rechargement d'outillages métalliques. L'objectif est double : proposer des solutions industrielles pour améliorer la qualité et la robustesse des dépôts, et approfondir la compréhension scientifique des phénomènes thermomécaniques associés. Deux approches complémentaires ont été développées. Le volet expérimental a porté sur l'étude de quatre couples dépôt/substrat (AISI H13/AISI H11, AISI H13/S235, CuSn12Ni2.35/AISI H11 et CuSn12Ni2.35/CuSn12Ni2.35), afin d'analyser l'influence des paramètres procédé (puissance du laser, vitesse d'avance du laser, débit de matière) sur la géométrie des cordons, la zone affectée thermiquement et les défauts générés. Ces données ont permis de constituer une base expérimentale pour la modélisation. Le volet numérique a consisté à développer et calibrer un modèle thermomécanique par éléments finis basé sur une source équivalente de Goldak et optimisé par un algorithme génétique multi-objectif (NSGA-II). Ce modèle permet de prédire les champs de température, déformations et contraintes résiduelles selon les conditions opératoires. Les résultats ont mis en évidence l'importance du contrôle du gradient thermique — via la puissance du laser, la température de préchauffage du substrat et la stratégie d'impression — sur la formation des contraintes résiduelles. Ces travaux ouvrent la voie à l'optimisation numérique du procédé DED et à la substitution du chromage dur par des dépôts par voie sèche conformes à la directive REACH.



**Mots-clefs : Dépôt de matière sous énergie concentrée, Outillages métalliques, Étude expérimentale, Modélisation thermomécanique**


# Contribution to the optimization of the DED process for the fabrication of functional metallic tooling: an experimental study and thermomechanical modelling


## ABSTRACT

This PhD thesis focuses on the optimization of the Directed Energy Deposition (DED) additive manufacturing process for the refurbishment of metallic tooling. The objective is twofold: to provide industrial solutions for improving the quality and robustness of DED deposits, and to enhance the scientific understanding of the underlying thermomechanical phenomena. Two complementary approaches were developed. The experimental work investigated four deposition/substrate material pairs (AISI H13/AISI H11, AISI H13/S235, CuSn12Ni2.35/AISI H11, and CuSn12Ni2.35/CuSn12Ni2.35) to analyze the influence of process parameters (laser power, laser scanning speed, powder feed rate) on bead geometry, heat-affected zones, and defect formation. These results provided an experimental database for model calibration. The numerical work focused on developing and calibrating a finite element thermomechanical model using an equivalent Goldak heat source optimized through a multi-objective genetic algorithm (NSGA-II). The model predicts temperature fields, deformations, and residual stresses under various operating conditions. The results highlight the crucial role of thermal gradient control—through laser power, substrate preheating, and scanning strategy—in managing residual stress formation. This research paves the way for numerical optimization of the DED process and supports the substitution of hard chrome plating with dry-deposited coatings compliant with the REACH directive.



**Keywords: Directed Energy Deposition, Metallic tooling, Experimental study, Thermomechanical modelling**

# SOMMAIRE

Table des figures ..... 8
Table des tableaux ..... 14
Introduction ..... 16
CHAPITRE I : État de l'art ..... 20
1. Introduction ..... 20
2. Industrie manufacturière ..... 20
2.1. Généralités et Problématique ..... 20
2.2. Le besoin en outillages ..... 21
2.3. Fonctionnalisation des surfaces ..... 24
3. Les matériaux des outillages ..... 26
3.1. Aciers à outils ..... 26
3.2. Matériaux Composites à Matrice Métallique (MMC) ..... 27
3.3. Matériaux à Gradient Fonctionnel (FGM) ..... 28
4. Procédés de fabrication ..... 28
4.1. Pertinence de la Fabrication Additive ..... 28
4.2. Dépôt de matière sous énergie concentrée – DED ..... 30
5. Optimisation du procédé DED ..... 33
5.1. Défauts générés et paramètres influents sur le procédé ..... 33
5.2. Types de géométrie pour étudier le procédé DED ..... 41
5.3. Optimisation numérique ..... 44
6. Conclusion sur l'étude bibliographique ..... 59
CHAPITRE II : Fabrication et caractérisation des échantillons ..... 63
1. Introduction ..... 63
2. Matériaux ..... 63
2.1. Poudres métalliques ..... 63
2.2. Substrats ..... 65
3. Principe du DED ..... 66
4. Matériel utilisé ..... 67
4.1. La machine TRUMPF TruLaser Cell 7020 ..... 67
4.2. Le microscope numérique KEYENCE VHX-7000 ..... 70
5. Méthodes de fabrication ..... 71
5.1. Fabrication des cordons AISI H13 sur AISI H11 ..... 71
5.2. Fabrication des cordons CuSn12Ni2.35 sur AISI H11 ..... 72
5.3. Fabrication des surfaces AISI H13 sur AISI H11 ..... 73
5.4. Fabrication des volumes AISI H13 sur AISI H11 ..... 73

5.5. Fabrication des volumes AISI H13 sur S235 ..... 74
5.6. Fabrication des volumes CuSn12Ni2.35 sur CuSn12Ni2.35 ..... 75
6. Résultats et discussion ..... 75
6.1. Cordons AISI H13 sur AISI H11 ..... 75
6.2. Cordons CuSn12Ni2.35 sur AISI H11 ..... 93
6.3. Surfaces AISI H13 sur AISI H11 ..... 105
6.4. Volumes AISI H13 sur AISI H11 ..... 111
6.5. Volumes AISI H13 sur S235 ..... 116
6.6. Volumes CuSn12Ni2.35 sur CuSn12Ni2.35 ..... 121
7. Conclusion sur la fabrication et caractérisation des échantillons ..... 125
CHAPITRE III : Modélisation thermomécanique du procédé DED ..... 128
1. Introduction ..... 128
2. Propriétés thermophysiques et mécaniques des matériaux ..... 130
2.1. Propriétés de l'acier à outil ..... 130
2.2. Propriétés du bronze ..... 132
3. Modélisation thermique ..... 136
3.1. Équation de transferts thermiques ..... 136
3.2. Modélisation de la source de chaleur ..... 137
4. Modélisation mécanique ..... 138
5. Simulation des champs de températures dus au procédé DED ..... 139
5.1. Simulation du dépôt d'un cordon ..... 139
5.2. Identification inverse des paramètres de la source de chaleur ..... 140
5.3. Simulation d'un dépôt surfacique ..... 162
5.4. Simulation d'un dépôt volumique ..... 166
6. Simulation des contraintes résiduelles dues au procédé DED ..... 168
6.1. Simulation des contraintes résiduelles dans les cordons en fonction de la température de préchauffage ..... 169
6.2. Simulation des contraintes résiduelles dans les surfaces en fonction de la puissance du laser 171
6.3. Simulation des contraintes résiduelles dans les volumes en fonction de la stratégie d'impression ..... 173
7. Conclusion sur la modélisation thermomécanique du procédé DED ..... 176
Conclusion ..... 178
Bibliographie ..... 185
Annexes ..... 202
Tables des annexes ..... 202
Annexe 1. Défauts de fabrication et Paramètres influents pour le DED [190] ..... 204

# TABLE DES FIGURES

Figure 1 - Technologies DED ..... 31
Figure 2 - Phénomènes physiques - DED - Poudre - Faisceau Laser [43] ..... 32
Figure 3 – Défauts géométriques, adapté de Liu et al. [44] et Miedzinski [45] ..... 34
Figure 4 - Défauts morphologiques, adapté de Liu et al. [44], Miedzinski [45], Tammas-Williams et Todd [46] et Yang et al. [47] ..... 34
Figure 5 - Défauts micro structurels, adapté de Liu et al. [44] ..... 34
Figure 6 - Schématisation de l'influence du cyclage thermique ..... 35
Figure 7 - Contraintes résiduelles, par Hu et al. [50] ..... 36
Figure 8 – Influence des paramètres d'entrée et phénomènes physiques intervenant dans le procédé LMD-p, par Josse [51] ..... 38
Figure 9 – Influence des paramètres d'entrées sur la forme et dimension du cordon, par Josse [51] . 39
Figure 10 - Tendance des contraintes résiduelles et erreurs de mesure des échantillons tels qu'imprimés et traités thermiquement à z = 4 mm en termes de $\sigma_x$, $\sigma_z$ et $\tau_{xz}$, par Aversa et al. [53] ... 39
Figure 11 - Représentation graphique d'un cordon, d'une surface, d'un volume et d'un mur ..... 41
Figure 12 - Représentation graphique de différents pourcentages de recouvrement ..... 42
Figure 13 - Représentation graphique de différentes stratégies d'impression, (a) One Way, (b) Zig Zag, (c) Contour extérieur, (d) Contour intérieur ..... 42
Figure 14 – Comparaison des dimensions du bain de fusion entre la simulation et l'expérimental : (a) largeur, (b) hauteur ; Comparaison des températures dans le substrat entre la simulation et les thermocouples : (c) Puissance = 400W, (d) Puissance = 1200W, adapté de Xin et al. [103] ..... 46
Figure 15 - Fraction massique expérimentale et simulée pour le Fe, le Co et le Cr dans la vue transversale, par Gan et al. [104] ..... 46
Figure 16 – Champs de (A) concentration et de (B) vitesse simulés pour l'AISI-D2, par Tabernero et al. [105] ..... 47
Figure 17 - Morphologie, dimensions et zone de fusion appartenant au premier cordon pour les cas : (a) Very Low, (b) Low, (c) High et (d) Very High. Les coupes transversales sont toutes réalisées à la fin de la fabrication de la première piste et au centre du cordon déposé le long du plan y-z, par [107] (les mentions Very Low, Low, etc. correspondent à la valeur du débit de gaz transporteur) ..... 47
Figure 18 - Carte de l'espacement primaire des bras dendritiques (a) et Carte de vitesse de refroidissement (b) en fonction de la puissance laser et de la vitesse de balayage pour la zone supérieure du cordon SS 316L au moment transitoire (t = L/2v) avec une morphologie dendritique cellulaire, par Huang et al. [108] ..... 48
Figure 19 – (a) Profil d'un cordon individuel avec ses caractéristiques géométriques, et profil de deux cordons juxtaposés par dos Santos Paes et al. [109] ..... 49
Figure 20 – Comparaison entre la simulation (profil rouge) et l'expérimental d'un volume de trois couches avec (a) recouvrement de 33% et (b) recouvrement de 50%, par Caiazzo et Alfieri [110] ..... 50
Figure 21 – (a) Températures maximales (K) et (b) contraintes de Von Mises maximales (MPa) pour chaque couche, par Alimardani et al. [111] ..... 50
Figure 22 - Déplacement hors-plan simulé, par Anca et al. [113] ..... 51
Figure 23 - Champs de température et de vitesse calculés à différents moments : (a) t = 1 ms, (b) t = 3 ms, (c) t = 4 ms, (d) t = 4,5 ms et (e) t = 5 ms. Puissance laser : 530 W, durée d'impulsion : 4,0 ms et rayon du faisceau : 0,159 mm, par He et al. [114] ..... 51
Figure 24 - Contours de distribution de température et dimensions du bain de fusion tenant compte de l'effet Marangoni à différentes vitesses de balayage : (a) 20 mm/s, (b) 50 mm/s, par Jiang et al. [115] ..... 52
Figure 25 – Modèle mécanique montrant la déformation finale, (a) Mur de 50 couches, (b) Mur de 100 couches, par Nain et al. [116] ..... 52

Figure 26 -Contrainte résiduelle (MPa) dans la composante Y perpendiculaire au plan de coupe (a) Modèle de Goldak (b) Modèle source d'énergie concentrée (c) Méthode des contours, par Kiran et al. [117] ..... 53
Figure 27 - Champs de contraintes (a) radiales, (b) circonférentielles et (c) axiales calculés successivement après l'achèvement de la 10e couche encore à l'état chaud, après refroidissement à température ambiante et après retrait de la plaque de base. Les durées indiquées entre parenthèses sont relatives au début du dépôt de la 10e couche, par Kovšca et al. [119] ..... 53
Figure 28 - (a) Maillage : le domaine de calcul au début du calcul est uniquement le substrat (b) Les éléments silencieux attribués à la première couche et à toutes les autres couches sont désactivés (ils ne font pas partie du domaine de calcul) (c) Commutation des éléments silencieux/actif (première couche), toutes les autres couches sont désactivées (d) Commutation des éléments silencieux/actif (deuxième couche), la couche 1 est déjà activée, toutes les autres couches sont désactivées, par Vaibhav NAIN [121] ..... 54
Figure 29 – Schématisation des différentes sources d'énergies ..... 56
Figure 30 - Température le long du plan transversal pour la simulation multi-passes, par Beghini et al. [133] ..... 58
Figure 31 - Observations de la poudre d'AISI H13 au Microscope Électronique à Balayage ..... 64
Figure 32 - Machine TRUMPF True Laser Cell 7020 à gauche et deux pots de poudre à droite ..... 68
Figure 33 - Représentation des axes de la machine ..... 69
Figure 34 - Buse coaxiale avec 3 ouvertures ..... 70
Figure 35 – Schéma de l'inclinaison de la buse pour le rechargement d'alliages à base de cuivre ..... 70
Figure 36 - Caractéristiques géométriques mesurées sur les cordons ..... 71
Figure 37 - Photos des cordons progressifs AISI H13 sur AISI H11 ..... 76
Figure 38 - Photos des cordons constants AISI H13 sur AISI H11 ..... 76
Figure 39 - Photos des sections transversales des cordons progressifs AISI H13 sur AISI H11 ..... 76
Figure 40 - Photos des sections transversales des cordons constants AISI H13 sur AISI H11 ..... 77
Figure 41 - Hauteur en fonction de la Puissance du laser, AISI H13 sur AISI H11 ..... 79
Figure 42 – Largeur en fonction de la Puissance du laser, AISI H13 sur AISI H11 ..... 79
Figure 43 – Pénétration en fonction de la Puissance du laser, AISI H13 sur AISI H11 ..... 80
Figure 44 – Hauteur en fonction de la Vitesse d'avance du laser, AISI H13 sur AISI H11 ..... 81
Figure 45 – Largeur en fonction de la Vitesse d'avance du laser, AISI H13 sur AISI H11 ..... 81
Figure 46 – Pénétration du dépôt dans le substrat en fonction de la Vitesse d'avance du laser, AISI H13 sur AISI H11 ..... 82
Figure 47 - Hauteur en fonction du Débit de matière, AISI H13 sur AISI H11 ..... 83
Figure 48 - Largeur en fonction du Débit de matière, AISI H13 sur AISI H11 ..... 83
Figure 49 - Pénétration du dépôt dans le substrat en fonction du Débit de matière, AISI H13 sur AISI H11 ..... 84
Figure 50 - Hauteur en fonction du $\boldsymbol{MUD}$, AISI H13 sur AISI H11 ..... 85
Figure 51 - Largeur en fonction du $\boldsymbol{MUD}$, AISI H13 sur AISI H11 ..... 85
Figure 52 – Pénétration du dépôt dans le substrat en fonction du $\boldsymbol{MUD}$, AISI H13 sur AISI H11 ..... 86
Figure 53 – Hauteur en fonction du $\boldsymbol{ACL}$, AISI H13 sur AISI H11 ..... 87
Figure 54 – Largeur en fonction du $\boldsymbol{ACL}$, AISI H13 sur AISI H11 ..... 87
Figure 55 - Pénétration en fonction du $\boldsymbol{ACL}$, AISI H13 sur AISI H11 ..... 88
Figure 56 - Hauteur en fonction du $\boldsymbol{AC}\mathbf{M}$, AISI H13 sur AISI H11 ..... 89
Figure 57 – Largeur en fonction du $\boldsymbol{AC}\mathbf{M}$, AISI H13 sur AISI H11 ..... 89
Figure 58 – Pénétration en fonction du $\boldsymbol{AC}\mathbf{M}$, AISI H13 sur AISI H11 ..... 90
Figure 59 – Analyse de sensibilité pour $\boldsymbol{H}$, $\boldsymbol{L}$ et $\boldsymbol{p}$ en fonction de $\mathbf{P}$, $\boldsymbol{V}$ et $\mathbf{Dm}$, AISI H13 sur AISI H11 ..... 91
Figure 60 - Analyse de sensibilité pour $\boldsymbol{H}$, $\boldsymbol{L}$ et $\boldsymbol{p}$ en fonction de $\boldsymbol{ACL}$, $\boldsymbol{AC}\mathbf{M}$ et $\boldsymbol{MUD}$, AISI H13 sur AISI H11 ..... 92
Figure 61 - Photos des cordons progressifs CuSn12Ni2.35 sur AISI H11 ..... 93
Figure 62 - Photos des sections transversales des cordons progressifs CuSn12Ni2.35 sur AISI H11 ..... 94

Figure 63 – $\boldsymbol{H, L, p}$ et $\boldsymbol{ZAT}$ en fonction de $\boldsymbol{P}$, CuSn12Ni2.35 sur AISI H11 ..... 96
Figure 64 – $\boldsymbol{H, L, p}$ et $\boldsymbol{ZAT}$ en fonction de $\boldsymbol{V}$, CuSn12Ni2.35 sur AISI H11 ..... 97
Figure 65 – $\boldsymbol{H, L, p}$ et $\boldsymbol{ZAT}$ en fonction du $\boldsymbol{MUD}$, CuSn12Ni2.35 sur AISI H11 ..... 98
Figure 66 - $\boldsymbol{H, L, p}$ et $\boldsymbol{ZAT}$ en fonction du $\boldsymbol{ACL}$, CuSn12Ni2.35 sur AISI H11 ..... 99
Figure 67 - $\boldsymbol{H, L, p}$ et $\boldsymbol{ZAT}$ en fonction du $\boldsymbol{AC}$M, CuSn12Ni2.35 sur AISI H11 ..... 100
Figure 68 – Analyse des effets principaux de $\boldsymbol{P}$ et $\boldsymbol{V}$, CuSn12Ni2.35 sur AISI H11 ..... 101
Figure 69 - Analyse des effets principaux de $\boldsymbol{ACL}$, $\boldsymbol{AC}$M et $\boldsymbol{MUD}$, CuSn12Ni2.35 sur AISI H11 ..... 102
Figure 70 - Zone grise et Fissure, $\boldsymbol{P}$ = 1750 W, $\boldsymbol{V}$ = 625 mm, CuSn12Ni2.35 sur AISI H11 ..... 103
Figure 71 – Zones grises et Fissure, $\boldsymbol{P}$ = 3000 W, $\boldsymbol{V}$ = 833 mm, CuSn12Ni2.35 sur AISI H11 ..... 104
Figure 72 – Dilution en fonction de $\boldsymbol{P}$ et $\boldsymbol{V}$, CuSn12Ni2.35 sur AISI H11 ..... 104
Figure 73 - Vues en coupe transversale des surfaces AISI H13 sur AISI H11 ..... 105
Figure 74 – Zone de recouvrement, $\boldsymbol{P}$ = 2200 W, Surfaces AISI H13 sur AISI H11 ..... 106
Figure 75 - Résultat des essais de ressuage pour les surfaces AISI H13 sur AISI H11 ..... 107
Figure 76 - Vues de dessus polies, Surfaces AISI H13 sur AISI H11 ..... 108
Figure 77 – Hauteur en fonction du numéro de cordon et de $\boldsymbol{P}$, Surfaces et Cordons d'AISI H13 sur AISI H11 ..... 110
Figure 78 - Pénétration en fonction du numéro de cordon et de $\boldsymbol{P}$, Surfaces et Cordons d'AISI H13 sur AISI H11 ..... 110
Figure 79 - $\mathbf{ZAT}$ en fonction du numéro de cordon et de $\boldsymbol{P}$, Surfaces d'AISI H13 sur AISI H11 ..... 111
Figure 80 – Vues avant, arrière, gauche et droite des volumes, AISI H13 sur AISI H11 ..... 112
Figure 81 – Vue de dessus des volumes, AISI H13 sur AISI H11. Les triangles rouges sur la figure ci-dessus représentent la position de l'origine de l'impression ..... 112
Figure 82 - Schématisation de la mesure des profils verticaux et horizontaux, Volumes d'AISI H13 sur AISI H11 ..... 113
Figure 83 - Profils du volume ZigZag, AISI H13 sur AISI H11 ..... 114
Figure 84 - Profils du volume Contour, AISI H13 sur AISI H11 ..... 114
Figure 85 - Profils du volume OneWay, AISI H13 sur AISI H11 ..... 114
Figure 86 - Vue en coupe de l'échantillon ZigZag, Volume d'AISI H13 sur AISI H11 ..... 115
Figure 87 - Vue en coupe de l'échantillon Contour, Volume d'AISI H13 sur AISI H11 ..... 116
Figure 88 - Vue en coupe de l'échantillon OneWay, Volume d'AISI H13 sur AISI H11 ..... 116
Figure 89 - Aspect visuel des dépôts sur les substrats non préchauffé et préchauffé, Volume d'AISI H13 sur S235 ..... 117
Figure 90 – Micrographie en coupe de l'échantillon Contour avec et sans préchauffage, Volume d'AISI H13 sur S235 ..... 118
Figure 91 – Tomographie des échantillons préchauffé et non préchauffé, Volume d'AISI H13 sur AISI H11 ..... 119
Figure 92 - Déformation de la plaque de S235 après rechargement d'un bloc d'AISI H13 ..... 120
Figure 93 – Découpe des éprouvettes de traction ..... 121
Figure 94 - Éprouvettes après essai de traction ..... 121
Figure 95 - Vue de dessus des volumes, CuSn12Ni2.35 sur CuSn12Ni2.35 ..... 122
Figure 96 - Vues en coupe transversale des volumes, CuSn12Ni2.35 sur CuSn12Ni2.35 ..... 123
Figure 97 - Porosités, $\boldsymbol{P}$ = 2000 W, Volumes CuSn12Ni2.35 sur CuSn12Ni2.35 ..... 124
Figure 98 - Arborescence du plugin AM_Modeler ..... 129
Figure 99 - Modélisation trilinéaire de la loi de comportement pour l'AISI H11 et l'AISI H13 ..... 132
Figure 100 - Comparaison de l'évolution du coefficient d'expansion thermique du C92900 et calibration de celui du CuSn12 ..... 133
Figure 101 – Évolution de la chaleur spécifique pour le 70%Cu30%Sn et calibration de celle du CuSn12 ..... 134
Figure 102 - Schéma de la configuration de la modélisation thermique avec les conditions aux limites ..... 136
Figure 103 - Source de chaleur de Goldak ..... 138

Figure 104 – Exemple de maillage d'un cordon utilisé pour la simulation thermique ..... 140
Figure 105 - Exemple de distribution de températures à 3 instants différents au cours du dépôt .... 140
Figure 106 - Processus d'optimisation inverse avec le logiciel ISIGHT ..... 141
Figure 107 - Position des points dans le maillage pour l'extraction des températures..... 141
Figure 108 - Nuages de points, fronts de Pareto et optimums pour : (a) $\boldsymbol{P}$ = 1750 W, (b) $\boldsymbol{P}$ = 1900 W, (c) $\boldsymbol{P}$ = 2050 W, (d) $\boldsymbol{P}$ = 2200 W, (e) $\boldsymbol{P}$ = 2350 W, (f) $\boldsymbol{P}$ = 2500 W. Sans prise en compte de la $\boldsymbol{ZAT}$ ..... 144
Figure 109 - Évolution des paramètres identifiés de Goldak (mm) en fonction de la Puissance du laser (W) sans prise en compte de la $\boldsymbol{ZAT}$ ..... 146
Figure 110 - Évolution de la température aux nœuds $\boldsymbol{Pi}$ et $\boldsymbol{ZATi}$ en fonction du temps sans prise en compte de la $\mathbf{ZAT}$..... 147
Figure 111 - Champs de température induits par le laser aux différentes puissances étudiées (x=17,5 mm – milieu du cordon), Sans prise en compte de la $\boldsymbol{ZAT}$..... 147
Figure 112 – Comparaison entre les cordons expérimentaux et les champs de températures obtenus numériquement sans prise en compte de la $\boldsymbol{ZAT}$ ..... 148
Figure 113 - Nuages de points, fronts de Pareto et optimums pour : (a) P = 1750 W, (b) P = 1900 W, (c) P = 2050 W, (d) P = 2200 W, (e) P = 2350 W, (f) P = 2500 W avec prise en compte de la $\mathbf{ZAT}$..... 150
Figure 114 - Évolution des paramètres identifiés de Goldak avec prise en compte de la $\boldsymbol{ZAT}$ en fonction de la Puissance du laser (W) ..... 151
Figure 115 - Évolution de la température aux noeuds $\boldsymbol{Pi}$ et $\boldsymbol{ZATi}$ en fonction du temps avec prise en compte de la $\boldsymbol{ZAT}$..... 152
Figure 116 - Comparaison entre les cordons expérimentaux et les champs de températures obtenus numériquement avec prise en compte de la $\boldsymbol{ZAT}$ ..... 152
Figure 117 - Comparaison des évolutions des paramètres de Goldak identifiés avec et sans prise en compte de la $\boldsymbol{ZAT}$..... 154
Figure 118 – Évolution de la température au point de pénétration en fonction du coefficient d'absorptivité ..... 155
Figure 119 - Évolution de la température au point de $\mathbf{ZAT}$ en fonction du coefficient d'absorptivité ..... 156
Figure 120 - Front de Pareto, Optimisation du coefficient d'absorptivité ..... 157
Figure 121 – Fenêtres de processabilité à 25g/min, CuSn12Ni2.35 ..... 158
Figure 122 - Cordons choisis pour la calibration de la source d'énergie, CuSn12Ni2.35 ..... 159
Figure 123 - Nuages de points, fronts de Pareto et optimums pour : (a) Échantillon A1, (b) Échantillon A3, (c) Échantillon B1, (d) Échantillon B3 ..... 160
Figure 124 - Comparaison des résultats expérimentaux et numériques, CuSn12/H11 ..... 161
Figure 125 - Évolution des paramètres a, b cf et cr en fonction de la vitesse d'avance du laser et de la puissance du laser, CuSn12/H11 ..... 162
Figure 126 - Maillage utilisé pour les surfaces..... 163
Figure 127 - Comparaison surface expérimentale 1750 W et surfaces simulées numériquement avec et sans prise en compte de la $\boldsymbol{ZAT}$ (x=35 mm, milieu de la surface)..... 163
Figure 128 - Comparaison surface expérimentale 1900 W et surfaces simulées numériquement avec et sans prise en compte de la $\boldsymbol{ZAT}$ (x=35 mm, milieu de la surface)..... 164
Figure 129 - Comparaison surface expérimentale 2200 W et surfaces simulées numériquement avec et sans prise en compte de la $\boldsymbol{ZAT}$ (x=35 mm, milieu de la surface)..... 164
Figure 130 - Évolution des valeurs expérimentales et numériques des profondeurs de pénétration des surfaces en fonction de la puissance du laser..... 165
Figure 131 - Évolution des valeurs expérimentales et numériques de la $\boldsymbol{ZAT}$ des surfaces en fonction de la puissance du laser..... 165
Figure 132 - Maillage utilisé pour les volumes..... 166
Figure 133 - Localisation du point d'étude pour la comparaison de l'évolution des températures en fonction de la stratégie d'impression ..... 167

Figure 134 - Courbes d'évolution des températures en fonction du temps pour les différentes stratégies d'impression ..... 167
Figure 135 - Visualisation des coupes ..... 169
Figure 136 – Déformation résiduelle sur les cordons en fonction de la température de préchauffage ..... 170
Figure 137 – Contraintes résiduelles sur les cordons en fonction de la température de préchauffage ..... 171
Figure 138 - Déformation résiduelle sur les surfaces en fonction de la puissance du laser ..... 172
Figure 139 - Contraintes résiduelles sur les surfaces en fonction de la puissance du laser ..... 173
Figure 140 - Déformation résiduelle sur les cubes en fonction de la stratégie d'impression ..... 174
Figure 141 - Contraintes résiduelles sur les cubes en fonction de la stratégie d'impression ..... 174

# TABLE DES TABLEAUX

Tableau 1 - Classification des procédés de traitement de surfaces [20]..... 24
Tableau 2 – Types de revêtements métalliques..... 25
Tableau 3 - Classification ASTM pour les aciers à outils..... 26
Tableau 4 - Influence des éléments d'addition sur les propriétés mécaniques de l'alliage..... 27
Tableau 5 – Fabrication des différentes stratégies d'impression en DED Laser-Poudre dans la littérature ..... 42
Tableau 6 – Différentes sources d'énergies, agrémenté à partir de la thèse de Nain [121]..... 55
Tableau 7 - Composition chimique de la poudre Ferro 55 (Voestalpine Böhler)..... 63
Tableau 8 - Caractéristiques de la poudre Ferro 55 (Voestalpine Böhler)..... 64
Tableau 9 - Caractéristiques de la poudre CuSn12Ni2.35 (m4p)..... 65
Tableau 10 - Caractéristiques de la poudre CuSn12Ni2.35, m4p..... 65
Tableau 11 - Composition chimique de l'AISI H11 (Otai Special Steel) [142]..... 65
Tableau 12 - Composition chimique du S235, ISO Standards [144]..... 65
Tableau 13 - Composition chimique du CuSn12 (Bronze et Alliages de Champagne)..... 66
Tableau 14 - Caractéristiques principales de la machine TRUMPF True Laser Cell 7020..... 69
Tableau 15 - Cordons réalisés pour AISI H13 sur AISI H11..... 72
Tableau 16 – Cordons réalisés pour CuSn12Ni2.35 sur AISI H11..... 73
Tableau 17 – Surfaces réalisées pour AISI H13 sur AISI H11..... 73
Tableau 18 – Volumes réalisés pour AISI H13 sur AISI H11..... 74
Tableau 19 – Volumes réalisés pour AISI H13 sur S235..... 74
Tableau 20 – Volumes réalisés pour CuSn12Ni2.35 sur CuSn12Ni2.35..... 75
Tableau 21 - Caractéristiques géométriques des cordons AISI H13 sur AISI H11..... 77
Tableau 22 – Résultats de la régression linéaire multiple pour $\boldsymbol{H}$, $\boldsymbol{L}$ et $\boldsymbol{p}$ en fonction de $\boldsymbol{P}$, $\boldsymbol{V}$ et $\mathbf{Dm}$, AISI H13 sur AISI H11..... 90
Tableau 23 - Caractéristiques géométriques des cordons CuSn12Ni2.35 sur AISI H11..... 94
Tableau 24 - Caractéristiques géométriques des surfaces d'AISI H13 sur AISI H11..... 108
Tableau 25 - Propriétés thermomécaniques ne dépendant pas de la température pour l'AISI H11 et l'AISI H13..... 130
Tableau 26 - Chaleur spécifique en fonction de la température pour l'AISI H11 et l'AISI H13..... 130
Tableau 27 - Coefficient de conductivité thermique en fonction de la température pour l'AISI H11 et l'AISI H13..... 131
Tableau 28 - Propriétés thermomécaniques ne dépendant pas de la température pour le CuSn12 . 133
Tableau 29 - Coefficient de conductivité thermique en fonction de la température pour le CuSn12 134
Tableau 30 – Chaleur spécifique en fonction de la température pour le CuSn12..... 134
Tableau 31 – Module d'Young en fonction de la température pour le Cu93Sn7..... 135
Tableau 32 – Limite élastique en fonction de la température pour le Cu89Sn11..... 135
Tableau 33 - Données d'initialisation des paramètres du modèle de Goldak pour la première approche ..... 142
Tableau 34 - Position des points $\boldsymbol{Pi}$ dans le maillage élément fini en fonction des mesures de profondeur de pénétration..... 143
Tableau 35 - Paramètres identifiés sans prise en compte de la $\mathbf{ZAT}$..... 145
Tableau 36 - Comparaison entre les profondeurs de pénétration et la $\boldsymbol{ZAT}$ expérimentales et numériquement sans prise en compte de la $\boldsymbol{ZAT}$..... 148
Tableau 37 - Paramètres identifiés de Goldak avec prise en compte de la ZAT..... 151
Tableau 38 - Comparaison entre les données de pénétration et de $\mathbf{ZAT}$ obtenues expérimentalement et numériquement pour les 2 cas..... 153

Tableau 39 - Paramètres de la simulation, Calibration du coefficient d'absorption, CuSn12Ni2.35/H11 ..... 154
Tableau 40 - Données d'initialisation des paramètres de calibration pour le coefficient d'absorptivité ..... 156
Tableau 41 - Résultats de l'optimisation du coefficient d'absorptivité ..... 157
Tableau 42 – Données des cordons choisis pour la calibration de la source d'énergie, CuSn12Ni2.35 ..... 158
Tableau 43 - Données géométriques pour la calibration de la source d'énergie, CuSn12Ni2.35 ..... 159
Tableau 44 - Données d'initialisation des paramètres de Goldak, CuSn12/H11 ..... 159
Tableau 45 - Erreurs dans le modèle, CuSn12/H11 ..... 161
Tableau 46 – Expériences menées dans nos travaux de recherche ..... 179
Tableau 47 - Influence des paramètres du procédé sur les caractéristiques des dépôts ..... 179
Tableau 48 – Simulations menées dans nos travaux de recherche ..... 181

# INTRODUCTION

Dans l'industrie manufacturière, les outillages sont couramment utilisés pour fabriquer des pièces en série. Suite aux sollicitations thermomécaniques, les outillages se dégradent et génèrent ainsi des défauts de forme sur les éléments produits. Les principaux modes de dégradation des outillages sont la fatigue thermique, la fatigue mécanique, l'abrasion et la déformation plastique. Dans un contexte de transition économique et écologique, il est nécessaire de prévenir et de répondre à cette usure avec des techniques innovantes.

Les matériaux privilégiés pour mettre en œuvre les outillages sont les aciers à outils, des alliages Fer-Carbone avec différents composants tels que le chrome, le molybdène ou encore le tungstène en fonction de l'application visée. Dans le but de réparer et d'améliorer les propriétés de surface des outillages, il existe plusieurs catégories de matériaux répondant à différentes problématiques. Les alliages de cuivre permettent d'apporter une résistance à la corrosion au substrat, les alliages de fer ont l'avantage d'apporter une forte dureté au substrat tout en étant chimiquement compatibles, les alliages de nickel permettent de répondre aux problématiques d'abrasion et d'oxydation, et comme dernier exemple les alliages de cobalt permettent de répondre aux contraintes thermomécaniques importantes.

La fabrication additive métallique et plus précisément le dépôt de matière sous énergie concentrée (DED) est un procédé adapté pour réparer efficacement les outils. Le DED consiste à créer un bain de fusion, sur un substrat à l'aide d'un laser, dans lequel de la poudre est déposée. En refroidissant, la matière se solidifie et le déplacement la buse permet de recharger la géométrie nécessaire. Afin de réparer l'outil, on commence par usiner la partie dégradée de l'outil, on vient combler cette forme avec le matériau adapté en DED et on finit par usiner le rechargement aux côtes dimensionnelles désirées.

Cette thèse a été réalisée dans le cadre d'une convention CIFRE en partenariat entre l'entreprise Platinium 3D et le laboratoire MATIM de l'URCA. Le contexte industriel de cette thèse concerne le développement et l'optimisation du procédé de fabrication additive par dépôt de matière sous énergie concentrée (DED – Directed Energy Deposition) pour le rechargement d'outils en acier AISI H13. Malgré son potentiel, le procédé reste limité par plusieurs verrous scientifiques et technologiques à lever dont la maitrise de la relation

complexe entre les paramètres du procédé et la conformité des dépôts. La démarche adoptée dans cette thèse repose sur deux volets complémentaires :

Un volet expérimental, consacré à la fabrication et à la caractérisation de différents échantillons. Ce volet permet d'analyser l'influence des paramètres du procédé sur la géométrie des cordons, surfaces et volumes, ainsi que sur les défauts générés. Les matériaux étudiés sont caractérisés principalement d'un point de vue géométrique.

Un volet numérique, centré sur la simulation thermomécanique du procédé DED. Les modèles développés visent à prédire l'évolution thermique et mécanique des dépôts, en intégrant les principaux paramètres opératoires (puissance du laser, vitesse d'avance du laser, stratégie d'impression). L'objectif est de disposer d'un outil d'optimisation, capable de limiter les campagnes expérimentales coûteuses et de proposer des stratégies adaptées aux cas industriels.

Les objectifs globaux de ces travaux de recherche sont donc doubles :

- Apporter une réponse industrielle, en proposant des solutions concrètes pour améliorer la robustesse et la qualité des dépôts réalisés par DED.
- Apporter des connaissances scientifiques sur les liens entre les paramètres du procédé, les phénomènes physiques et les défauts générés, en particulier pour des alliages de bronze encore peu étudiés.

À terme, il est envisagé de substituer le chromage dur par des dépôts par voie sèche en accord avec la directive REACH, interdisant prochainement le chrome hexavalent [1].

Ce manuscrit est constitué de trois chapitres principaux et d'une conclusion générale en plus de cette introduction générale.

Le premier chapitre est consacré à un état de l'art sur le rechargement d'outillages par dépôt de matière sous énergie concentrée (DED). Il présente premièrement les modes d'usure des outillages et les solutions de réparation et de fonctionnalisation de surface. Puis, nous évoquons les paramètres du procédé influençant la qualité des dépôts. Enfin, il présente les principales approches d'optimisation, qu'elles soient expérimentales ou numériques, permettant d'atteindre un dépôt sans défauts notables.

Le deuxième chapitre de ce manuscrit est consacré à la fabrication et à la caractérisation expérimentale des échantillons réalisés par DED. Quatre couples de matériaux dépôt/substrat ont été étudiés (AISI H13 sur AISI H11, AISI H13 sur S235, CuSn12Ni2.35 sur AISI H11 et CuSn12Ni2.35 sur CuSn12Ni2.35) afin d'analyser l'influence des paramètres procédé (puissance du laser, vitesse d'avance du laser, débit de matière) sur la géométrie des dépôts, les zones affectées thermiquement et les défauts générés. Ces résultats apportent non seulement une meilleure compréhension des mécanismes de formation des cordons, surfaces et volumes, mais constituent également la base de données expérimentale nécessaire à la calibration et à la validation du modèle numérique.

Le troisième chapitre de ce manuscrit est consacré au développement et à la calibration d'un modèle thermomécanique par éléments finis. La simulation du dépôt de cordons, de surfaces et de volumes en faisant varier les paramètres et conditions opératoires (température de préchauffage, puissance du laser et stratégie d'impression, respectivement), ont permis d'obtenir l'évolution des courbes de températures, des déformations et des contraintes résiduelles. Le modèle a été développé sur deux couples de matériaux dépôt/substrat : AISI H13 sur AISI H11 et Bronze sur AISI H11.

Finalement, la conclusion générale permettra d'avoir une vue d'ensemble sur les travaux réalisés, mais surtout d'ouvrir la voie aux possibles perspectives de ce projet de recherche.

# CHAPITRE I : ÉTAT DE L'ART

## 1. Introduction

Cette partie est consacrée à l'état de l'art et à la description de la problématique du sujet de Thèse CIFRE.

Ce chapitre commence par une présentation de l'industrie manufacturière, sa transition vers l'industrie 4.0 et le besoin qui en résulte de répondre à des problématiques de réparation d'outillages (solution curative) ou de fonctionnalisation de surface (solution préventive).

Dans un second temps, les matériaux de ces outillages et les types de dépôts que nous pouvons réaliser, notamment l'importance des gradients de propriétés en mettant en œuvre des matériaux à gradient fonctionnel, sont étudiés.

Dans le but d'apporter une solution à ces problématiques d'usure des outillages, les procédés de fabrication avancés permettent de réaliser un dépôt de matériaux à gradient fonctionnel. La pertinence des procédés de fabrication additive de dépôt de matière sous énergie concentrée sont présentés et analysés vis-à-vis de leur adéquation au sujet de thèse.

Ensuite, nous aborderons les défauts induits par le procédé DED, les facteurs influents du procédé ainsi que les différentes manières expérimentales et numériques permettant de l'optimiser.

Il sera alors discuté comment optimiser ces procédés, quels en sont les facteurs influents et comment la modélisation de ces procédés nous conduit à cette optimisation.

Pour conclure, nous présenterons enfin la problématique et le positionnement innovant du sujet de thèse.

## 2. Industrie manufacturière

### 2.1. Généralités et Problématique

L'industrie manufacturière est la branche du monde de l'industrie spécialisée dans l'installation et la maintenance d'équipements industriels et la transformation des biens [2].

La transformation des biens nécessite souvent un besoin d'outillages, nécessaires pour fabriquer des pièces en série. Nous pouvons par exemple citer les matrices de forge, les poinçons de découpe ou encore les moules d'injection plastique. En 2023, l'industrie manufacturière en France représentait 274,7 milliards d'euros [3]. Après les trois dernières révolutions industrielles, il existe un net besoin d'entrer dans une nouvelle ère industrielle : celle d'une industrie agile, connectée et soucieuse des Hommes qui y travaillent : l'Industrie 4.0.

L'industrie 4.0, aussi appelée Usine du futur en France, s'inscrit dans la continuité des trois premières révolutions industrielles. Elle a pour but de répondre aux grandes transitions : écologique, économique et numérique. Cela passe par l'utilisation de technologies innovantes telles que la fabrication additive, ou encore par la simulation numérique [4].

L'industrie manufacturière répond désormais à de multiples défis où les systèmes fabriqués sont de plus en plus complexes et intègrent de plus en plus d'électronique (objets connectés). Ces systèmes fonctionnent dans des environnements de plus en plus drastiques avec des dynamiques de plus en plus importantes, nécessitant une conception adaptée intégrant une approche multi-matériaux [5]. Cette approche permet de concevoir des produits résistants aux contraintes mécaniques (matériau de base) et résistants aux agressions (fonctionnalisation des surfaces). Ceci est réalisable en fabrication additive. La fabrication additive est identifiée par Dev Singh et al. [5] comme connectant les moyens de production, la cybersécurité, l'échange de données avec la fabrication de produits durables, s'intégrant donc dans les axes de l'industrie 4.0.

## 2.2. Le besoin en outillages

Nous venons de voir que l'Industrie 4.0 doit répondre à trois transitions majeures, notamment la transition écologique. Il devient nécessaire et primordial de recycler les métaux. Cela passe par le recyclage de la matière première, mais aussi par la réparation des outillages. En effet, si nous prenons un exemple industriel étudié au sein de Platinium 3D, nous avons la problématique suivante : à partir de 5 % de défauts présents sur la surface fonctionnelle, l'outil est considéré comme défectueux, et est écarté de la chaîne de production. Cette surface fonctionnelle ne constitue qu'une partie minime de l'outil, ce qui implique un pourcentage énorme de perte de matière. Afin de contrer ce phénomène, nous devons, en tant

qu'industriels, retarder au maximum cet endommagement de l'outil, et être aptes à le réparer. Nous devons donc agir de manières préventive et curative.

Les principaux procédés de mise en forme des matériaux métalliques peuvent être classés comme suit :

- Les procédés de mise en forme par enlèvement de matière,
- Les procédés de mise en forme par ajout de matière,
- Les procédés de mise en forme par moulage,
- Et les procédés de mise en forme par déformation.

Ainsi, nous étudierons par la suite trois catégories d'outillages ; les outillages de découpe, les outillages de fonderie et les outillages de forge comme exemples. Leurs modes d'endommagement et les solutions à ces usures sont présentés par la suite.

Le poinçonnage consiste à perforer un matériau (sous forme de tôle), par cisaillement (force compressive), placé entre un poinçon et une matrice [6], [7]. L'usure des poinçons de découpe provient de plusieurs facteurs tels que le matériau de l'outil. Babu et al. [7] indique qu'un acier rapide est moins performant que les carbures de tungstène, mais on retrouve aussi l'usure abrasive et l'usure par érosion, cette dernière étant majoritairement due à la corrosion [8].

Le moulage sous pression est devenu l'un des procédés de formage le plus utilisé, et lorsqu'il n'est pas utilisé pour la mise en forme de la pièce finale, il est très probablement à l'origine de la matière première (pour la forge par exemple) [9]. Un des principaux modes d'usure des moules de fonderie est la fatigue thermique, qui donnera naissance aux fissures (faïençage), à l'érosion et à la corrosion [10], [11], [12]. En effet, à chaque cycle, le moule va subir une montée en température lorsque la pièce va être coulée, puis une descente en température lorsque la pièce va refroidir. Ce temps de refroidissement représente entre 60 % et 90 % du temps de cycle [10]. L'industriel a donc tout intérêt à raccourcir ce temps afin d'améliorer la productivité, ce n'est donc pas un paramètre sur lequel nous pouvons agir de manière conséquente.

Le forgeage est une des opérations de mise en forme des matériaux des plus anciennes [9]. Les matrices vont, à l'aide de forces compressives, déformer plastiquement la pièce pour lui donner sa forme finale, en une ou plusieurs opérations [13]. Le forgeage peut se réaliser à froid ou à chaud. On considère que $T$ (température de forgeage à chaud) se situe entre $0{,}7T_f < T < T_f$ (température de fusion du matériau) [9]. L'inconvénient majeur du forgeage à chaud est la dégradation des outils, qui provient des sollicitations thermiques, mécaniques et tribologiques [14]. Ainsi, les principaux modes d'usure des outils de forgeage à chaud sont l'usure abrasive (avec une fréquence de 70 % [15]), la fatigue thermique, la fatigue mécanique et la déformation plastique qui se trouve principalement sur les bords coupants et les congés à petit rayon [16]. Différents paramètres influencent la durée de vie d'un outil, comme son revêtement, sa géométrie, ses propriétés de surface et son matériau, points sur lesquels nous allons principalement agir.

Dans le cas d'un moule de fonderie, améliorer la conductivité thermique du moule permet de mieux résister à la fatigue thermique [10]. Aussi, contrôler la rapidité de refroidissement permet de minimiser les contraintes thermiques. La littérature rapporte différentes méthodes pour améliorer la durée de vie des matrices de forge [17]. Parmi ces méthodes nous retrouvons deux éléments principaux, à savoir, le matériau de l'outil mais aussi ses propriétés de surface [13], ce qui est aussi le cas des outils de découpe [7], [8].

Il existe donc plusieurs solutions pour répondre à ces problématiques d'usure : choisir le matériau adapté ou alors augmenter la dureté du matériau, notamment par l'addition de carbures [18], qui, dans un alliage améliorent significativement la résistance à l'usure abrasive du matériau, ainsi que sa ténacité. Les carbures sont des particules non métalliques possédant une dureté pouvant atteindre 10 fois la valeur de celle de la matrice métallique. De manière générale, plus le matériau possède une grande dureté en surface, plus il résiste à l'usure abrasive. Il convient tout de même de noter que la résistance à l'usure abrasive dépend aussi de la microstructure et du module d'élasticité du matériau entre autres [19]. Plusieurs types de post-traitements permettent d'améliorer les propriétés d'un matériau en surface. Ces options sont traitées par la suite.

## 2.3. Fonctionnalisation des surfaces

Certaines applications nécessitent des propriétés spécifiques en surface d'une pièce, différentes des propriétés à cœur. L'ajout de ces fonctions s'appelle le traitement de surfaces ou encore la fonctionnalisation de surfaces [20]. En 2017, les étapes de traitement de surface représentaient entre 8 et 9 % du chiffre d'affaires global de la sous-traitance industrielle du travail des métaux et jusqu'à 15 % si l'on compte leur part dans les ateliers intégrés [21]. En mécanique, les domaines d'application sont nombreux [20] : amélioration des propriétés en surface (propriétés mécaniques : dureté / propriétés électriques : conductibilité / propriétés métallurgiques : soudabilité), l'amélioration de la résistance à l'usure (anti-corrosion, anti-usure abrasive) ou encore l'amélioration de l'aspect visuel (anodisation [22]). Les procédés de traitement de surface peuvent être classés comme indiqué dans le Tableau 1.

**Tableau 1 - Classification des procédés de traitement de surfaces** [20]

| | | |
|---|---|---|
| Revêtement métallique | Dépôt par voie humide | Dépôt électrolytique (exemple : chromage dur) |
| | | Dépôt chimique |
| | | Immersion en métal fondu |
| | Dépôt par voie sèche | Projection thermique |
| | | Phase vapeur |
| | | Faisceau énergétique |
| | | Rechargement métallique |
| Traitement de conversion | Électrolytique | Anodisation |
| | | Sulfuration |
| | Chimique | Phosphatation |
| | | Chromatation |
| Traitement thermochimique de diffusion | Diffusion d'éléments non métalliques | Cémentation |
| | | Nitration |
| | | Carbonitruration |
| | Diffusion d'éléments métalliques | Chromisation |
| | | Aluminisation |
| Traitement par transformation structurale | Voie thermique | Fusion et trempe superficielle |
| | Voie mécanique | Grenaillage |
| | | Galetage |

Dans un revêtement, le matériau d'apport ne réagit que peu avec le substrat. Pour un traitement par conversion chimique, le matériau d'apport réagit superficiellement avec le substrat, contrairement à un traitement thermochimique avec diffusion pour lequel le

matériau d'apport diffuse dans le substrat. Finalement, il existe un traitement superficiel avec transformation structurale où la structure métallurgique du substrat est modifiée [21], [22].

Pour les outillages, c'est le plus souvent un rechargement qui est envisagé afin d'améliorer leur résistance à l'usure [23], de les réparer [24] ou encore d'améliorer leur tenue à la fatigue [25].

Les revêtements peuvent être métalliques, minéraux (émail) ou organiques (peinture). Dans notre cas, nous nous concentrerons sur les dépôts métalliques. Un rechargement métallique peut être effectué par voie humide (dépôt électrolytiques, dépôt chimique, immersion en métal fondu, etc.) ou par voie sèche (placage, projection thermique, phase vapeur - PVD/CVD, rechargement métallique, etc.) [20]. Les différents procédés de revêtements métalliques se trouvent dans le Tableau 2.

Le revêtement peut être réalisé par couche mince ou par couche épaisse. Une couche mince a une épaisseur comprise entre 0,1 nm et quelques microns et a pour but de modifier les propriétés du matériau de la couche. Une couche épaisse a une épaisseur de l'ordre du micromètre et plus et a pour but d'exploiter les propriétés du matériau de la couche [26].

**Tableau 2 – Types de revêtements métalliques**

| | | | |
|---|---|---|---|
| Revêtement métallique | Dépôt par voie humide | Dépôt chimique | Argentage |
| | | | Dorage |
| | | | Etamage sur cuivre |
| | | | Chromatation |
| | | | Phosphoration |
| | | Dépôt électrolytique | Électrozingage |
| | | | Cuivrage |
| | | | Nickelage |
| | | | Chromage dur |
| | Dépôt par voie sèche | Phase vapeur | Chemical Vapor Deposition (CVD) |
| | | | Physical Vapor Deposition (PVD) |

| | | |
|---|---|---|
| | | Projection thermique |
| | | Immersion en métal fondu |
| | | HVOF |
| | | Cold Spray |
| | | Laser Cladding (DED) |

# 3. Les matériaux des outillages

## 3.1. Aciers à outils

Dans le domaine de l'outillage, les aciers à outils sont les matériaux les plus utilisés. Un acier est un alliage à base de fer, de carbone et d'autres éléments d'additions. Les aciers à outils, sont des aciers capables d'être durcis et trempés et sont destinés à des applications telles que des outils de coupe, des matrices de forge ou encore des moules de fonderie [18]. Les éléments de microstructure présents dans les aciers sont généralement la ferrite (matrice), l'austénite, la martensite, la bainite et la perlite [27].

L'ASTM (American Society for Testing and Materials) classe les différentes nuances d'acier à outils en fonction de l'utilisation de l'outil, comme indiqué dans le Tableau 3.

**Tableau 3 - Classification ASTM pour les aciers à outils**

| **Acier à outils - Classification ASTM** | **Symbole** |
|---|---|
| Acier à outils pour travail à froid - Trempe à l'eau | W |
| Acier à outils résistant aux chocs | S |
| Acier à outils pour travail à froid - Trempe à l'huile | O |
| Acier à outils pour travail à froid - Trempe à l'air | A |
| Acier à outils pour travail à froid - Hautes concentration de carbone et de chrome | D |
| Aciers pour moules d'injection plastiques | P |
| Aciers à outils pour travail à chaud - Chrome et Tungstène | H |
| Aciers rapides - Tungstène | T |
| Aciers rapides - Molybdène | M |

Les éléments d'addition des aciers à outils influencent les propriétés mécaniques de l'alliage [28]. Une nuance peut donc être créée sur mesure pour répondre aux exigences spécifiques au bon fonctionnement de l'outil, comme indiqué dans le Tableau 4.

**Tableau 4 - Influence des éléments d'addition sur les propriétés mécaniques de l'alliage**

| Élément d'addition | Symbole | Influence |
|---|---|---|
| Chrome | Cr | Améliore résistance à l'usure (carbures), résistance au revenu et la dureté |
| Tungstène | W | Améliore les performances de coupe, affinage des grains |
| Molybdène | Mo | Améliore les performances de coupe, affinage des grains |
| Vanadium | V | Améliore la dureté, résistance à l'usure abrasive, performances de coupes et affinement des grains |
| Manganèse | Mn | Améliore la profondeur de durcissement |
| Cobalt | Co | Réduit la ténacité et la résistance à l'usure abrasive |
| Silicium | Si | Réduit la ductilité, améliore la dureté et sert de désoxydant |
| Nickel | Ni | Améliore la résistance mécanique, la ténacité et la dureté |

## 3.2. Matériaux Composites à Matrice Métallique (MMC)

Un matériau composite à matrice métallique est un matériau composite constitué d'une matrice métallique et d'un renfort métallique ou céramique [29]. Grâce aux MMC, nous pouvons obtenir des matériaux sur mesure, répondant à des critères tels qu'une très haute dureté et ténacité ou encore une résistance à l'usure [30].

Il existe plusieurs solutions pour répondre à ces problématiques d'usures : le choix d'un matériau adapté ou alors augmenter la dureté du matériau, notamment par l'addition de carbures [31]. Les carbures prédominants pour améliorer la résistance à l'usure des outillages sont principalement les carbures de tungstène (WC), de chrome (CrC) [32] et de titane (TiC) [33]. L'addition de carbures dans un matériau adapté est une réponse efficace aux problématiques d'usure. Cependant, étant une réponse à une problématique industrielle, le volet économique est un élément décisif à prendre en compte.

### 3.3. Matériaux à Gradient Fonctionnel (FGM)

Les FGM sont caractérisés par une variation continue de leur caractéristiques structurales (composition chimique, microstructure, ...) ce qui induit une variation continue des propriétés fonctionnelles du matériau [34].

Il existe plusieurs types de gradients fonctionnels, à savoir, le gradient de densité à composition chimique homogène, le gradient de composition chimique, le gradient de densité à composition chimique hétérogène et le gradient de microstructure [35], [36] :

Le gradient de densité à composition chimique homogène peut être obtenu à l'aide de structures lattices ou du pourcentage de remplissage d'une pièce,

Le gradient de composition chimique se réalise avec au minimum deux matériaux différents. Il y a plusieurs possibilités pour réaliser ce type de gradient, qui vont correspondre aux différents pourcentages associés à chaque matériau,

Le gradient de microstructure quant à lui s'obtient en contrôlant le refroidissement du matériau [36].

La deuxième solution est en général la solution recherchée et permet d'avoir une meilleure adhésion entre les couches et donc de limiter la délamination.

## 4. Procédés de fabrication

### 4.1. Pertinence de la Fabrication Additive

La fabrication additive (FA) est un procédé d'assemblage de matériaux pour fabriquer des pièces à partir de données d'un modèle 3D, en général couche après couche [37], [38]. La FA intervient dans plusieurs usages [37], tels que le prototypage rapide où il est lieu de réaliser des preuves de concept (de design, de conception...) ou alors pour la fabrication directe. La fabrication directe regroupe deux catégories : la fabrication directe de produits et d'outillages rapides. Il y a aussi la partie fonctionnalisation, qui se réalise soit par la fonctionnalisation de surface (rechargement métallique), soit par l'ajout de fonctions.

Il existe 7 grandes familles de procédé en FA, qui peuvent mettre en œuvre des matériaux différents [38], [39] :

- La photopolymérisation en cuve (VAT Photopolymerisation) utilise des résines photo sensibles,
- L'extrusion de matériau (Material Extrusion) utilise en général un filament polymère ou des pellets,
- La projection de matériau (Material Jetting) utilise des résines photo sensibles ou des cires (on peut s'en servir pour faire des pièces en fonderie par cire perdue pour la joaillerie notamment),
- La projection de liant (Binder Jetting) peut s'adapter à des polymères, des métaux et des céramiques,
- La stratification de couches (Sheet Lamination) concerne tous les matériaux disponibles sous forme de plaques,
- La fusion sur lit de poudre (Powder Bed Fusion) peut être appliquée aux poudres polymères ou métalliques,
- Et pour finir, l'objet de notre étude, le dépôt de matière sous énergie concentrée (Directed Energy Deposition) s'applique aux poudres métalliques.

Ces technologies sont une solution aux complexités rencontrées lors de la conception et de la production [37]. Tout d'abord elles répondent aux complexités géométriques comme c'est le cas pour les canaux de refroidissement conformes (conformal cooling) utilisés dans les moules d'injection plastique ou de fonderie. Elles répondent également aux complexités hiérarchiques telles que la réalisation de structures lattices complexes sans avoir besoin d'assemblage. Aussi, elles répondent aux complexités liées aux matériaux telles que les matériaux à gradient fonctionnel. Elles répondent finalement aux complexités fonctionnelles telles que la fonctionnalisation de surfaces. En plus de solutionner les complexités citées ci-dessus, la FA répond également à des critères écologiques (seule la matière première nécessaire est utilisée et il y a très peu de pertes, pour la majorité des technologies), à des critères économiques (possibilité de diminuer les assemblages), mais aussi des critères de personnalisation des produits. Certes, les avantages sont nombreux, mais il existe quelques inconvénients. Majoritairement, le choix des matériaux est limité en raison de contraintes techniques et aussi du panel de matériaux proposé par les fournisseurs des différentes

machines. Également, en fonction du procédé employé, les états de surface peuvent être très rugueux ou poreux. Pour finir sur les inconvénients de la FA, nous pouvons citer aussi les longues durées de production et le coût parfois élevé de la matière première et des équipements de fabrication additive notamment métallique.

L'évolution de la FA permet de nos jours de mettre en forme des FGM, menant ainsi au terme Fabrication Additive à Gradient Fonctionnel [35], [38], [40], (FGAM – Functionally Graded Additive Manufacturing). La FGAM est définie comme une technique de fabrication par couches successives qui fait graduellement varier les propriétés du matériau pour obtenir les propriétés mécaniques désirées. La littérature rapporte qu'il est possible de mettre en œuvre des matériaux à gradient fonctionnel sur des outillages grâce au dépôt de matière sous énergie concentrée en actionnant plusieurs distributeurs de poudre contenant des matériaux différents.

## 4.2. Dépôt de matière sous énergie concentrée – DED

Le dépôt de matière sous énergie concentrée, aussi appelé soudure 3D est défini comme étant l'ensemble des technologies additives pour lesquelles il existe une projection de matière première sur un substrat affecté par une source d'énergie, créant ainsi un bain de fusion. Ce processus répété par couches successives permettra la création du produit fini [41], [42].

La famille de procédés DED comporte plusieurs technologies (Figure 1), celles alimentées en fil métallique et celles alimentées en poudre métallique qui ont pour sources d'énergies possibles, respectivement, un faisceau laser, un faisceau d'électrons ou un arc électrique/plasma et un faisceau laser ou un faisceau d'électrons. La technologie dont nous disposons en interne est le dépôt de poudre métallique fusionnée par laser (DED - Poudre - Faisceau Laser).

Il est possible de déposer des aciers, des aciers inoxydables, des céramiques, des composites à matrice métallique, ou encore des alliages à base de nickel, de cuivre ou de cobalt. Il est également possible d'imprimer des alliages à base de titane ou d'aluminium, mais ces matériaux étant très réactifs, il faut prendre des précautions supplémentaires, notamment le besoin d'utiliser des gaz afin d'inerter l'enceinte de travail. En plus des avantages généraux

de la FA, le DED possède des avantages spécifiques : la possibilité de réparer des pièces usées de grandes dimensions en déposant la matière à l'endroit spécifique, la rapidité de production ou encore la fonctionnalisation de surfaces à l'aide de matériaux à gradient fonctionnel ou de revêtements minces ou épais.

Cependant, ces technologies présentent des inconvénients. On observe la présence de défauts sur les pièces en sortie de machine, il est donc intéressant des réaliser des étapes de post-traitement afin de corriger les états de surface ou encore de relâcher les contraintes résiduelles dues à un gradient thermique trop élevé.

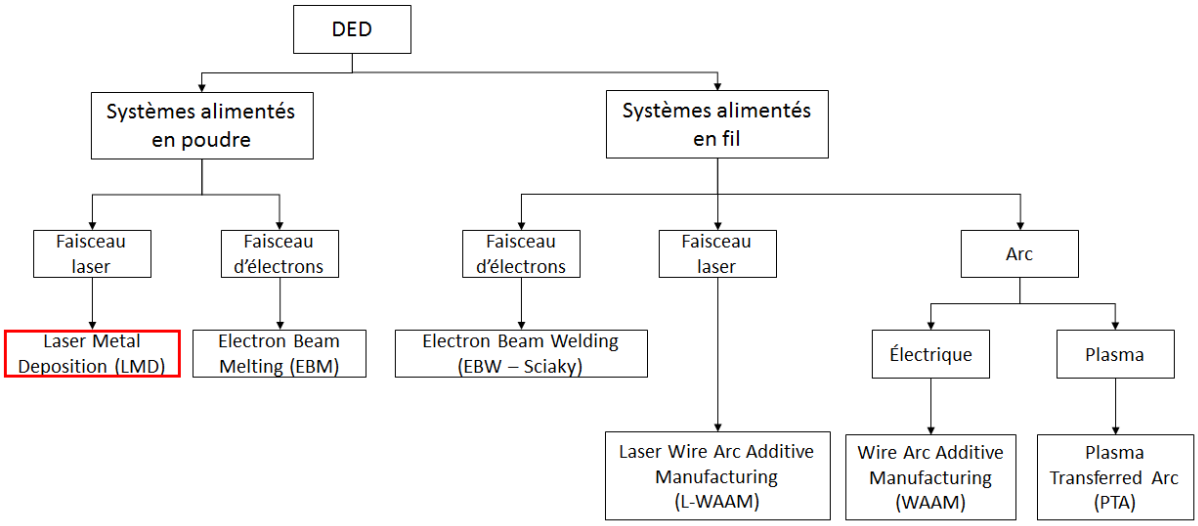



**Figure 1 - Technologies DED**

Plusieurs phénomènes physiques sont mis en jeu dans le procédé DED. Cazaubon [52] explique dans ses travaux que la fabrication additive métallique est un problème multi physique, faisant intervenir la thermique, la mécanique et la métallurgie.

Dans le cas du DED (poudre, laser), les phénomènes physiques qui interviennent sont schématisés sur la Figure 2. Les effets thermiques jouent un rôle central. L'énergie concentrée du laser provoque une fusion locale rapide du matériau, générant des gradients thermiques très élevés dans la zone de dépôt. Cette variation importante de température entraîne des cycles thermiques successifs (chauffe-refroidissement) à chaque passage du faisceau, affectant la stabilité du bain de fusion ainsi que les microstructures résultantes. Ces conditions induisent des effets hydrodynamiques importants dans le bain fondu, où les forces de tension

de surface (pression et cisaillement induits par le gaz [53], effet Marangoni [54]), la poussée des particules de poudre et l'impact des gaz d'assistance influencent fortement les mouvements internes du liquide. Ces flux déterminent la forme du cordon, la mouillabilité sur le substrat et la continuité inter-couches. Sur le plan métallurgique, la solidification rapide du bain entraîne la formation de microstructures hors équilibre, généralement fines et dendritiques, avec un risque de ségrégation élémentaire, de porosité ou de texture cristallographique anisotrope. Enfin, les gradients thermiques cumulés génèrent d'importantes contraintes mécaniques et résiduelles. Celles-ci peuvent induire des déformations, du gauchissement, voire des fissurations, en particulier dans les zones d'accumulation thermique ou aux interfaces entre couches. Leur maîtrise est essentielle pour garantir l'intégrité dimensionnelle et la performance mécanique des pièces fabriquées.

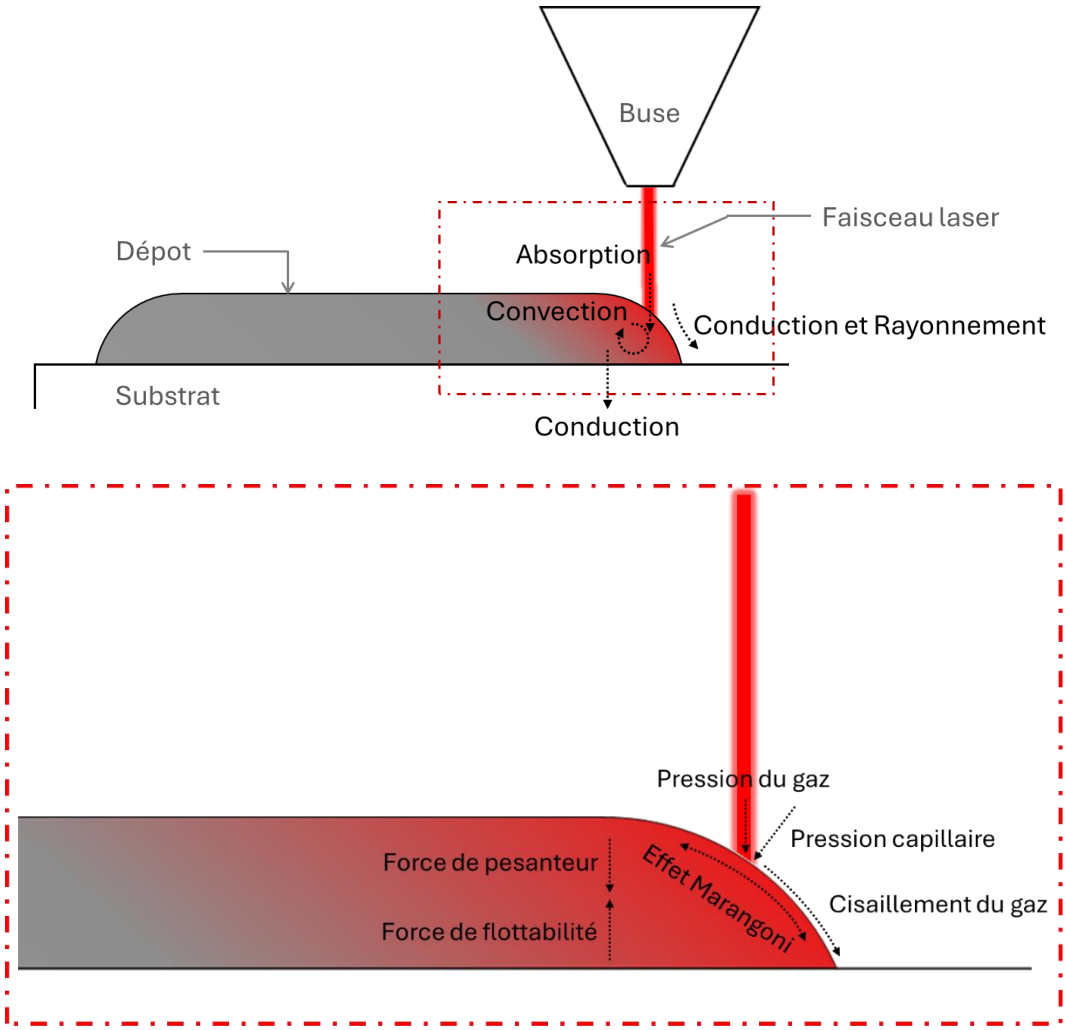



**Figure 2 - Phénomènes physiques - DED - Poudre - Faisceau Laser** [43]

# 5. Optimisation du procédé DED

## 5.1. Défauts générés et paramètres influents sur le procédé

La qualité d'une pièce imprimée se définit par l'absence de défauts qui, à terme, peuvent mener à la dégradation prématurée de l'outil en cours d'utilisation. Ces défauts peuvent être regroupés en 3 catégories : les défauts géométriques, les défauts morphologiques et les défauts micro structurels [44]. Un tableau récapitulatif des défauts et des paramètres qui les contrôlent sont donnés en Annexe 1. Les défauts géométriques sont : l'épaisseur de couche non-uniforme, le gondolement de la surface supérieure de la pièce, l'effet de bordure, l'effet satellite, une géométrie incorrecte due à la dilution du matériau, un possible retrait de la matière ou encore le gondolement de la surface inférieure de la pièce ou à l'interface (Figure 3). Les défauts morphologiques sont : les ondulations, une rugosité de surface importante, des "tâches et boutons", de la porosité et des cavités, la délamination, des inclusions (gazeuses ou solides), une texture de grain non-uniforme, la présence d'une Zone Affectée Thermiquement (ZAT) trop importante, le manque de fusion ou une fusion incomplète pouvant mener à un gradient de composition chimique à l'interface (Figure 4). Les défauts micro structurels sont : la décoloration, l'hétérogénéité de la microstructure, des fissures internes ou externes, des fissures à chaud ou à froid, le développement de composés intermétalliques non désirés, le développement de phases différentes affectant négativement les propriétés du matériau, la dilution et aussi la ségrégation des éléments chimiques (Figure 5).

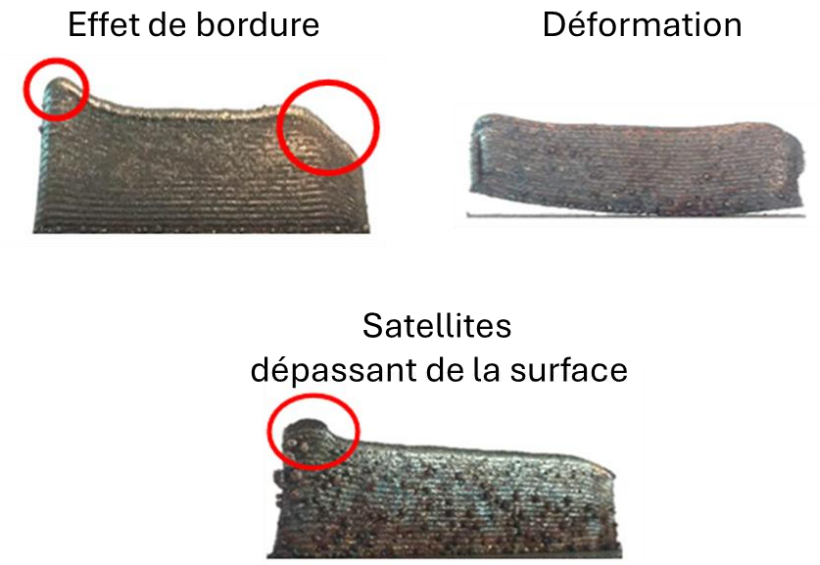



**Figure 3 – Défauts géométriques, adapté de Liu et al.** [44] **et Miedzinski** [45]

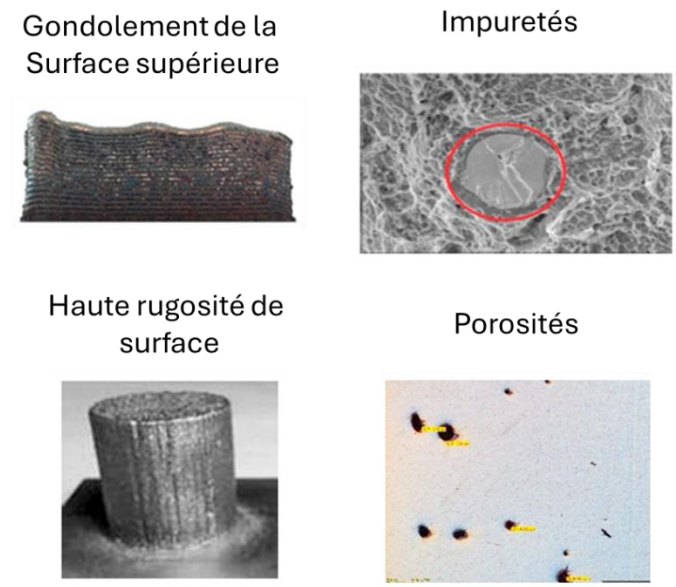



**Figure 4 - Défauts morphologiques, adapté de Liu et al.** [44]**, Miedzinski** [45]**, Tammas-Williams et Todd** [46] **et Yang et al.** [47]

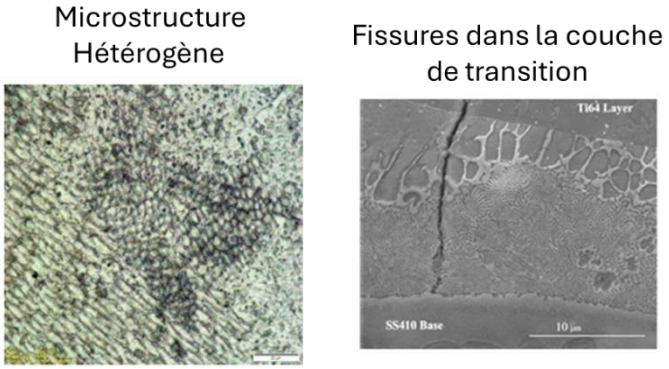



**Figure 5 - Défauts micro structurels, adapté de Liu et al.** [44]

La délamination et les fissures, dans le cadre de la fabrication additive métallique, sont souvent dues au cyclage thermique (Figure 6). La température élevée induite par le laser fait intervenir le mécanisme du gradient thermique avec la limitation de l'expansion des couches supérieures chaudes par les couches inférieures froides. Les contraintes thermiques générées par les cycles d'expansion et de contraction des couches solidifiées peuvent dépasser la limite élastique du matériau, conduire à un écrouissage du matériau et ainsi mener à la fissuration. La restriction de l'expansion de la couche chauffée induit une contrainte de compression reliée à une déformation élastique et plastique dans cette zone. Le mécanisme de refroidissement se produit quant à lui lorsque les couches fondues supérieures rétrécissent par contraction thermique, gênées par les couches solidifiées inférieures. Ainsi, ce mécanisme, donne lieu à des contraintes de traction dans la couche supérieure et des contraintes de compression dans les couches du dessous [48] (Figure 7). Cependant, les couches inferieures n'ont pas la place pour se dilater, cela a principalement pour conséquences une microstructure anisotrope et la présence de contraintes résiduelles qui peuvent mener à la dégradation des propriétés mécaniques et à la fissuration de la pièce [49].

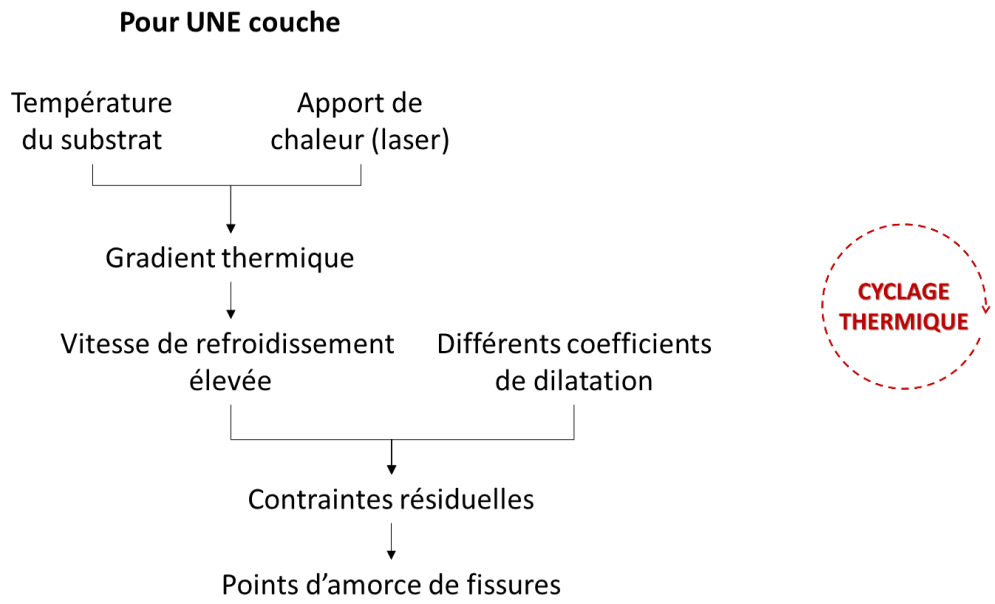



**Figure 6 - Schématisation de l'influence du cyclage thermique**

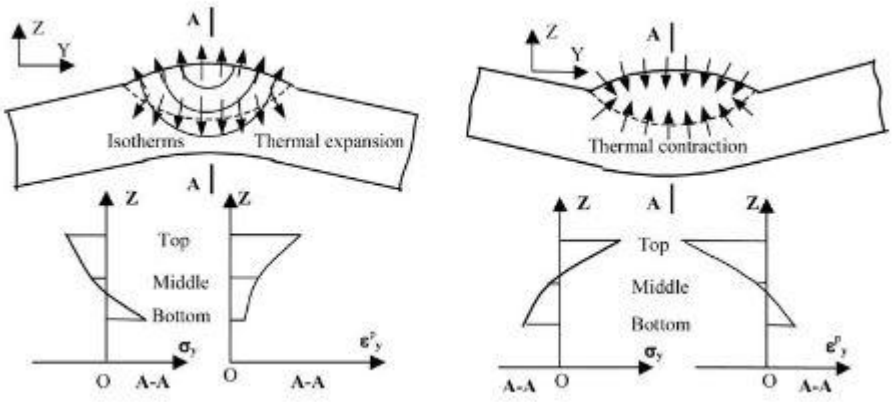



**Figure 7 - Contraintes résiduelles, par Hu et al.** [50]

De nombreux paramètres du procédé ont un impact direct sur l'historique thermique, la géométrie, la microstructure et la qualité de la pièce imprimée. Josse [51] présente dans sa thèse les différents paramètres d'entrée ainsi que les phénomènes physiques influençant les propriétés de la pièce en sortie d'impression (Figure 8). Parmi les plus importants, il y a la puissance du laser, la vitesse d'avance du laser, le débit de matière, le diamètre de spot du faisceau laser, la stratégie d'impression ou encore le pourcentage de recouvrement des cordons [44]. La puissance du laser a un impact sur le gondolement de la surface supérieure de la pièce, sur l'effet de bordure, sur la rugosité de surface, sur la porosité et les cavités, sur la délamination et la texture de grains, sur le pourcentage de fusion de la poudre et sur les fissures. La vitesse d'avance du laser quant à elle impacte le gondolement de la surface supérieure de la pièce, l'effet de bordure, l'effet satellite, le pourcentage de fusion de la poudre et les fissures. Le débit de matière impacte principalement l'épaisseur de couche, l'effet de bordure, l'effet satellite et la rugosité de surface. Nous remarquons que ces trois paramètres impactent des défauts similaires, on parle donc de couples de paramètres. Ainsi, nous pouvons déterminer que le couple de paramètres le plus influent est le couple puissance du laser/vitesse d'avance du laser, suivi du couple vitesse d'avance du laser/débit de matière. Le couple puissance du laser/débit de matière métallique quant à lui exerce une influence plus faible sur la qualité des pièces finies. Certaines données de la littérature [52] nous permettent de conclure que la puissance du laser et la vitesse d'avance du laser influencent la métallurgie du substrat et du dépôt. Augmenter la puissance du laser augmente la profondeur de la ZAT, et augmenter la vitesse d'avance du laser permet de limiter la propagation de la ZAT. Les paramètres du procédé ont également un impact sur la géométrie du dépôt [51] (Figure 9).

Au-delà des paramètres du procédé, il faut aussi prendre en compte d'autres paramètres extérieurs comme la température du substrat qui agit sur le développement de phases différentes affectant négativement les propriétés du matériau, donc sur la microstructure finale, mais aussi sur le gondolement de la surface inférieure de la pièce ou à l'interface et la rugosité de surface. Si on préchauffe le substrat, alors le gradient de température sera moins élevé et les défauts seront moins présents. Après l'impression il est possible de réaliser un traitement thermique de détensionnement des contraintes résiduelles [53] (Figure 10).

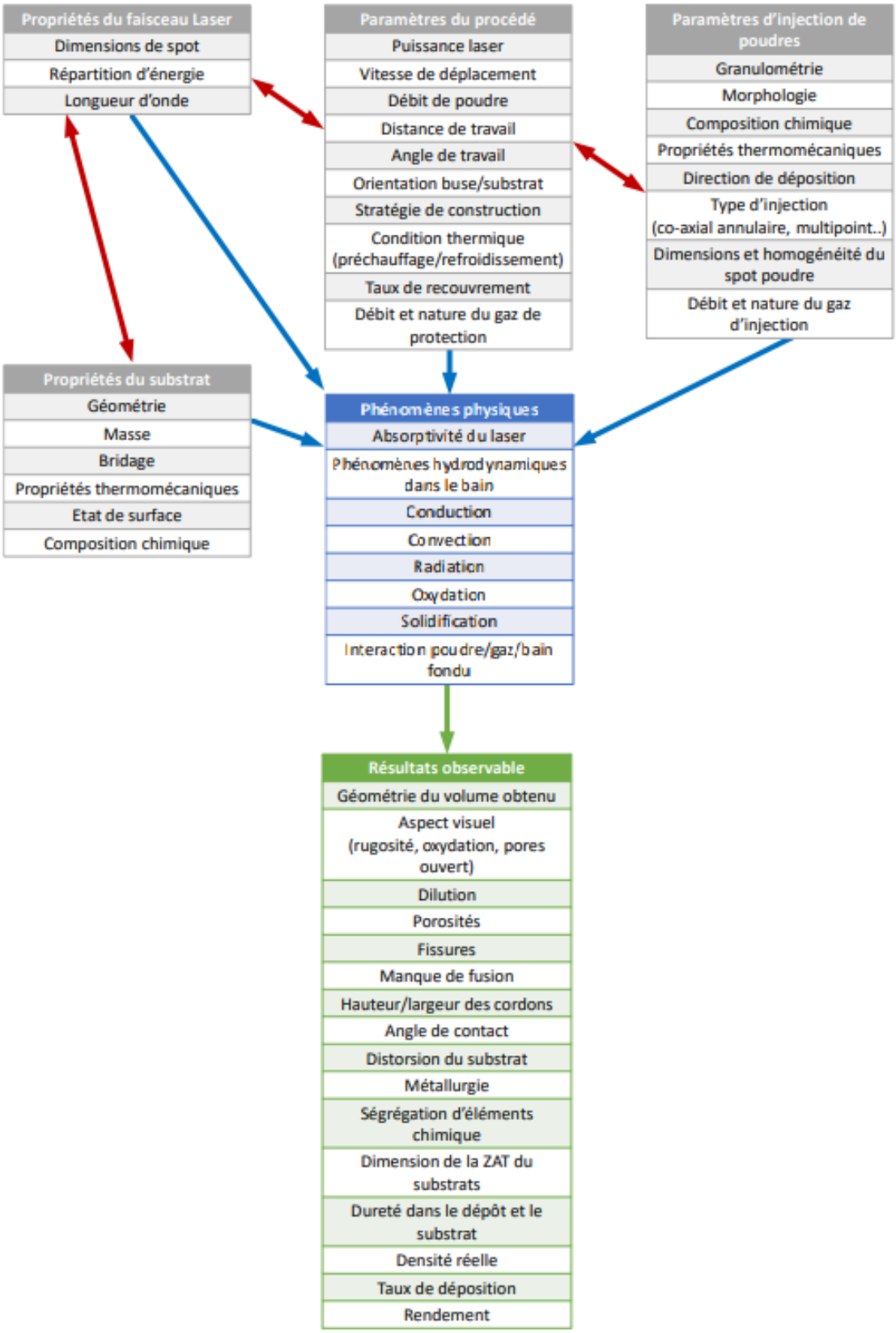



**Figure 8 – Influence des paramètres d'entrée et phénomènes physiques intervenant dans le procédé LMD-p, par Josse** [51]

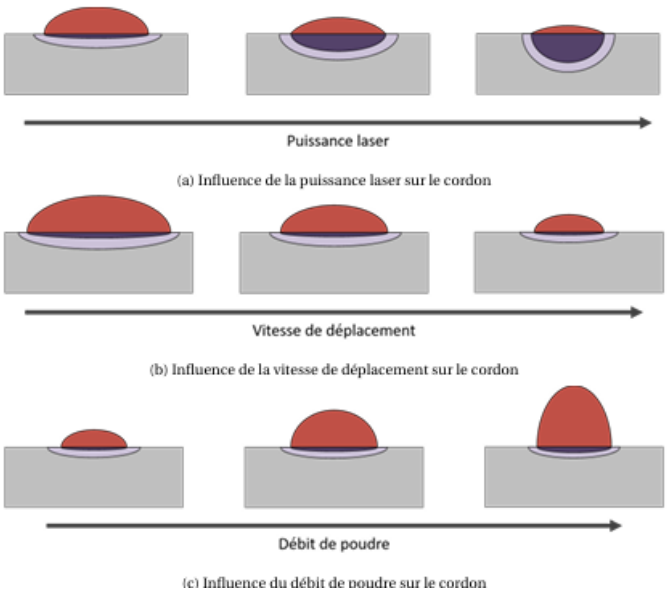



**Figure 9 – Influence des paramètres d'entrées sur la forme et dimension du cordon, par Josse** [51]

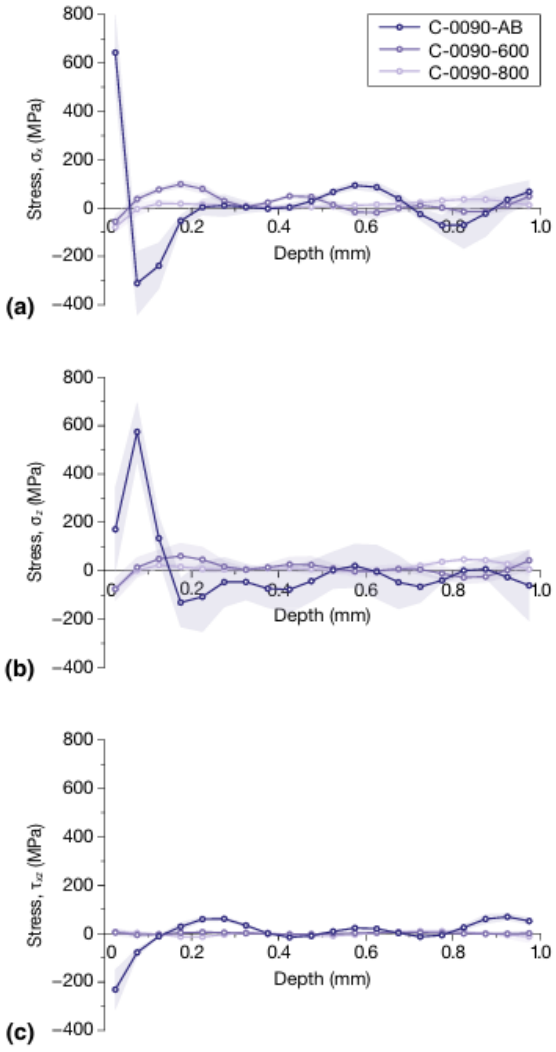



**Figure 10 - Tendance des contraintes résiduelles et erreurs de mesure des échantillons tels qu'imprimés et traités thermiquement à z = 4 mm en termes de $\sigma_x$, $\sigma_z$ et $\tau_{xz}$, par Aversa et al.** [53]

Pour mieux comprendre les phénomènes physiques impliqués dans les procédés de fabrication additive par laser, de nombreux travaux se sont appuyés sur des techniques d'instrumentation permettant d'obtenir des informations clés durant l'impression, telles que la température, la géométrie du bain de fusion ou encore la stabilité du dépôt. Les données obtenues de cette manière servent généralement à ajuster et recaler les résultats d'un modèle numérique avec des données expérimentales. Plusieurs techniques d'instrumentation sont utilisées dans la littérature pour le suivi in situ des procédés de fabrication additive par laser. Parmi les plus courantes, on peut citer :

- Les caméras infrarouges permettent d'obtenir la distribution spatiale de la température à la surface de la pièce au cours du dépôt [54], [55], [56],
- Les caméras CMOS, caractérisées par une fréquence d'acquisition élevée, permettent l'observation de la dynamique du bain de fusion [57], [58],
- La pyrométrie consiste à estimer la température du bain de fusion à partir du rayonnement thermique émis par la surface du matériau [59], [60], [61], [62], [63],
- Les caméras CCD sont utilisées pour caractériser les dimensions du bain de fusion ainsi que la géométrie du dépôt [61], [62], [63],
- Le suivi acoustique repose sur l'analyse des signaux acoustiques générés pendant le procédé afin d'identifier les variations associées à l'apparition de défauts [64],
- La spectroscopie consiste à analyser le rayonnement émis par le plasma ou le panache de matière généré lors de l'interaction laser-matière [56], [65], [66],
- L'imagerie par rayons X permet d'observer les phénomènes se produisant à l'intérieur du bain de fusion pendant le dépôt et la phase de solidification [67], [68].

## 5.2. Types de géométrie pour étudier le procédé DED

Pour établir les paramètres du processus de fabrication additive, des géométries simples sont réalisées. Il s'agit de cordons, de surfaces (juxtaposition de cordons), de murs (superposition de cordons) et de volumes (superposition de surfaces) (Figure 11). Donc, la maîtrise des géométries des cordons est essentielle pour analyser le processus de fabrication additive.

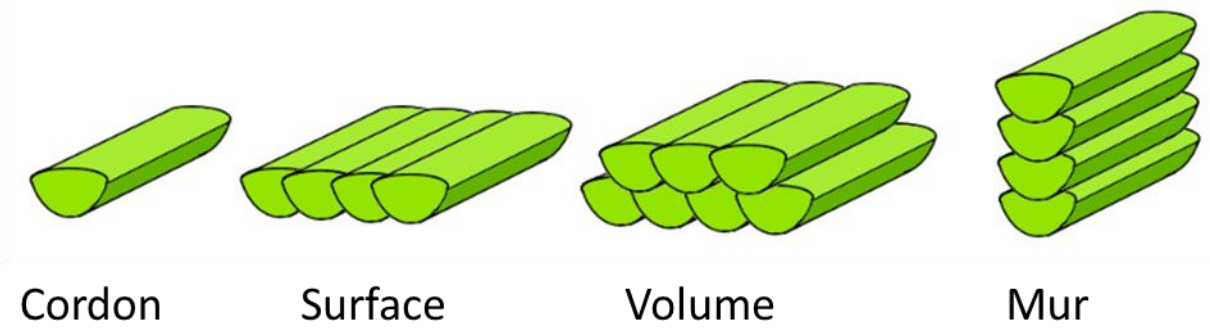



**Figure 11 - Représentation graphique d'un cordon, d'une surface, d'un volume et d'un mur**

Plusieurs facteurs sont étudiés pour obtenir un bon cordon. Dans le cas du procédé DED, on peut faire varier la puissance du laser ($P$ en W), la vitesse d'avance du laser ($V$ en mm/s), le diamètre de spot du laser ($d$ en mm) et le débit de matière ($D_m$ en g/min) [53], [69].

Pour étudier l'effet de ces paramètres, l'énergie spécifique $E_S$, qui représente l'énergie déposée par unité de surface en J/mm$^2$, est souvent utilisée ([70], [71], [72], [73]) :

$$E_S = \frac{P}{V*d} \quad (1)$$

Une autre variante est l'énergie spécifique par unité de longueur $E$, (aussi appelée énergie linéique J/mm) est également utilisée [74] :

$$E = \frac{P}{V} \quad (2)$$

Nous retrouvons aussi la quantité de matière par unité de distance $MUD$ en g/mm [75]:

$$MUD = \frac{D_m}{V} \quad (3)$$

Pour réaliser des surfaces, le taux de recouvrement, schématisé sur la Figure 12, est également un paramètre important qu'il faut prendre en compte dans le process ([70], [73], [70], [73], [76]).

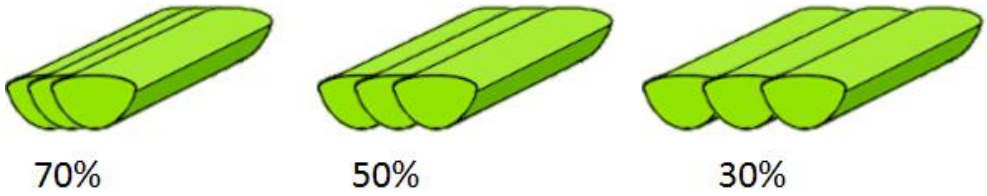



**Figure 12 - Représentation graphique de différents pourcentages de recouvrement**

Pour la réalisation des murs, en plus des paramètres définis pour les cordons [77], le sens du parcours du laser [78] et l'incrément selon la hauteur [76] sont à prendre en compte.

Enfin, pour les volumes, il faut en plus considérer les différentes stratégies d'impression [73] telles que représentées dans la Figure 13.

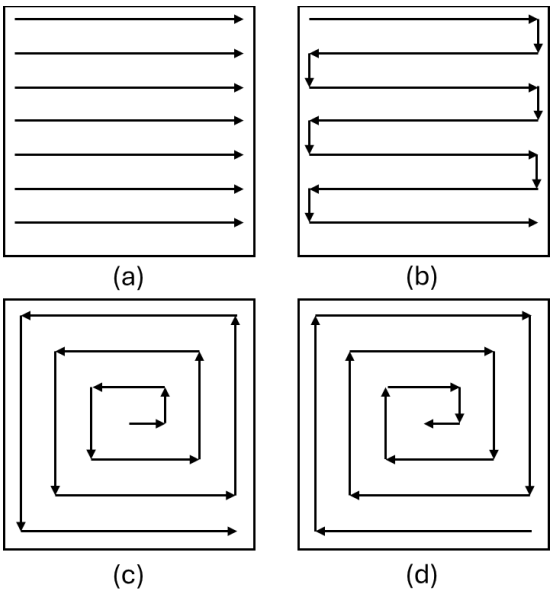



**Figure 13 - Représentation graphique de différentes stratégies d'impression, (a) One Way, (b) Zig Zag, (c) Contour extérieur, (d) Contour intérieur**

Le Tableau 5 récapitule les principaux travaux relatifs à la fabrication des différentes stratégies d'impression.

**Tableau 5 – Fabrication des différentes stratégies d'impression en DED Laser-Poudre dans la littérature**

| Géométries | Matériaux Dépôt/Substrat | Paramètres* | Caractérisations** | Références |
|---|---|---|---|---|
| Cordons | Inconel 718/304L | $P, V$ | H, L, % porosité, Microstructure, | [79] |

| | | | | |
|---|---|---|---|---|
| | | | EDS Mapping, Micro-dureté | |
| | Co Alloy/Acier | $P, V, Dm$ | H, L, $\alpha$ | [80] |
| | Stellite 6/Acier doux | $P, V, Dm$ | H, L, Ac, Am | [81] |
| | NiCr 19E Alloy/C45 | $P, V, Dm$ | H, L, Ac, Am, p, $\alpha$ | [75] |
| | Diamalloy 2002/100MnCrW4DIN | $P, V, Dm$ | $H, L, p$, Dureté | [82] |
| | Eutroloy 16006/Fonte | $P, V, Dm$ | $H, L, p, A_c, A_m, \alpha$, Rendement poudre | [83] |
| | Diamalloy 2002/100MnCrW4DIN | $P, V, Dm$ | $H, L, p, \alpha$ | [84] |
| | Diamalloy 2002/100MnCrW4DIN | $P, V, Dm$ | $H, L, p$ | [85] |
| | 316L/Acier doux | $P, V, Dm$ | $H, L, p, A_c, A_m$ | [86] |
| | Ti-6Al-4V/ Ti-6Al-4V | $P, V, Dm$ | $H, L, p$ | [87] |
| | P420/Acier doux | $P, V, Dm, d$, Distance buse/substrat | $H, L, p, A_c, A_m$ | [88] |
| | CoCrMo/γ-TiAl | $P, V, Dm$ | $H, L, p, \alpha$ | [89] |
| | NiCrAlY/Inconel 738 | $P, V, Dm$ | $H, L, p, \alpha$ | [90] |
| | AISI M4/AISI 1045 | $P, V, Dm$, Débit gaz transporteur, Débit gaz protecteur | $H, L, p$ | [91] |
| | Ti-6Al-4V/ Ti-6Al-4V | $P, V, Dm$ | $H, L, p, \alpha$ | [92] |
| | Inconel 718/S235 JR | $P, V, Dm$ | $H, L, p, A_c, A_m$ | [93] |
| | Ni45/Ni | $P, V, Dm$ | Rugosité moyenne sans dimension, intervalle entre les ondulations | [94] |
| | Inconel 738/Inconel 718 | $P, V, Dm$ | $H, L, \alpha$, % porosité | [95] |
| | 316L /Acier doux et H13 /Acier doux | $P, V, Dm$ | $A_c, A_m, \alpha, p$ | [96] |

| | | | | |
|---|---|---|---|---|
| Surfaces | Hastelloy C-276/Acier doux | $P, V, Dm$, % recouvrement | Indice d'uniformité, $p$, Micro-dureté | [97] |
| | K340/K340 | $P, V$, Débit gaz transporteur | $H, L$, Hauteur de la discontinuité, $S_a$, $S_q, S_{dq}$ | [98] |
| Volumes | AISI H13/AISI 1018 | $P, V, Dm, e$ | $e$, Micro-dureté, taux de porosité | [99] |
| | Inconel 718/ Inconel 718 | $P, V, Dm$, Stratégie d'impression | $H, L, p$, Rugosité de surface, Microstructure, EDS Mapping, Micro-dureté, Resistance a la traction, Ductilité | [100] |

* $P$ = Puissance du laser, $V$ = Vitesse d'avance du laser, $d$ = Diamètre de spot, $Dm$ = Débit de matière, $e$ = Épaisseur de couche.
** $H$ = Hauteur de dépôt, $L$ = Largeur du dépôt, $\alpha$ = angle de contact, $A_c$ = Aire du dépôt au-dessus du substrat, $A_m$ = Aire du dépôt dans le substrat, $p$ = Pénétration du dépôt dans le substrat, $S_a$ = Hauteur moyenne arithmétique, $S_q$ = Hauteur moyenne quadratique, $S_{dq}$ = Valeur moyenne des gradients locaux sur la surface.

## 5.3. Optimisation numérique

Dû au nombre trop important de variables influençant les caractéristiques du produit fini, il serait trop onéreux, tant d'un point de vue financier que temporel, de vérifier par l'expérience l'impact de chacun de ces paramètres. C'est dans ce contexte que la modélisation intervient [49]. Aussi Shamsaei et al. [73] évoque le besoin de combler le vide entre le développement de cordons à petite échelle en laboratoire et le besoin industriel de productivité.

Afin d'utiliser la simulation numérique comme outil de prédiction d'une production expérimentale, il existe trois approches principales : l'approche microscopique, l'approche mésoscopique et l'approche macroscopique [101], [102].

L'approche microscopique est la plus détaillée. Elle permet d'étudier le flux de poudre, la microstructure, la transformation de phases, l'orientation des grains ou encore les phénomènes de ségrégation d'éléments chimiques lors de la solidification. Elle apporte le plus

d'informations sur les caractéristiques mécaniques du produit fini mais les temps de calculs sont extrêmement élevés. Xin et al. [103] ont utilisé la méthode ALE (Arbitrary Lagrangian Eulerian) pour calculer le gradient thermique, la vitesse de solidification et le temps de refroidissement induits par la variation des paramètres du procédé. Ils ont aussi pu simuler la hauteur et la largeur du rechargement ainsi que les dimensions du bain de fusion (Figure 14). Gan et al. [104] se sont servis d'un modèle auto-cohérent pour modéliser la répartition des éléments chimiques au sein du dépôt (Figure 15). Tabernero et al. [105] ont utilisé un algorithme de mécanique des fluides numérique afin d'étudier la distribution et la vitesse des particules au sein du flux de poudre (Figure 16). Ils ont ensuite étudié l'impact du nuage de poudre sur l'atténuation de la puissance laser grâce à un modèle basé sur les ombres [106]. Bayat et al. [107] se sont servis de la méthode des volumes finis pour étudier l'impact du jet de poudre et du débit de gaz transporteur sur le bain de fusion et la forme du dépôt final (Figure 17). Leur étude prend en compte différentes forces hydrodynamiques : la tension de surface, la pression de recul, la thermo-capillarite et les forces de traînée dues à la solidification entre autres. Huang et al. [108] ont utilisé un modèle thermique analytique en 3D, basé sur les paramètres du procédé, pour calculer les caractéristiques thermiques et les caractéristiques de solidification induites par le procédé. Ceci leur permet d'obtenir la vitesse de refroidissement ainsi que l'espacement primaire des bras dendritiques (Figure 18). D'autres méthodes telles que la méthode du volume de fluide ou la méthode *Level Set* permettent d'étudier les phénomènes hydrodynamiques et les transferts thermiques au sein du bain de fusion, mais ne permettent pas d'étudier les distorsions dans le solide [51].

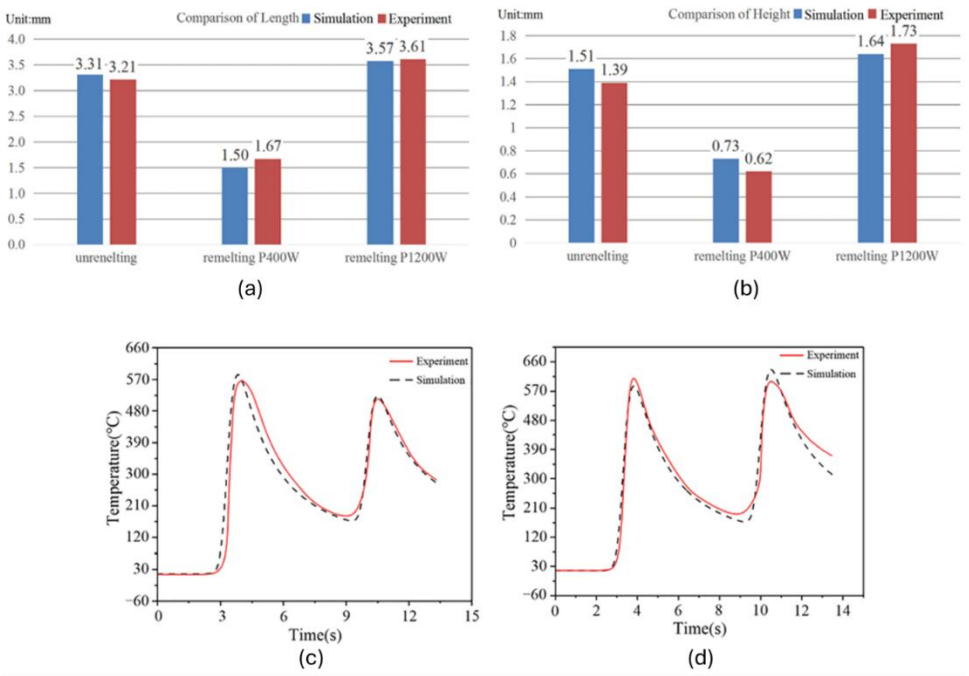



**Figure 14 – Comparaison des dimensions du bain de fusion entre la simulation et l'expérimental : (a) largeur, (b) hauteur ; Comparaison des températures dans le substrat entre la simulation et les thermocouples : (c) Puissance = 400W, (d) Puissance = 1200W, adapté de Xin et al.** [103]

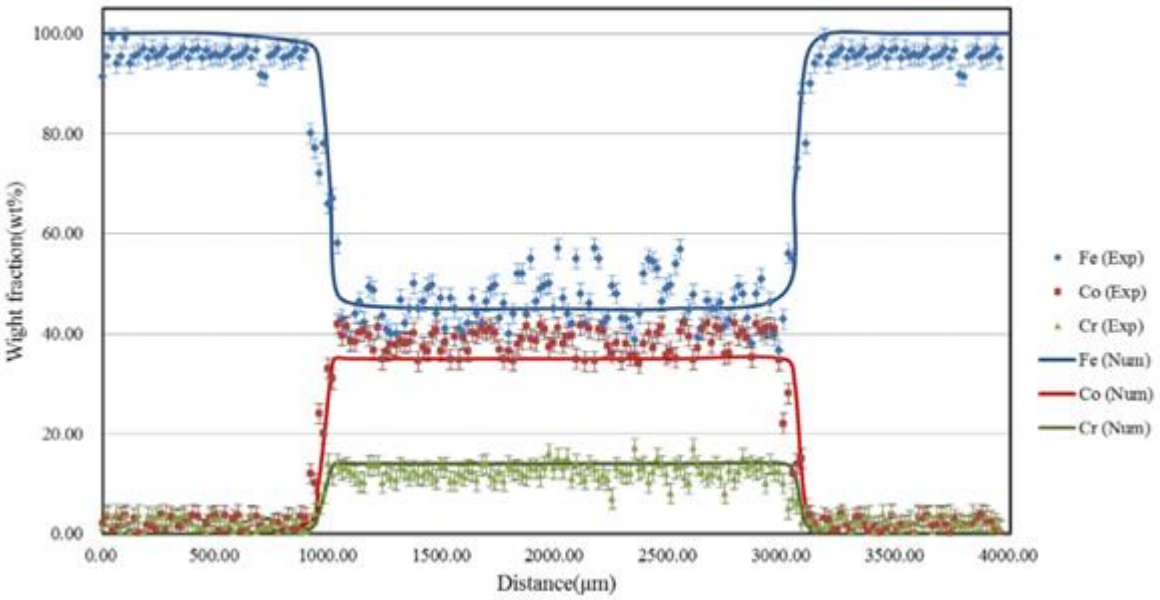



**Figure 15 - Fraction massique expérimentale et simulée pour le Fe, le Co et le Cr dans la vue transversale, par Gan et al.** [104]

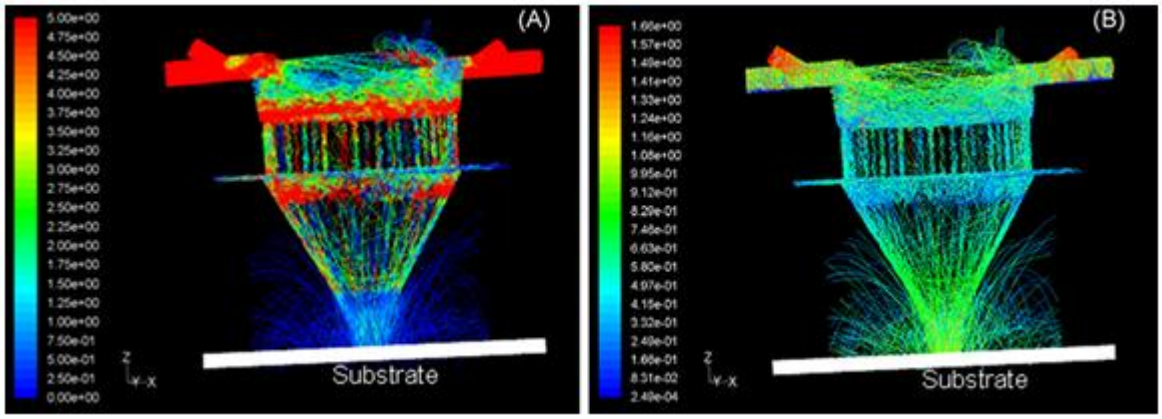



**Figure 16 – Champs de (A) concentration et de (B) vitesse simulés pour l'AISI-D2, par Tabernero et al.** [105]

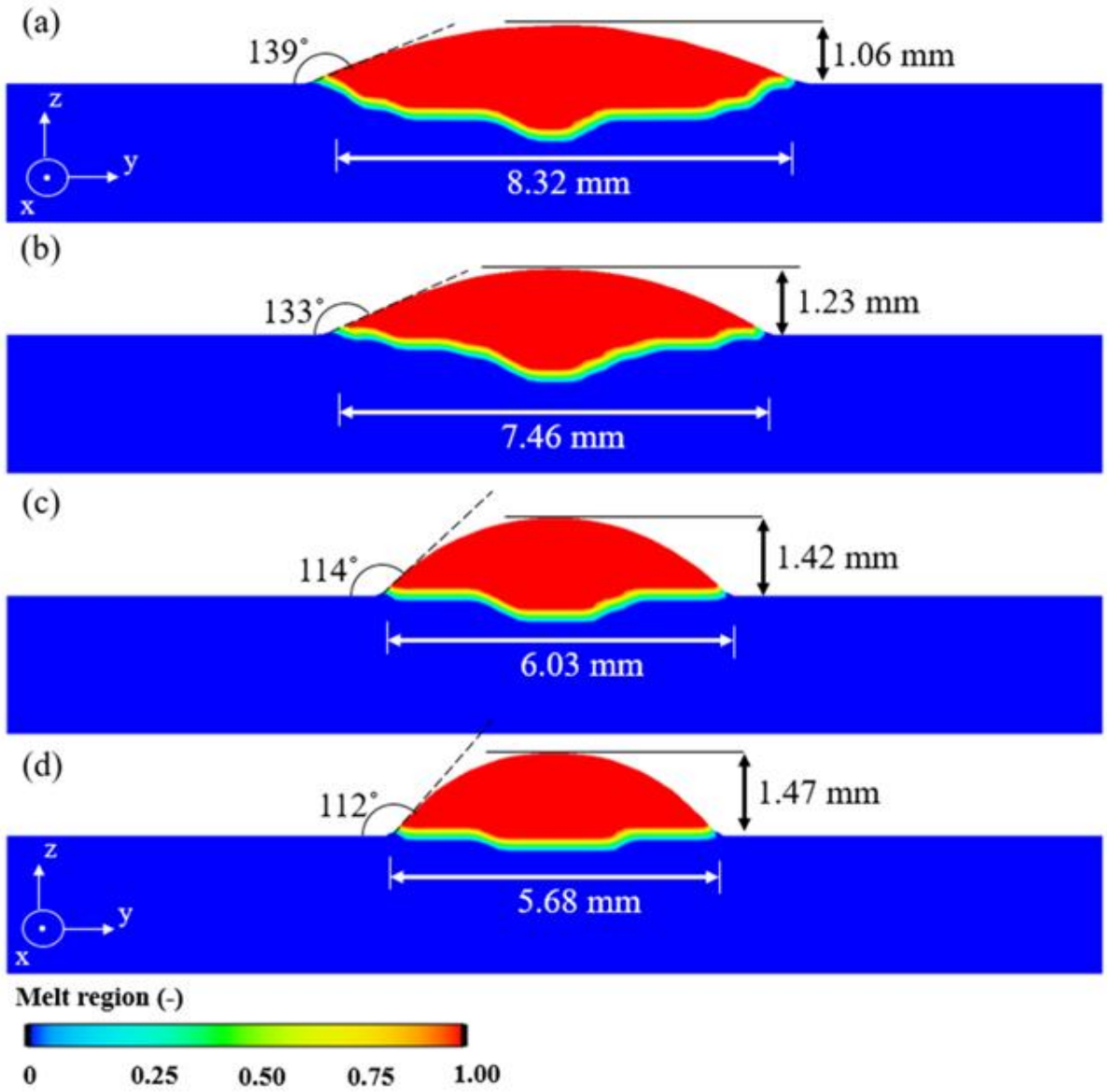



**Figure 17 - Morphologie, dimensions et zone de fusion appartenant au premier cordon pour les cas : (a) Very Low, (b) Low, (c) High et (d) Very High. Les coupes transversales sont toutes réalisées à la fin de la fabrication de la première piste et au centre du cordon déposé le long du plan y-z, par [107] (les mentions Very Low, Low, etc. correspondent à la valeur du débit de gaz transporteur)**

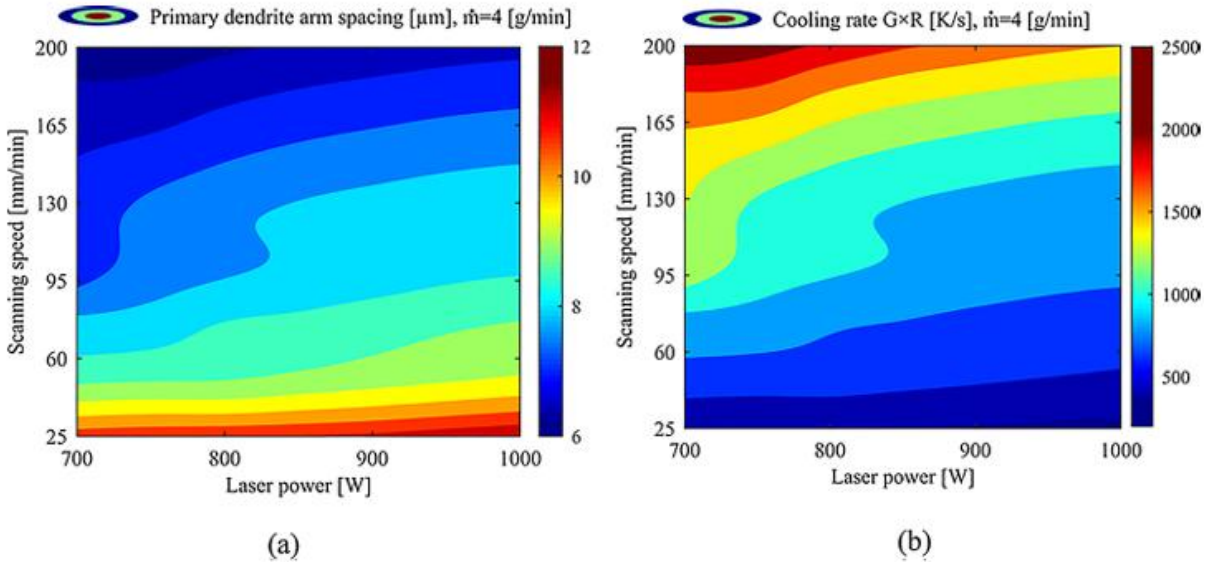



**Figure 18 - Carte de l'espacement primaire des bras dendritiques (a) et Carte de vitesse de refroidissement (b) en fonction de la puissance laser et de la vitesse de balayage pour la zone supérieure du cordon SS 316L au moment transitoire (t = L/2v) avec une morphologie dendritique cellulaire, par Huang et al.** [108]

L'approche mésoscopique se situe au niveau du cordon, et on va venir étudier les champs de température au sein du système ainsi que les déformations et les contraintes résiduelles. En général, le flux de poudre et les phénomènes hydrodynamiques ne sont pas étudiés [51], d'autres méthodes sont donc utilisées pour modéliser la géométrie du rechargement [109], [110] (Figure 19 et Figure 20) et ainsi se servir de cette géométrie dans un modèle par éléments finis. Globalement il existe deux grand types de modèles pour la simulation mésoscopique : ceux basés sur la conduction et ceux basés sur le fluide [101]. Comme les modèles basés sur la conduction ne prennent pas en compte la dynamique des fluides, ils ont tendance à surestimer le pic de température et pour les rendre plus robuste, il est conseillé de les coupler à des modèles métallurgiques ou mécaniques, qui sont analytiques, basés sur les éléments finis ou sur la méthode des volumes finis. Alimardani et al. [111] ont obtenu la géométrie de leur dépôt grâce à un modèle imposant un déplacement au nœud jusqu'à la surface où se rencontrent le jet de poudre et le bain de fusion. Ensuite, ils ont appliqué un modèle thermomécanique pour modéliser les contraintes résiduelles (Figure 21). Grace à un modèle par éléments finis thermo-élasto-plastique, Wang et al. [112] ont simulé la géométrie du bain de fusion, les champs de températures, les contraintes résiduelles et la transformation de la phase solide d'un dépôt de 10 couches. Anca et al. [113] ont utilisé un modèle par éléments finis afin d'étudier les déplacements hors-plan (Figure 22). Le deuxième

type de modèles, ceux basés sur le fluide (Computational Fluid Dynamics) permettent de prendre en compte des propriétés fluides comme la pression et les vecteurs de vitesse [101]. Comme ils sont plus complexes ils sont plus consommateurs de temps de calculs. He et al. [114] ont utilisé un modèle numérique transitoire pour analyser le transfert thermique et l'écoulement des fluides lors du soudage laser d'un acier inoxydable (Figure 23). Ceci leur a permis d'obtenir les gradients de température, les vitesses de solidification ainsi que la profondeur du bain de fusion. Jiang et al. [115] se sont servis de la méthode des volumes finis pour obtenir les isothermes de températures et les dimensions du bain de fusion en fonction de l'effet Marangoni (Figure 24).

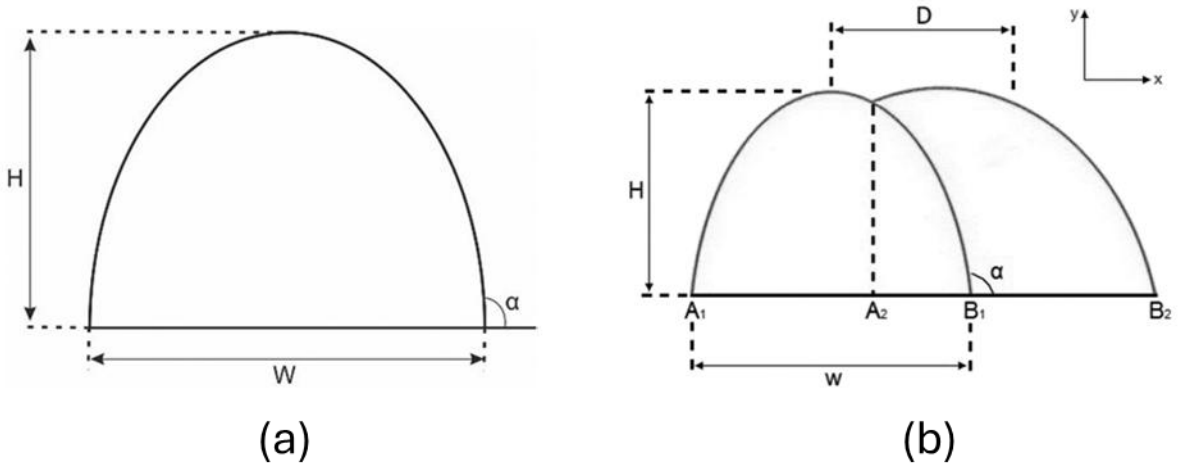



**Figure 19 – (a) Profil d'un cordon individuel avec ses caractéristiques géométriques, et profil de deux cordons juxtaposés par dos Santos Paes et al.** [109]

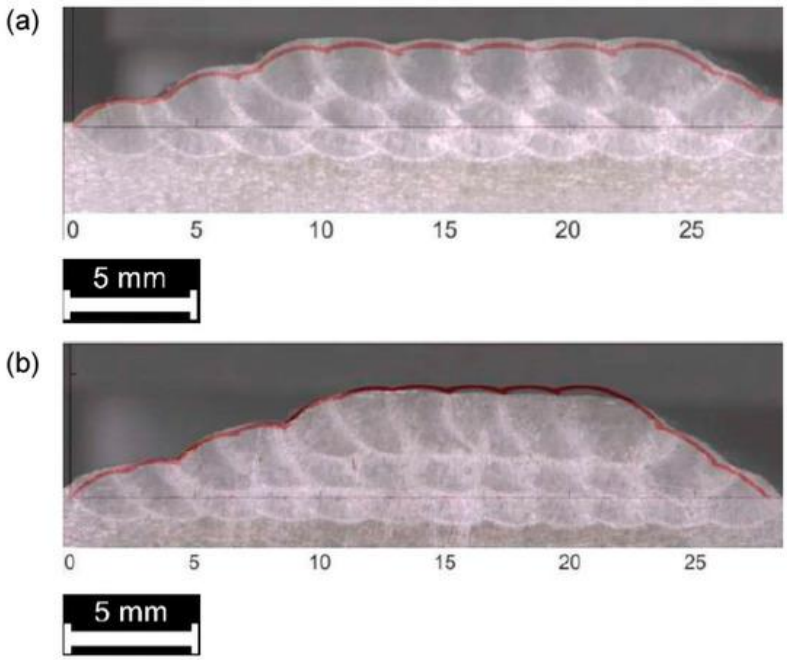



**Figure 20 – Comparaison entre la simulation (profil rouge) et l'expérimental d'un volume de trois couches avec (a) recouvrement de 33% et (b) recouvrement de 50%, par Caiazzo et Alfieri** [110]

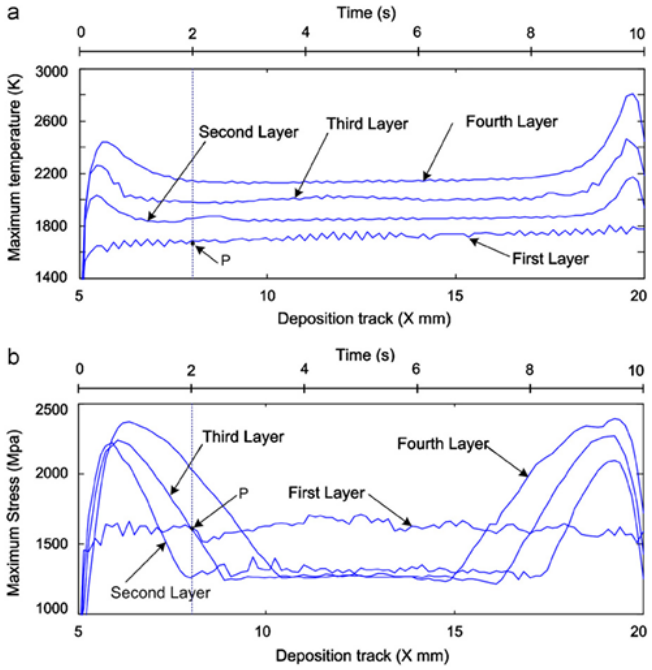



**Figure 21 – (a) Températures maximales (K) et (b) contraintes de Von Mises maximales (MPa) pour chaque couche, par Alimardani et al.** [111]

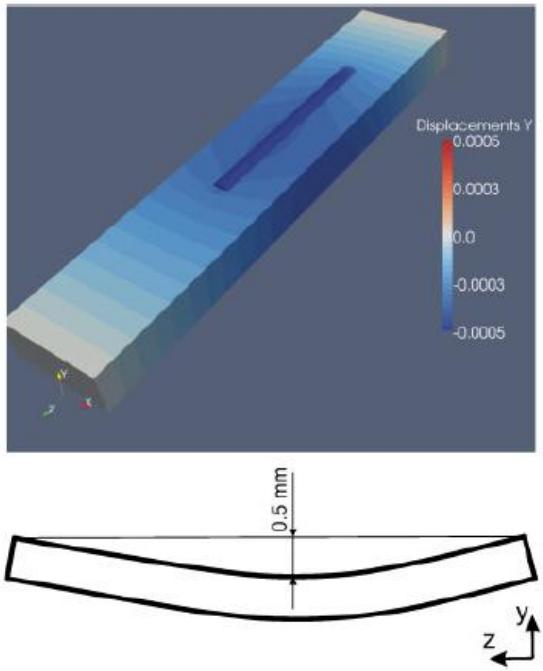



**Figure 22 - Déplacement hors-plan simulé, par Anca et al.** [113]

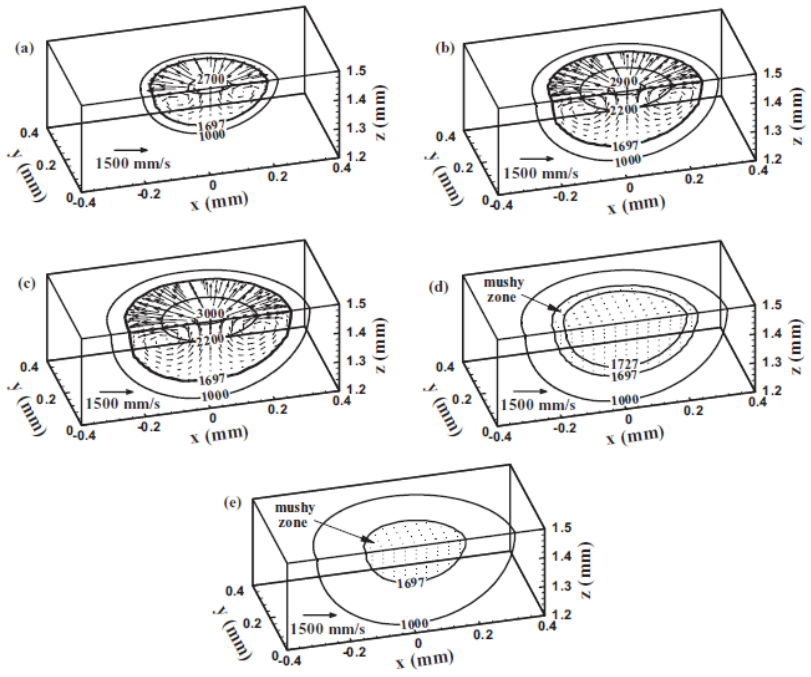



**Figure 23 - Champs de température et de vitesse calculés à différents moments : (a) t = 1 ms, (b) t = 3 ms, (c) t = 4 ms, (d) t = 4,5 ms et (e) t = 5 ms. Puissance laser : 530 W, durée d'impulsion : 4,0 ms et rayon du faisceau : 0,159 mm, par He et al.** [114]

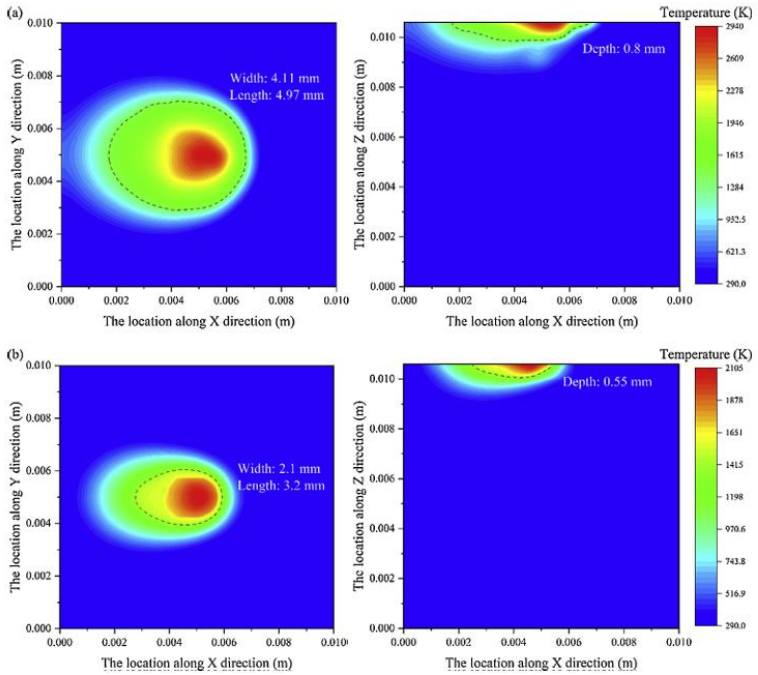



**Figure 24 - Contours de distribution de température et dimensions du bain de fusion tenant compte de l'effet Marangoni à différentes vitesses de balayage : (a) 20 mm/s, (b) 50 mm/s, par Jiang et al.** [115]

L'approche macroscopique a pour but de venir étudier le procédé dans son ensemble, de simuler les déformations et les contraintes résiduelles à l'échelle d'une pièce massive tout en réduisant les temps de calcul [51]. Nain et al. [116] ont simulé la déformation sur un dépôt de 50 puis 100 couches d'un mur grâce à un modèle par éléments finis (Figure 25). Kiran et al. [117], [118] ont utilisé les éléments finis pour modéliser les contraintes résiduelles sur un bloc (Figure 26). Kovšca et al. [119] ont utilisé les éléments finis pour modéliser les contraintes résiduelles et les déformations résiduelles dans une pièce cylindrique (Figure 27).

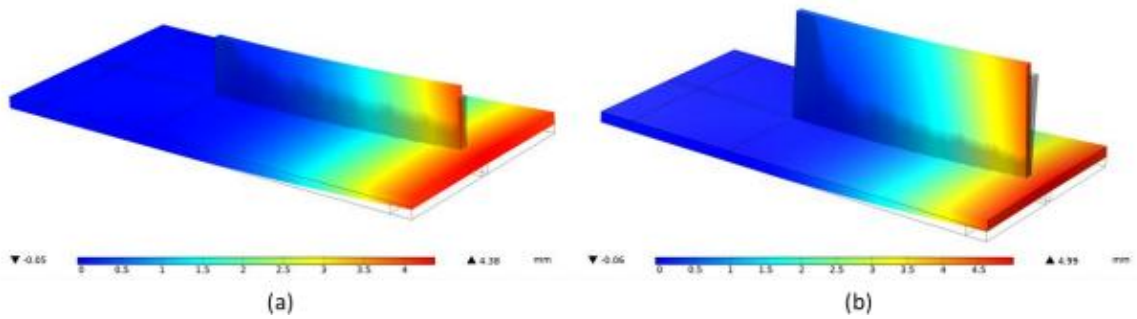



**Figure 25 – Modèle mécanique montrant la déformation finale, (a) Mur de 50 couches, (b) Mur de 100 couches, par Nain et al.** [116]

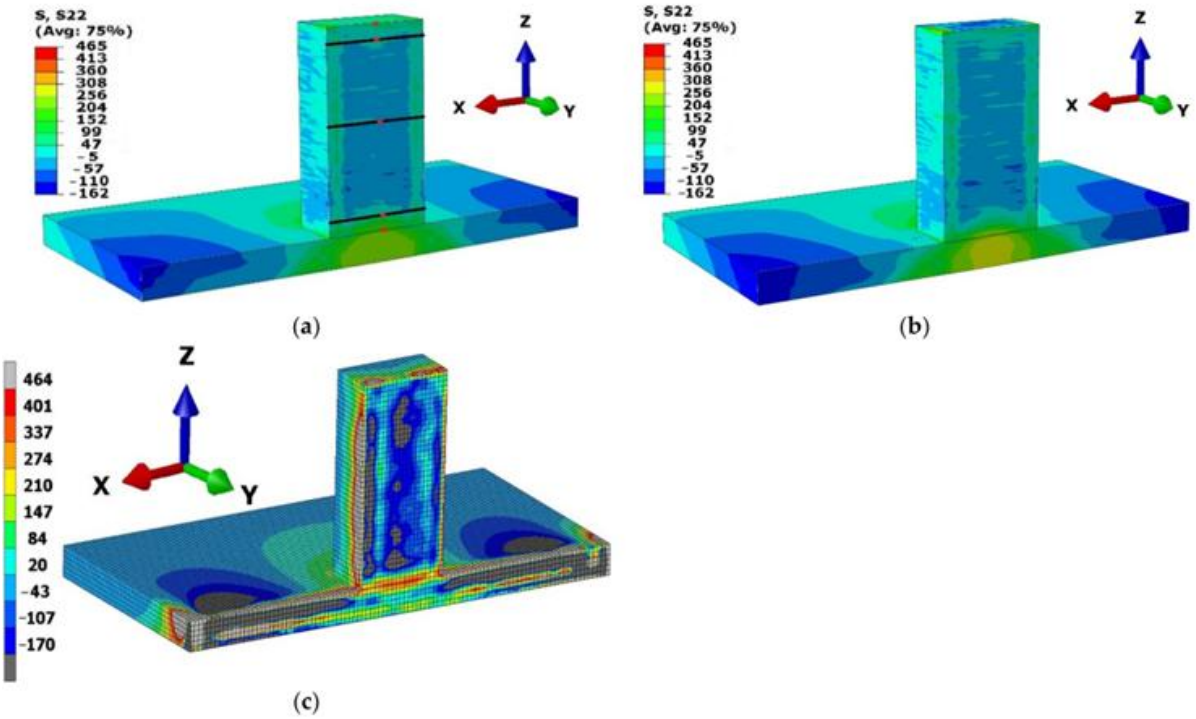



**Figure 26 -Contrainte résiduelle (MPa) dans la composante Y perpendiculaire au plan de coupe (a) Modèle de Goldak (b) Modèle source d'énergie concentrée (c) Méthode des contours, par Kiran et al.** [117]

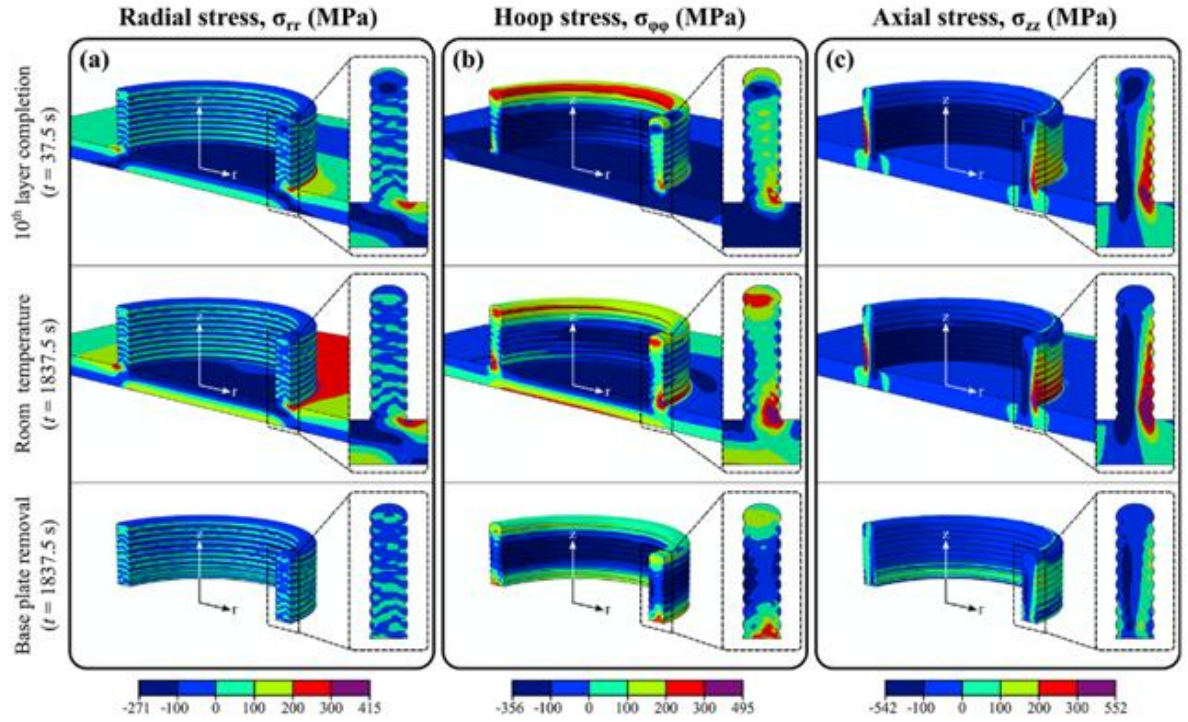



**Figure 27 - Champs de contraintes (a) radiales, (b) circonférentielles et (c) axiales calculés successivement après l'achèvement de la 10e couche encore à l'état chaud, après refroidissement à température ambiante et après retrait de la plaque de base. Les durées indiquées entre parenthèses sont relatives au début du dépôt de la 10e couche, par Kovšca et al.** [119]

Il est possible de réduire les temps de calcul en utilisant une source d'énergie équivalente et en simplifiant le dépôt de matière. Deux méthodes existent pour simuler le dépôt de matière de manière simplifiée avec des éléments finis [120]. La première est la méthode des éléments « silencieux » (quiet elements), pour laquelle les éléments sont présents dès le début de la simulation mais leurs propriétés sont définies manuellement par l'utilisateur, de manière à ne pas impacter le résultat global de la simulation si la région n'est pas déposée. La deuxième méthode est celle des éléments inactifs, pour laquelle à chaque pas de temps, si la trajectoire du laser a rencontré l'élément, alors l'élément devient actif et ses propriétés sont prises en compte dans les calculs. Cette dernière méthode est celle qui donne les calculs les plus rapides. Nain [121] utilise une méthode combinant les éléments silencieux et l'activation d'éléments pour accélérer les temps de calculs (Figure 28).

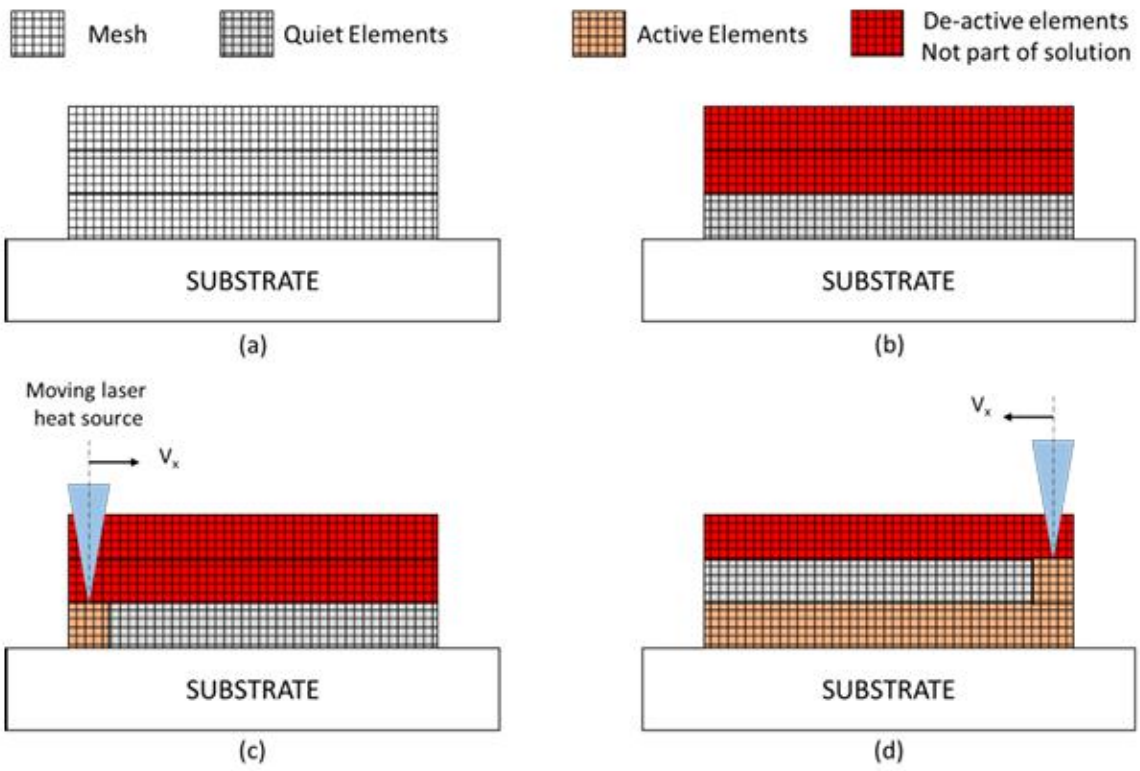



**Figure 28 - (a) Maillage : le domaine de calcul au début du calcul est uniquement le substrat (b) Les éléments silencieux attribués à la première couche et à toutes les autres couches sont désactivés (ils ne font pas partie du domaine de calcul) (c) Commutation des éléments silencieux/actif (première couche), toutes les autres couches sont désactivées (d) Commutation des éléments silencieux/actif (deuxième couche), la couche 1 est déjà activée, toutes les autres couches sont désactivées, par Vaibhav NAIN** [121]

Afin d'obtenir un modèle thermomécanique fiable, il est nécessaire de définir correctement la source d'énergie répondant à l'équation de base du transfert de chaleur

[122], [123]. Les détails des différentes sources d'énergies sont fournis dans le Tableau 6 et dans la Figure 29.

**Tableau 6 – Différentes sources d'énergies, agrémenté à partir de la thèse de Nain** [121]

| Source d'énergie | Équation | Avantages | Inconvénients |
|---|---|---|---|
| Gaussienne (surfacique)* | $Q = \frac{AP}{\pi r_0^2} \exp\left(\frac{-2r^2}{r_0^2}\right)$ | Simple (surface), Faibles temps de calculs | Peu de précision |
| Top-Hat (surfacique)* | $Q = \begin{cases} \frac{AP}{\pi r_0^2}, & -r_0 \leq r \leq r_0 \\ 0, & r > r_0 \end{cases}$ | Simple (surface), Faibles temps de calculs | Peu de précision, correspond moins à la distribution d'énergie du faisceau laser |
| Gaussienne (volumique)** | $Q = \frac{2AP}{\pi r_0^2}\left(1 - \frac{z}{H}\right) \exp\left(1 - \frac{r^2}{r_0^2}\right)$ | Correspond à la distribution d'énergie du faisceau laser | Symétrie imposée, pas de trainée derrière le faisceau en mouvement, calibration des paramètres |
| Cylindrique (volumique)* | $Q = \begin{cases} \frac{AP}{\pi r_0^2 H}, & -r_0 \leq r \leq r_0 \\ 0, & r > r_0 \end{cases}$ | Simple et volumique | Peu de précision, uniformité totale |
| Goldak (volumique)*** | $Q = \frac{6\sqrt{3}APf_{f/r}}{abc_{f/r}\pi\sqrt{\pi}} e^{-3\frac{x^2}{c_{f/r}^2}} e^{-3\frac{y^2}{a^2}} e^{-3\frac{z^2}{b^2}}$ | Forte corrélation avec les données expérimentales | Complexe, besoin de calibration |

*Avec $Q$ flux thermique à une distance radiale $r$ du centre du faisceau (W/m$^2$), $A$ coefficient d'absorption, $P$ puissance du laser (W), $r_0$ rayon du faisceau à $\frac{1}{e^2}$ de l'intensité maximale (m) et $r$ distance radiale par rapport à l'axe du faisceau (m).

** Avec $H$ profondeur de pénétration (m) et $z$ profondeur dans le matériau (0 à la surface).

*** Avec $a$, $b$ et $c_{f/r}$ semi-axes des ellipsoïdes dans les directions y, z et x respectivement (m), $f_{f/r}$ fraction de puissance dans l'ellipsoïde avant/arrière (sans dimension, généralement $f_f + f_r = 2$ pour la normalisation), $x$ direction le long du trajet de soudage (dans le sens de la longueur), $y$ direction transversale (largeur) et $z$ profondeur dans le matériau.

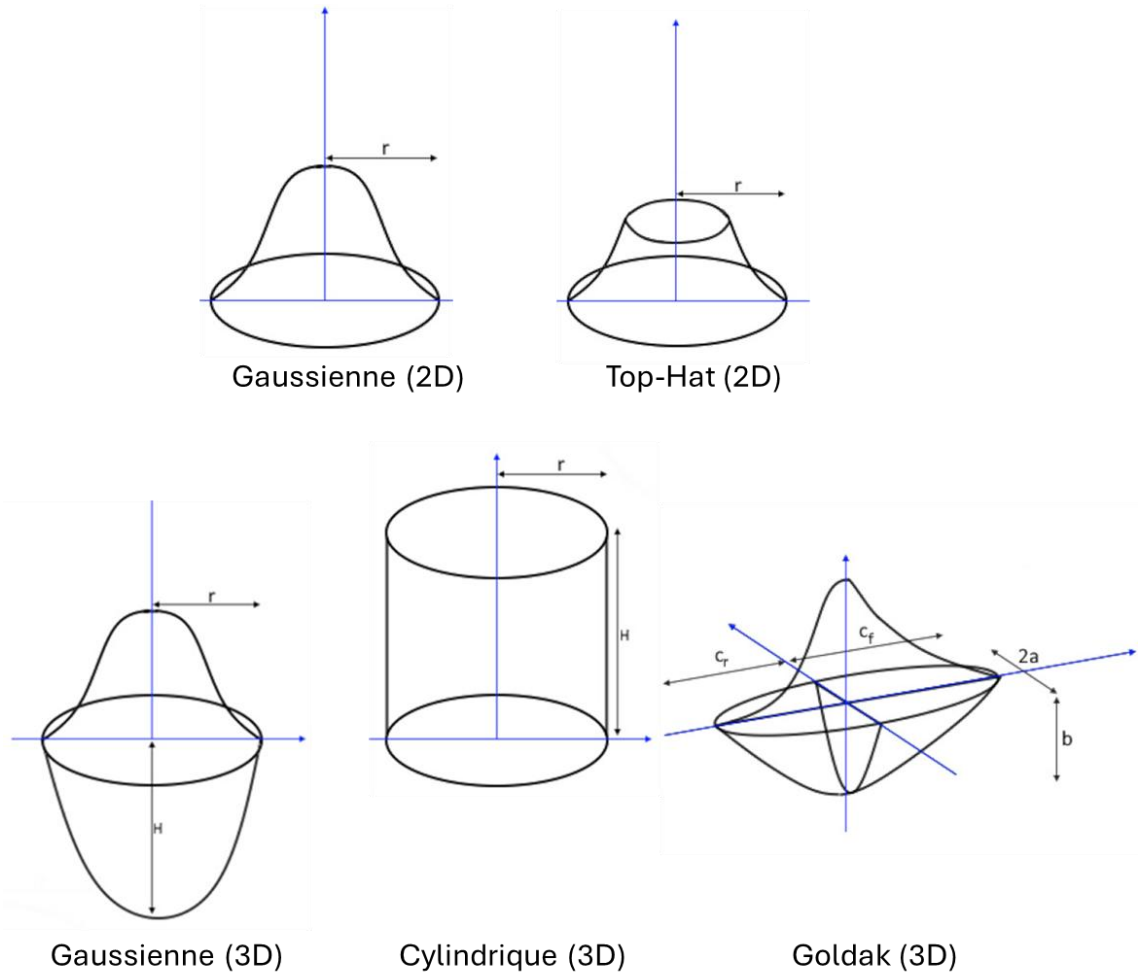



**Figure 29 – Schématisation des différentes sources d'énergies**

Alimardani et al. [111] ont utilisé une Gaussienne surfacique pour obtenir les champs de températures et les contraintes résiduelles. Wang et al. [112] ont utilisé une Gaussienne volumique pour simuler la géométrie du bain de fusion, les champs de températures, les contraintes résiduelles et la transformation de la phase solide. Anca et al. [113] ont utilisé une source d'énergie de Goldak pour simuler les champs de températures et les déplacements résiduels. Chiumenti et al. [124] ont utilisé une Gaussienne surfacique pour modéliser la géométrie du bain de fusion, la Zone Affectée Thermiquement, les distorsions et les contraintes résiduelles. Chiumenti et al. [125] ont ensuite utilisé une source d'énergie de Goldak pour simuler les champs de températures et les contraintes résiduelles. Peyre et al. [126] se sont servi d'une source d'énergie Top-Hat pour modéliser la géométrie du bain de fusion, les champs de températures et la géométrie du mur. Johnson et al. [127] ont utilisé une Gaussienne surfacique pour simuler les champs de températures et la microstructure. Lu et al. ont utilisé une source d'énergie Top-Hat [128] puis une Gaussienne volumique [129]

pour modéliser les champs de températures, les contraintes résiduelles et les distorsions. Piscopo et al. [130] ont utilisé une source d'énergie cylindrique pour simuler l'adhésion entre le dépôt et le substrat, alors que Biegler et al. [131] ont utilisé cette même source pour modéliser la distorsion. Nain et al. [132] se sont servi d'une source d'énergie de Goldak pour simuler les champs de températures et les contraintes résiduelles. Sumanlal et al. [122] quant à eux ont utilisé une source d'énergie de Goldak pour simuler la géométrie, les champs de températures et les contraintes résiduelles. La source d'énergie de Goldak a montré une forte corrélation entre les données expérimentales et la simulation numérique [123].

Comme évoqué par Josse [51], les échelles mésoscopique et macroscopique sont les plus intéressantes du point de vue industriel. En effet, elles permettent d'obtenir rapidement une optimisation du mode paramétrique dans une optique de réduction des contraintes résiduelles. Dans certains cas, afin d'être le plus exhaustif possible, il est convenu de combiner deux modèles, comme l'ont fait Beghini et al. [133] en couplant un modèle à l'échelle microscopique permettant d'analyser la partie thermique et fluide, à un modèle à l'échelle macroscopique permettant d'analyser la partie mécanique (Figure 30).

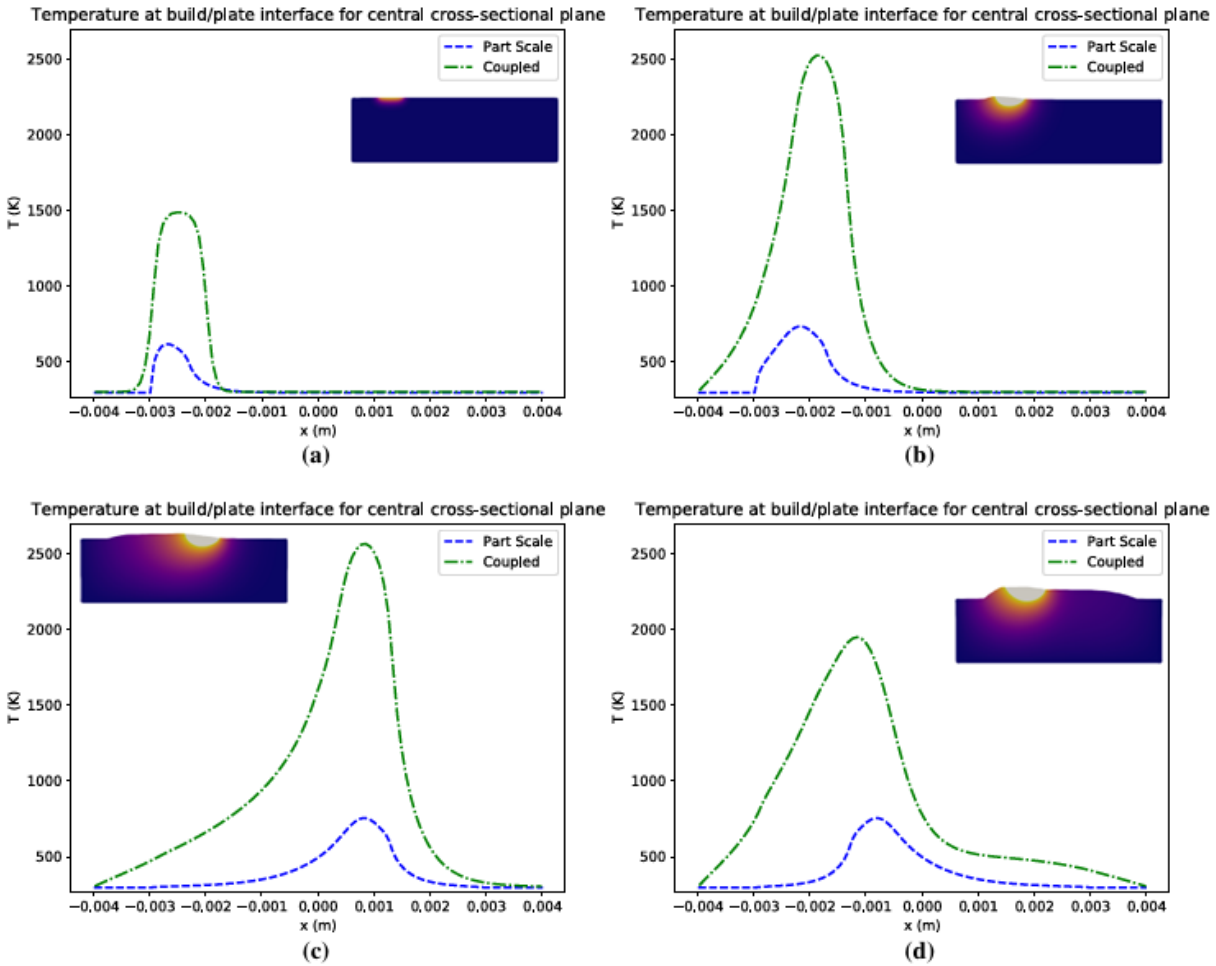



**Figure 30 - Température le long du plan transversal pour la simulation multi-passes, par Beghini et al.** [133]

En général, lors d'une étude par éléments finis des contraintes résiduelles en fabrication additive, 5 types de contraintes sont étudiées [134] : celles dues au comportement élastique, celles dues à la déformation plastique, celles dues aux effets thermiques, celles dues aux transformations de phases, et celles dues à la transformation plastique. Dans la majorité des cas, l'étude est thermo-élasto-plastique [134], [135], [136], dû au surcoût de l'inclusion des contraintes dues aux transformations de phases dans la simulation [136].

## 6. Conclusion sur l'étude bibliographique

Ce chapitre vise à étudier ce qui a été fait dans la littérature en matière de rechargement d'outillages avec le dépôt de matière sous énergie concentrée.

Tout d'abord, nous avons abordé les problématiques de l'industrie manufacturière et notamment la nécessité de se diriger vers une industrie 4.0. Afin de s'inscrire dans une démarche de transition écologique mais aussi dans une optique de réduction du coût, il est primordial de s'intéresser aux outillages, à leurs matériaux, à leurs modes d'usure et à leur maintenance préventive et curative.

Les modes d'endommagement des outillages sont multiples (usure abrasive, corrosion, fatigue thermique et mécanique) et nécessitent des réponses adaptées combinant choix judicieux du matériau, fonctionnalisation de surface et recours à des matériaux avancés tels que les composites à matrice métallique (MMC) ou les matériaux à gradient fonctionnel (FGM).

La fonctionnalisation de surface et en particulier le rechargement laser est une solution viable pour réparer et améliorer les propriétés de surface des outils. En fabrication additive métallique, le dépôt de matière sous énergie concentrée est une des technologies de pointe permettant d'apporter de la matière supplémentaire sur un support préexistant.

Afin d'obtenir une qualité de rechargement maximale ainsi que les meilleures propriétés mécaniques en sortie de machine, il est important d'optimiser le procédé de fabrication, et donc d'utiliser les paramètres de fabrication optimaux aux conditions d'application. Cette optimisation peut être menée sur deux fronts. Premièrement sur un front expérimental, à l'aide de plans d'expériences et d'analyses statistiques. Ceci implique de créer un plan d'expériences, d'imprimer des échantillons et de les préparer pour les analyses micrographiques, puis d'analyser les résultats et par étapes, de trouver la paramétrie optimale. En effet, afin de trouver la paramétrie optimale, il est nécessaire d'identifier les défauts induits par le procédé et les paramètres qui les contrôlent. La qualité d'une pièce en fabrication additive métallique dépend de l'absence de défauts, classés en défauts géométriques, morphologiques et microstructuraux. Un facteur majeur dans la génération des défauts est le cyclage thermique : les gradients de température induisent des contraintes

résiduelles, qui peuvent provoquer fissuration et délamination lors de la mise en œuvre de l'outil. Les paramètres du procédé (puissance du laser, vitesse d'avance du laser, débit de matière, diamètre de spot, stratégie d'impression et taux de recouvrement) influencent directement la géométrie, la microstructure et les propriétés mécaniques de la pièce imprimée. Certains couples de paramètres sont particulièrement déterminants, en particulier puissance du laser / vitesse d'avance du laser, suivis de vitesse d'avance du laser / débit de matière. Pour caractériser et optimiser le procédé, on étudie des géométries simples : cordons, surfaces, murs et volumes, en variant les paramètres et en utilisant des grandeurs telles que l'Énergie Spécifique (J/mm) et la Matière par Unité de Distance (g/mm). Le préchauffage du substrat et les traitements thermiques post-impression permettent de réduire les contraintes résiduelles et les défauts. Cette option est couteuse en termes de main d'œuvre, de temps machine et de matière première.

L'autre front d'optimisation de paramétrie est la simulation numérique. Afin de décrire le procédé, trois échelles se distinguent. La première est l'échelle microscopique, qui permet une description détaillée des phénomènes thermiques, hydrodynamiques et microstructuraux, mais qui génère des temps de calculs très élevés. La deuxième est l'échelle mésoscopique, qui se focalise sur la géométrie du cordon et les champs thermiques voire parfois les contraintes résiduelles, avec des modèles plus rapides, basés sur la conduction ou la dynamique des fluides. Finalement, l'échelle macroscopique vise à simuler le procédé à l'échelle d'une pièce. Ceci permet de réduire fortement les temps de calculs en utilisant une source d'énergie équivalente, et permet d'étudier les contraintes et les déformations résiduelles. Le choix de la source d'énergie est primordial pour la fiabilité du modèle, et la source d'énergie de Goldak offre une très bonne corrélation entre les résultats numériques et les résultats expérimentaux. Les approches mésoscopique et macroscopique présentent le plus fort intérêt industriel, notamment pour l'optimisation rapide des paramètres du procédé (puissance du laser, vitesse d'avance du laser, taux de recouvrement, stratégie d'impression) pour atténuer les contraintes résiduelles. Des stratégies hybrides, combinant différentes échelles de modélisation, permettent d'obtenir une vision plus précise des phénomènes thermiques, mécaniques et microstructuraux.

Le chapitre suivant est consacré à la fabrication et à la caractérisation des échantillons réalisés par DED. Il décrit les couples de matériaux dépôt/substrat utilisés, la méthodologie

d'impression des échantillons ainsi que l'influence des paramètres du procédé sur la géométrie des dépôts et sur les défauts rencontrés. En plus de nous apporter des réponses sur la relation entre les paramètres du procédé et la qualité des rechargements, cette partie expérimentale construira la base de données nécessaire à la calibration de la simulation numérique.

# CHAPITRE II : FABRICATION ET CARACTERISATION DES ECHANTILLONS

## 1. Introduction

Ce chapitre regroupe les principaux travaux expérimentaux réalisés au cours de cette thèse. Les différentes poudres métalliques et substrats utilisés sont d'abord présentés. Ensuite, les matériels et les méthodes de caractérisation sont décrits. Enfin, les résultats obtenus pour les cordons, surfaces et volumes sont présentés et analysés pour différents couples de matériaux dépôt/substrat.

## 2. Matériaux

### 2.1. Poudres métalliques

#### 2.1.1. Acier à outils AISI H13

L'acier AISI H13 (ou X40CrMoV5) est un acier à outils à ultra haute résistance pour le travail à chaud inférieur à 550°C. Il contient du chrome, du molybdène et du silicium, ce qui lui confère une grande dureté [28]. Il est utilisé lorsque la pièce à recharger est soumise à des contraintes thermiques importantes et une nécessité de très haute dureté [137], [138], comme dans le cas de contraintes abrasives élevées. Lorsqu'il est mis en œuvre sur des outillages à des fins de réparation, il a l'avantage d'avoir des propriétés similaires au substrat, favorisant ainsi l'adhésion entre les deux parties. Le DED, agissant comme une trempe en refroidissant, donne une structure martensitique à cet acier. La poudre utilisée dans notre travail est commercialisée par la société m4p sous la dénomination commerciale « Ferro 55 ». La composition chimique et les caractéristiques de la poudre métallique Ferro 55 sont données dans le Tableau 7 et le Tableau 8, respectivement.

**Tableau 7 - Composition chimique de la poudre Ferro 55 (Voestalpine Böhler)**

| **Élément chimique (wt%)** | | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|
| *C* | *Si* | *Mn* | *Cr* | *Mo* | *Al* | *Fe* |
| 0.36 | 0.35 | 0.80 | 7.00 | 2.40 | 0.005 | Bal. |

**Tableau 8 - Caractéristiques de la poudre Ferro 55 (Voestalpine Böhler)**

| Caractéristiques | Valeurs |
|---|---|
| d10 | 42 µm |
| d50 | 64 µm |
| d90 | 87 µm |
| Dureté | 53 HRC |

Lors de l'observation de la poudre d'AISI H13 au Microscope Électronique à Balayage (Figure 31), nous remarquons que les particules sont globalement sphériques. Certaines ont cependant une forme allongée. Nous notons également la présence de rares agglomérats.

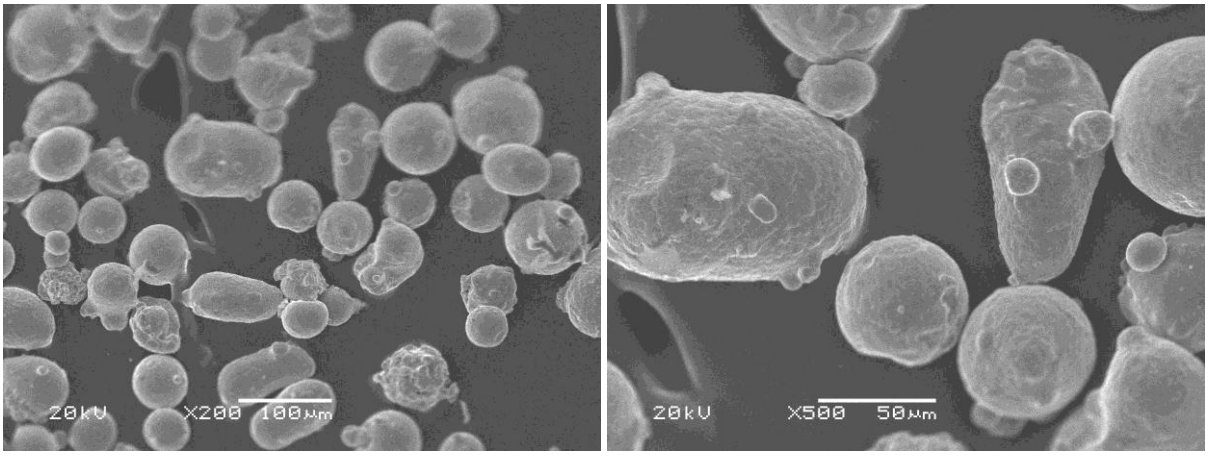



**Figure 31 - Observations de la poudre d'AISI H13 au Microscope Électronique à Balayage**

2.1.1.1. Alliage de bronze CuSn12Ni2.35

Les bronzes sont des alliages de cuivre et d'étain utilisés dans des problématiques de résistance à l'usure abrasive, de corrosion, de conductivité thermique ou électrique. Les poudres de bronze sont utilisées dans les rechargements d'engrenages ou d'échangeurs de chaleur [139], [140], [141]. Lors de l'impression par DED, la microstructure d'un alliage de bronze est composée de grains colonnaires proche du substrat et de grains équiaxes à la surface du dépôt. La microstructure prédominante est la phase α avec la présence d'une phase eutectoïde α+δ [141]. La poudre utilisée dans notre travail est commercialisée par la société m4p. La composition chimique et les caractéristiques de cette poudre sont données dans le Tableau 9 et le Tableau 10, respectivement.

**Tableau 9 - Caractéristiques de la poudre CuSn12Ni2.35 (m4p)**

| Élément chimique (wt%) | | | | | | | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| Al | Cu | Fe | Mn | Ni | Pb | Sb | Si | Sn | Zn | P | S |
| 0,05 | Bal. | 0,1 | 0,1 | 1,9 | 0,1 | 0,1 | 0,05 | 12,1 | 0,1 | 0,18 | 0,003 |

**Tableau 10 - Caractéristiques de la poudre CuSn12Ni2.35, m4p**

| Caractéristiques | Valeurs |
|---|---|
| d10 | 81 µm |
| d50 | 139 µm |
| d90 | 228 µm |
| Coulabilité | 19 s/50g |
| Densité apparente | 4,70 g/cm$^3$ |

## 2.2. Substrats

### 2.2.1. Acier à outils AISI H11

Tout comme l'acier AISI H13, l'AISI H11 est un acier à outil pour le travail à chaud. Leurs compositions chimiques respectives sont relativement proches. C'est un des aciers les plus utilisés pour l'outillage. *N*ous avons utilisé l'alliage fourni par la société Otai Special Steel et dont la composition chimique est donnée dans le Tableau 11.

**Tableau 11 - Composition chimique de l'AISI H11 (Otai Special Steel)** [142]

| Élément (w%) | C | Mn | P | S | Si | Cr | V | Mo |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| *Min.* | 0.35 | 0.20 | | | 0.80 | 4.75 | 0.30 | 1.10 |
| *Max.* | 0.45 | 0.60 | 0.03 | 0.03 | 1.25 | 5.50 | 0.60 | 1.60 |

### 2.2.2. Acier S235

L'acier S235 est un acier de construction non allié, utilisé communément en soudure étant donné sa faible teneur en carbone [143]. Son coût étant moins élevé que celui d'un acier à outil, il est un substrat de première intention lorsque l'objet de l'étude se porte uniquement sur le dépôt. La composition chimique des substrats en S235 est donnée dans le Tableau 12.

**Tableau 12 - Composition chimique du S235, ISO Standards** [144]

| Élément (w%) | C | Mn | P | S | Si |
|---|---|---|---|---|---|
| *Max.* | 0.22 | 1,60 | 0,05 | 0,05 | 0,05 |

### 2.2.3. CuSn12

Nous avons utilisé des disques de CuSn12 de 150 mm de diamètre et de 12 mm d'épaisseur comme substrats, fournis par la société Bronzes et Alliages de Champagne. La composition chimique des disques est donnée dans le Tableau 13.

**Tableau 13 - Composition chimique du CuSn12 (Bronze et Alliages de Champagne)**

| Élément (w%) | Cu | Sn | Pb | Zn | P | Fe | Ni | Sb | Mn | Al |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| *Min.* | 83,5 | 10,5 | 0,7 | / | / | / | / | / | / | / |
| *Max.* | 87,0 | 12,5 | 2,5 | 2,0 | 0,40 | 0,20 | 2,0 | 0,2 | 0,2 | 0,01 |

## 3. Principe du DED

La poudre métallique, stockée dans le réservoir, est acheminée vers la buse grâce à un gaz porteur neutre, généralement de l'hélium. La source d'énergie commence à fusionner le substrat et de la poudre va simultanément être projetée avec un gaz protecteur, généralement de l'argon, dans le bain de fusion. Ce processus est répété, couche par couche, jusqu'à l'obtention de la pièce finale. Il existe deux types de fonctionnement pour réaliser les couches, soit la pièce est fixe et la tête d'impression est mobile, soit la pièce est mobile et la tête d'impression fixe. Une buse fixe assure un débit constant alors qu'un équipement avec une pièce fixe permet de supporter des pièces de grandes dimensions et de masse très élevée. La tête d'impression est constituée de plusieurs éléments dont la buse d'impression et la source d'énergie. Il existe plusieurs types de buses d'impression dont les fonctions sont différentes. Tout d'abord, la buse d'impression coaxiale (la moins encombrante), où l'axe de projection de la poudre et celui de la source d'énergie sont coaxiaux, ou bien la buse d'impression latérale [52]. Un autre type de buse existante est la EHLA (Extreme High speed Laser Application) qui permet de travailler à haute vitesse d'avance du laser et à fortes puissances du laser tout en diminuant la Zone Affectée Thermiquement [132]. Cette technologie appelée également High-Speed Laser Cladding (HSLC) où le laser agit principalement sur la poudre en suspension dans le flux gazeux en la faisant fondre en vol avant son dépôt sur le substrat. Ce procédé de rechargement permet de déposer des couches minces (20-300µm).

# 4. Matériel utilisé

## 4.1. La machine TRUMPF TruLaser Cell 7020

Tous les échantillons ont été réalisés avec la machine TRUMPF TruLaser Cell 7020 équipée d'un laser TruDisk 4002 de longueur d'onde 1030 nm sous environnement Yb:YAG (Figure 32). Les principales caractéristiques de cette machine sont résumées dans le

Tableau 14. La machine possède 3 axes linéaires, 2 axes rotatifs appliqués à la buse et 1 axe rotatif additionnel comme indiqué sur la Figure 33. Elle est équipée d'une buse coaxiale (Figure 34) constituée d'une ouverture centrale pour le passage du laser et de 3 ouvertures positionnées radialement à 120° pour le passage de la poudre acheminée à l'aide d'un gaz porteur qui est l'hélium. Pour éviter les phénomènes d'oxydation des particules, un gaz protecteur inerte (Argon) est également utilisé. Cette machine dispose également de deux distributeurs de poudre permettant de déposer des matériaux différents ou de mélanger les poudres.




**Figure 32 - Machine TRUMPF True Laser Cell 7020 à gauche et deux pots de poudre à droite**

**Tableau 14 - Caractéristiques principales de la machine TRUMPF True Laser Cell 7020**

| Paramètres | Valeurs |
|---|---|
| Longueur d'onde du laser | 1030 nm |
| Puissance du laser maximale | 4000 W |
| Nombre d'axes | 3 axes linéaires, 2 axes rotatifs + 1 axe rotatif additionnel |
| Débit d'impression | 2 kg/h |
| Volume d'impression | 1955x1393x650 $mm^3$ |
| Diamètre du spot laser max | 6 mm |

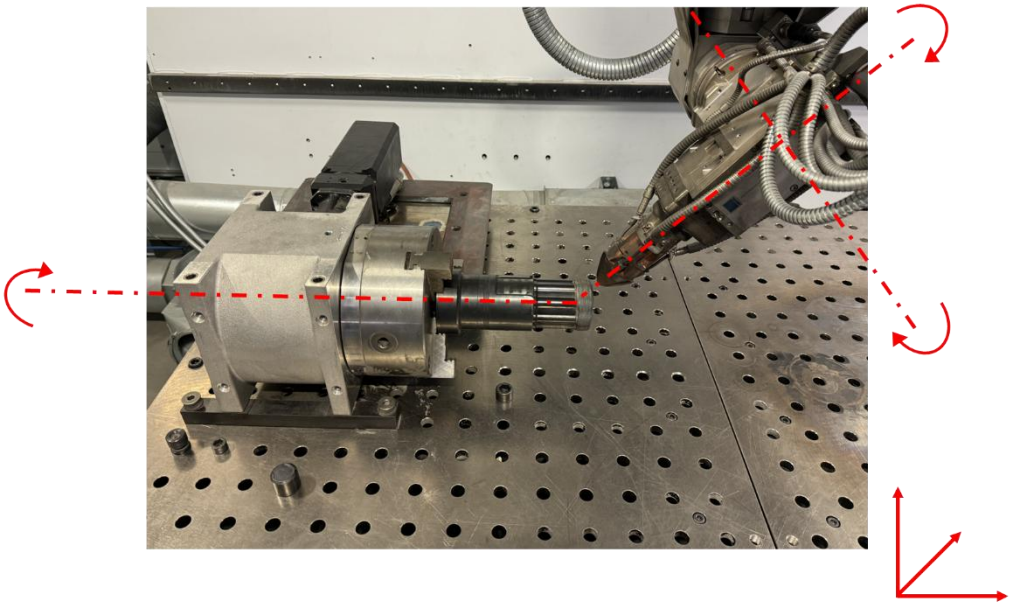


**Figure 33 - Représentation des axes de la machine**

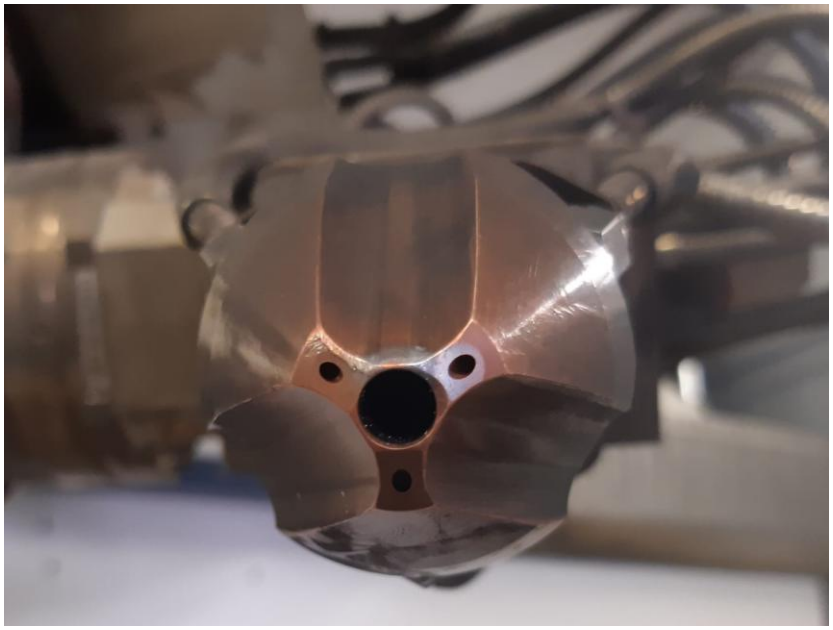


**Figure 34 - Buse coaxiale avec 3 ouvertures**

Un des problèmes rencontrés dans l'impression des alliages de cuivre ou de bronze concerne la réflexion du laser par le substrat. Une solution proposée par Liu et al. [134] et Yamaguchi et al. [135] consiste à utiliser un laser bleu pour pallier ce phénomène. Ce type de laser n'étant pas disponible sur la plateforme Platinium 3D, une inclinaison de la buse de 8 degrés par rapport à la verticale a été opérée comme schématisé sur la Figure 35, afin de limiter le phénomène de réflexion.

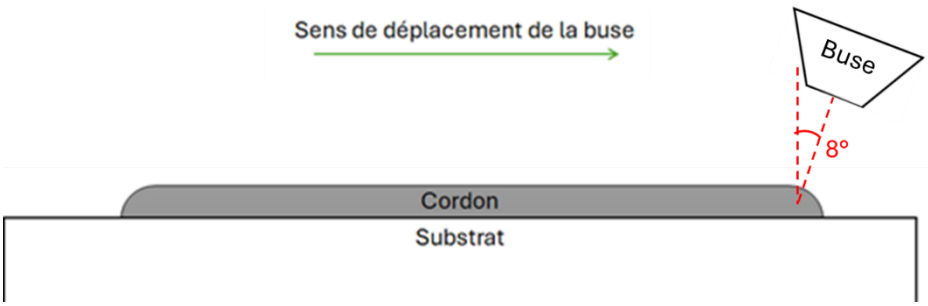



**Figure 35 – Schéma de l'inclinaison de la buse pour le rechargement d'alliages à base de cuivre**

## 4.2. Le microscope numérique KEYENCE VHX-7000

Pour l'analyse des stratégies d'impression fabriquées par DED, le microscope numérique VHX 7000 a été utilisé. Il combine un système optique à zoom motorisé avec une technologie d'imagerie HDR (High Dynamic Range), permettant de capturer des détails fins même dans des zones à fort contraste. Il possède deux optiques avec un grossissement maximum de x2000. Le KEYENCE VHX-7000 permet des mesures 2D et 3D, et permet

d'effectuer des mesures de rugosité sur les surfaces des dépôts ou de granulométrie des poudres, par exemple. Nous l'avons notamment utilisé pour analyser les cordons pour mesurer la hauteur, la largeur, la profondeur de pénétration du dépôt dans le substrat et la profondeur de la zone affectée thermiquement (ZAT).

Avant les observations, les échantillons sont découpés à l'aide d'une machine LAMPLAN CUTLAM®1.1 avec un disque de tronçonnage LAM-PLAN Excellence H2 AL2O3, puis enrobé dans de la résine phénolique PRESI grâce à l'enrobeuse PRESI MECAPRESS 3. Ensuite, les échantillons sont polis sur une machine PRESI MECATECH 234 avec des disques abrasifs $Al_2O_3$ et SiC avec des grains de 100, 180, 320, 600 et 1200, puis des tissus et des pâtes diamantées de 9, 6, 3 et 1 µm.

Les observations au microscope KEYENCE permettent de mesurer les caractéristiques géométriques des stratégies d'impression fabriquées. Pour les cordons, les dimensions mesurées sont (Figure 36) : la largeur ($W$), la hauteur ($H$), la profondeur de pénétration du dépôt dans le substrat ($p$) et la zone affectée thermiquement ($ZAT$). À partir de ces caractéristiques géométriques, le taux de dilution $D$, qui caractérise l'adhésion entre le dépôt et le substrat, est calculé à partir de la relation (4) suivante [136] :

$$D = \frac{p}{p+H} \times 100\% \quad (4)$$

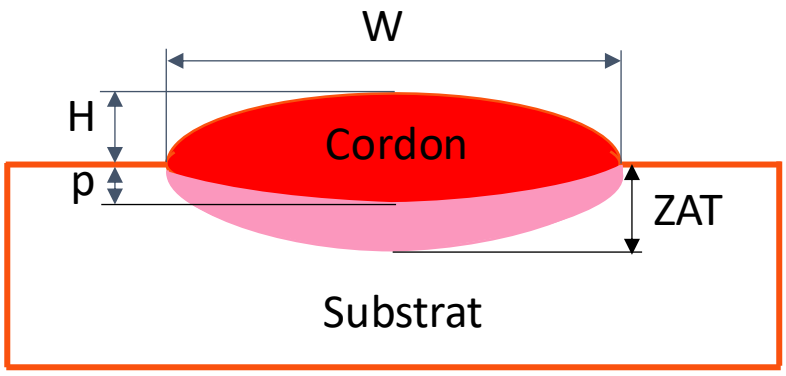



**Figure 36 - Caractéristiques géométriques mesurées sur les cordons**

# 5. Méthodes de fabrication

## 5.1. Fabrication des cordons AISI H13 sur AISI H11

Lorsqu'un nouveau couple de matériaux dépôt/substrat doit être utilisé, une étape de détermination des paramètres process optimaux est nécessaire. L'analyse de la totalité de la

plage paramétrique afin de trouver ces paramètres s'avère couteuse en termes de matériaux, temps machine et coût du personnel. Une solution pour limiter les essais consiste à réaliser des cordons dits progressifs en faisant varier la puissance du laser sur le même cordon. Cette procédure a été initialement proposée par Ocelik et al. [83].

Cette stratégie a été utilisée pour les matériaux relativement similaires : l'acier AISI H13 pour le dépôt et l'acier AISI H11 pour le substrat. Suite à l'étude bibliographique, pour chaque cordon, nous avons fixé la vitesse d'avance du laser, le diamètre de spot à 4 mm et le débit de matière, et nous avons fait varier la puissance du laser. L'étude paramétrique a consisté à réaliser des cordons de longueur 35 mm pour deux vitesses d'avance du laser (500 et 900 mm/min), deux valeurs de débit de matière (25 et 50 g/min) et avec une puissance du laser variable de 1500 à 3500 W avec un incrément de 50 W tous les 4 mm. D'autres cordons ont été réalisés avec une vitesse d'avance du laser de 1000 mm/min, un débit matière de 25 g/min et des puissances de laser constantes. Le Tableau 15 résume tous les cordons ainsi réalisés.

**Tableau 15 - Cordons réalisés pour AISI H13 sur AISI H11**

| $D_m$ (g/min) | $V$ (mm/min) | $P$ (W) | Type de cordon |
|---|---|---|---|
| 25 | 500 | 1500 à 3500<br>Incrément = 50 W/4 mm | Progressif |
| 25 | 900 | | |
| 50 | 500 | | |
| 50 | 900 | | |
| 25 | 1000 | 1750, 1900, 2050, 2200, 2350, 2500 | Constant |

## 5.2. Fabrication des cordons CuSn12Ni2.35 sur AISI H11

Pour cette démarche expérimentale, nous avons voulu étudier l'impact du ratio $MUD$ sur les propriétés géométriques des cordons. Nous avons créé un plan d'expériences avec un $MUD$ à 3 niveaux et une puissance du laser progressive. Pour le $MUD$, nous voulons garder un débit de matière fixe à 25 g/min et une vitesse d'avance minimale du laser de 500 mm/min. Nous faisons varier la puissance du laser de 1450 à 2550 W, puis de 2450 à 3550 W, à raison de 50 W / 4 mm (diamètre du spot laser). Nous avons divisé la plage de puissance en deux

plages pour des raisons de place sur le substrat. Le Tableau 16 résume tous les cordons ainsi réalisés.

**Tableau 16 – Cordons réalisés pour CuSn12Ni2.35 sur AISI H11**

| Cordon n° | $P$ (W) | $V$ (mm/min) | $D_m$ (g/min) | $MUD$ (g/mm) |
|---|---|---|---|---|
| 1A | 1450-2550 | 833 | 25 | 0.03 |
| 2A | | 625 | 25 | 0.04 |
| 3A | | 500 | 25 | 0.05 |
| 1B | 2450-3550 | 833 | 25 | 0.03 |
| 2B | | 625 | 25 | 0.04 |
| 3B | | 500 | 25 | 0.05 |

## 5.3. Fabrication des surfaces AISI H13 sur AISI H11

Des surfaces de dimensions 50x20 $mm^2$ ont été réalisées en déposant des cordons jutaposés en acier AISI H13 sur un substrat en acier AISI H11. La vitesse d'avance du laser a été fixée à 1000 mm/min et le débit de matière à 25 g/min. Les cordons ont été déposés avec un recouvrement de 50% pour 3 puissances différentes du laser : 1750, 1900 et 2200 W. Nous avons utilisé la stratégie d'impression OneWay. Le Tableau 17 résume toutes les surfaces ainsi réalisées.

**Tableau 17 – Surfaces réalisées pour AISI H13 sur AISI H11**

| Surface | $P$ (W) |
|---|---|
| 1 | 1750 |
| 2 | 1900 |
| 3 | 2200 |

## 5.4. Fabrication des volumes AISI H13 sur AISI H11

Des volumes de dimensions 20x20x8 $mm^3$ ont été réalisés en déposant des surfaces successives en acier AISI H13 sur un substrat en acier AISI H11. La vitesse d'avance du laser a été fixée à 1000 mm/min et le débit de matière à 25 g/min. Les cordons ont été déposés avec

un recouvrement de 50% à 2200 W. Trois stratégies d'impression ont été utilisées : Contour, ZigZag et One Way (Voir Figure 13). La stratégie Contour consiste à suivre une trajectoire en spirale partant du centre du volume vers l'extérieur pour chacune des couches successives déposées. La stratégie ZigZag consiste à faire des aller-retours successifs sur l'ensemble de la surface. Pour chaque nouvelle couche, la trajectoire est pivotée de 90 degrés par rapport à la couche inferieure. Enfin, la trajectoire OneWay consiste à déposer tous les cordons dans le même sens. Pour chaque nouvelle couche, la trajectoire est pivotée de 90 degrés par rapport à la couche inferieure. Le Tableau 18 résume tous les volumes ainsi réalisés.

**Tableau 18 – Volumes réalisés pour AISI H13 sur AISI H11**

| Volume | Stratégie d'impression |
|---|---|
| 1 | ZigZag |
| 2 | Contour |
| 3 | OneWay |

## 5.5. Fabrication des volumes AISI H13 sur S235

Deux volumes de 20x20x8 $mm^3$ avec la paramétrie Contour ont été réalisés, dont un sur un substrat de S235 préchauffé à 400°C pendant 1h15. Comme pour les volumes AISI H13 sur AISI H11, nous avons fixé la vitesse d'avance de laser à 1000 mm/min, la puissance du laser à 2200 W et le débit de matière à 25 g/min. Le Tableau 19 résume tous les volumes ainsi réalisés.

**Tableau 19 – Volumes réalisés pour AISI H13 sur S235**

| Volume | Température de préchauffage (°C) | Temps de préchauffage (°C) |
|---|---|---|
| 1 | / | / |
| 2 | 400 | 1h15 |

Afin de caractériser mécaniquement nos dépôts, nous avons imprimé un bloc de 40*130*21 $mm^3$ pour y découper des éprouvettes de traction. Nous avons utilisé une vitesse

d'avance du laser à 1000 mm/min et le débit de matière à 25 g/min, une puissance de 2200 W et la stratégie ZigZag. La plaque en S235 a été montée sur un bloc massif en acier et le tout a été préchauffé durant 25 minutes à 500°C, et le démarrage a été réalisé lorsque la plaque était à 300°C.

### 5.6. Fabrication des volumes CuSn12Ni2.35 sur CuSn12Ni2.35

Nous avons choisi de fixer la vitesse d'avance du laser à 625 mm/min et le débit de matière à 25 g/min, puis nous avons fait varier la puissance du laser de 2000 à 3000 W. Nous avons imprimé des volumes de 3 couches faisant chacune 20*20 $mm^2$. Le recouvrement des cordons est de 50 % et la stratégie d'impression est celle en ZigZag. Avant impression, le substrat de bronze a été sablé. Le Tableau 20 résume tous les volumes ainsi réalisés.

**Tableau 20 – Volumes réalisés pour CuSn12Ni2.35 sur CuSn12Ni2.35**

| Volume | $P$ (W) |
|---|---|
| 1 | 2000 |
| 2 | 2250 |
| 3 | 2500 |
| 4 | 2750 |
| 5 | 3000 |

## 6. Résultats et discussion

### 6.1. Cordons AISI H13 sur AISI H11

#### 6.1.1. Aspect visuel des cordons

Sur les vues de dessus des cordons progressifs (Figure 37 et Figure 38), nous observons que lorsque la puissance du laser augmente la largeur et la hauteur de cordon augmentent. Lorsque la vitesse d'avance du laser augmente, la largeur et la hauteur de cordon diminuent. Sur les vues transversales (Figure 39 et Figure 40), nous pouvons faire les mêmes observations quant à la hauteur et la largeur du cordon en fonction de la puissance du laser et de la vitesse d'avance du laser. De plus, lorsque la vitesse d'avance du laser diminue ou que la puissance du laser augmente, la pénétration du dépôt dans le substrat augmente. À puissance du laser

et vitesse d'avance du laser constantes, lorsque le débit de matière augmente, la hauteur, la largeur et la pénétration du dépôt dans le substrat diminuent.

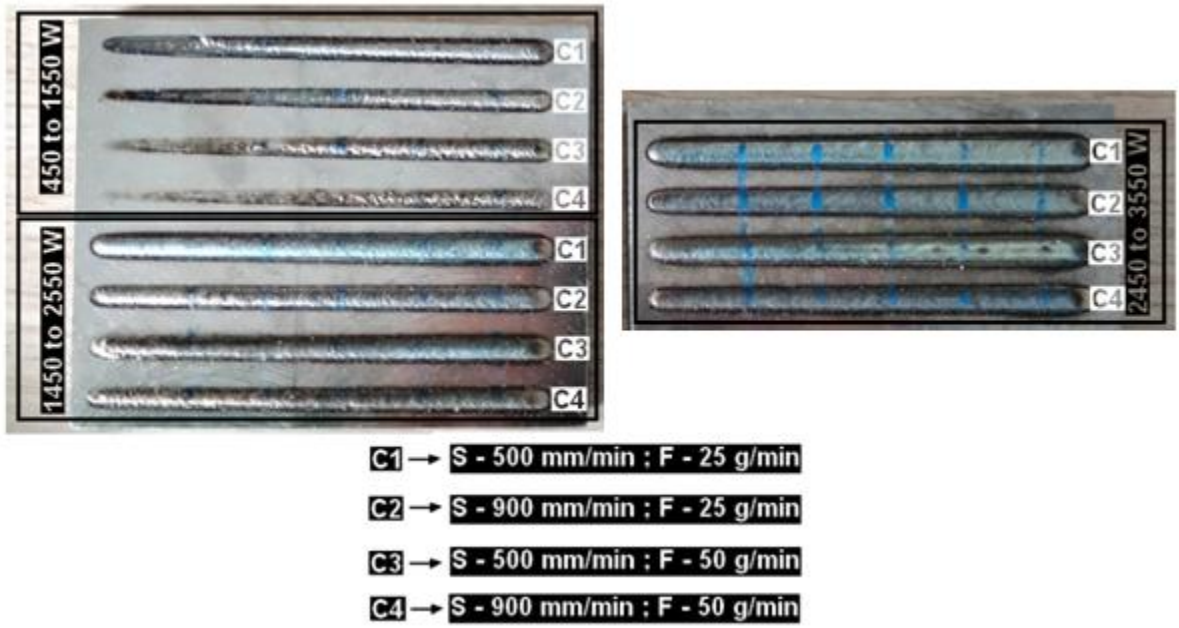



**Figure 37 - Photos des cordons progressifs AISI H13 sur AISI H11**

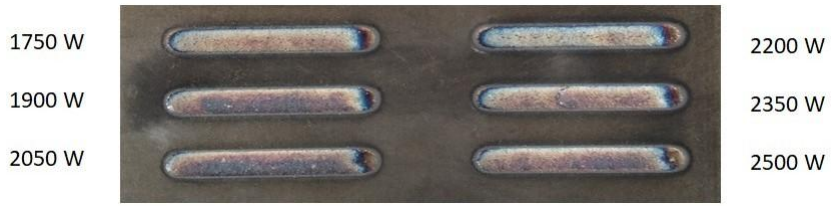



**Figure 38 - Photos des cordons constants AISI H13 sur AISI H11**

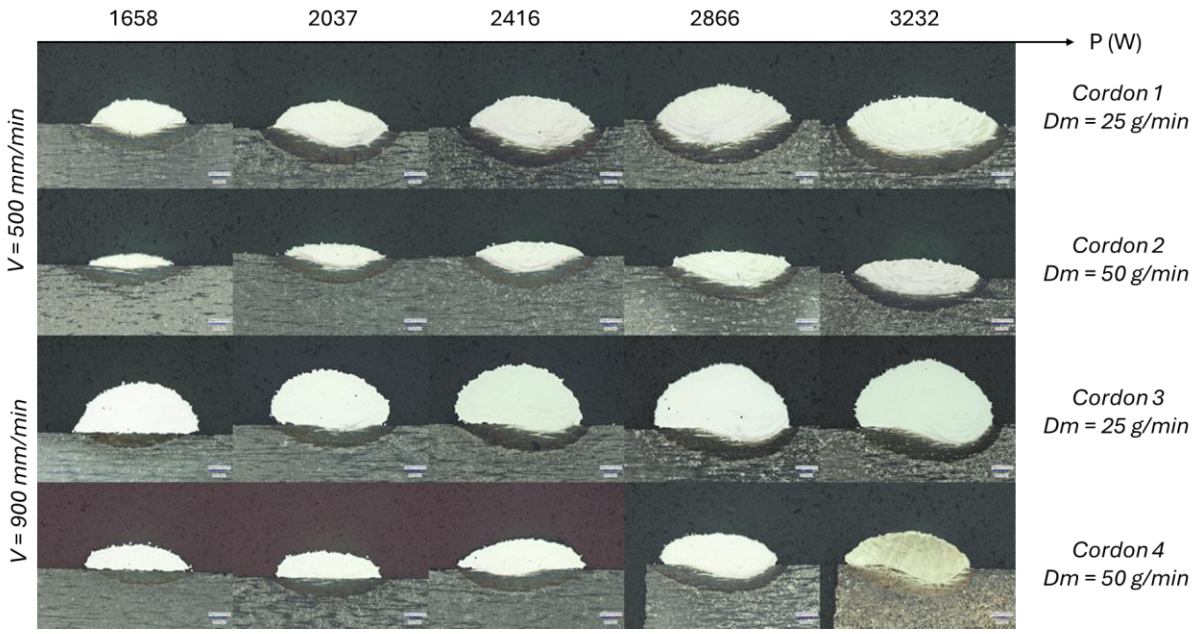



**Figure 39 - Photos des sections transversales des cordons progressifs AISI H13 sur AISI H11**

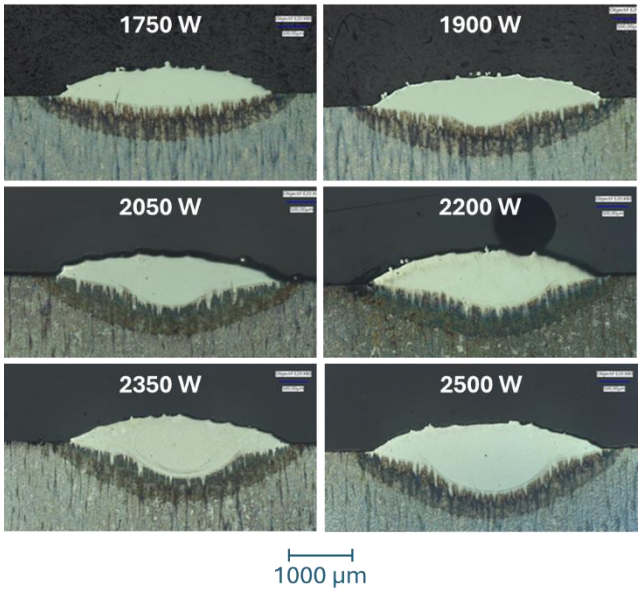



**Figure 40 - Photos des sections transversales des cordons constants AISI H13 sur AISI H11**

### 6.1.2. Caractéristiques géométriques des cordons

Les caractéristiques géométriques des cordons : hauteur ($H$), largeur ($L$), et profondeur de pénétration du dépôt dans le substrat ($p$) sont données dans le Tableau 21.

**Tableau 21 - Caractéristiques géométriques des cordons AISI H13 sur AISI H11**

| $P$ (W) | $V$ (mm/min) | $D_m$ (g/min) | $H$ (µm) | $L$ (µm) | $p$ (µm) |
|---|---|---|---|---|---|
| 1658 | 500 | 25 | 746.59 | 3065.74 | 351.4 |
| 2037 | 500 | 25 | 754.58 | 3503.42 | 556.23 |
| 2416 | 500 | 25 | 815.5 | 3672.23 | 630.24 |
| 2866 | 500 | 25 | 990.92 | 3976.8 | 724.77 |
| 3232 | 500 | 25 | 806.28 | 4688.28 | 842.28 |
| 1658 | 900 | 25 | 338.1 | 2329.72 | 97.78 |
| 2037 | 900 | 25 | 355.68 | 3109.1 | 365.06 |
| 2416 | 900 | 25 | 476.98 | 3173.89 | 493.76 |
| 2866 | 900 | 25 | 494.63 | 3750.6 | 607.82 |
| 3232 | 900 | 25 | 403.87 | 4099.92 | 586.72 |
| 1658 | 500 | 50 | 1570.98 | 3687.14 | 0 |
| 2037 | 500 | 50 | 1478.84 | 3913.79 | 127.7 |
| 2416 | 500 | 50 | 1789.16 | 4008.27 | 238.25 |
| 2866 | 500 | 50 | 1937.24 | 4253.21 | 462.83 |
| 3232 | 500 | 50 | 1666.81 | 4339.66 | 549.13 |
| 1658 | 900 | 50 | 710.46 | 2669.82 | 0 |
| 2037 | 900 | 50 | 690.67 | 3146.17 | 23.34 |
| 2416 | 900 | 50 | 876.45 | 3432.42 | 204.59 |
| 2866 | 900 | 50 | 849.2 | 3587.59 | 428.83 |

| | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|
| 3232 | 900 | 50 | 1120.39 | 4125.84 | 510.25 |
| 1750 | 1000 | 25 | 481.05 | 3483.45 | 205.96 |
| 1900 | 1000 | 25 | 429.24 | 3659.56 | 380.83 |
| 2050 | 1000 | 25 | 383.01 | 3724.46 | 474.1 |
| 2200 | 1000 | 25 | 488.36 | 3757.07 | 443.01 |
| 2350 | 1000 | 25 | 517.3 | 3904.3 | 625.47 |
| 2500 | 1000 | 25 | 517.08 | 3951.06 | 738.34 |

#### 6.1.2.1. Effet de la puissance du laser

Un accroissement de la puissance laser augmente légèrement la hauteur de cordon, (Figure 41), fait fortement augmenter la largeur de cordon (Figure 42) et la pénétration du dépôt dans le substrat (Figure 43). Pour la largeur de cordon, lorsque la puissance du laser augmente, la taille du bain de fusion augmente et donc le cordon s'étale sur le substrat, car plus de poudre est fusionnée. Ceci s'observe également dans les travaux de Gonnabattula et al. [137] ainsi que ceux de Sreekanth et al. [138]. En prenant en compte seulement la puissance du laser, nous observons que la pénétration du dépôt dans le substrat augmente lorsque la puissance du laser augmente. Ceci s'explique encore par le fait que lorsque nous apportons plus de puissance du laser, la taille du bain de fusion augmente. Dans la littérature, ceci est également observé par Sreekanth et al. [138]. Gonnabattula et al. [137] ont également montré que pour deux paramétries qui donnent une hauteur similaire, celle qui a la puissance du laser la plus élevée donnera une profondeur de pénétration du dépôt dans le substrat plus élevée.

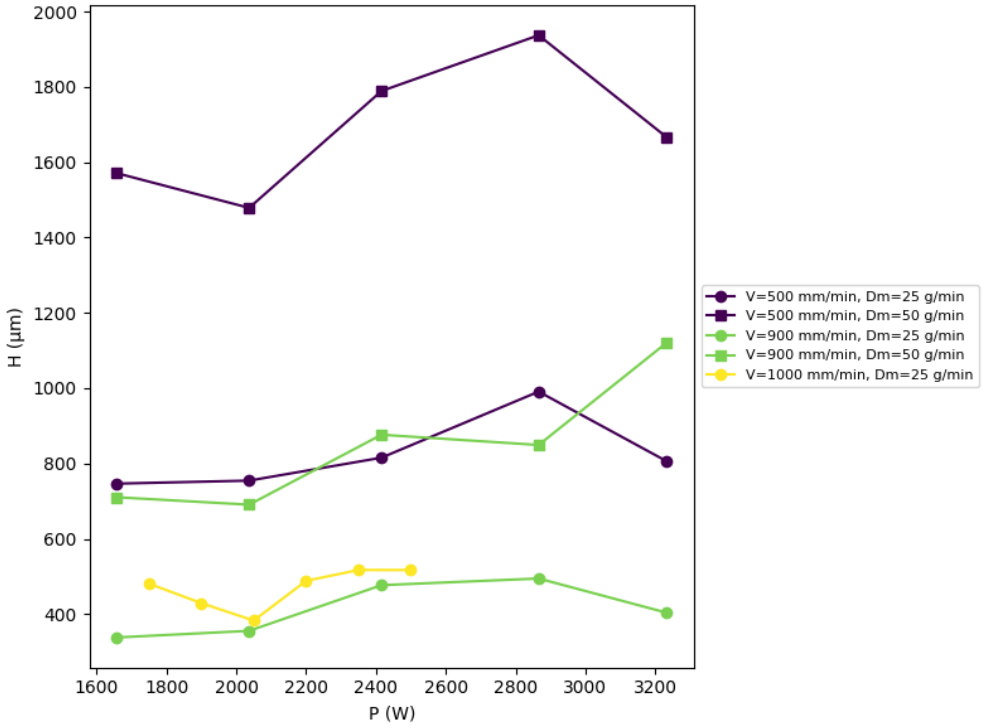



**Figure 41 - Hauteur en fonction de la Puissance du laser, AISI H13 sur AISI H11**

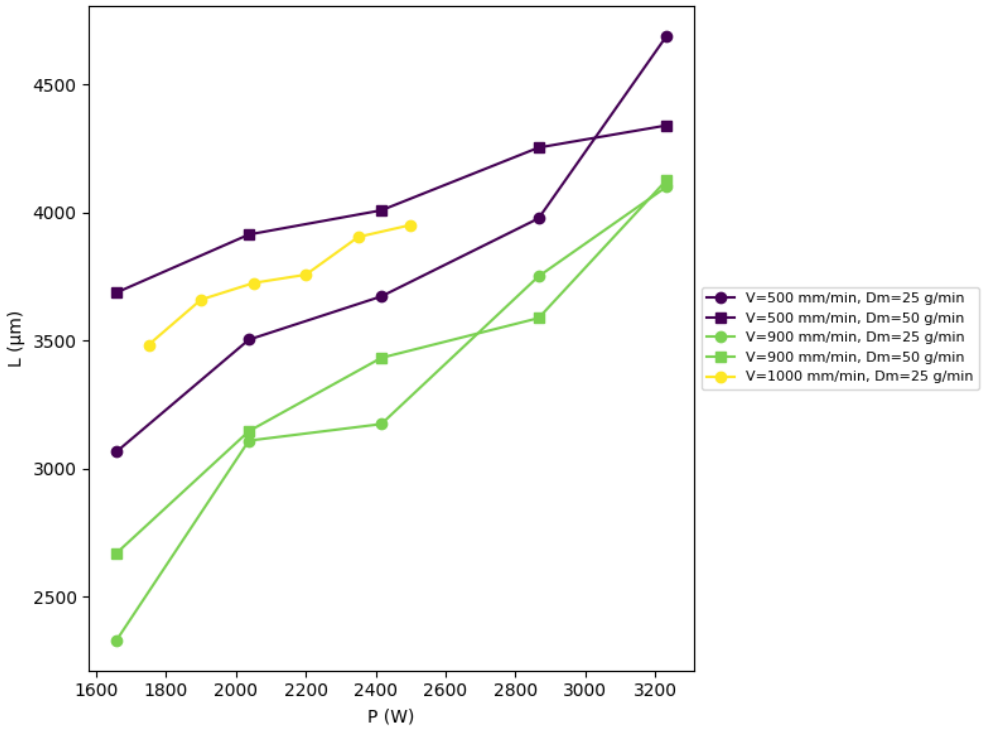



**Figure 42 – Largeur en fonction de la Puissance du laser, AISI H13 sur AISI H11**

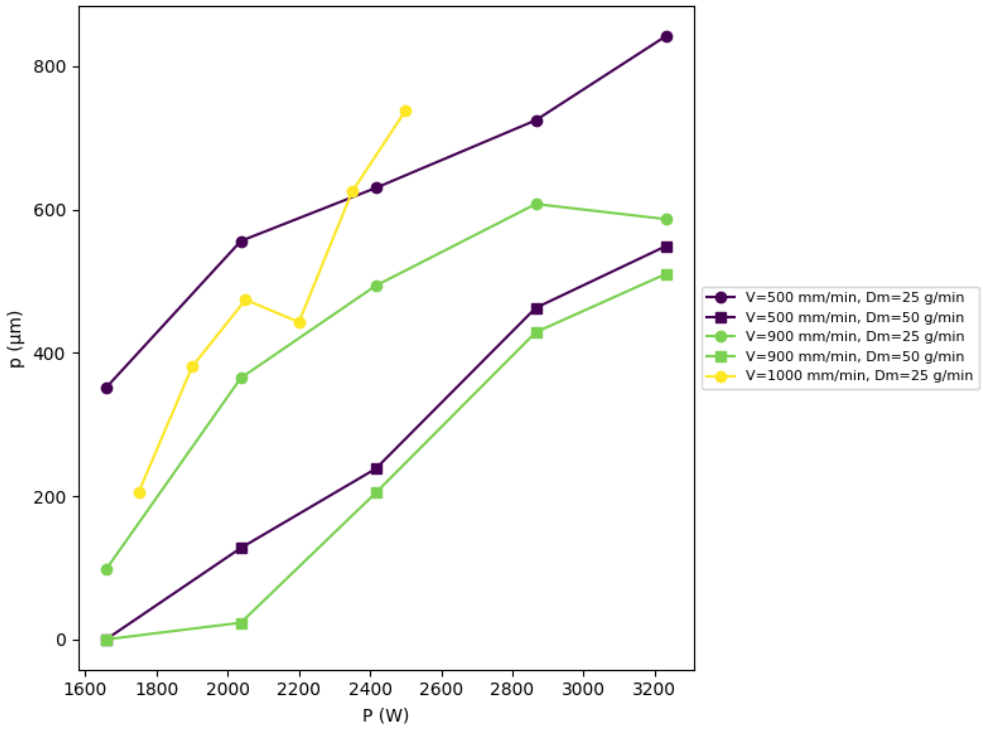



**Figure 43 – Pénétration en fonction de la Puissance du laser, AISI H13 sur AISI H11**

6.1.2.2. Effet de la vitesse d'avance du laser

Augmenter la vitesse d'avance du laser fait fortement diminuer la hauteur de cordon (Figure 44), la largeur de cordon (Figure 45) et la pénétration du dépôt dans le substrat (Figure 46). En effet, augmenter la vitesse d'avance du laser fait stationner l'apport de chaleur moins longtemps au même endroit, et donc le bain de fusion est moins important. Ceci est corroboré par Gonnabattula et al. [137] pour la largeur et la pénétration du dépôt dans le substrat.

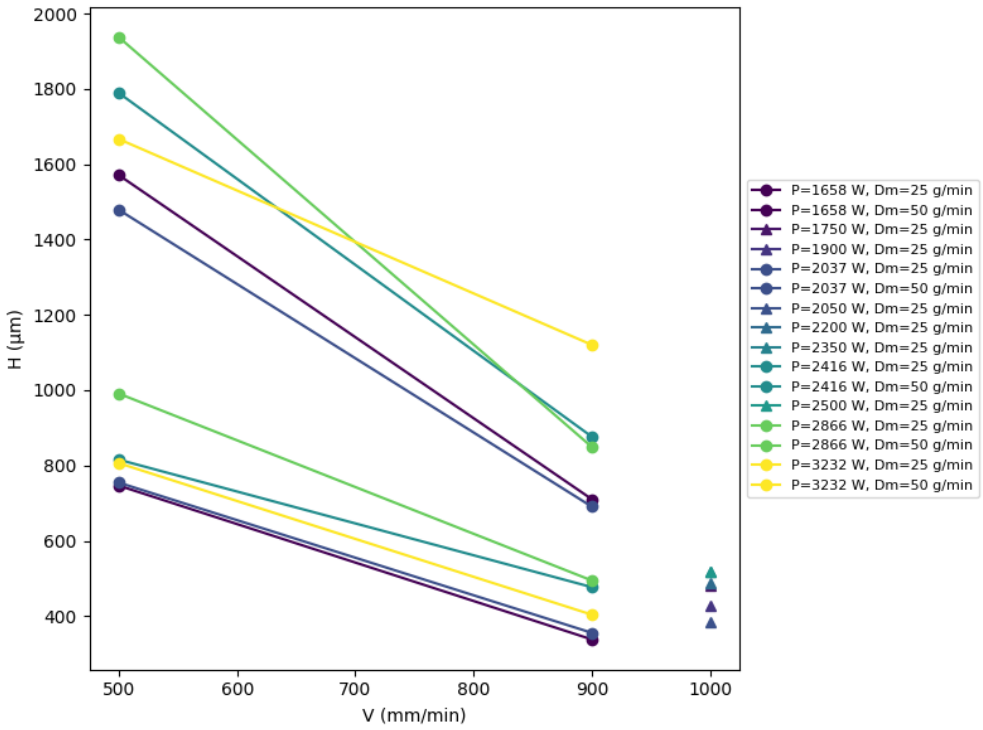



**Figure 44 – Hauteur en fonction de la Vitesse d'avance du laser, AISI H13 sur AISI H11**

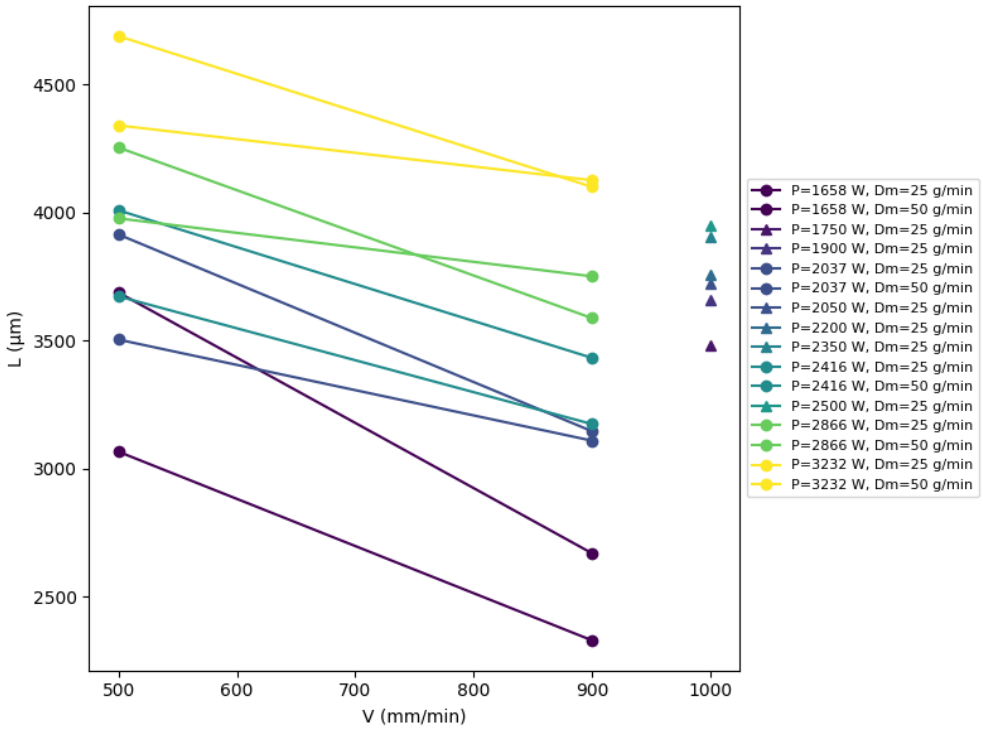



**Figure 45 – Largeur en fonction de la Vitesse d'avance du laser, AISI H13 sur AISI H11**

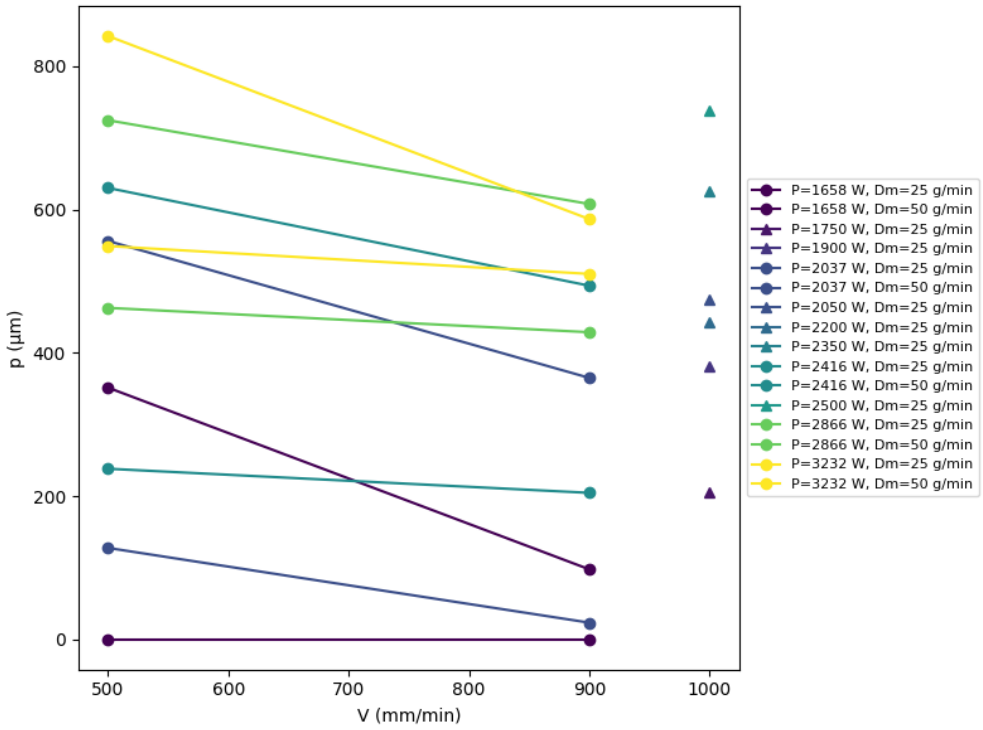



**Figure 46 – Pénétration du dépôt dans le substrat en fonction de la Vitesse d'avance du laser, AISI H13 sur AISI H11**

#### 6.1.2.3. Effet du débit de matière

Lorsque le débit de matière augmente, la hauteur de cordon augmente (Figure 47), la largeur de cordon n'est que peu impactée (Figure 48) et la pénétration du dépôt dans le substrat diminue (Figure 49). Ceci est confirmé par Biyikli et al. [139] dans leurs travaux.

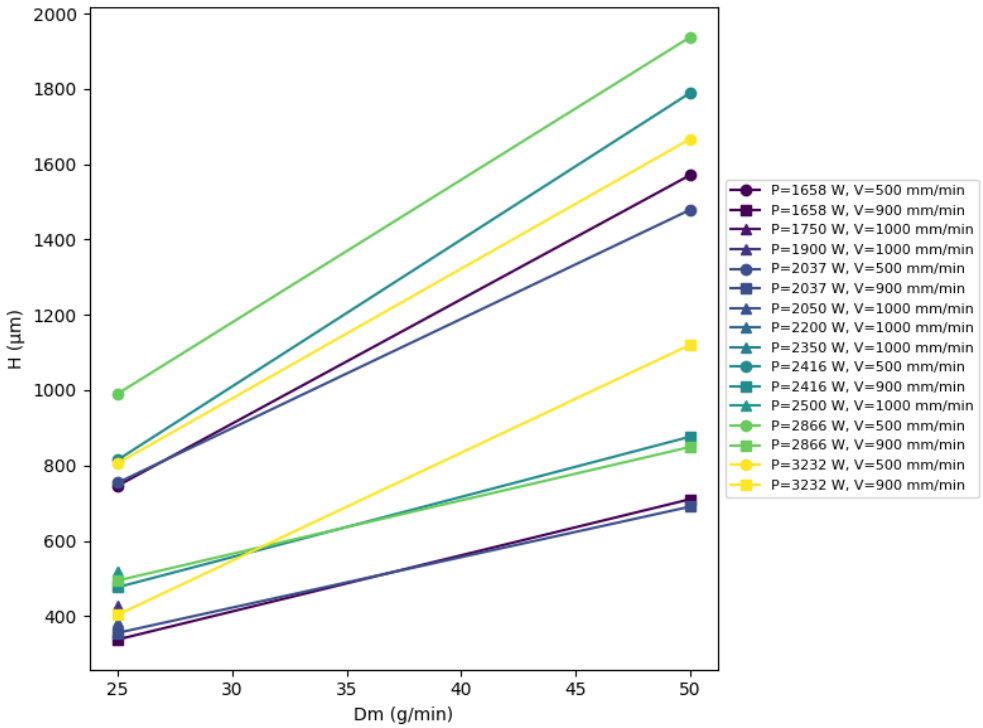



**Figure 47 - Hauteur en fonction du Débit de matière, AISI H13 sur AISI H11**

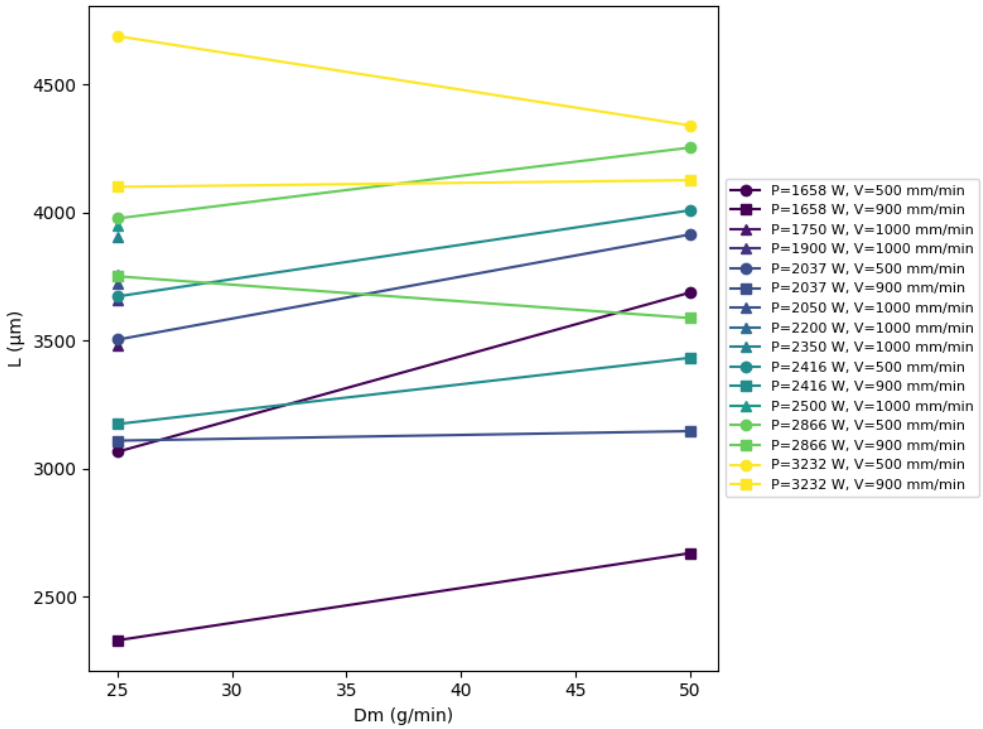



**Figure 48 - Largeur en fonction du Débit de matière, AISI H13 sur AISI H11**

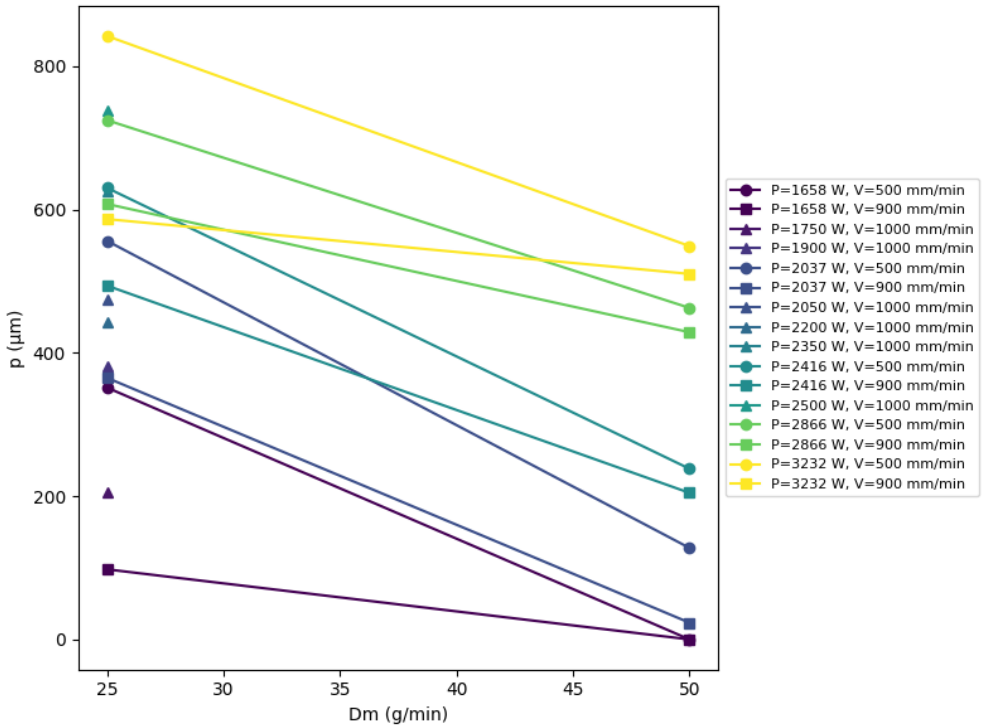



**Figure 49 - Pénétration du dépôt dans le substrat en fonction du Débit de matière, AISI H13 sur AISI H11**

Ceci s'explique par le fait que le nuage de poudre absorbe plus l'énergie du faisceau laser et ainsi prive le bain de fusion de cette part d'énergie, ce qui a pour effet de réduire ses dimensions.

#### 6.1.2.4. Effet du ratio Masse par Unité de Distance

Lorsque nous étudions l'impact de la variation des paramètres, nous voyons que le couple Vitesse d'avance du laser / Débit de matière est bien plus prédominant que la Puissance du laser pour expliquer la hauteur de cordon.

Nous observons donc que lorsque le ratio $MUD$ (Équation (3)) augmente, la hauteur du cordon augmente très fortement (Figure 50), sans être impactée par la répartition des paramètres au sein du ratio. La largeur du cordon augmente lorsque le $MUD$ augmente (Figure 51) contrairement à la pénétration du dépôt dans le substrat qui diminue (Figure 52). Pour la hauteur, les résultats se comparent à la littérature, notamment aux travaux de De Oliveira et al. [75] ainsi qu'aux travaux de Wu et al. [80]. On voit que pour la largeur et la pénétration du dépôt dans le substrat, la répartition des paramètres au sein du ratio est importante, de même pour la puissance du laser.

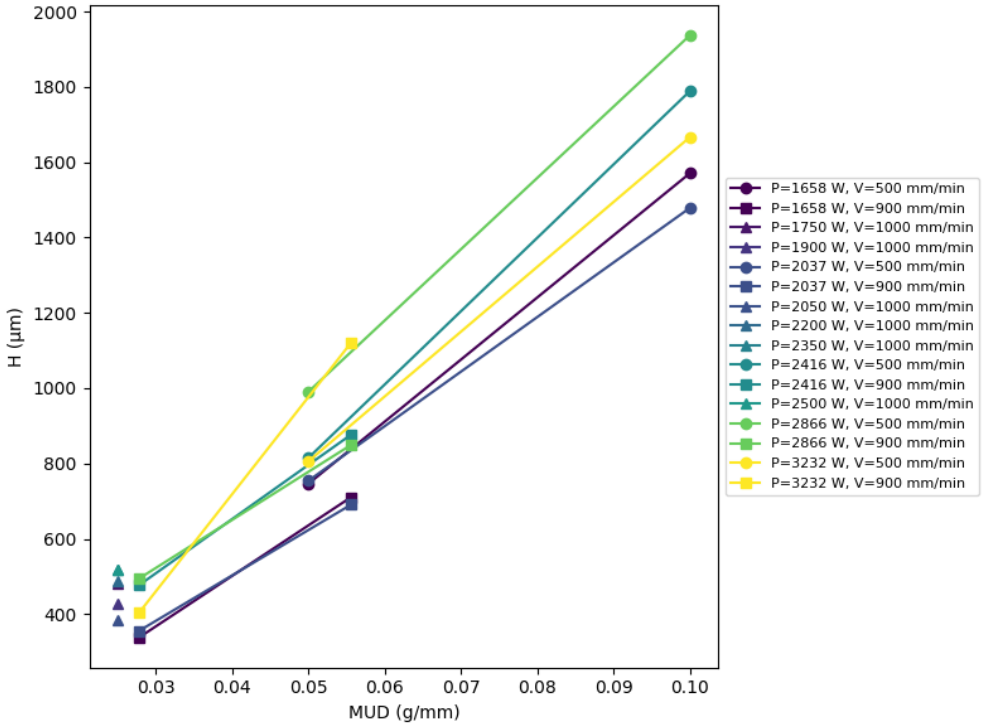



**Figure 50 - Hauteur en fonction du $MUD$, AISI H13 sur AISI H11**

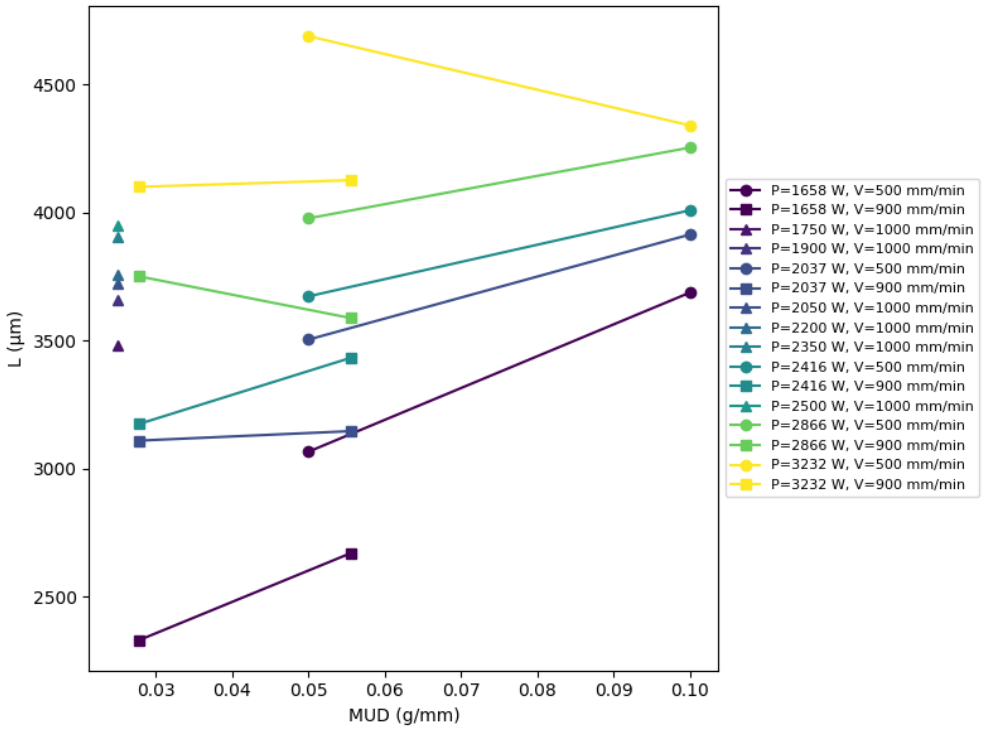



**Figure 51 - Largeur en fonction du $MUD$, AISI H13 sur AISI H11**

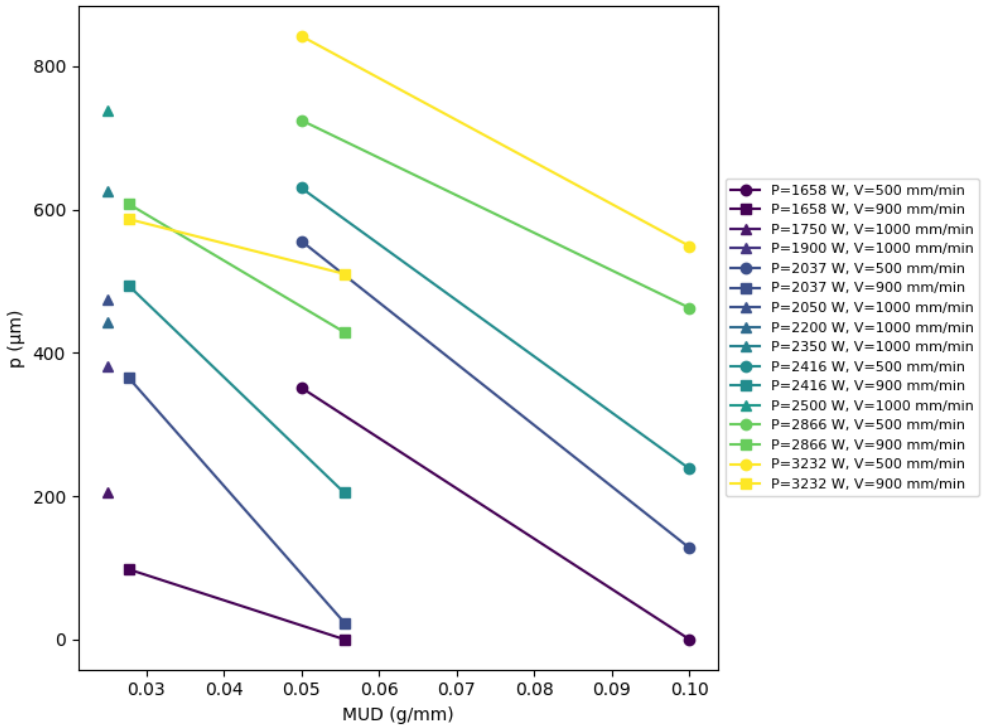



**Figure 52 – Pénétration du dépôt dans le substrat en fonction du $MUD$, AISI H13 sur AISI H11**

#### 6.1.2.5. Effet du ratio Apport de Chaleur Linéique

Lorsque nous étudions l'impact de la variation des paramètres, nous voyons que le couple Puissance du laser / Vitesse d'avance du laser est bien plus prédominant que la Puissance du laser pour expliquer la hauteur de cordon, laissant suggérer une éventuelle interaction entre ces facteurs. En effet, plus on apporte de puissance pendant un temps suffisamment long au même endroit, plus le bain de fusion s'agrandit et donc plus de poudre est fondue. En étudiant simultanément d'autres paramètres, Saqib et al. [88] ont montré que P et V sont significatifs sur le résultat de la largeur de cordon.

Ainsi, nous définissons le ratio d'Apport de Chaleur Linéique ($ACL$ en J/mm) tel que :

$$ACL = \frac{P}{V/60} \quad (5)$$

Les graphiques de $ACL$ sont présentés sur les Figure 53, Figure 54 et Figure 55. Nous concluons que lorsque $ACL$ augmente, la pénétration du dépôt dans le substrat et la hauteur de cordon augmentent également, mais le débit de matière reste un paramètre important (Figure 53 et Figure 55). Lorsque le ratio $ACL$ augmente, la largeur du cordon augmente

également (Figure 54). Les travaux de De Oliveira et al. [75] montrent que le ratio $\frac{P}{\sqrt{V}}$ impacte la largeur, ce qui rejoint Barekat et al. [140] pour qui la largeur est impactée par le ratio $\frac{P}{\sqrt[3]{V^2}}$.

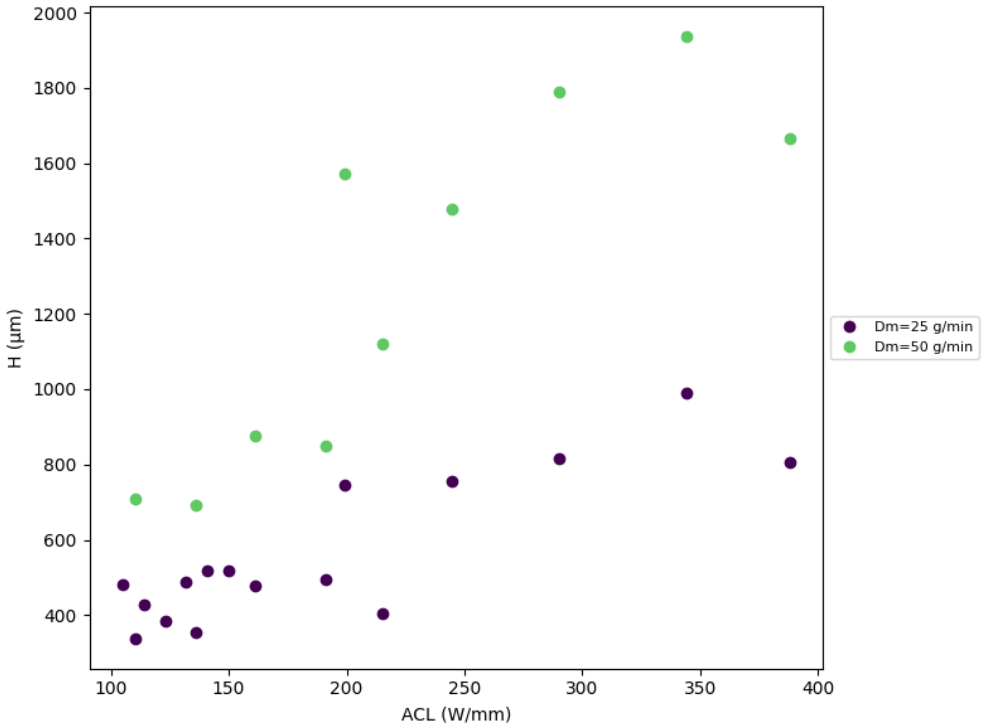



**Figure 53 – Hauteur en fonction du $ACL$, AISI H13 sur AISI H11**

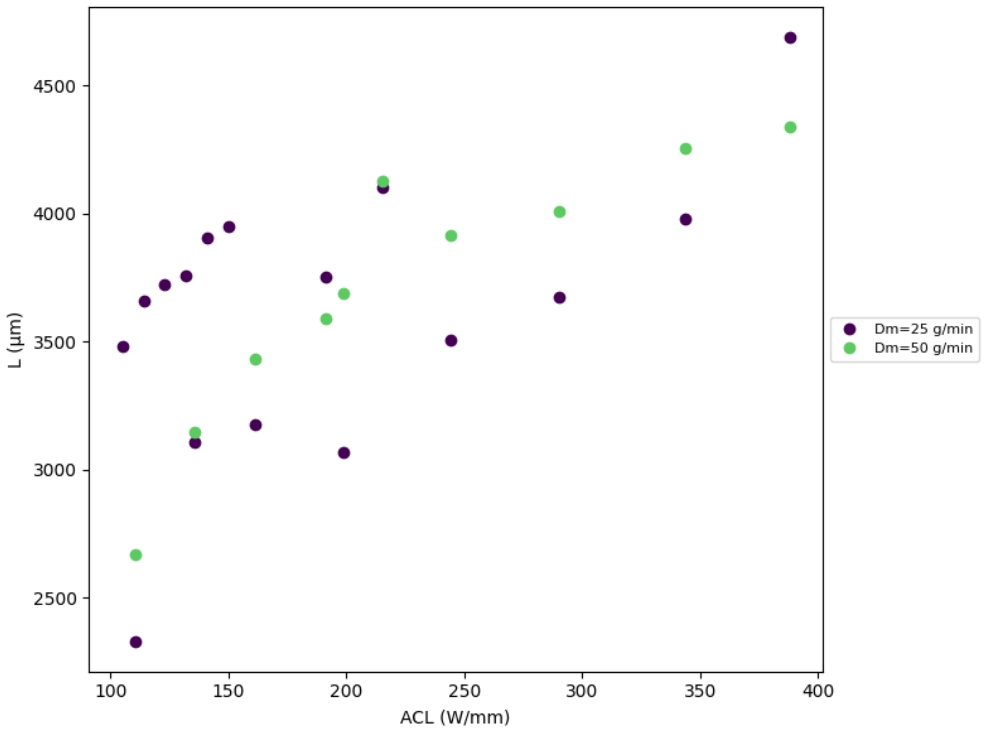



**Figure 54 – Largeur en fonction du $ACL$, AISI H13 sur AISI H11**

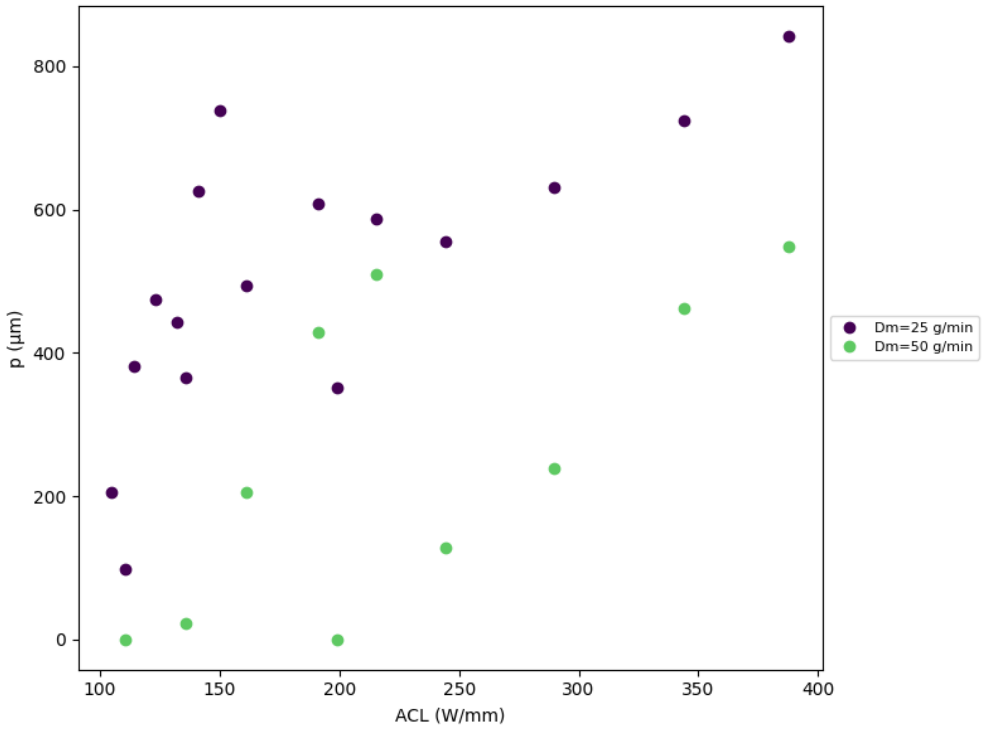



**Figure 55 - Pénétration en fonction du $ACL$, AISI H13 sur AISI H11**

6.1.2.6. Effet du ratio Apport de Chaleur Massique

Après avoir étudié l'impact du couple Puissance du laser / Vitesse d'avance du laser et Vitesse d'avance du laser / Débit de matière, nous étudions l'impact du couple Puissance du laser / Débit de matière. Ainsi, nous définissons le ratio d'Apport de Chaleur Massique ($ACM$ en J/g) tel que :

$$ACM = \frac{P}{Dm/60} \quad (6)$$

L'$ACM$ n'a aucun impact sur la hauteur du cordon (Figure 56) et la largeur du cordon (Figure 57). Lorsque l'$ACM$ augmente, la profondeur de pénétration du cordon augmente fortement (Figure 58).

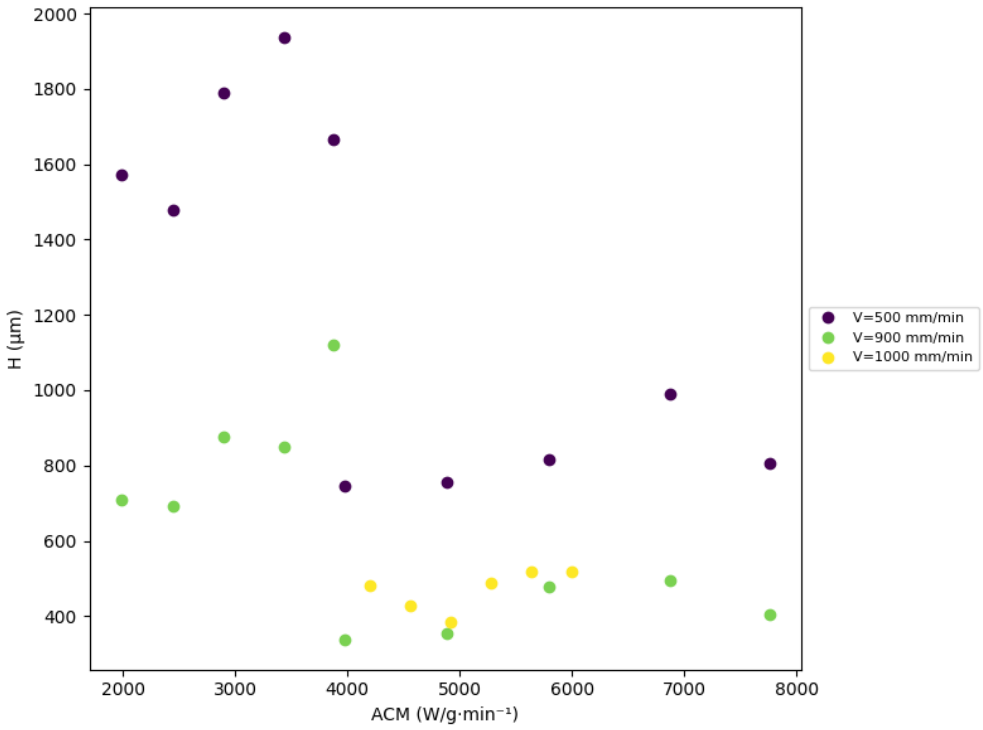



**Figure 56 - Hauteur en fonction du $ACM$, AISI H13 sur AISI H11**

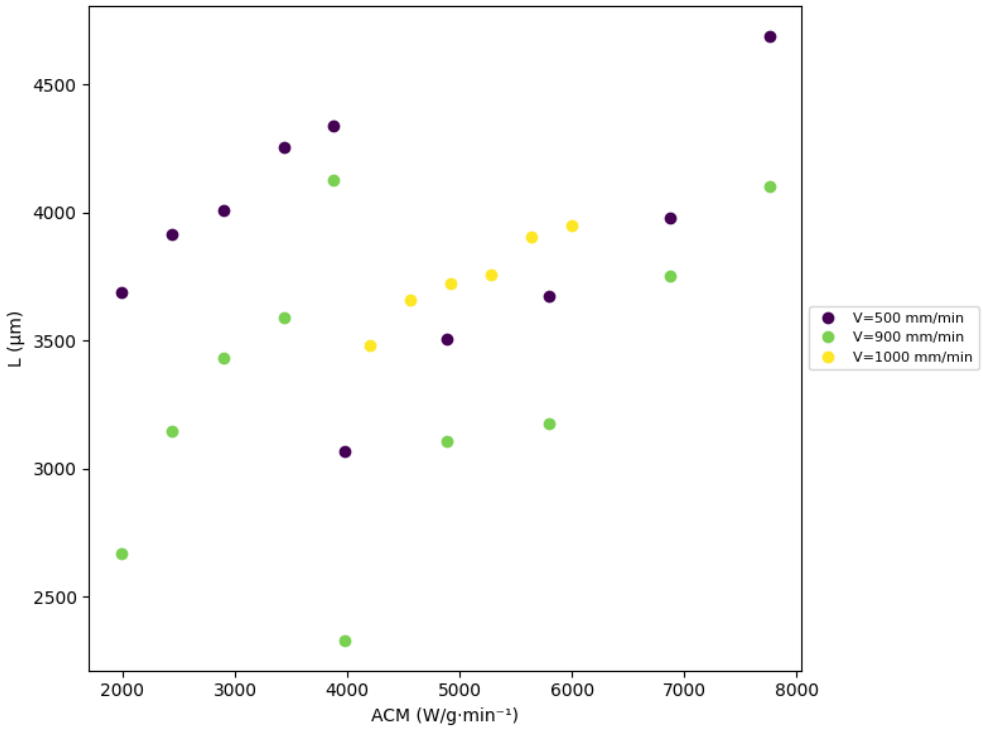



**Figure 57 – Largeur en fonction du $ACM$, AISI H13 sur AISI H11**

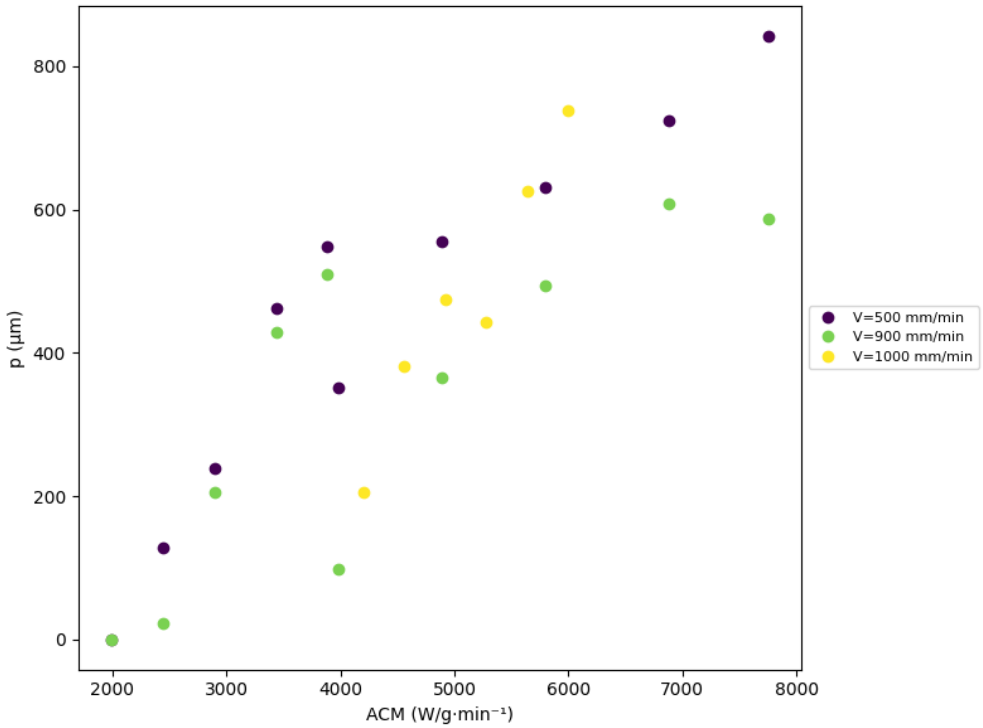



**Figure 58 – Pénétration en fonction du $ACM$, AISI H13 sur AISI H11**

6.1.2.7. Analyse de sensibilité

Parce que nous avons choisi de faire des cordons progressifs, puis de combiner tous les résultats de cordons d'AISI H13 sur AISI H11, nous n'avons pas de plan d'expériences orthogonal. Ceci nous empêche de réaliser une analyse des effets principaux ou une analyse ANOVA. Nous devons donc, dans un premier temps, appliquer une régression linéaire multiple sur nos résultats (Tableau 22). Ceci nous permet de lancer l'analyse de sensibilité (Figure 59) et de conclure que la hauteur de cordon dépend de la Vitesse d'avance du laser et du Débit de matière, la largeur de cordon dépend de la Puissance du laser et de la Vitesse d'avance du laser et la pénétration du dépôt dans le substrat dépend de la Puissance du laser et du Débit de matière.

**Tableau 22 – Résultats de la régression linéaire multiple pour $H$, $L$ et $p$ en fonction de $P$, $V$ et $D_m$, AISI H13 sur AISI H11**

| Réponse | Équation | $R^2$ |
|---|---|---|
| $H$ (µm) | 0.01*$P$-1.21*$V$+22.345*$D_m$+765.45 | 0.87 |
| $L$ (µm) | 0.69*$P$-0.58*$V$-1.84*$D_m$+2526.24 | 0.61 |
| $p$ (µm) | 0.33*$P$-0.15*$V$-12.36*$D_m$+172.64 | 0.87 |

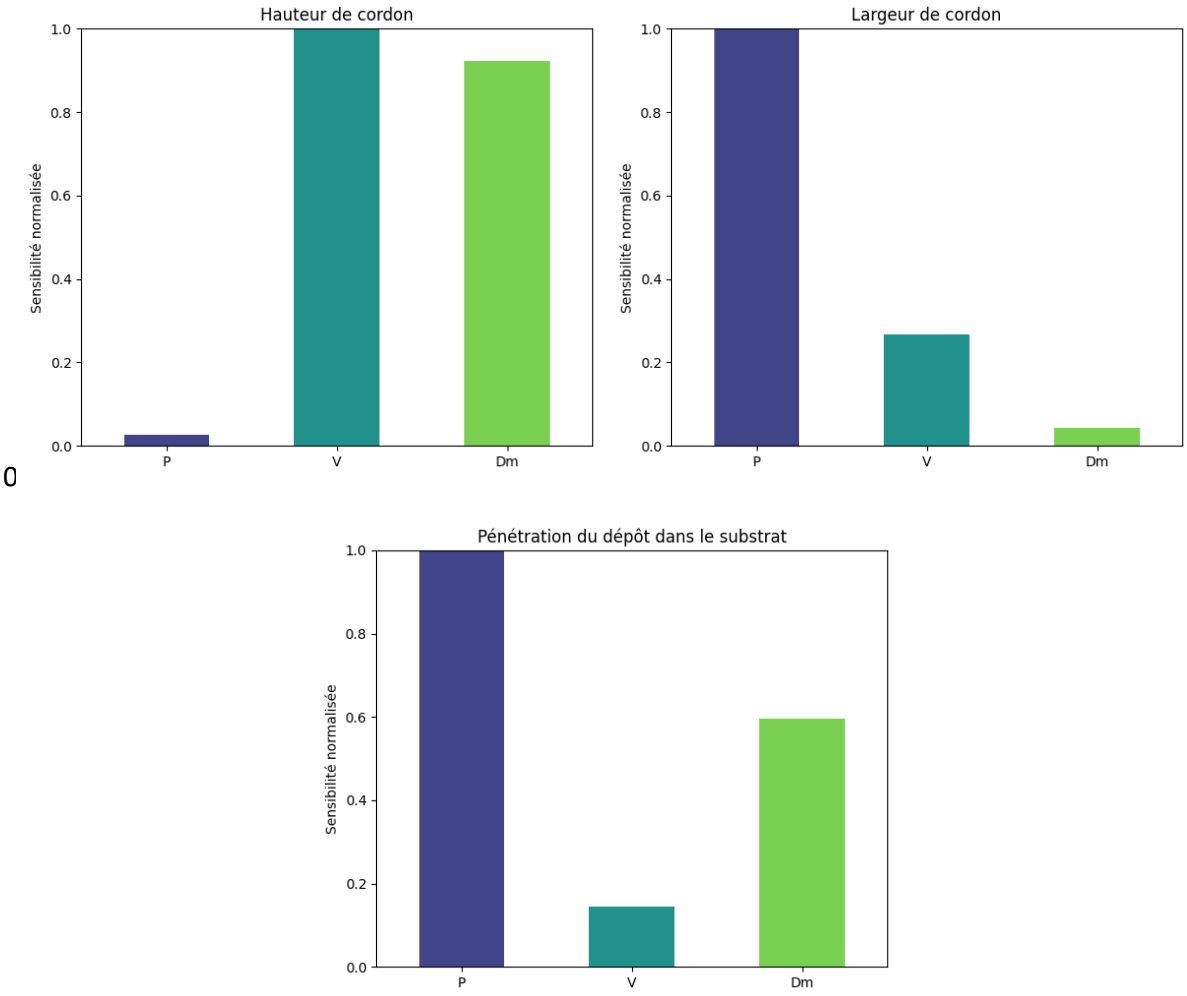



**Figure 59 – Analyse de sensibilité pour $H$, $L$ et $p$ en fonction de $\mathrm{P}$, $V$ et $\mathrm{D_m}$, AISI H13 sur AISI H11**

De la même manière, nous venons réaliser l'analyse de sensibilité de $H$, $L$ et $p$ en fonction de $ACL$ , $ACM$ et $MUD$. Nous ne pouvons pas mener l'analyse de sensibilité de $H$, $L$ et $p$ en fonction de $P, V, D_m$ et $ACL$, $ACM$, $MUD$ car cela pose un problème d'indépendance et un risque de multicollinéarité. Sur la Figure 60, nous visualisons que la hauteur de cordon dépend très clairement du $MUD$. La largeur de cordon dépend principalement de l'$ACM$ mais reste impactée par le $MUD$ et la pénétration du dépôt dans le substrat dépend principalement de l'$ACM$.

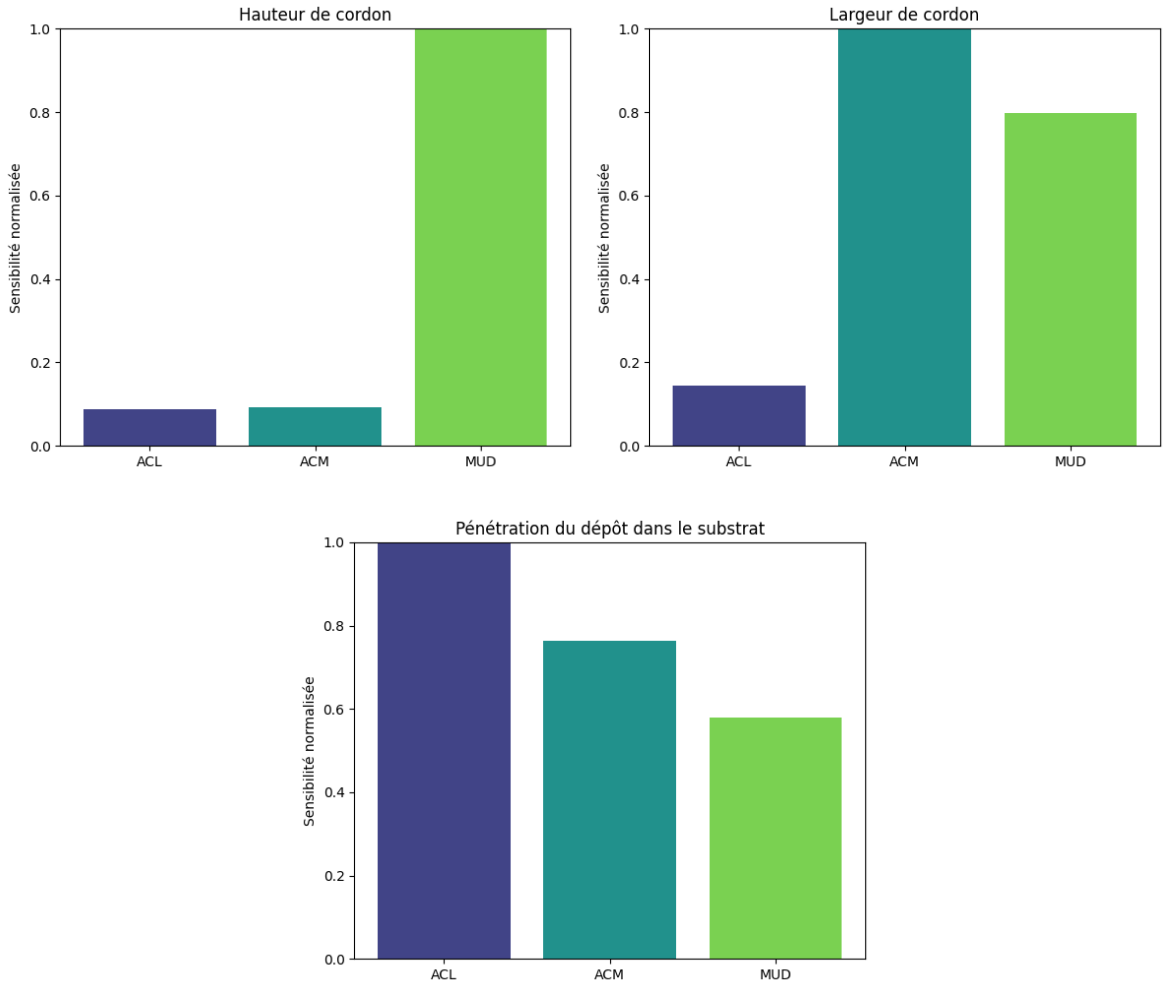



**Figure 60 - Analyse de sensibilité pour $H$, $L$ et $p$ en fonction de $ACL$, $ACM$ et $MUD$, AISI H13 sur AISI H11**

### 6.1.3. Conclusion sur les cordons AISI H13 sur AISI H11

Cette étude expérimentale nous apporte plusieurs précisions quant à la variation des caractéristiques du cordon d'AISI H13 sur un substrat d'AISI H11, en fonction de l'évolution des paramètres du procédé. Augmenter l'apport de chaleur au système, en augmentant la puissance du laser, en réduisant la vitesse d'avance du laser ou en réduisant le débit de matière, permet d'augmenter la largeur de cordon et la pénétration du dépôt dans le substrat, car le bain de fusion est plus grand. Augmenter le débit de matière fait augmenter la largeur de cordon si on apporte plus de chaleur au système pour fusionner de manière suffisante la matière supplémentaire. Sinon, la hauteur sera plus grande mais l'accroche entre le dépôt et le substrat ne sera pas suffisante pour assurer un rechargement qualitatif.

## 6.2. Cordons CuSn12Ni2.35 sur AISI H11

### 6.2.1. Aspect visuel des cordons

En vue de dessus (Figure 61), nous voyons que lorsque la vitesse d'avance du laser diminue, la largeur et la hauteur du cordon augmentent. Le même constat peut être fait lorsque la puissance du laser augmente. Sur les vues transversales (Figure 62), nous en tirons les mêmes conclusions, et nous ajoutons que la pénétration et la $ZAT$ suivent cette même tendance. Ceci se rapporte aux résultats observés pour les cordons d'AISI H13 sur AISI H11.

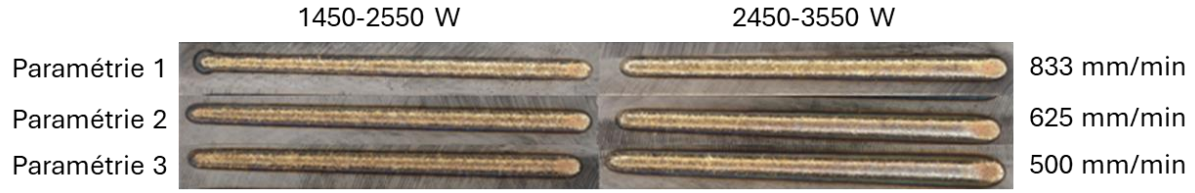



**Figure 61 - Photos des cordons progressifs CuSn12Ni2.35 sur AISI H11**

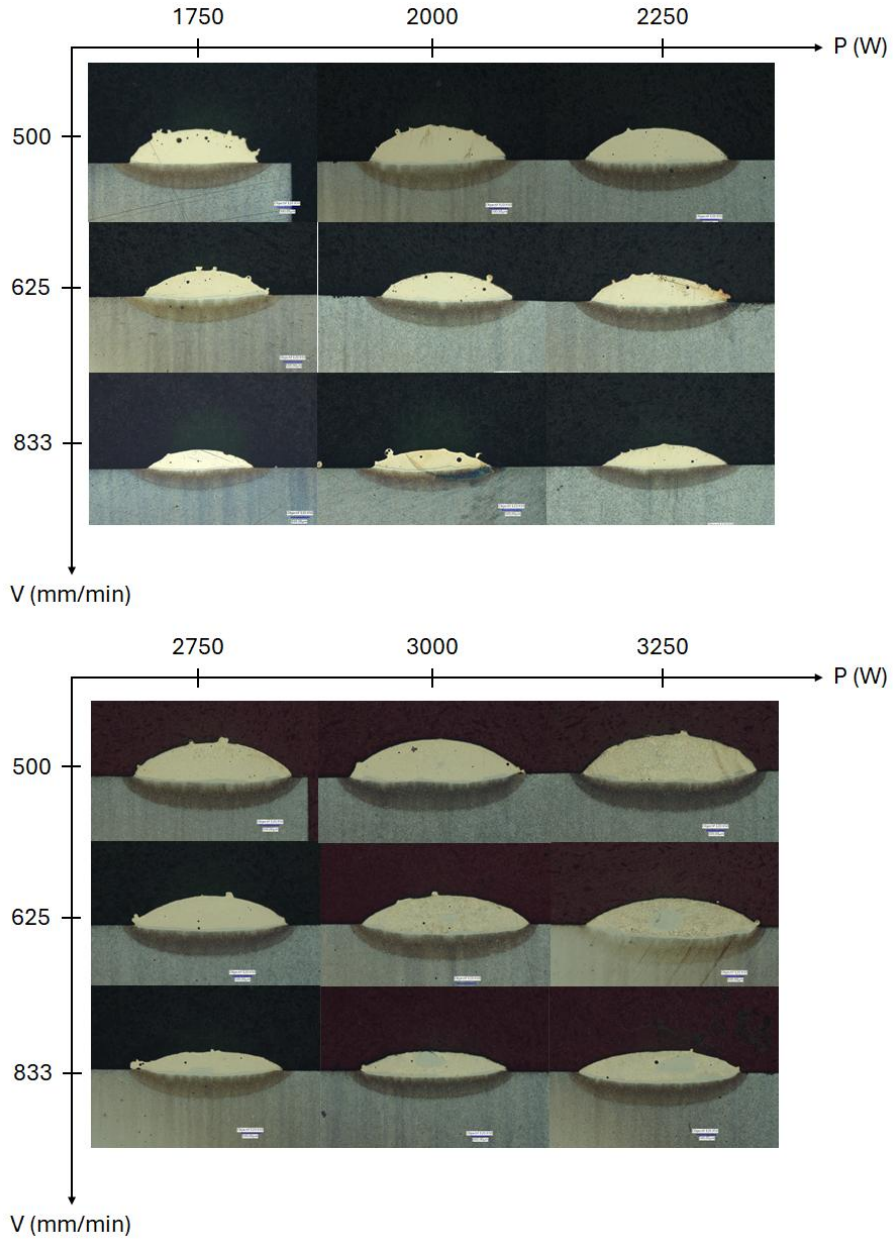



**Figure 62 - Photos des sections transversales des cordons progressifs CuSn12Ni2.35 sur AISI H11**

### 6.2.2. Caractéristiques géométriques des cordons

Les caractéristiques géométriques des cordons : hauteur ($H$), largeur ($L$), et profondeur de pénétration du dépôt dans le substrat ($p$) sont données dans le Tableau 23.

**Tableau 23 - Caractéristiques géométriques des cordons CuSn12Ni2.35 sur AISI H11**

| $P$ (W) | $V$ (mm/min) | $D_m$ (g/min) | $H$ (µm) | $L$ (µm) | $p$ (µm) | $ZAT$ (µm) | Dilution (%) |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 1750 | 833 | 25 | 495.88 | 2753.02 | 79.64 | 566.34 | 14% |
| 2000 | 833 | 25 | 507.17 | 3148.11 | 94.77 | 603.21 | 16% |
| 2250 | 833 | 25 | 575.77 | 3254.18 | 85.18 | 628.94 | 13% |
| 1750 | 625 | 25 | 659.67 | 3285.52 | 96.29 | 685.77 | 13% |

| | | | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 2000 | 625 | 25 | 681.07 | 3392.43 | 97.82 | 737.94 | 13% |
| 2250 | 625 | 25 | 729.50 | 3547.29 | 103.67 | 754.01 | 12% |
| 1750 | 500 | 25 | 897.61 | 3345.61 | 30.77 | 647.22 | 3% |
| 2000 | 500 | 25 | 922.06 | 3545.29 | 83.97 | 777.64 | 8% |
| 2250 | 500 | 25 | 840.03 | 3748.94 | 81.98 | 792.21 | 9% |
| 2750 | 833 | 25 | 539.68 | 3668.04 | 118.63 | 709.48 | 18% |
| 3000 | 833 | 25 | 540.57 | 3709.67 | 153.67 | 725.48 | 22% |
| 3250 | 833 | 25 | 568.45 | 4200.15 | 284.64 | 878.50 | 33% |
| 2750 | 625 | 25 | 781.81 | 3985.98 | 147.63 | 785.97 | 16% |
| 3000 | 625 | 25 | 750.34 | 4335.31 | 257.13 | 931.96 | 26% |
| 3250 | 625 | 25 | 725.84 | 4458.08 | 321.01 | 1014.90 | 31% |
| 2750 | 500 | 25 | 907.64 | 4108.75 | 152.70 | 857.60 | 14% |
| 3000 | 500 | 25 | 958.87 | 4288.73 | 196.52 | 896.46 | 17% |
| 3250 | 500 | 25 | 986.10 | 4539.72 | 280.97 | 1030.44 | 22% |

#### 6.2.2.1. Effet de la puissance du laser

En observant la Figure 63, nous pouvons conclure que la hauteur de cordon augmente légèrement lorsque la puissance du laser augmente, alors que tous les autres paramètres augmentent fortement.

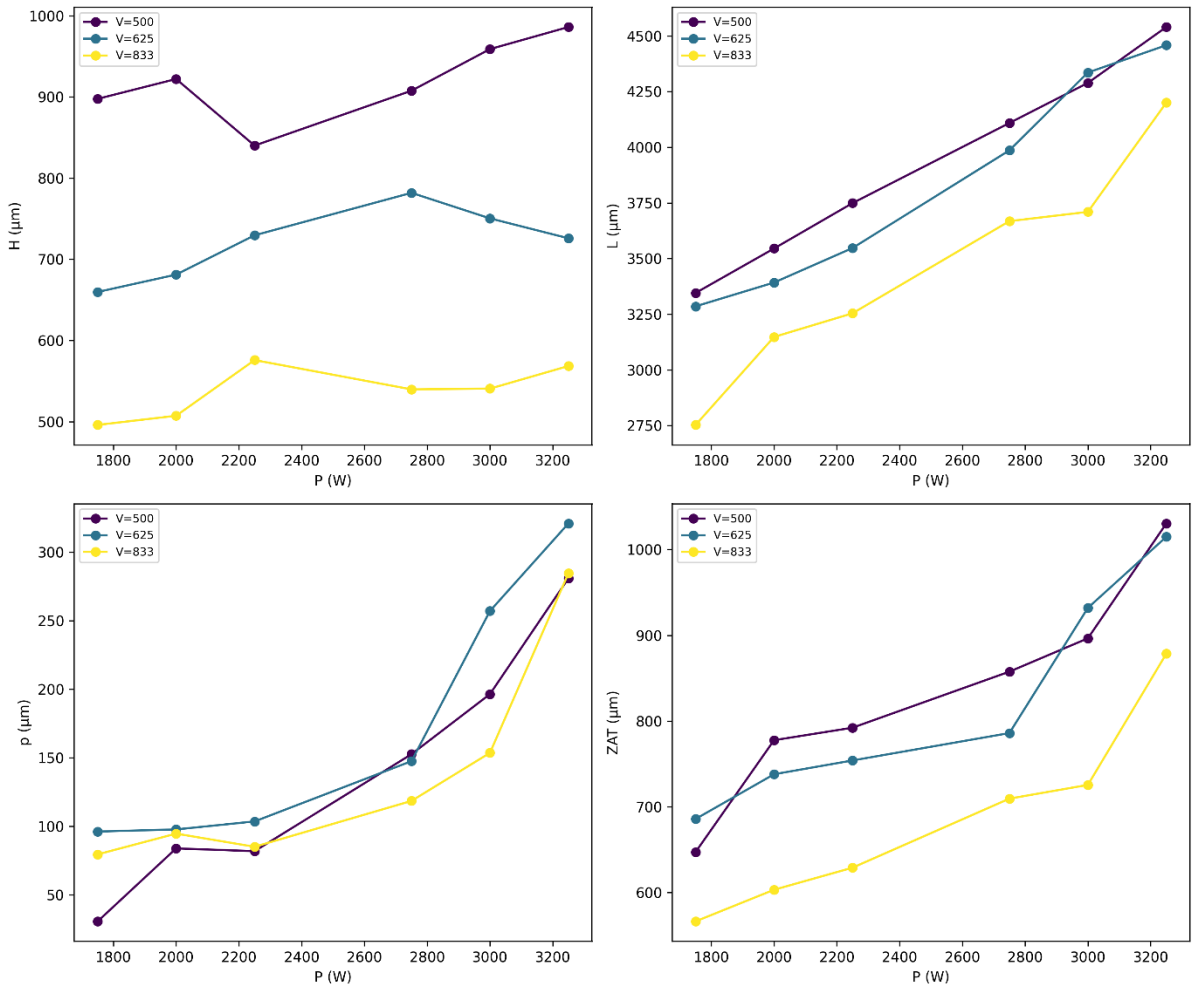



**Figure 63 – $H$, $L$, $p$ et $ZAT$ en fonction de $P$, CuSn12Ni2.35 sur AISI H11**

#### 6.2.2.2. Effet de la vitesse d'avance du laser

En observant la Figure 64, nous pouvons conclure que la hauteur de cordon diminue fortement lorsque la vitesse d'avance du laser augmente, et la largeur de cordon diminue légèrement. La pénétration du dépôt dans le substrat et la $ZAT$ sont peu impactées par la vitesse d'avance du laser.

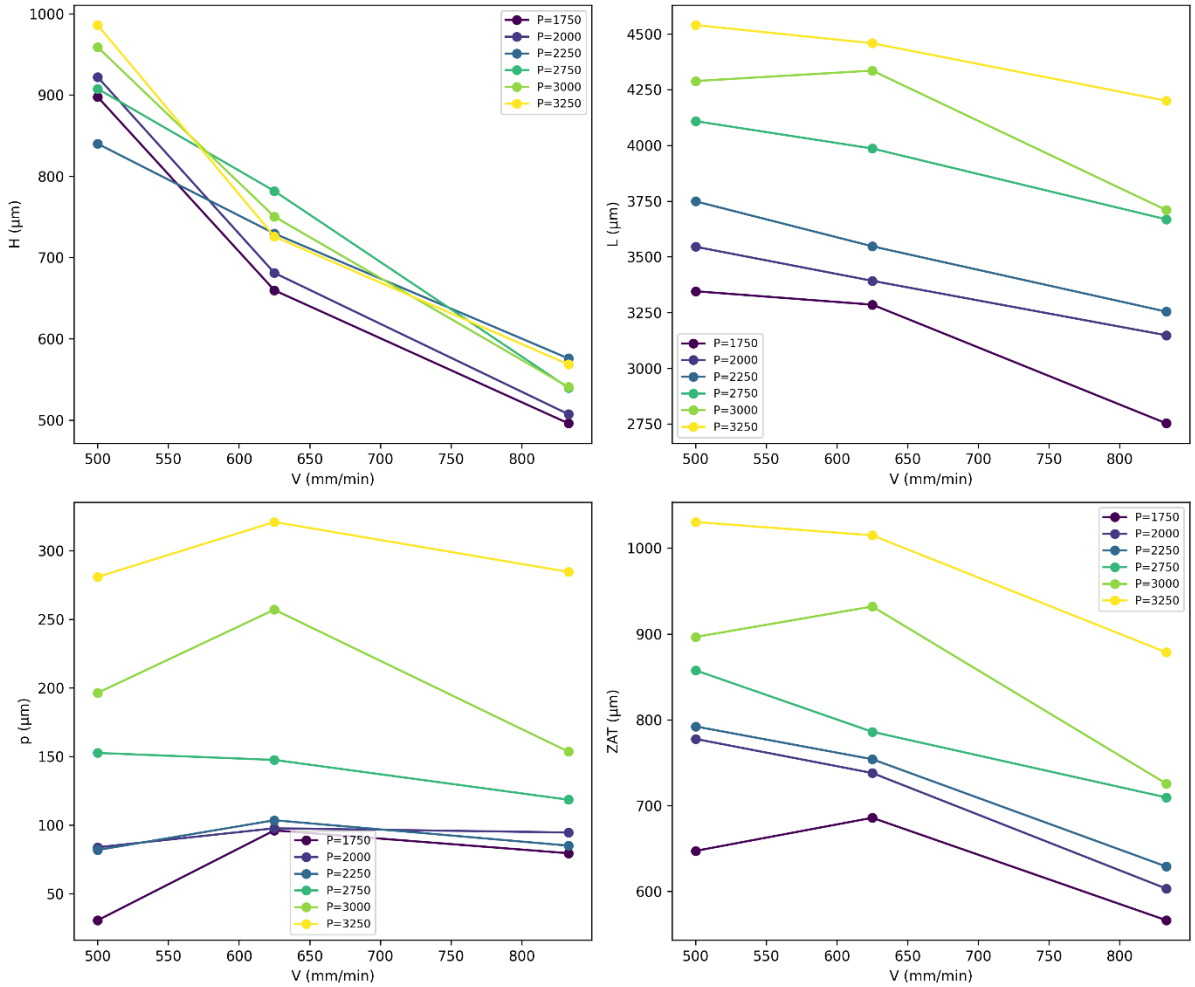



**Figure 64 – $H$, $L$, $p$ et $ZAT$ en fonction de $V$, CuSn12Ni2.35 sur AISI H11**

### 6.2.2.3. Effet du ratio Masse par Unité de Distance

Sur la Figure 65, nous observons que la hauteur de cordon dépend très clairement du $MUD$, là où les autres paramètres augmentent lorsque le $MUD$ augmente, mais l'impact de la puissance du laser est plus important.

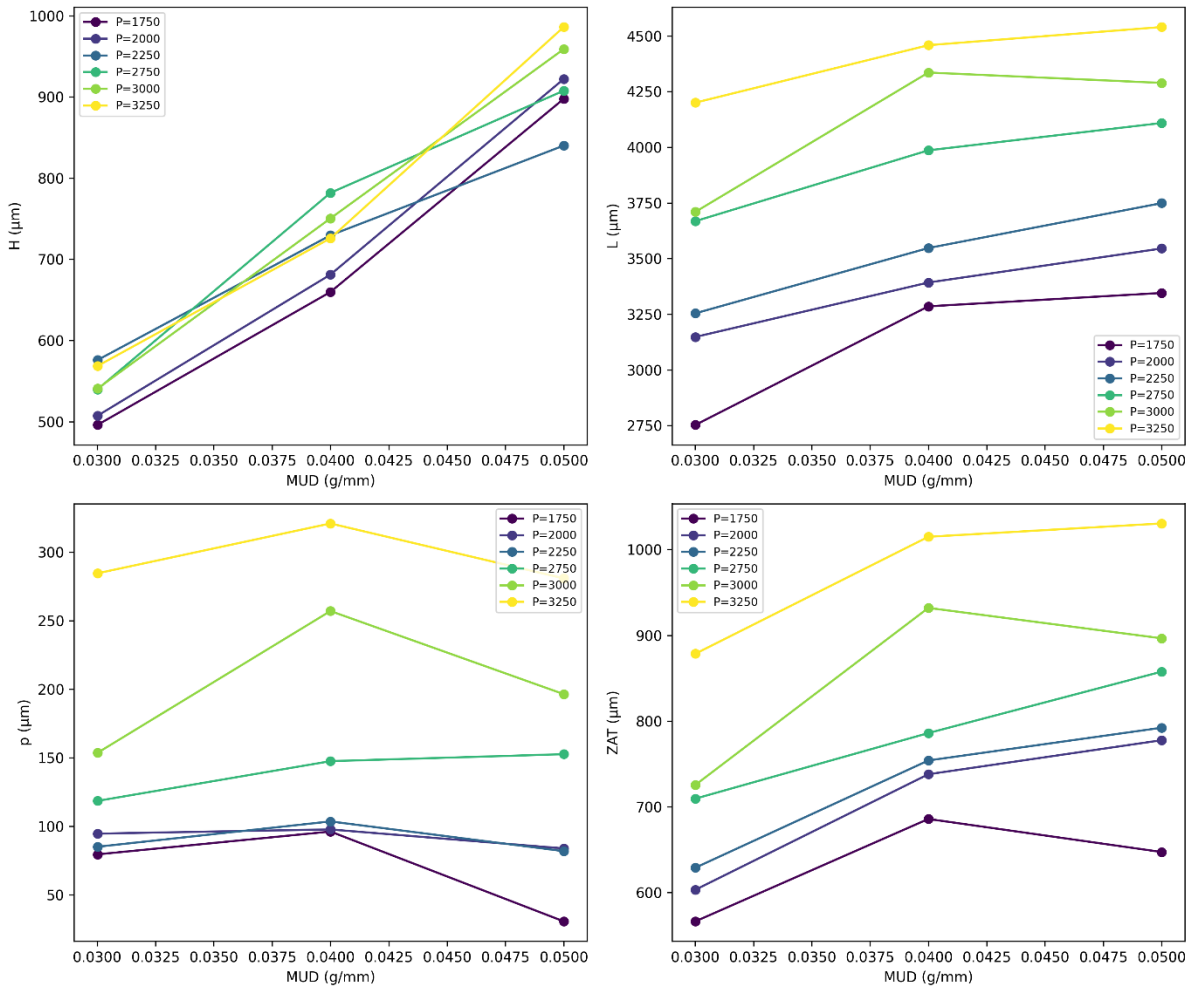



**Figure 65 – $H$, $L$, $p$ et $ZAT$ en fonction du $MUD$, CuSn12Ni2.35 sur AISI H11**

#### 6.2.2.4. Effet du ratio Apport de Chaleur Linéique

En observant la Figure 66, nous concluons que la hauteur de cordon, la largeur de cordon, la profondeur de pénétration du dépôt dans le substrat et la ZAT augmentent lorsque l' $ACL$ augmente.

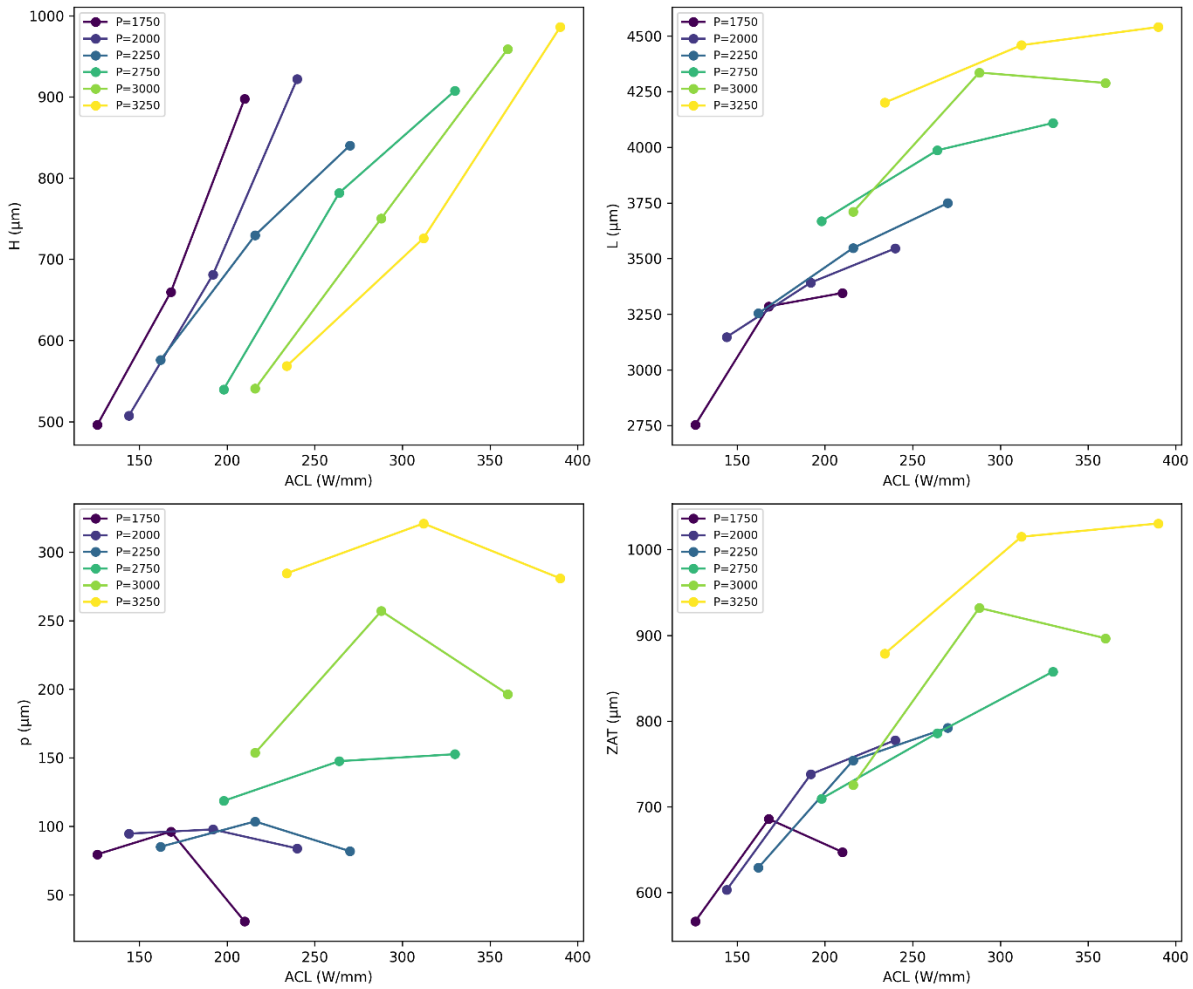



**Figure 66 - $H$, $L$, $p$ et $ZAT$ en fonction du $ACL$, CuSn12Ni2.35 sur AISI H11**

### 6.2.2.5. Effet du ratio Apport de Chaleur Massique

De la Figure 67, nous concluons que la hauteur de cordon, la largeur de cordon, la profondeur de pénétration du dépôt dans le substrat et la $ZAT$ augmentent lorsque l'$ACM$ augmente. Ceci est particulièrement important pour la largeur de cordon, la pénétration du dépôt dans le substrat et la $ZAT$.

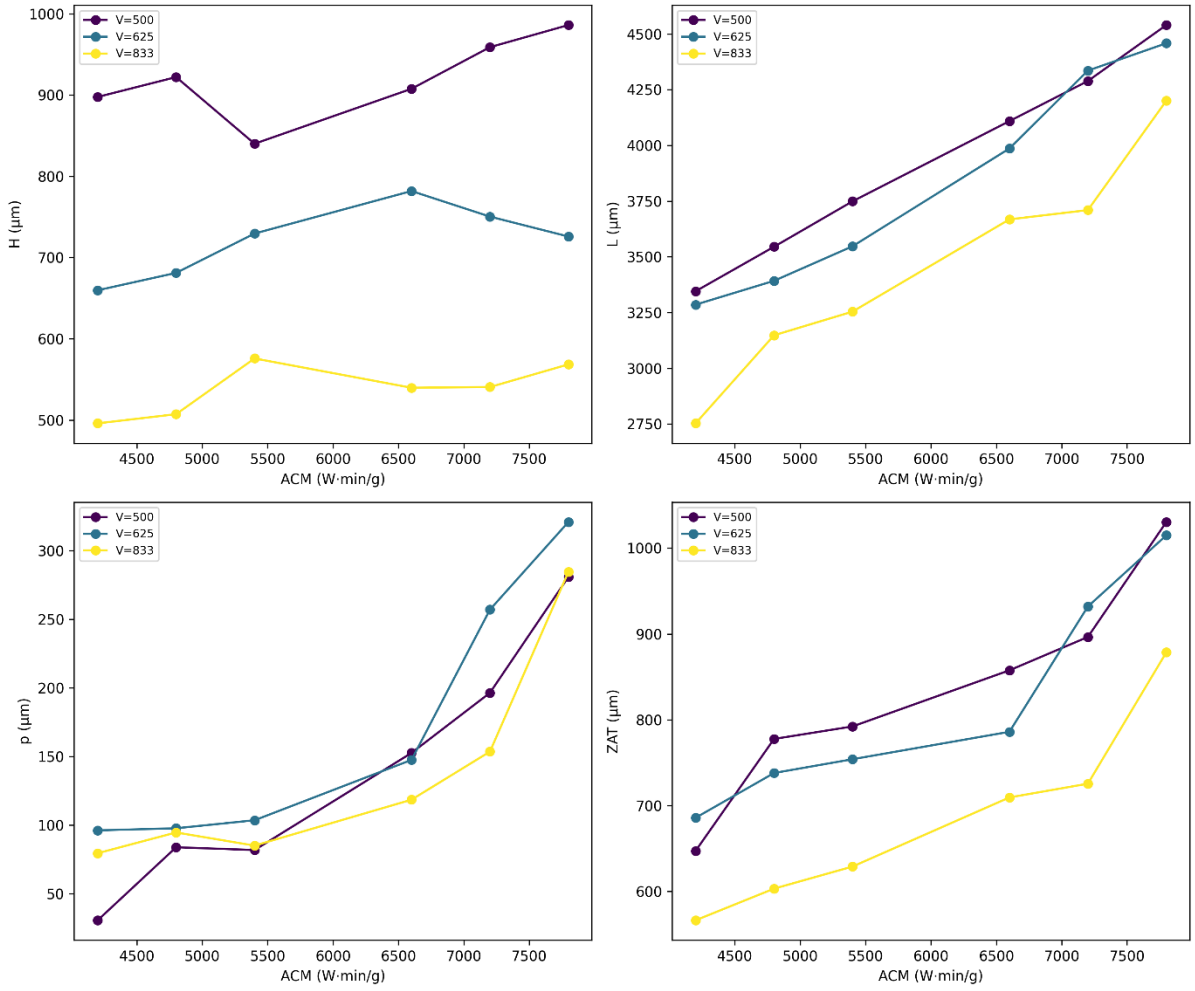



**Figure 67 - $H$, $L$, $p$ et $ZAT$ en fonction du $ACM$, CuSn12Ni2.35 sur AISI H11**

#### 6.2.2.6. Analyse des effets principaux

Comme nous avons un plan orthogonal, nous pouvons conduire une analyse des effets principaux. Sur la Figure 68, nous observons que la vitesse d'avance du laser impacte le plus la hauteur de cordon, alors que la puissance du laser impacte le plus la largeur de cordon, la profondeur de pénétration du dépôt dans le substrat ainsi que la ZAT. Sur la Figure 69, nous observons que l'$ACL$ et le $MUD$ impactent le plus la hauteur de cordon, et que l'$ACL$ et l'$ACM$ impactent le plus la largeur de cordon, la profondeur de pénétration du dépôt dans le substrat et la $ZAT$.

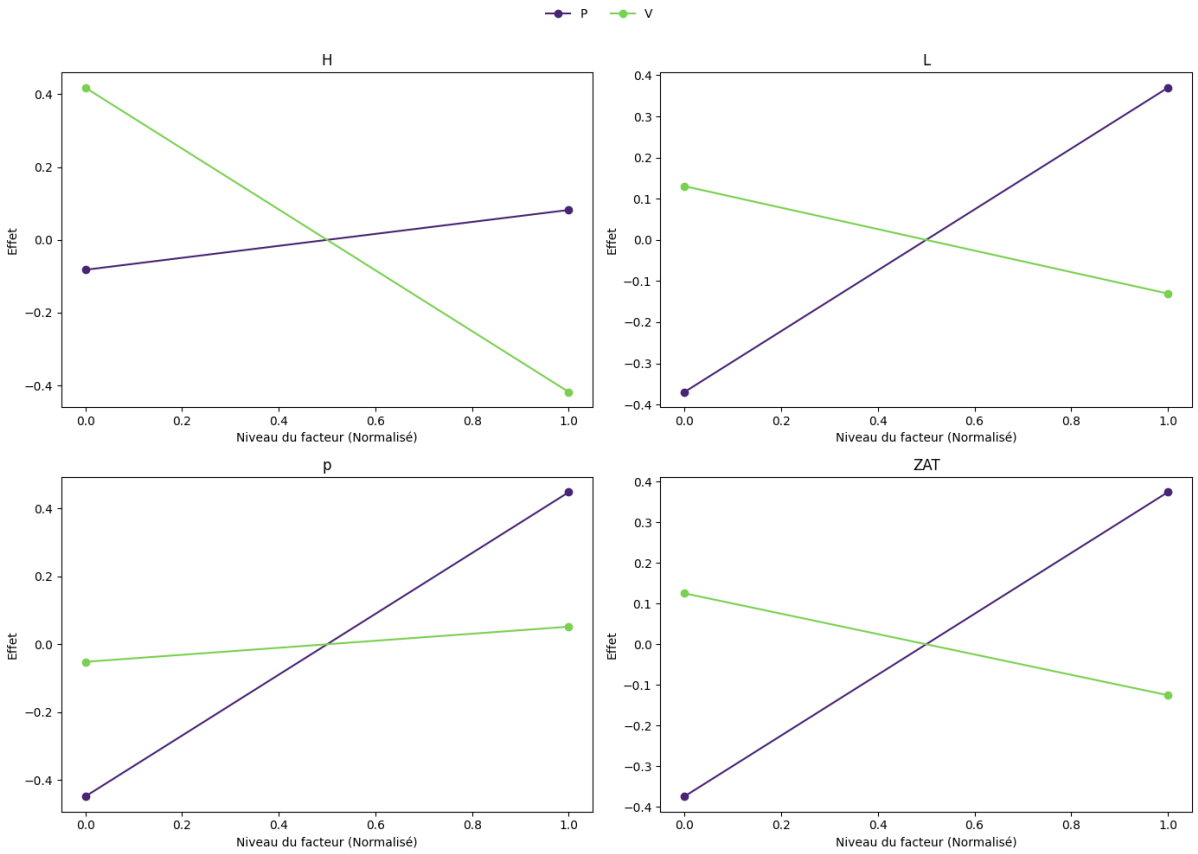



**Figure 68 – Analyse des effets principaux de $P$ et $V$, CuSn12Ni2.35 sur AISI H11**

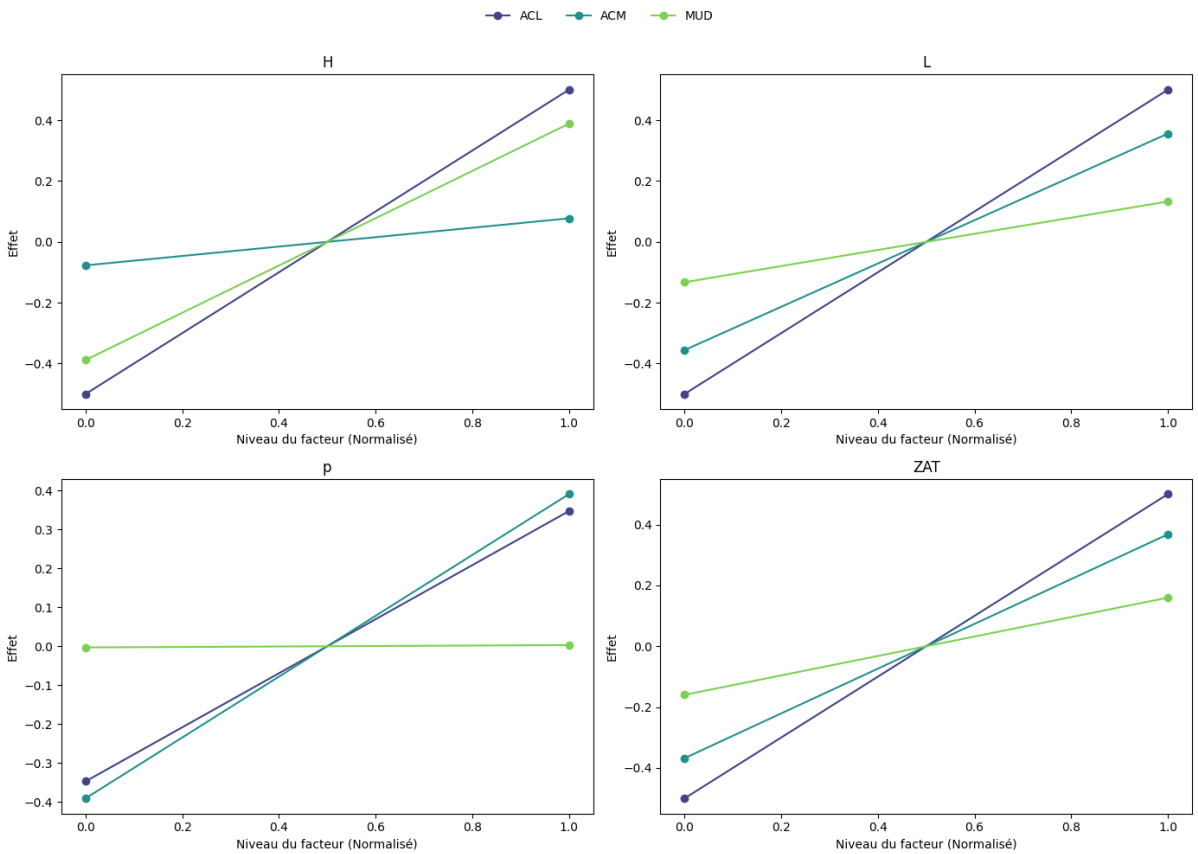



**Figure 69 - Analyse des effets principaux de $ACL$, $ACM$ et $MUD$, CuSn12Ni2.35 sur AISI H11**

### 6.2.3. Défauts et Dilution

Sur les vues en coupe transversale des cordons, nous observons quasi-systématiquement une zone grise à l'interface entre l'acier et le bronze (Figure 70), correspondant à un alliage à base de fer, très probablement issu du substrat (données issues d'une étude confidentielle EBSD). Cette zone à l'interface est due à la non-dissolution du bronze dans l'acier. C'est aussi quasi-systématiquement dans cette zone que se forment des fissures qui se propagent uniquement dans le substrat. Étant donnée la microstructure dendritique de cette zone, elle semble être fortement soumise aux contraintes résiduelles. À faible puissance, nous observons des porosités, surement dues au fait que le cordon refroidit vite et donc le gaz se retrouve piégé au sein du dépôt. À forte puissance, il y a une bulle grise au sein du dépôt, correspondant à un alliage à base de fer (données issues d'une étude confidentielle EBSD) (Figure 71). Pour la dilution (Figure 72), nous voyons que lorsque l'on diminue la puissance du laser et la vitesse d'avance du laser, alors la dilution n'est plus suffisante. Et si nous augmentons trop la puissance du laser, alors la dilution est trop importante.

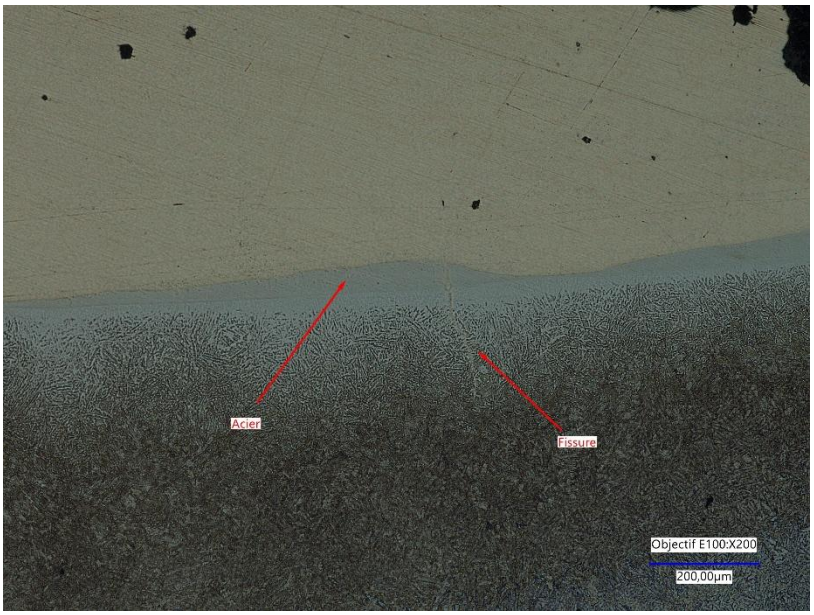



**Figure 70 - Zone grise et Fissure, $P$ = 1750 W, $V$ = 625 mm, CuSn12Ni2.35 sur AISI H11**

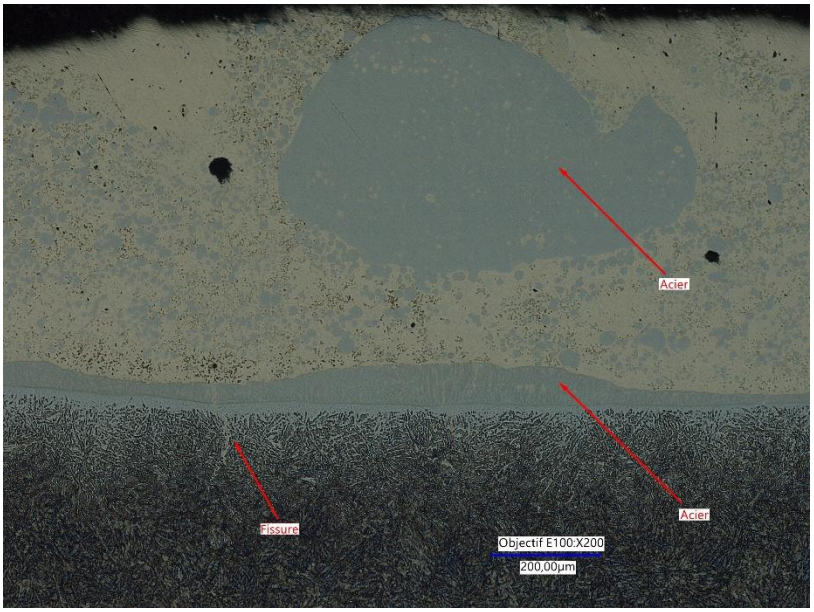



**Figure 71 – Zones grises et Fissure, $P$ = 3000 W, $V$ = 833 mm, CuSn12Ni2.35 sur AISI H11**

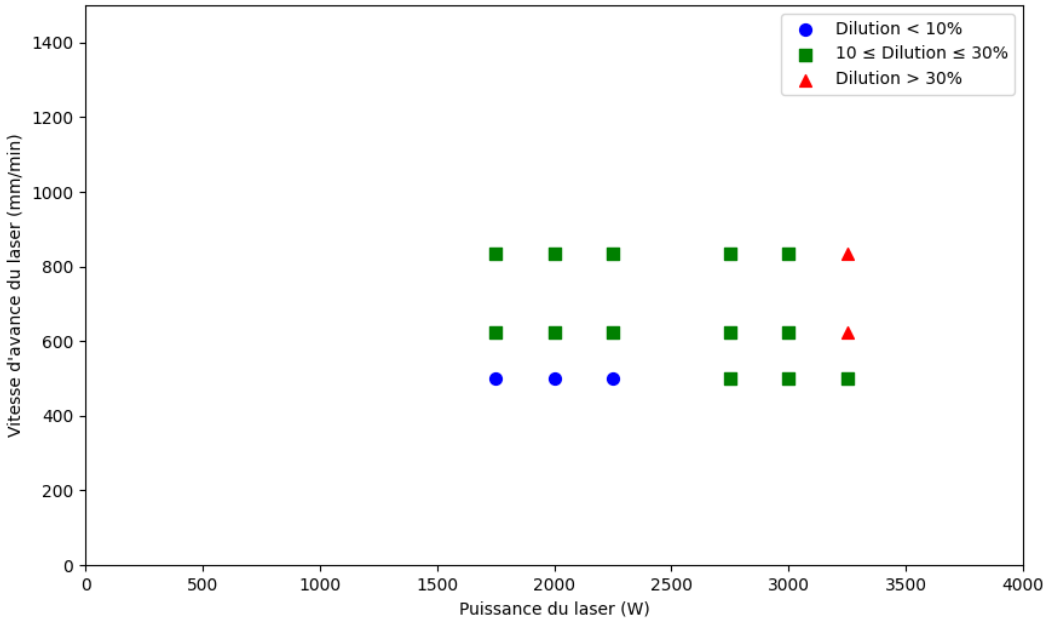



**Figure 72 – Dilution en fonction de $P$ et $V$, CuSn12Ni2.35 sur AISI H11**

### 6.2.4. Conclusion sur les cordons CuSn12Ni2.35 sur AISI H11

Pour conclure sur les cordons de CuSn12Ni2.35 sur AISI H11, nous remarquons que lorsque l'on augmente la vitesse d'avance du laser, la hauteur de cordon, la largeur de cordon diminue, la profondeur de pénétration du dépôt dans le substrat et la $ZAT$ diminuent. Grâce à l'analyse des effets principaux, nous avons mis en lumière que la vitesse d'avance du laser impacte le plus la hauteur de cordon, alors que la puissance du laser impacte le plus la largeur

de cordon, la pénétration du dépôt dans le substrat ainsi que la $ZAT$. Nous avons également remarqué que l'$ACL$ et le $MUD$ impactent le plus la hauteur de cordon, et que l'$ACL$ et l'$ACM$ impactent le plus la largeur de cordon, la profondeur de pénétration du dépôt dans le substrat et la $ZAT$. Encore une fois, les caractéristiques géométriques du dépôt sont contrôlées par l'apport de chaleur dans le système.

## 6.3. Surfaces AISI H13 sur AISI H11

### 6.3.1. Aspect visuel des surfaces

Sur la vue transversale des surfaces (Figure 73), nous pouvons observer chaque cordon déposé, le premier cordon déposé étant celui le plus à gauche. On voit pour la puissance du laser la plus faible, qu'à chaque recouvrement de cordon il y a une zone plus foncée, qui est plus marquée par l'attaque chimique. Plus on juxtapose des cordons, plus cette zone disparait. Cette zone foncée se répète en début de dépôt des cordons mais se répète moins de fois lorsque la puissance du laser augmente. Cette zone parait être une Zone Affectée Thermiquement par le recouvrement de cordon. Lorsque l'on répète la juxtaposition de cordons, on augmente la température du dépôt (et également du substrat) et donc on réduit le gradient thermique, ce qui réduit l'apparition de ces zones. Sur la Figure 74, nous pouvons observer le recouvrement des cordons et la microstructure dendritique.

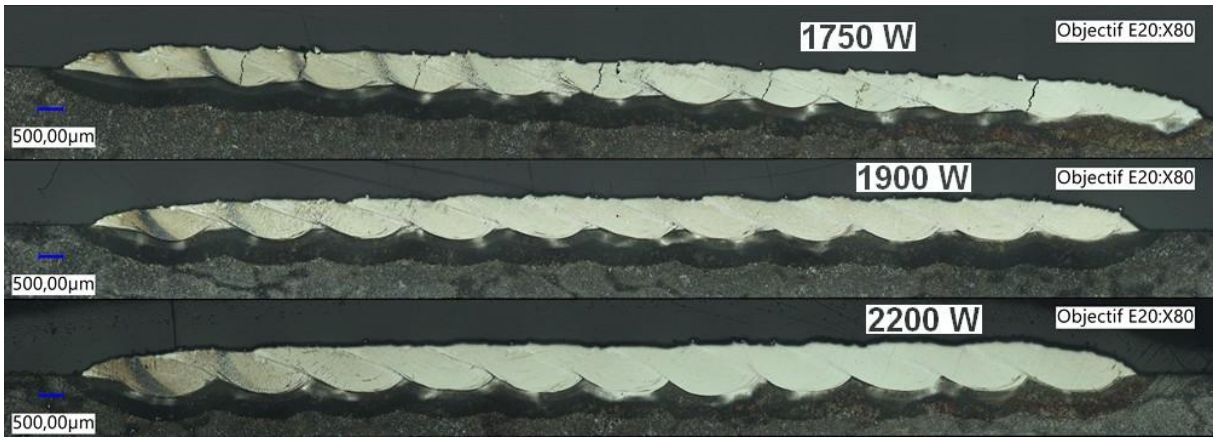



**Figure 73 - Vues en coupe transversale des surfaces AISI H13 sur AISI H11**

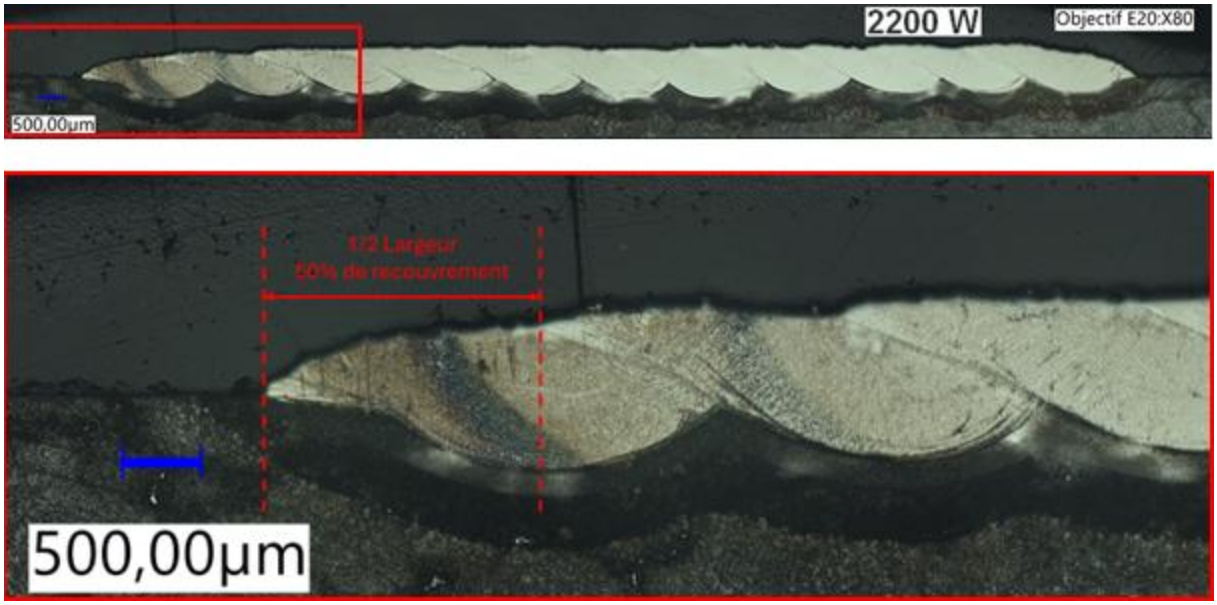



**Figure 74 – Zone de recouvrement, $P$ = 2200 W, Surfaces AISI H13 sur AISI H11**

### 6.3.2. Défauts des surfaces

La Figure 73 montre des fissures dans le dépôt pour l'échantillon fabriqué avec une puissance du laser égale à 1750 W. Ces fissures ne semblent pas se propager dans le substrat. Les fissurent n'apparaissent pas sur les coupes transversales pour les puissances du laser égales à 1900 W et 2200 W. Li et al. [141] évoquent les fissures de la zone de recouvrement dans leurs travaux. Ils indiquent qu'elles sont dues aux contraintes thermiques, et qu'elles se propagent dans le dépôt.

Un essai de ressuage, qui consiste en l'application d'un liquide d'imprégnation sur la surface à examiner qui pénètre dans les discontinuités débouchantes, a été réalisé sur les surfaces imprimées. La Figure 75 montre clairement, qu'avec une puissance du laser égale à 1750 W, la surface présente plusieurs défauts (porosités ouvertes ou fissures) qui ont tendance à s'atténuer en augmentant la puissance du laser. La surface fabriquée avec une puissance du laser de 2200 W ne présente de défauts que sur une ligne correspondant à l'endroit où s'arrête le laser. Cette ligne est constituée des fissures dues au gradient thermique lors de l'arrêt du laser. Ces observations ont également été confirmées en polissant les surfaces supérieures des échantillons et en réalisant des observations au microscope. La Figure 76 montre clairement la présence de fissures parallèles au sens d'impression dans les échantillons fabriqués avec les puissances du laser de 1750 W et 1900 W, de plus, ces fissurents se trouvent dans la zone de recouvrement des cordons. Ces fissures n'existent pas

pour l'échantillon fabriqué avec la puissance du laser de 2200 W. Dans la littérature, Bian et al. [142] ont étudié l'influence de la puissance du laser sur la formation de fissures et ont également observé les fissures inter-cordons ainsi que celles transversales, mais leur fréquence diminue lorsque la puissance du laser augmente. Mais, ils observent que lorsque la vitesse d'avance du laser est élevée, alors les fissures se propagent dans le substrat.

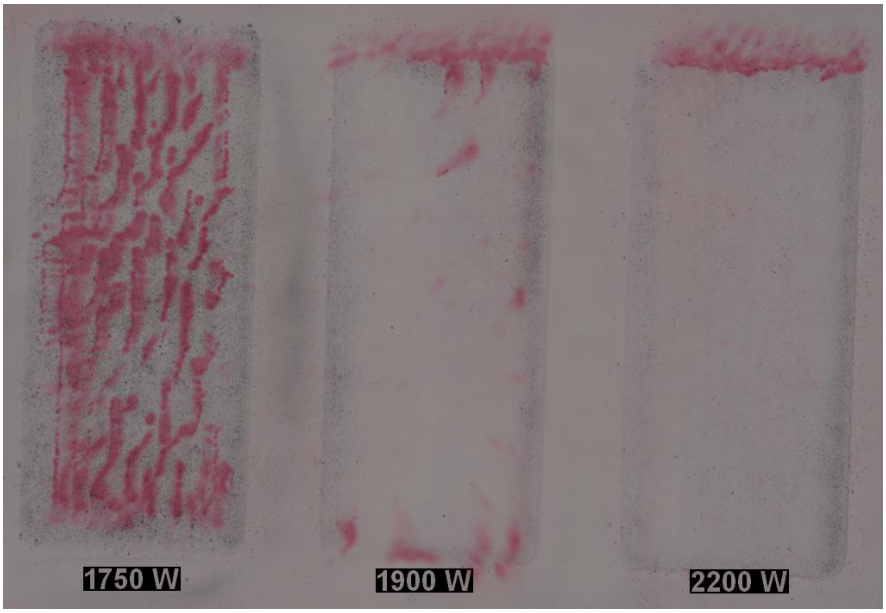



**Figure 75 - Résultat des essais de ressuage pour les surfaces AISI H13 sur AISI H11**

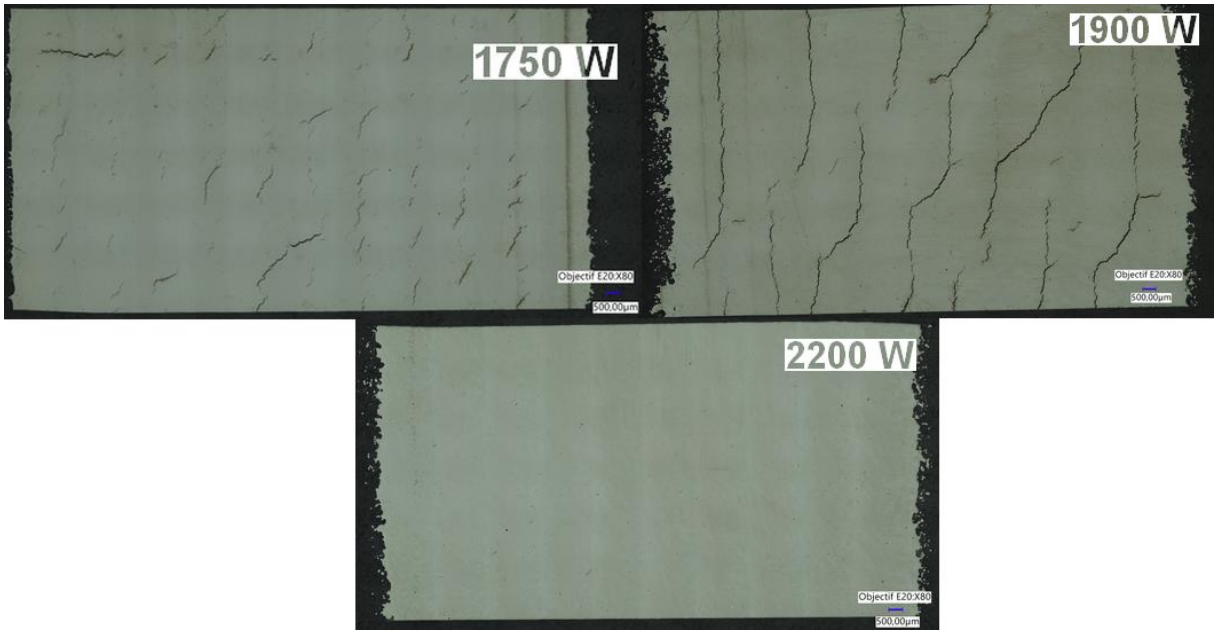



**Figure 76 - Vues de dessus polies, Surfaces AISI H13 sur AISI H11**

### 6.3.3. Caractéristiques géométriques des surfaces

Les caractéristiques géométriques des surfaces : hauteur ($H$), profondeur de pénétration ($p$) et $ZAT$ sont données dans le Tableau 24.

**Tableau 24 - Caractéristiques géométriques des surfaces d'AISI H13 sur AISI H11**

| $P$ (W) | Cordon | $H$ (um) | $p$ (um) | $ZAT$ (um) |
|---|---|---|---|---|
| 1750 | 1 | 441,51 | 144,98 | 721,76 |
| 1750 | 2 | 575,95 | 188,03 | 708,91 |
| 1750 | 3 | 670,36 | 169,23 | 738,27 |
| 1750 | 4 | 633,36 | 163,74 | 759,39 |
| 1750 | 5 | 603,80 | 134,13 | 719,66 |
| 1750 | 6 | 682,05 | 123,98 | 721,48 |
| 1750 | 7 | 584,57 | 156,02 | 727,59 |
| 1750 | 8 | 592,65 | 143,25 | 754,07 |
| 1750 | 9 | 587,84 | 153,89 | 740,95 |
| 1750 | 10 | 572,50 | 109,23 | 743,16 |
| 1750 | 11 | 533,00 | 166,55 | 748,60 |
| 1750 | 12 | 578,79 | 176,38 | 785,05 |
| 1900 | 1 | 386,14 | 253,28 | 846,31 |
| 1900 | 2 | 517,56 | 270,57 | 817,34 |
| 1900 | 3 | 569,74 | 293,23 | 830,34 |
| 1900 | 4 | 630,22 | 265,01 | 811,16 |
| 1900 | 5 | 672,00 | 246,55 | 804,18 |
| 1900 | 6 | 622,76 | 235,57 | 836,85 |
| 1900 | 7 | 661,09 | 242,65 | 877,49 |
| 1900 | 8 | 675,05 | 262,26 | 818,96 |

| | | | | |
|---|---|---|---|---|
| 1900 | 9 | 643,57 | 253,73 | 859,69 |
| 1900 | 10 | 658,06 | 277,83 | 854,27 |
| 1900 | 11 | 512,25 | 309,60 | 820,56 |
| 2200 | 1 | 505,42 | 464,31 | 973,82 |
| 2200 | 2 | 652,16 | 380,49 | 950,23 |
| 2200 | 3 | 670,13 | 351,05 | 936,45 |
| 2200 | 4 | 681,38 | 318,51 | 937,43 |
| 2200 | 5 | 645,08 | 378,21 | 957,20 |
| 2200 | 6 | 638,97 | 433,11 | 951,28 |
| 2200 | 7 | 664,30 | 440,85 | 980,25 |
| 2200 | 8 | 620,79 | 348,17 | 992,43 |
| 2200 | 9 | 610,34 | 338,79 | 961,41 |
| 2200 | 10 | 473,25 | 359,11 | 985,00 |
| 2200 | 11 | 492,04 | 379,05 | 1005,58 |

#### 6.3.3.1. Effet de la puissance du laser et du nombre de cordons déposés

De la Figure 77, nous déduisons que la hauteur de cordon varie peu en fonction de la puissance du laser mais est fortement impactée par le nombre de cordons déposés. Elle se stabilise aux alentours de 4 cordons, puis chute sur les derniers cordons. Ce phénomène de stabilisation a également été observé par Ocelík et al. [143], qui déterminent que la hauteur de la surface se stabilise plus vite quand le taux de recouvrement diminue. Sur la Figure 78, nous observons que la pénétration du dépôt dans le substrat ne dépend que de la puissance du laser, et augmente lorsque la puissance du laser augmente, ce qui était également observable pour les cordons. Nous pouvons tirer la même conclusion pour la $ZAT$ (Figure 79). Le nombre de cordons déposés n'influence pas la profondeur de pénétration du dépôt dans le substrat et la $ZAT$.

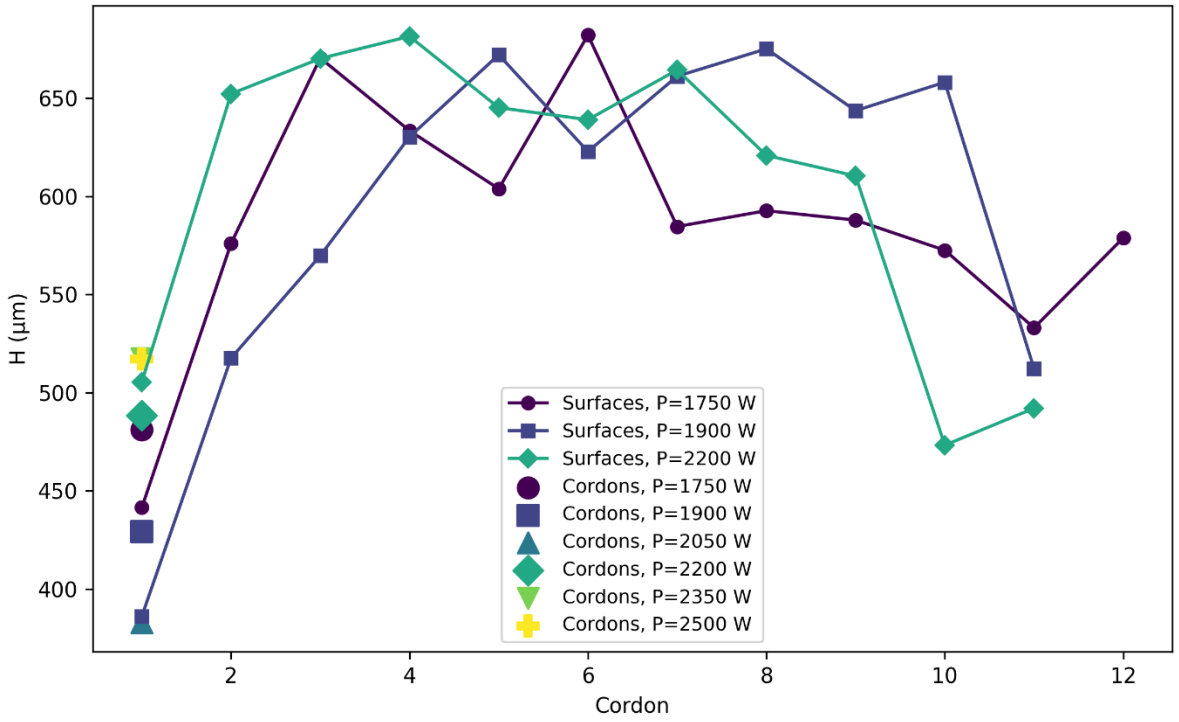



**Figure 77 – Hauteur en fonction du numéro de cordon et de $P$, Surfaces et Cordons d'AISI H13 sur AISI H11**

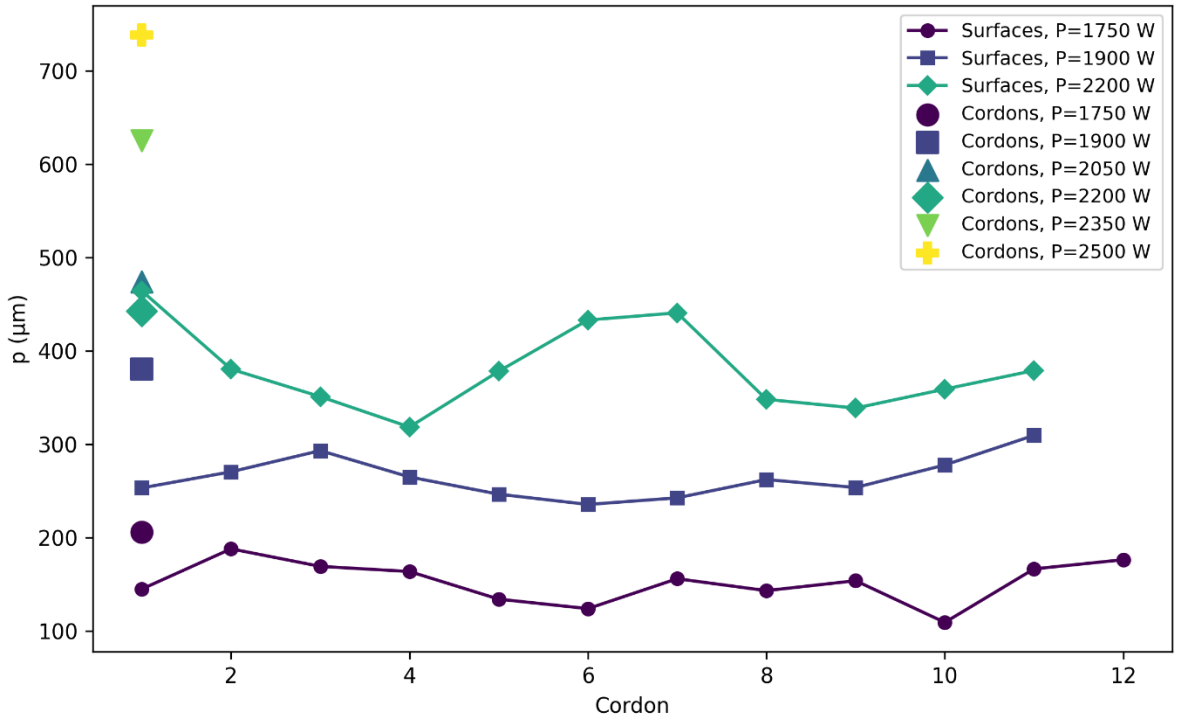



**Figure 78 - Pénétration en fonction du numéro de cordon et de $P$, Surfaces et Cordons d'AISI H13 sur AISI H11**

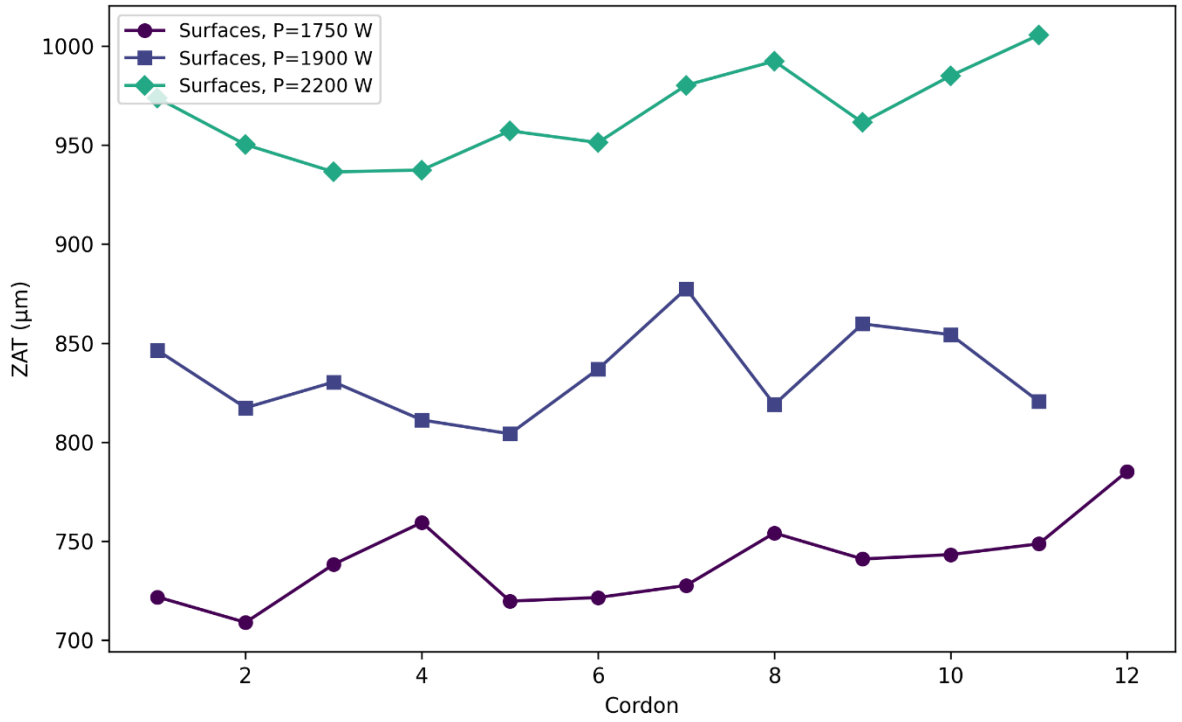



**Figure 79 - ZAT en fonction du numéro de cordon et de $P$, Surfaces d'AISI H13 sur AISI H11**

#### 6.3.4. Conclusion sur les surfaces AISI H13 sur AISI H11

La puissance du laser impacte de nombreuses caractéristiques des surfaces. Tout d'abord, augmenter la puissance du laser permet de diminuer le nombre de fissures inter-cordons et celles pénétrant dans le substrat. Augmenter la puissance du laser augmente également la pénétration du dépôt dans le substrat et la $ZAT$, alors que la hauteur de la surface dépend du nombre de cordons déposés. Plus on dépose de cordons, plus la hauteur de la surface se stabilise, avant de chuter aux bords de la surface.

## 6.4. Volumes AISI H13 sur AISI H11

#### 6.4.1. Aspect visuel des volumes

Les volumes sont présentés selon 5 vues : vue avant, vue arrière, vue gauche et vue droite (Figure 80), puis vue de dessus (Figure 81). Sur l'échantillon ZigZag, nous observons un affaissement léger de la matière sur les côtés du volume ainsi que dans les angles. Sur l'échantillon Contour, les affaissements se situent aux mêmes endroits, mais sont plus importants, ceci lui donne une forme plus pyramidale. L'échantillon One Way, a aussi des affaissements dans les angles et les côtés, mais un côté s'est fortement affaissé, rendant l'échantillon asymétrique.




**Figure 80 – Vues avant, arrière, gauche et droite des volumes, AISI H13 sur AISI H11**




**Figure 81 – Vue de dessus des volumes, AISI H13 sur AISI H11. Les triangles rouges sur la figure ci-dessus représentent la position de l'origine de l'impression**

### 6.4.2. Caractéristiques géométriques des volumes

Dix profils ont été mesurés sur chaque échantillon : 5 horizontaux et 5 verticaux. Ensuite, un profil moyen vertical et un profil moyen horizontal sont comparés pour chaque échantillon (Figure 82).

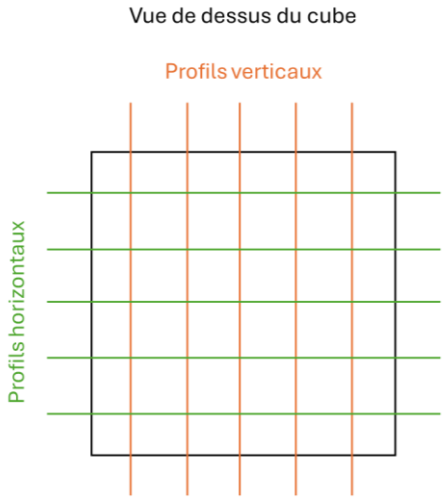



**Figure 82 - Schématisation de la mesure des profils verticaux et horizontaux, Volumes d'AISI H13 sur AISI H11**

Les profils verticaux et horizontaux des volumes ZigZag, Contour et OneWay sont représentés sur la Figure 83, la Figure 84 et la Figure 85, respectivement. Nous observons que l'échantillon ZigZag a des profils verticaux et horizontaux similaires. Ceci est également vrai pour l'échantillon OneWay. L'échantillon Contour possède une direction plus large que l'autre. D'après notre étude, nous concluons qu'en effectuant une rotation de l'orientation de chaque couche, et donc une rotation du point de départ de chaque couche, nous obtenons la forme la plus proche d'un cube en répartissant les pics d'énergie créés aux démarrages et arrêts de la buse. Ribeiro et al. [144] ont étudié l'impact de la stratégie d'impression ainsi que du taux de recouvrement des cordons sur la géométrie finale du cube. Ils ont testé 4 stratégies d'impression dont Contour, ZigZag et OneWay. Dans tous les cas de figure, ils observent que la stratégie Contour donne les meilleurs résultats en termes de forme, état de surface et distorsion. Ce qui n'est pas en accord avec nos résultats. Ceci peut être dû en partie à la taille des cordons étudiés, avec une largeur de 0,8 mm et une hauteur de 0,3 mm. Ceci est en contradiction avec les travaux de Zhang et al. [145] pour qui la stratégie Contour n'est pas utilisable à cause de son impact négatif sur la productivité. Cependant, les travaux de Zhang et al. [145] diffèrent des nôtres dans le sens où, pour eux la stratégie ZigZag donne les meilleures propriétés mais pas quand on change l'orientation de 90 degrés d'une couche à l'autre. Liu et al. [44] définissent l'affaissement aux coins des cubes comme étant des effets de bords. La cause de ces effets peut être la stratégie d'impression, et une des solutions est de ne pas utiliser une stratégie qui s'arrête aux bordures de la pièce comme la OneWay.

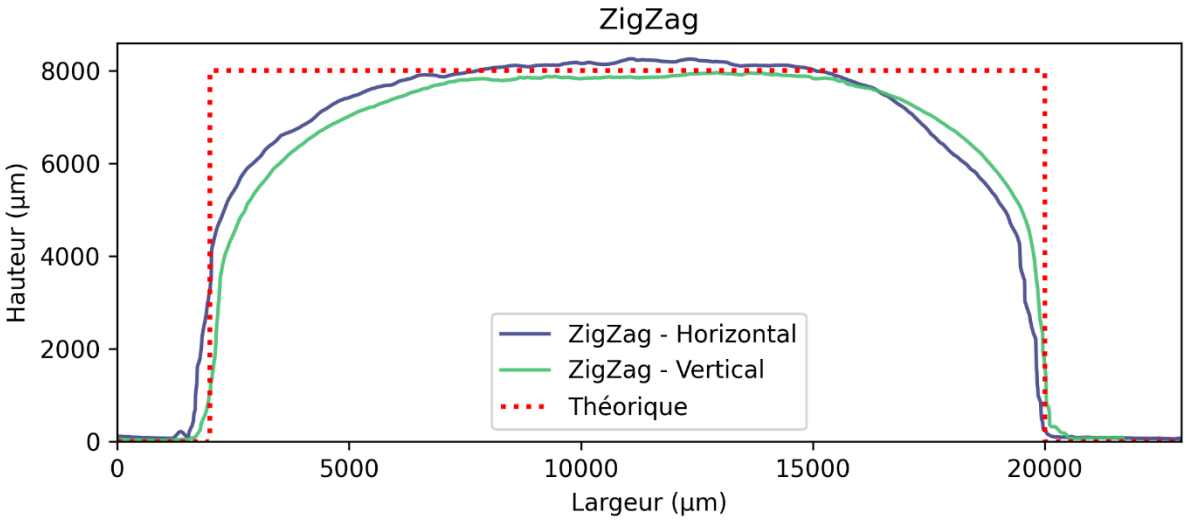



**Figure 83 - Profils du volume ZigZag, AISI H13 sur AISI H11**

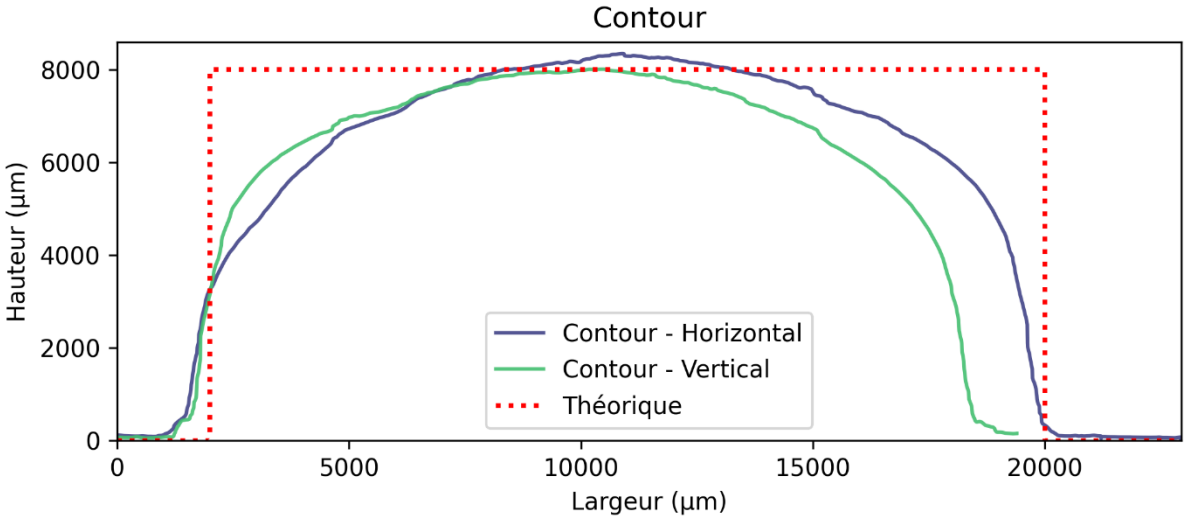



**Figure 84 - Profils du volume Contour, AISI H13 sur AISI H11**

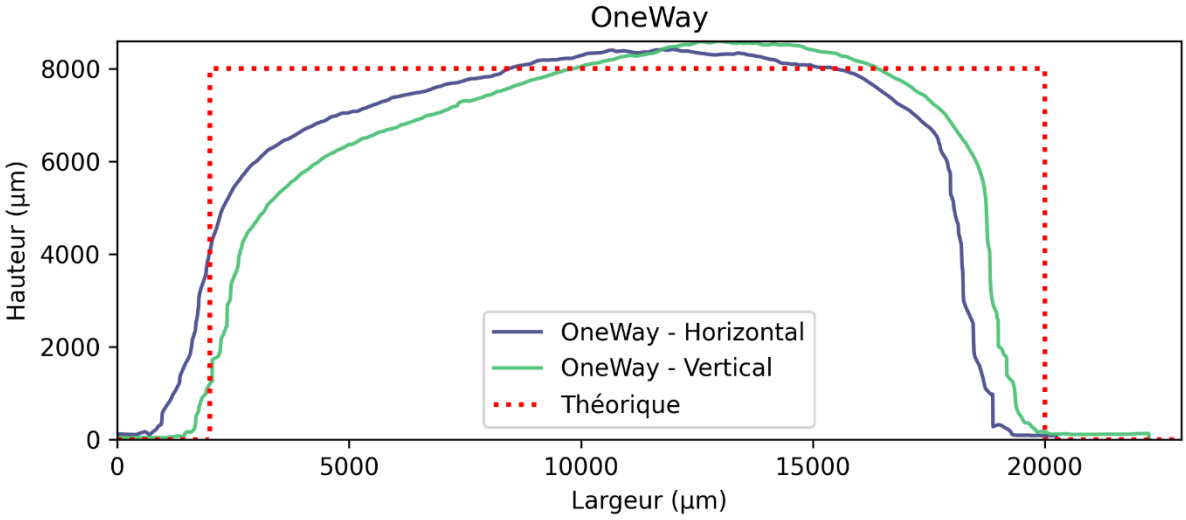



**Figure 85 - Profils du volume OneWay, AISI H13 sur AISI H11**

### 6.4.3. Défauts des volumes

Les échantillons volumiques ont été découpés, polis et observés au microscope numérique. La Figure 86 montre la micrographie de l'échantillon Zigzag qui présente deux fissures au niveau du coin gauche, et également une porosité ovale. Les deux fissures semblent suivre la zone limite entre deux cordons au niveau du recouvrement. La porosité, étant donné sa forme, est surement due à une bulle de gaz piégée. Ng et al. [146] attribuent les porosités sphériques à des bulles de gaz piégées, provenant de porosités à l'intérieur des grains de poudre atomisés, ce qui est le cas de notre poudre d'AISI H13. Leijun Li [147] indique que la formation de ces porosités a lieu avant ou durant la solidification, car il est nécessaire d'avoir une phase liquide autour.




**Figure 86 - Vue en coupe de l'échantillon ZigZag, Volume d'AISI H13 sur AISI H11**

La Figure 87 montre que l'échantillon Contour présente plusieurs fissures et deux porosités ovales. Les fissures se trouvent au milieu du cordon, ce qui a également été observé sur la surface à 1750 W. Au centre du cube, zone où il y a eu le plus d'énergie emmagasinée (et cordons refondus par les cordons adjacents et les couches supérieures), il n'y a pas de fissures, et quasiment pas de pénétration du dépôt dans le substrat. Le point de départ de la stratégie d'impression et l'orientation du dépôt des cordons entre les couches affectent l'historique thermique, qui est un facteur majeur dans la génération des contraintes résiduelles. Liu et al. [44] associent les fissures à l'intérieur des couches et entre les couches au refroidissement trop rapide du bain de fusion. Cette idée est aussi présente dans les travaux de Svetlizky et al. [42] qui suggèrent d'optimiser la stratégie d'impression pour solutionner le problème.

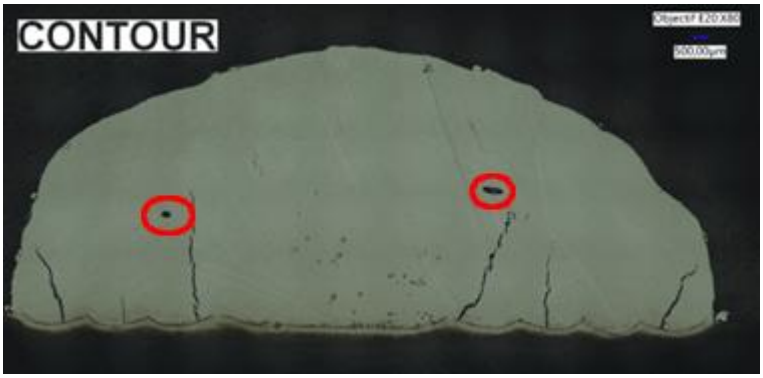



**Figure 87 - Vue en coupe de l'échantillon Contour, Volume d'AISI H13 sur AISI H11**

La Figure 88 montre la micrographie de l'échantillon OneWay qui présente plusieurs fissures et une porosité ovale. Les fissures se retrouvent également dans le cordon.

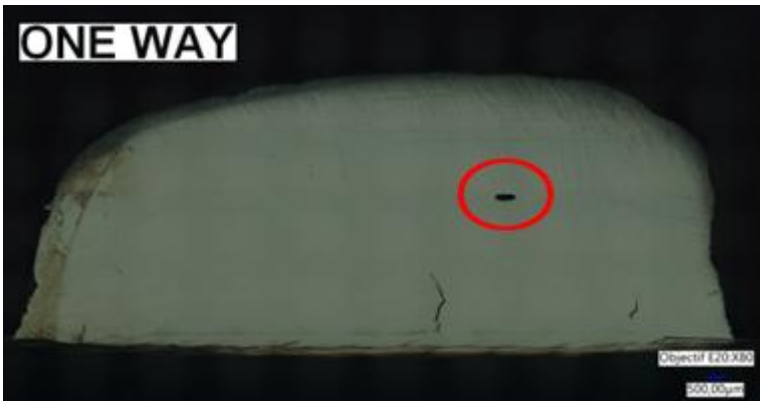



**Figure 88 - Vue en coupe de l'échantillon OneWay, Volume d'AISI H13 sur AISI H11**

#### 6.4.4. Conclusion sur les volumes AISI H13 sur AISI H11

La stratégie d'impression affecte fortement la forme et la qualité des rechargements. Sur tous les échantillons, nous avons observé un affaissement de la matière dans les angles et sur les arêtes. Celui ayant la forme la plus proche d'un parallélépipède rectangle est le volume imprimé avec la stratégie ZigZag, une stratégie continue qui change l'orientation de chaque couche de 90° par rapport à la couche précédente. En termes de défauts, la stratégie Contour est celle qui présente le plus de fissures dans les zones de recouvrement des cordons. Ces fissures se propagent dans les couches inferieures et supérieures.

## 6.5. Volumes AISI H13 sur S235

#### 6.5.1. Aspect visuel des volumes

Pour améliorer la qualité du dépôt et minimiser les fissures, le substrat a été préchauffé à 400°C pendant 1h15 dans un four. Le temps de déplacer le substrat du four à la

table d'impression, la température était de 250°C. Nous avons choisi d'utiliser un substrat faible en carbone pour écarter l'hypothèse que la fissuration venait du substrat.

La Figure 89 montre l'aspect visuel des dépôts sur les substrats non préchauffé et préchauffé. Pour le substrat non préchauffé, on observe une coloration bleu/violet de surface principalement due à des phénomènes d'oxydation thermique qui n'est pas observée pour l'échantillon préchauffé. La couleur observée est due à un film d'oxydes et dépend du temps d'exposition à la température maximale [148]. Dans ses travaux, Roy Blum [149] indique que pour l'AISI 420, les couleurs évoluent du jaune au bleu.

L'effet du préchauffage est observé sur la Figure 90 qui montre l'absence de fissures sur la micrographie de l'échantillon réalisé sur un substrat préchauffé. Pour avoir une vision volumique de l'échantillon, des tomographies ont été réalisées sur les deux échantillons. Sur la Figure 90, nous observons des fissures perpendiculaires au substrat dans l'échantillon non préchauffé. Tout comme celles des cordons, ces fissures sont des fissures de la zone de recouvrement, et se propagent à travers les couches [141]. Elles suivent la trajectoire de déposition. Pour l'échantillon préchauffé, nous observons seulement une fissure au niveau de la fin du cordon (Figure 91). Le préchauffage permet de réduire le gradient thermique, ce qui réduit ensuite les contraintes résiduelles et donc les points d'amorce des fissures. Ceci est corroboré par Tariq et al. [134] qui ont étudié l'impact du préchauffage et du refroidissement contrôlé sur les contraintes résiduelles, ainsi que par Liu et al. [150] qui ont obtenu un dépôt de Ni60 sans fissures grâce au préchauffage.

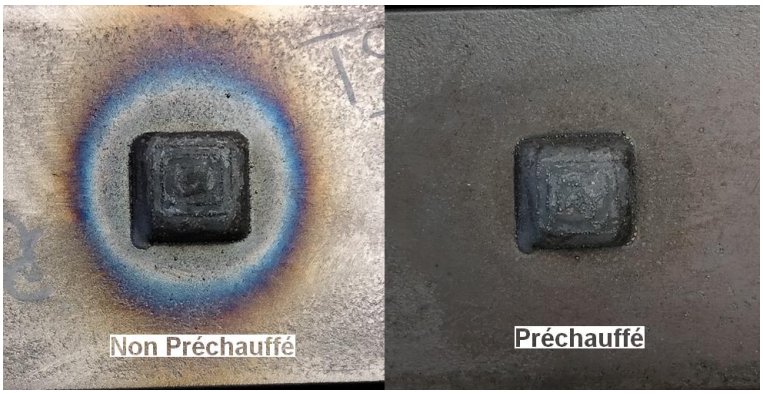



**Figure 89 - Aspect visuel des dépôts sur les substrats non préchauffé et préchauffé, Volume d'AISI H13 sur S235**

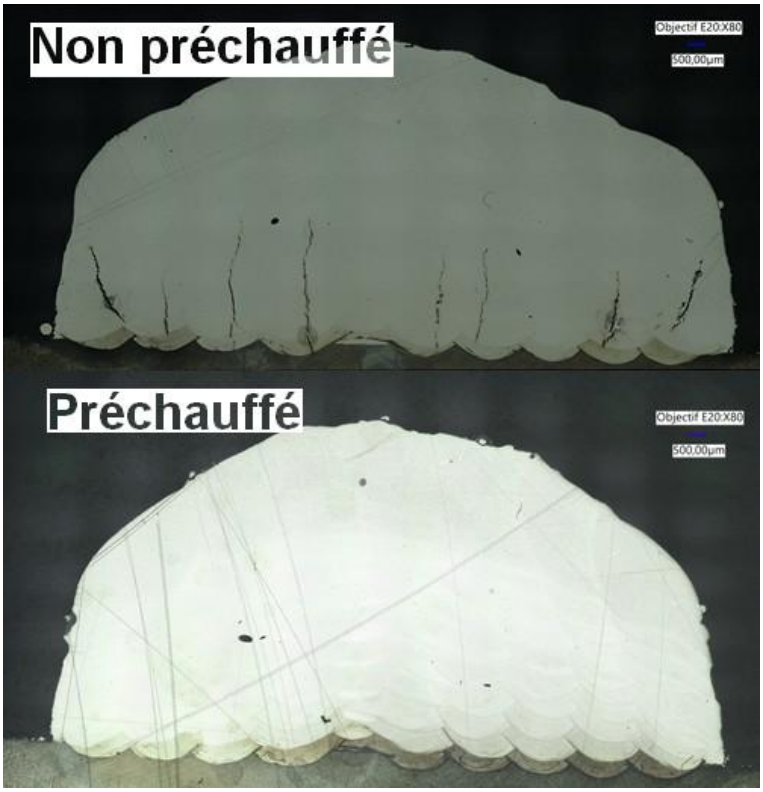



**Figure 90 – Micrographie en coupe de l'échantillon Contour avec et sans préchauffage, Volume d'AISI H13 sur S235**

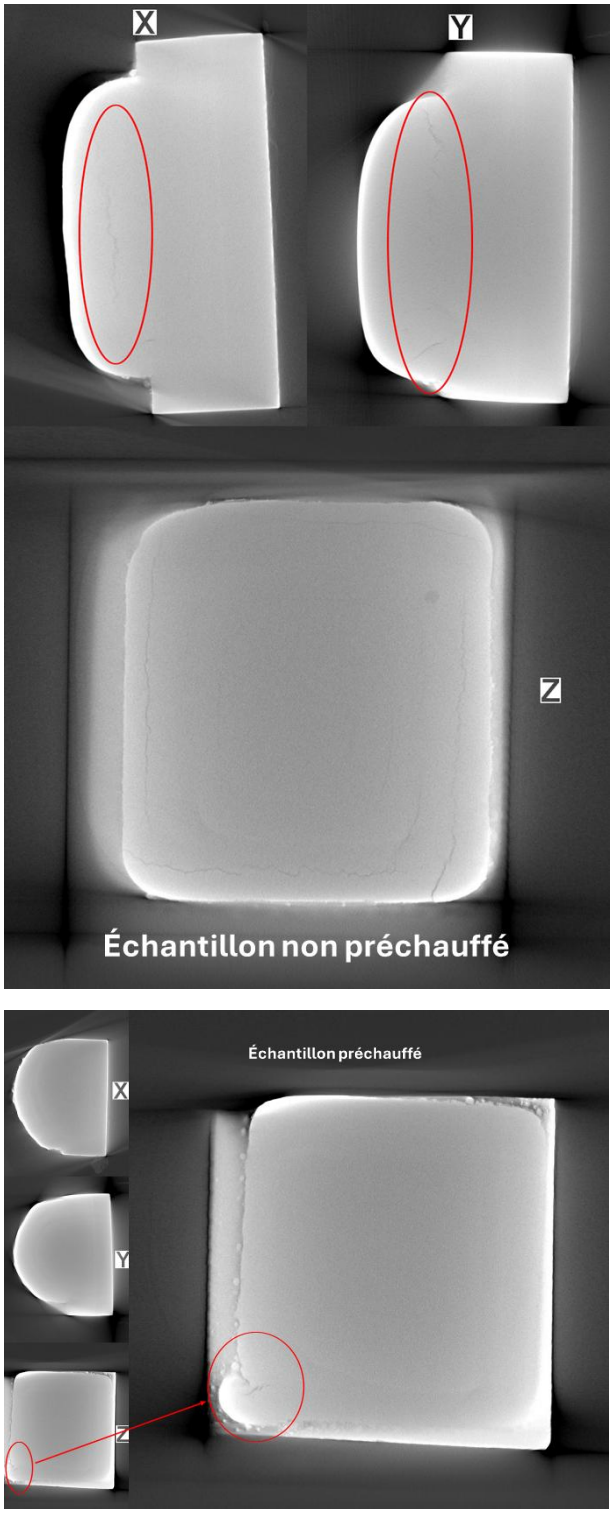



**Figure 91 – Tomographie des échantillons préchauffé et non préchauffé, Volume d'AISI H13 sur AISI H11**

### 6.5.2. Conclusion sur les volumes AISI H13 sur S235

Le substrat non préchauffé présente une zone d'oxydes, témoin d'un gradient thermique important. Lorsque nous avons préchauffé le substrat, cette zone a disparu. Sur l'échantillon non préchauffé, nous avions des fissures entre les cordons et entre les couches,

et ces deux phénomènes ont totalement disparu sur l'échantillon préchauffé. Seule une fissure à l'arrêt du laser reste visible sur l'échantillon préchauffé.

Concernant les éprouvettes de traction, l'impression d'une couche motif ZigZag prends 2min50. 30 couches étaient prévues, mais l'arrêt de l'impression s'est fait à 26 couches, car il y avait trop d'étincelles, et l'on s'est rendu compte qu'un des jets de poudre était bouché. La mesure pyrométrique réalisée sur le bloc en fin d'impression a révélé une température maximale en surface à 412°C. Le bloc a été laissé refroidir à l'air.

Concernant l'observation de la géométrie, la matière s'est moins effondrée que prévu et les congés situés au niveau des arêtes vives sont moins importants que prévu. Cependant, la plaque était maintenue uniquement sur les côtés et elle s'est déformée (Figure 92).

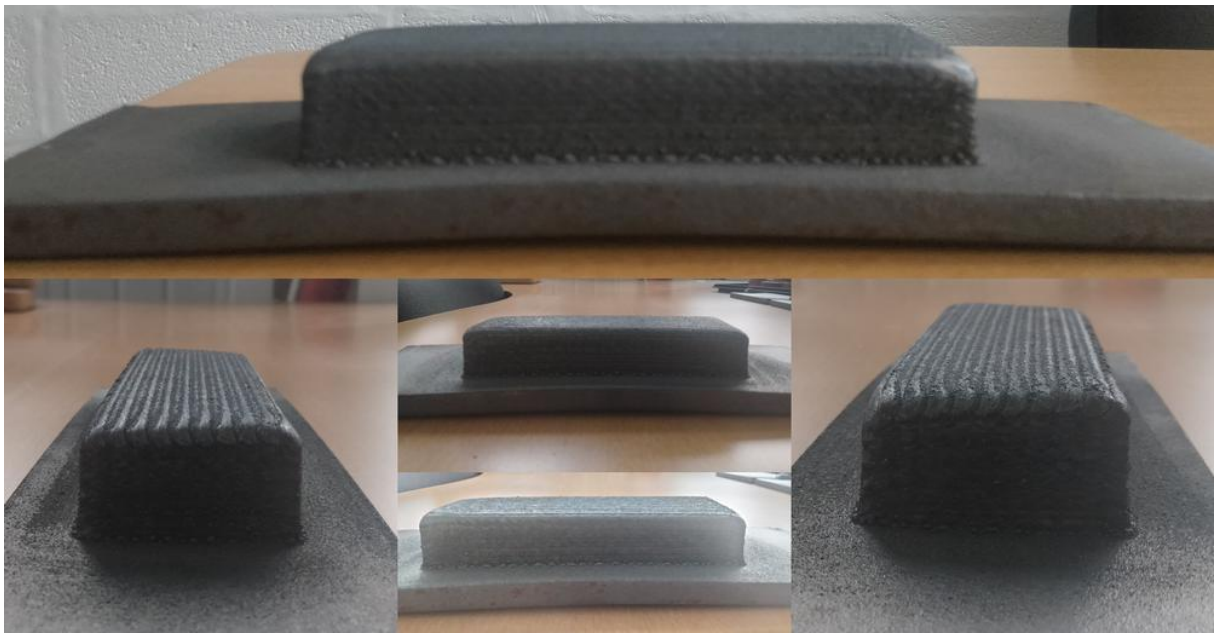


**Figure 92 - Déformation de la plaque de S235 après rechargement d'un bloc d'AISI H13**

Les éprouvettes ont été découpées par découpe au fil (Figure 93), puis déformées selon l'axe X (de la machine de rechargement). Les essais de traction uniaxiale ont été réalisés sur une machine MTS (Material Test System) 180 pouvant aller jusqu'à 100 kN, en respectant la norme ASTM E8 indiquant un allongement de 0,015 mm/mm/min et donc une vitesse de 0,5 mm/min. La période d'acquisition était de $10^{-2}$ secondes. Les résultats mettent en évidence le comportement fragile des éprouvettes (Figure 94) avec un domaine élastique qui ne dépasse pas les 0.2 %, pour un Rm moyen de 818.73 MPa, un Re moyen de 415,02 MPa associé à une déformation moyenne de 0.69%. Le module d'Young moyen est de 197,35 GPa, très loin des

200 GPa attendus pour un acier H13. Finalement le Rr moyen est de 818.73, associé à une déformation moyenne de 1.20%. Ces résultats sont loins de ceux obtenus dans la littérature, Bailey et al. [163] obtiennent environ 2000 MPa de Rm ou Rr. Ils obtiennent également un matériau au comportement fragile.

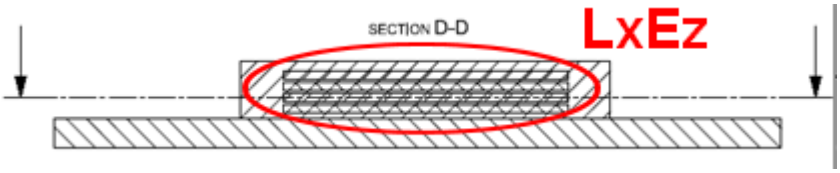



**Figure 93 – Découpe des éprouvettes de traction**

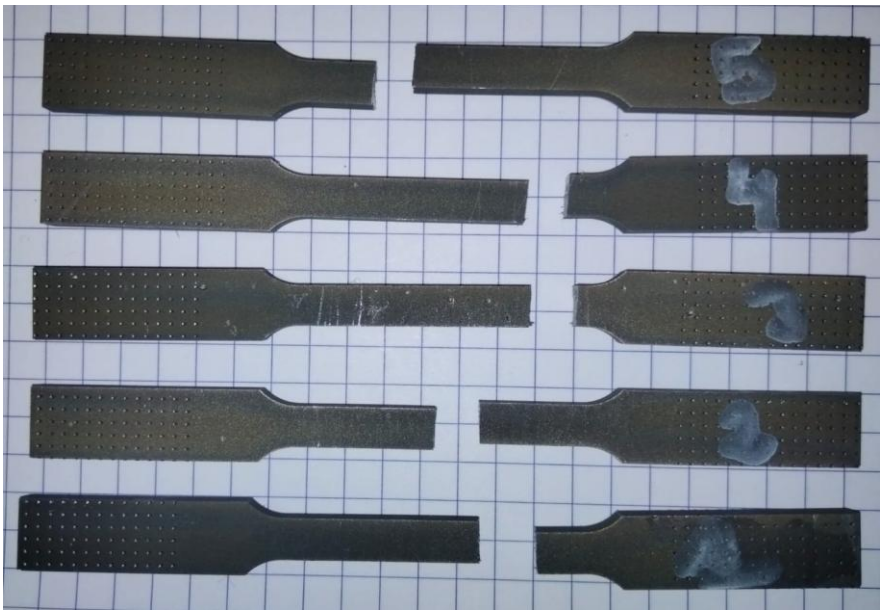


**Figure 94 - Éprouvettes après essai de traction**

## 6.6. Volumes CuSn12Ni2.35 sur CuSn12Ni2.35

### 6.6.1. Aspect visuel des volumes

Sur la Figure 95, nous observons les volumes en vue de dessus. Autour du volume à 3000 W, le substrat présente une couche d'oxydes due au gradient thermique élevé. Sur les vues en coupe transversale (Figure 96), nous observons que les échantillons présentent énormément de porosités.




**Figure 95 - Vue de dessus des volumes, CuSn12Ni2.35 sur CuSn12Ni2.35**

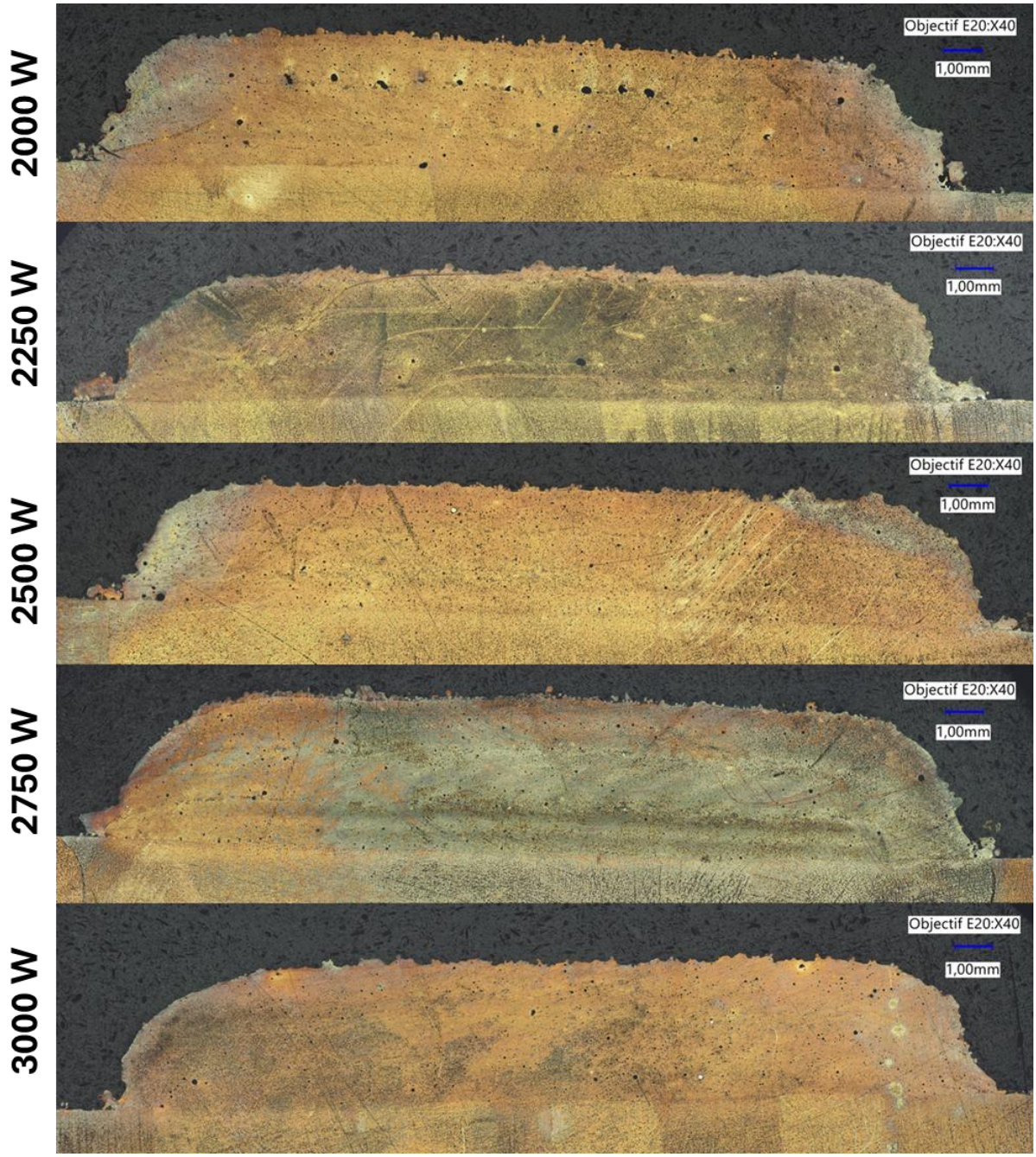



**Figure 96 - Vues en coupe transversale des volumes, CuSn12Ni2.35 sur CuSn12Ni2.35**

### 6.6.2. Défauts des volumes

Lorsque la puissance du laser est à 2000 W, le volume présente énormément de porosités (Figure 97). Ces porosités sont situées à l'interface de chaque couche et à l'interface entre le dépôt et le substrat. L'espacement entre les porosités correspond à la largeur d'un demi-cordon, laissant deviner qu'elles se situent au pied des cordons recouverts. Sur la Figure 96, nous observons que lorsque la puissance du laser augmente, ce phénomène ne se reproduit plus. Dans la littérature, ce manque de fusion à l'extrémité des cordons est associé

à un angle de contact $\alpha$ (Équation (7)) inférieur à 100° [51], [75], donc un rapport $\frac{H}{L}$ inférieur à 0,42.

$$\alpha = 180 - 2arctan(2 * \frac{H}{L}) \quad (7)$$

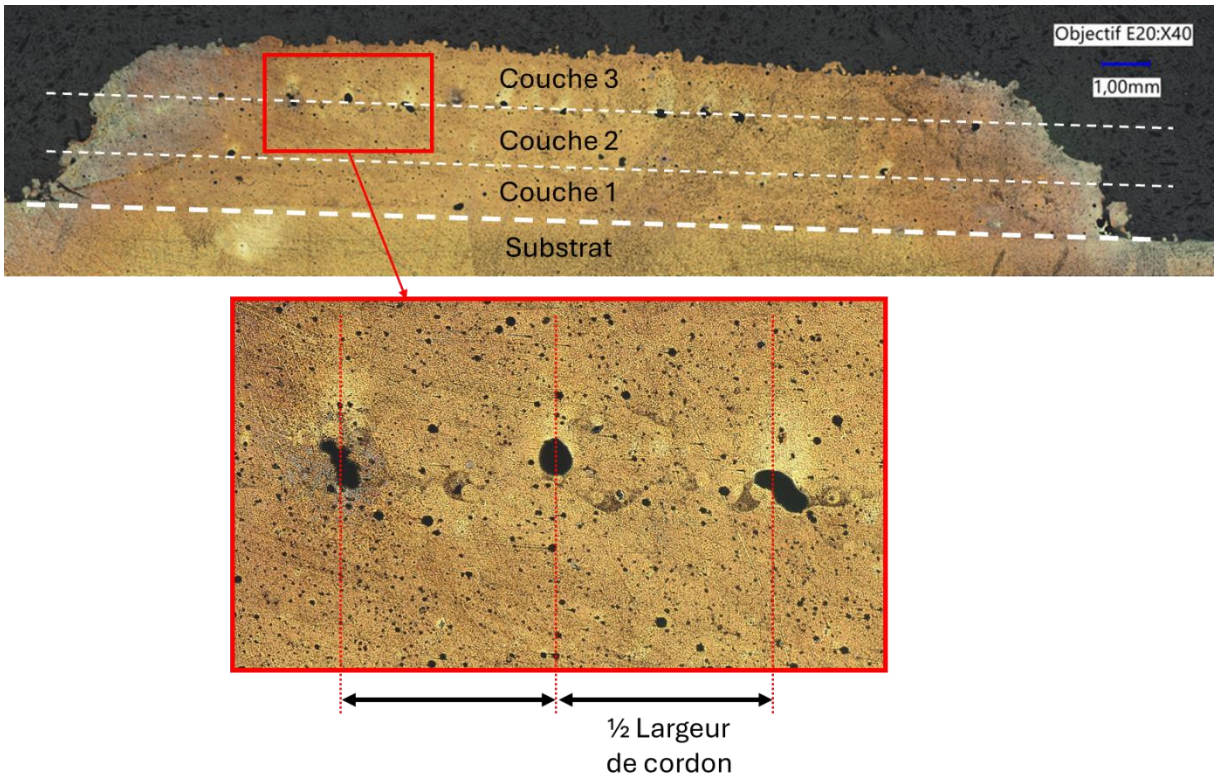



**Figure 97 - Porosités, $P$ = 2000 W, Volumes CuSn12Ni2.35 sur CuSn12Ni2.35**

### 6.6.3. Conclusion sur les volumes CuSn12Ni2.35 sur CuSn12Ni2.35

À faible puissance du laser, le manque de fusion au pied des cordons génère des porosités importantes à l'interface entre les couches et à l'interface entre le dépôt et le substrat. Ce phénomène est identifié comme étant dû à l'angle de contact, mais se solutionne lorsque l'on augmente la puissance du laser, car le bain de fusion devient suffisamment grand pour combler ce vide. Cependant, tout comme pour le substrat de S235, lorsque l'apport d'énergie est trop important, il se crée une couche d'oxyde sur la surface au contact de l'air extérieur.

## 7. Conclusion sur la fabrication et caractérisation des échantillons

Dans ce chapitre, nous avons présenté la démarche expérimentale mise en œuvre pour la fabrication et la caractérisation des échantillons réalisés par DED. Quatre couples de matériaux dépôt/substrat ont été étudiés : AISI H13 sur AISI H11, AISI H13 sur S235, CuSn12Ni2.35 sur AISI H11 et CuSn12Ni2.35 sur CuSn12Ni2.35.

L'étude paramétrique menée sur les cordons a mis en évidence l'influence des paramètres du procédé (puissance du laser, vitesse d'avance du laser, débit de matière) et des paramètres combinés ($MUD$, $ACL$, $ACM$) sur les caractéristiques géométriques des dépôts (hauteur de cordon, largeur de cordon, pénétration du dépôt dans le substrat, $ZAT$). La hauteur de cordon dépend de la Masse par Unité de Distance. En effet, plus on vient injecter de poudre, plus le cordon est haut. Il reste important d'adapter l'apport d'énergie à cette poudre supplémentaire afin de garder une adhésion suffisante entre le dépôt et le substrat. La largeur de cordon est aussi impactée par la Masse par Unité de Distance, mais elle dépend principalement de l'Apport de Chaleur Linéique. Plus on vient apporter d'énergie au cordon, plus de poudre est fusionnée et donc plus le cordon est large. La pénétration du dépôt dans le substrat dépend principalement de l'Apport de Chaleur Massique. Le dépôt va absorber une majeure partie de l'énergie avant qu'elle atteigne le substrat, donc plus on apporte d'énergie en fonction de la masse, plus elle va pénétrer dans le substrat. Dans le même ordre d'idée, la $ZAT$ dépend de la puissance du laser.

Sur les surfaces et les volumes d'AISI H13, l'augmentation de la puissance du laser a permis de réduire la densité de fissures au niveau du recouvrement des cordons. L'importance du préchauffage du substrat a également été démontrée : il permet de réduire le gradient thermique et donc les contraintes résiduelles responsables de la fissuration. La stratégie de rechargement s'est révélée être un paramètre crucial pour la géométrie et la qualité des volumes : la paramétrie ZigZag avec rotation à 90° des couches a fourni les dépôts les plus proches de la géométrie attendue.

Pour les volumes de CuSn12Ni2.35, nous avons observé à faible puissance, un manque de fusion au pied des cordons générant la formation de porosités à l'interface des différentes couches ainsi qu'à l'interface entre le dépôt et le substrat. Lorsque la puissance du laser

augmente, ce défaut disparaît, mais une couche d'oxydes apparaît en surface du substrat, témoignant d'un gradient thermique élevé.

L'approche expérimentale, contrairement à l'approche numérique, ne permet pas dans notre cas, d'identifier les champs de températures, les déformations résiduelles et les contraintes résiduelles. Pour pallier ceci, le prochain chapitre traitera du développement et de la calibration d'un modèle thermomécanique basé sur la méthode des éléments finis.

# CHAPITRE III : MODELISATION THERMOMECANIQUE DU PROCEDE DED

## 1. Introduction

Ce chapitre décrit le modèle numérique mis en place pour la simulation du procédé DED. Il présente une description détaillée de la modélisation ainsi que la procédure d'identification inverse des paramètres de la source d'énergie.

Principe de la modélisation du procédé DED

L'objectif est d'analyser et de comprendre le comportement des pièces fabriquées par le procédé DED par la mise en place d'une modélisation thermomécanique. Il s'agit d'une approche complémentaire aux essais expérimentaux car elle permet d'accéder à des informations difficilement accessibles expérimentalement telles que les champs thermiques et les contraintes résiduelles à chaque instant en tout point de la pièce. Dans le cadre de cette thèse, elle permettra de proposer des pistes d'optimisation pour la réparation des outillages. Pour cela, nous avons utilisé le logiciel Abaqus 2019 basé sur la méthode des éléments finis. En particulier, nous avons utilisé le plug-in AM_Modeler développé par An et al. [151]. Ce plug-in offre une approche simplifiée et conviviale pour simuler les procédés de fabrication additive.

Un couplage faible est considéré dans la modélisation thermomécanique. Cette technique combine une analyse du transfert thermique avec une analyse mécanique statique, en exploitant les données de température des étapes précédentes pour modéliser le procédé. Le plug-in combine deux items : l'activation progressive des éléments pour simuler le dépôt contrôlé de la poudre et le flux de chaleur mobile pour modéliser le chauffage induit par le faisceau laser dans une analyse thermique. Pour l'analyse thermomécanique complète, les étapes suivantes sont réalisées :

- Analyse du transfert thermique : cette phase simule le dépôt et le chauffage du matériau, ainsi que le refroidissement de la pièce.
- Analyse des contraintes : l'analyse des contraintes s'appuie sur les résultats de température issus de l'analyse du transfert thermique, en utilisant les propriétés des matériaux dépendantes de la température pour capturer les

contraintes avec précision. Cette approche séquentielle fournit des informations réalistes sur les contraintes thermiques et mécaniques qui surviennent pendant le processus de fabrication.

La Figure 98 montre l'arborescence du plug-in AM_Modeler :

- *Events Series* : permet de définir la trajectoire et la puissance du faisceau laser,
- *Parameter Table* : permet de définir la source d'énergie, le coefficient d'absorption et le type de dépôt de matière,
- *Collection Table* : permet de définir le type dépôt de matière,
- *AM Parts* : permet de définir la pièce, l'analyse thermique et l'analyse mécanique associée,
- *Events* : permet de visualiser la trajectoire du laser et du dépôt de matière,
- *Material Arrival* : permet de choisir le type de déposition et les conditions d'activation des éléments,
- *Heating* : permet de définir la température initiale, ainsi que la distribution de la chaleur provenant de la source d'énergie,
- *Cooling* : permet de définir la température ambiante, le coefficient d'émissivité et le coefficient de radiation.

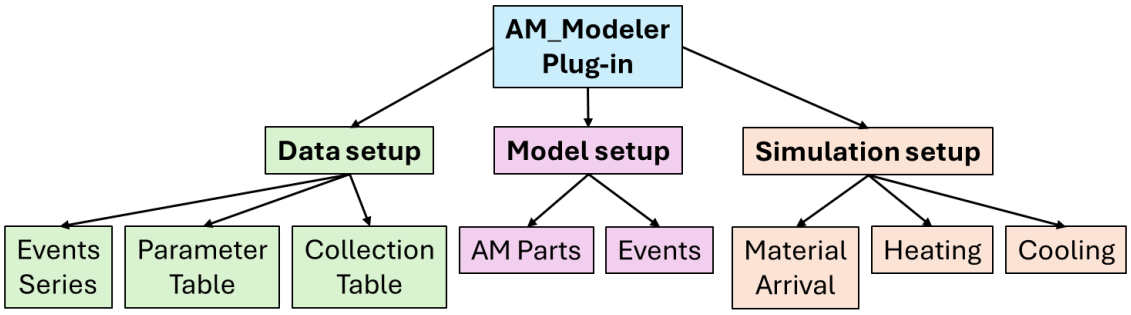



**Figure 98 - Arborescence du plugin AM_Modeler**

# 2. Propriétés thermophysiques et mécaniques des matériaux

## 2.1. Propriétés de l'acier à outil

Les propriétés thermophysiques et mécaniques de l'acier à outils (AISI H11 ou AISI H13) en fonction de la température utilisées dans les simulations sont données le Tableau 25, le Tableau 26, le Tableau 27 et la Figure 99.

Dû à la similitude des aciers AISI H11 et AISI H13, nous avons considéré que leurs propriétés étaient similaires pour la simulation numérique. Tout d'abord, il y a les propriétés qui ne dépendent pas, ou très peu de la température, telles que la chaleur latente de fusion, la température du liquidus, la température du solidus, la température de fusion, la masse volumique, le coefficient de Poisson et le coefficient d'absorption [152], [153], [154], [155], [156], [157], [158]. Pour les valeurs dépendantes de la température, nous considérons que les valeurs restent constantes au-delà de la température maximale indiquée dans la littérature.

**Tableau 25 - Propriétés thermomécaniques ne dépendant pas de la température pour l'AISI H11 et l'AISI H13**

| Propriété | Valeur |
|---|---|
| Chaleur latente de fusion ($kJ.kg^{-1}$) | 272 |
| Température du solidus (K) | 1588 |
| Température du liquidus (K) | 1727 |
| Température de fusion (K) | 1700 |
| Masse volumique ($kg.m^{-3}$) | 7810 |
| Coefficient de Poisson | 0.28 |
| Coefficient d'absorption | 0.8 |

Ensuite, nous avons utilisé les valeurs de la chaleur spécifique (capacité thermique massique) comme étant dépendantes de la température Tableau 26 [154].

**Tableau 26 - Chaleur spécifique en fonction de la température pour l'AISI H11 et l'AISI H13**

| Température (K) | Chaleur spécifique ($J.kg^{-1}.K^{-1}$) |
|---|---|

| | |
|---|---|
| 300 | 447 |
| 500 | 467 |
| 700 | 502 |
| 900 | 537 |
| 1100 | 572 |
| 1300 | 607 |
| 1500 | 642 |
| 1550 | 660 |
| 1560 | 671 |
| 1570 | 672 |
| 1580 | 674 |
| 1743 | 677 |
| 1762 | 677 |
| 1900 | 677 |
| 2000 | 677 |

Le coefficient de conductivité thermique est lui aussi dépendant de la température [122], [159].

**Tableau 27 - Coefficient de conductivité thermique en fonction de la température pour l'AISI H11 et l'AISI H13**

| Température (K) | Coefficient de conductivité thermique ($W.m^{-1}.K^{-1}$) |
|---|---|
| 298 | 28.6 |
| 373 | 29.5 |
| 473 | 30.29 |

| | |
|---|---|
| 573 | 31.99 |
| 673 | 33.69 |
| 773 | 35.39 |
| 873 | 37.09 |
| 1073 | 40.49 |
| 1273 | 43.89 |
| 1473 | 47.29 |
| 1673 | 50.69 |

Finalement, nous prenons aussi les contraintes en fonction de la déformation plastique comme propriété thermo-dépendante [160], [161].

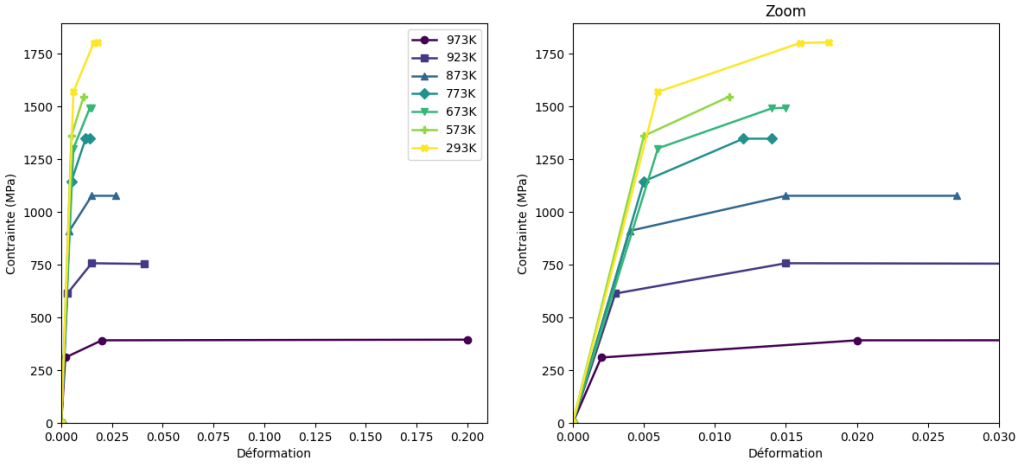



**Figure 99 - Modélisation trilinéaire de la loi de comportement pour l'AISI H11 et l'AISI H13**

## 2.2. Propriétés du bronze

Les propriétés thermophysiques et mécaniques du bronze en fonction de la température utilisées dans les simulations sont données dans le Tableau 28, la Figure 100, le Tableau 29, la Figure 101, le Tableau 30, le Tableau 31 et le Tableau 32. Nous avons tout d'abord utilisé les propriétés connues pour le CuSn12, puis nous avons complété avec les propriétés d'autres bronzes similaires [162], [163], [164].

**Tableau 28 - Propriétés thermomécaniques ne dépendant pas de la température pour le CuSn12**

| Propriété | Valeur |
|---|---|
| Chaleur latente de fusion ($kJ.kg^{-1}$) | 180 |
| Température du solidus (K) | 1093 |
| Température du liquidus (K) | 1273 |
| Température de fusion (K) | 1183 |
| Masse volumique ($kg.m^{-3}$) | 8700 |
| Coefficient de Poisson | 0.34 |
| Coefficient d'émissivité | 0,55 |

Pour le coefficient de conductivité thermique, nous connaissions celui du C92900, nous avons donc utilisé la tendance de l'évolution du C92900 avec le point de départ du CuSn12 [165].

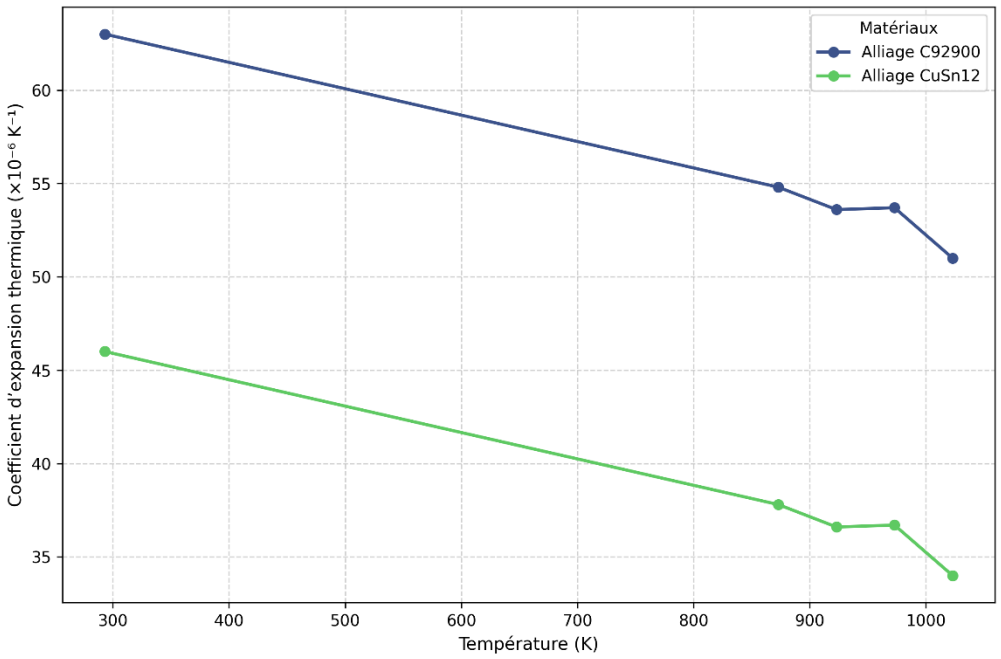



**Figure 100 - Comparaison de l'évolution du coefficient d'expansion thermique du C92900 et calibration de celui du CuSn12**

**Tableau 29 - Coefficient de conductivité thermique en fonction de la température pour le CuSn12**

| Température (K) | Coefficient de conductivité thermique (W/(mK)) |
|---|---|
| 293 | 46 |
| 873 | 37,8 |
| 923 | 36,6 |
| 973 | 36,7 |
| 1023 | 34 |

Pour la chaleur spécifique, nous avons utilisé les données d'un alliage composé de 70% de Cu et de 30% de Sn [166].

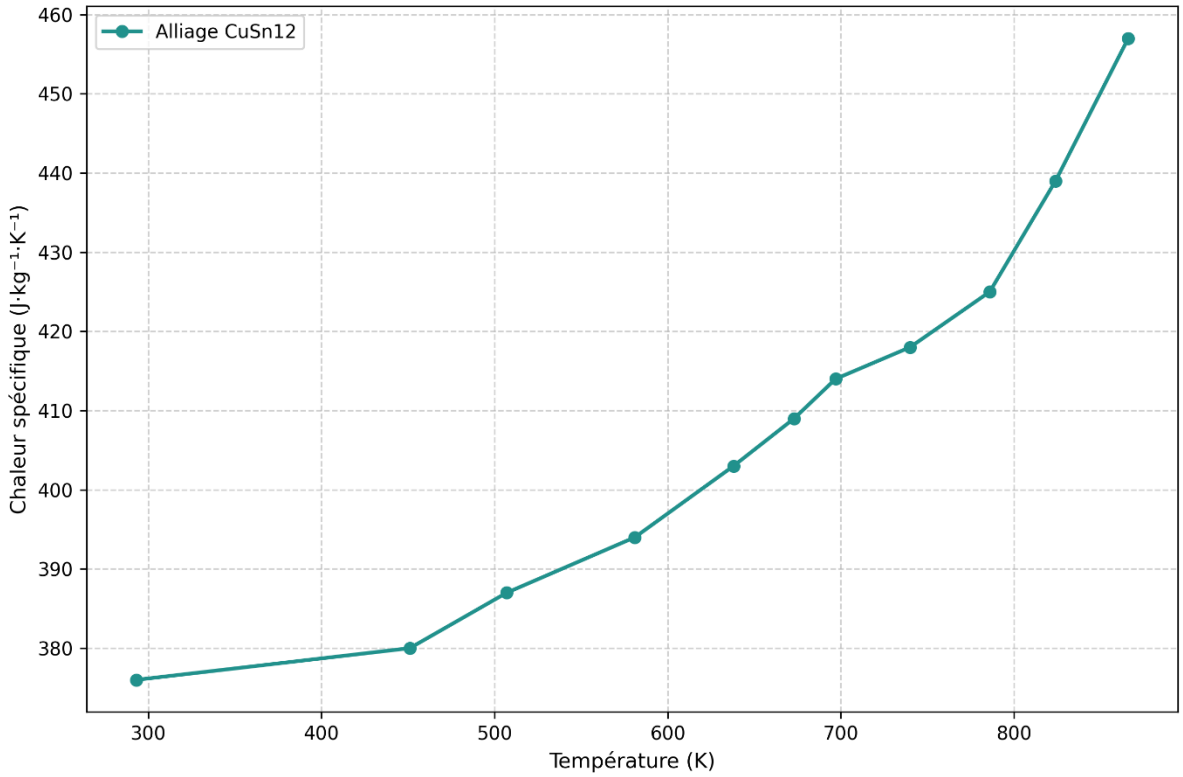



**Figure 101 – Évolution de la chaleur spécifique pour le 70%Cu30%Sn et calibration de celle du CuSn12**

**Tableau 30 – Chaleur spécifique en fonction de la température pour le CuSn12**

| Température (K) | Chaleur spécifique (J/(kgK)) |
|---|---|
| 293 | 376 |
| 451 | 380 |
| 507 | 387 |

| | |
|---|---|
| 581 | 394 |
| 638 | 403 |
| 673 | 409 |
| 697 | 414 |
| 740 | 418 |
| 786 | 425 |
| 824 | 439 |
| 866 | 457 |

Pour le module d'Young, nous avons utilisé les données d'un alliage composé de 93% de Cu et de 7% de Sn [167]. Pour la limite élastique, nous avons utilisé les données d'un alliage composé de 89% de Cu et de 11% de Sn [167].

**Tableau 31 – Module d'Young en fonction de la température pour le Cu93Sn7**

| Température (K) | Module d'Young (MPa) |
|---|---|
| 200 | 48887 |
| 250 | 47888 |
| 300 | 47555 |
| 350 | 45891 |
| 400 | 44559 |
| 450 | 41562 |
| 500 | 39232 |

**Tableau 32 – Limite élastique en fonction de la température pour le Cu89Sn11**

| Température (K) | Limite élastique (MPa) |
|---|---|
| 300 | 234.3 |
| 350 | 249.1 |
| 400 | 243.2 |
| 450 | 231.3 |
| 500 | 204.6 |

Un dernier paramètre à considérer est le coefficient d'absorption, de nature faible étant donné la contenance en cuivre du CuSn12, qui va tendre à réfléchir le rayon laser. Afin de trouver une valeur optimale, sa calibration est traitée par la suite.

# 3. Modélisation thermique

## 3.1. Équation de transferts thermiques

Plusieurs phénomènes physiques doivent être pris en compte dans le procédé de fabrication par dépôt de matière sous énergie concentrée (DED), notamment la source de chaleur mobile, les changements d'état du matériau, le dépôt de matière, ainsi que la conduction et le rayonnement thermique, entre autres. Afin de décrire avec précision le procédé DED, un modèle simplifié de conduction thermique intégrant des conditions aux limites et des charges de flux appropriées et spécifiques (rayonnement, préchauffage, faisceau laser, etc.) est adopté, comme illustré à la Figure 102.

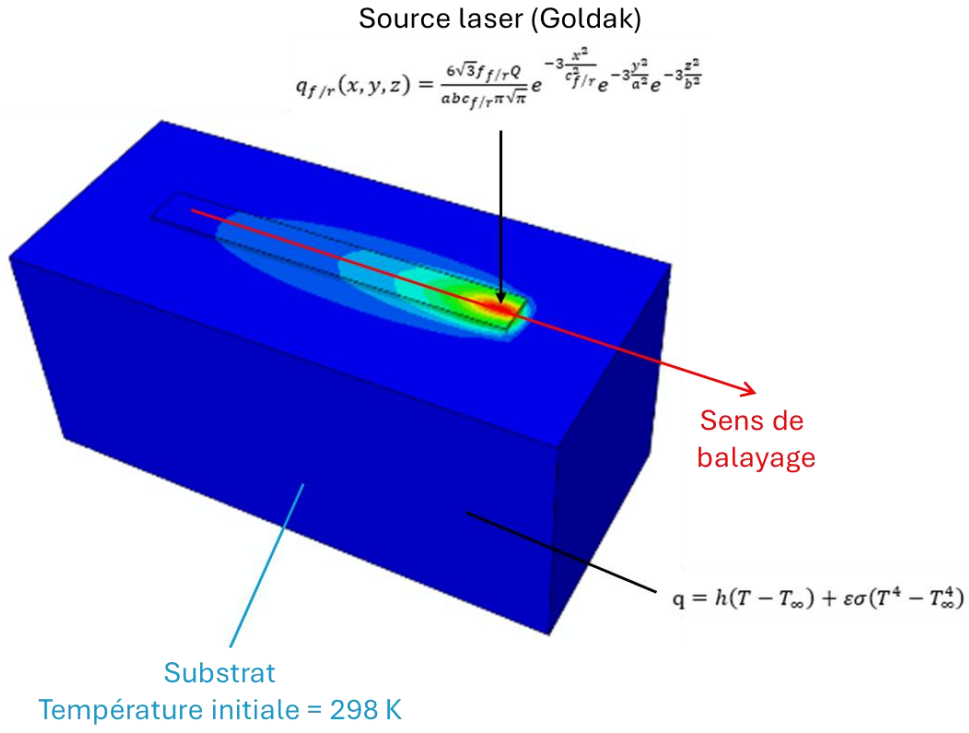



**Figure 102 - Schéma de la configuration de la modélisation thermique avec les conditions aux limites**

Dans le procédé DED, la répartition instantanée de la température satisfait l'équation de transferts thermiques tridimensionnelle suivante [118]:

$$\rho\left(C_p(T)+L_f\frac{\partial f_{liq}}{\partial t}\right)\frac{\partial T}{\partial t}=\frac{\partial}{\partial x}\left(k(T)\frac{\partial T}{\partial x}\right)+\frac{\partial}{\partial y}\left(k(T)\frac{\partial T}{\partial y}\right)+\frac{\partial}{\partial z}\left(k(T)\frac{\partial T}{\partial z}\right)+q \quad (8)$$

où $\rho$ représente la masse volumique, $C_p(T)$ la capacité calorifique massique, $T$ la température, $k(T)$ la conductivité thermique, et $q$ le flux de chaleur absorbé.

La chaleur latente de fusion, $L_f$, est prise en compte dans ce modèle pour le suivi de l'interface solide-liquide du bain de fusion. Cela intervient lorsque la température se situe dans l'intervalle compris entre la température de solidus, $T_S$, et celle de liquidus, $T_L$, respectivement.

$f_{liq}$ est la fraction volumique de liquide, définie par l'équation :

$$f_{liq}=\begin{cases}0 & \text{for } T\le T_S\\ \frac{T-T_S}{T_L-T_S} & \text{for } T_S<T<T_L\\ 1 & \text{for } T\ge T_L\end{cases} \quad (9)$$

Les transferts convectifs et radiatifs entre les surfaces du domaine et l'environnement ambiant sont exprimés par :

$$-k(T)\frac{\partial T}{\partial n}=h(T-T_\infty)+\varepsilon\sigma(T^4-T_\infty^4) \quad (10)$$

où $h$ est le coefficient d'échange convectif, $\varepsilon$ est l'émissivité, $\sigma$ la constante de Stefan-Boltzmann, et $T_\infty$ la température de l'environnement. De plus, dans le substrat, une condition initiale thermique avec une température constante $T_0$ est appliquée.

## 3.2. Modélisation de la source de chaleur

La source de chaleur utilisée est une source à répartition volumique qui entre en compte dans l'équation de la chaleur en tant que source interne (terme $q$ dans l'Équation (8)). Il s'agit du modèle de source de chaleur de Goldak [168], également connu sous le nom de modèle de source de chaleur double ellipsoïdale, qui détermine la répartition des flux de chaleur à partir de quatre paramètres géométriques (Figure 103) : la largeur $a$, la profondeur $b$, la longueur arrière $c_r$ et la longueur avant $c_f$, comme exprimé dans l'équation (11) :

$$q_{f/r}(x,y,z)=\frac{6\sqrt{3}f_{f/r}Q}{abc_{f/r}\pi\sqrt{\pi}}e^{-3\frac{x^2}{c_{f/r}^2}}e^{-3\frac{y^2}{a^2}}e^{-3\frac{z^2}{b^2}} \quad (11)$$

où $Q$ représente la puissance effective émise par le laser.

À noter que $f_f = 2c_f/(c_f + c_r)$ et $f_r = 2c_r/(c_f + c_r)$ sont les facteurs fractionnaires de chaleur déposée dans les quadrants avant et arrière, respectivement, et que leur somme est égale à 2.

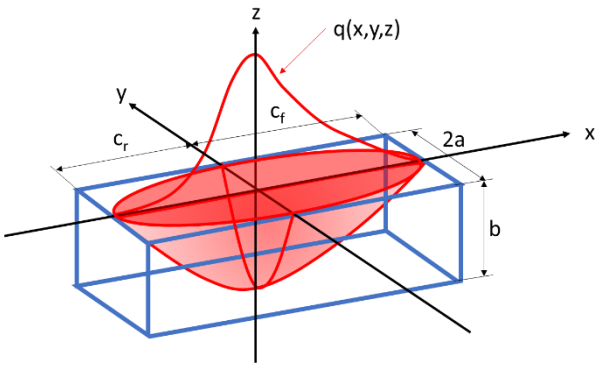



**Figure 103 - Source de chaleur de Goldak**

Les paramètres $a$, $b$ et $c_{f/r}$ ne sont pas expérimentalement mesurables. Les seules données expérimentales sur lesquelles il est possible de se baser pour les déterminer sont les tailles de bain de fusion et les enregistrements de températures via des thermocouples placés sur le substrat. Nous présenterons plus loin la procédure d'identification inverse que nous avons mis en place pour estimer ces paramètres.

## 4. Modélisation mécanique

Pour déterminer la distribution des contraintes résiduelles, il faut résoudre l'équation régissant l'équilibre mécanique définie comme suit [169] :

$$\nabla . \boldsymbol{\sigma} + \boldsymbol{f} = \mathbf{0} \tag{12}$$

où $\boldsymbol{\sigma}$ est le tenseur des contraintes de Cauchy et $\boldsymbol{f}$ le vecteur des forces volumiques.

La loi de comportement élastique est définie comme suit :

$$\boldsymbol{\sigma} = \boldsymbol{C} : \boldsymbol{\varepsilon}_e \tag{13}$$

où $\boldsymbol{C}$ est le tenseur du quatrième ordre de rigidité et $\boldsymbol{\varepsilon}_e$ est le tenseur du second ordre des déformations élastiques.

La prise en compte d'une loi de comportement thermo-élastoplastique permet de décomposer la déformation totale telle que [170] :

$$\boldsymbol{\varepsilon}_e = \boldsymbol{\varepsilon}_{tot} - \boldsymbol{\varepsilon}_p - \boldsymbol{\varepsilon}_{th} \quad (14)$$

où $\boldsymbol{\varepsilon}_{tot}$ est le tenseur du second ordre de la déformation totale, $\boldsymbol{\varepsilon}_p$ est le tenseur du second ordre de la déformation plastique et $\boldsymbol{\varepsilon}_{th}$ est le tenseur du second ordre de la déformation liée à la dilatation thermique définie tel que :

$$\boldsymbol{\varepsilon}_{th} = \alpha(T - T_0)\boldsymbol{I} \quad (15)$$

où $\alpha$ est le coefficient d'expansion thermique, $\boldsymbol{I}$ tenseur unitaire du quatrième ordre et $T_0$ la température initiale.

La plasticité est gouvernée par une loi d'écoulement plastique caractérisée par une fonction de charge (ou critère de plasticité) $f(\boldsymbol{\sigma})$ telle que :

$$f(\boldsymbol{\sigma}) = \sigma_{eq} - R\left(\bar{\varepsilon}_p, T\right) \quad (16)$$

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_p = \dot{\lambda}\frac{\partial f(\boldsymbol{\sigma})}{\partial \boldsymbol{\sigma}} \quad (17)$$

$$\dot{\bar{\varepsilon}}_p = \dot{\lambda} = \sqrt{\frac{2}{3}\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_p : \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_p} \quad (18)$$

où $\sigma_{eq}$ est la contrainte équivalente de von Mises, $R$ est la partie isotrope de l'écrouissage qui dépend de la déformation plastique cumulée $\bar{\varepsilon}_p$ et de la température $T$.

# 5. Simulation des champs de températures dus au procédé DED

## 5.1. Simulation du dépôt d'un cordon

Pour la simulation des cordons, un substrat de 60x20x20 mm$^3$ a été modélisé et les dimensions du dépôt sont variables en fonction des données issues des expériences. Afin de trouver un équilibre entre la précision des résultats de simulation et le temps de calcul et après une étude de sensibilité au maillage, nous avons utilisé un maillage de 0.5 mm dans le dépôt (0.1 mm dans la hauteur), 1 mm dans le substrat sauf juste en-dessous du dépôt où sur une distance de 1 à 1.5 mm le maillage a été raffiné à 0.1 mm afin de bien détecter la profondeur de pénétration et la $ZAT$. Pour le maillage nous avons utilisé des éléments de type DC3D8 (*An 8-node linear heat transfer brick element*). Le nombre d'éléments varient entre 55000 et 60000, et le nombre de nœuds varie entre 65000 et 70000. Un exemple de maillage utilisé est représenté sur la Figure 104. La Figure 105 montre un exemple de distribution de

températures à 3 instants différents au cours du dépôt. Nous pouvons voir les éléments du dépôt traversés par le faisceau laser qui s'activent au fur et à mesure.

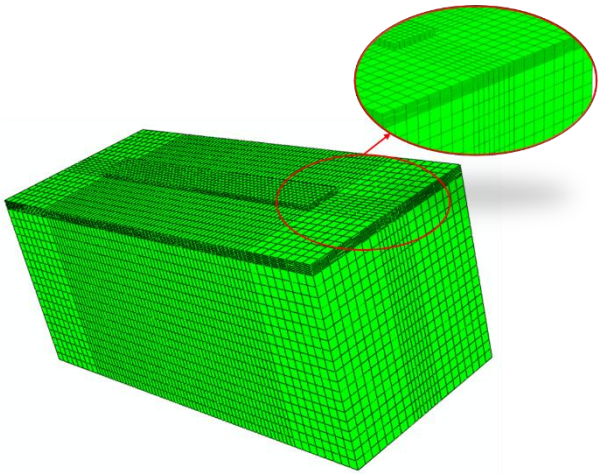


**Figure 104 – Exemple de maillage d'un cordon utilisé pour la simulation thermique**

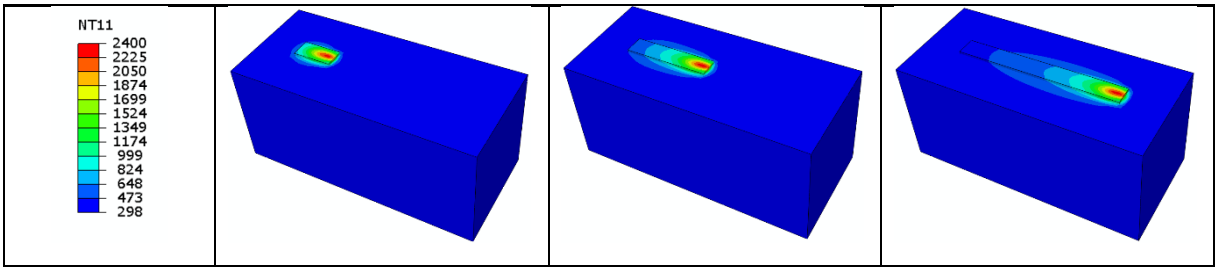



**Figure 105 - Exemple de distribution de températures à 3 instants différents au cours du dépôt**

## 5.2. Identification inverse des paramètres de la source de chaleur

Les paramètres de la source de chaleur de Goldak utilisée dans cette thèse ($a$, $b$ et $c_{f/r}$) ne sont pas expérimentalement mesurables. Comme nous l'avons déjà indiqué les seules données expérimentales sur lesquelles nous pouvons nous baser pour les estimer sont les tailles de bain de fusion et les enregistrements de températures via des thermocouples placés sur le substrat. Nous proposons, dans cette thèse, une méthode d'identification inverse basée sur les tailles de bain de fusion. La méthode proposée consiste à coupler une méthode d'optimisation et une méthode de calcul par éléments finis. Plus précisément, nous avons couplé le logiciel d'optimisation ISIGHT avec le logiciel de calcul par éléments finis ABAQUS comme indiqué sur la Figure 106. Un algorithme d'optimisation pilote le processus d'optimisation en fournissant, à chaque étape, un jeu de paramètres au logiciel Abaqus pour réaliser une simulation thermique du dépôt d'un cordon. À la fin de chaque simulation, les

températures $T_{P_i}$ et $T_{ZAT_i}$ des nœuds du maillage correspondant au point $P_i$ et $P_{ZAT_i}$ représentés sur la Figure 107 sont automatiquement extraites pour chaque simulation à partir des fichiers des résultats d'Abaqus. Ces températures sont alors utilisées pour calculer les fonctions objectifs qui sont ensuite transmises à l'algorithme d'optimisation pour générer un nouveau jeu de paramètres. Ces étapes sont répétées jusqu'à la fin du processus d'optimisation.

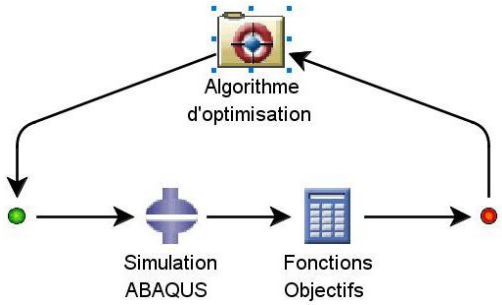



**Figure 106 - Processus d'optimisation inverse avec le logiciel ISIGHT**

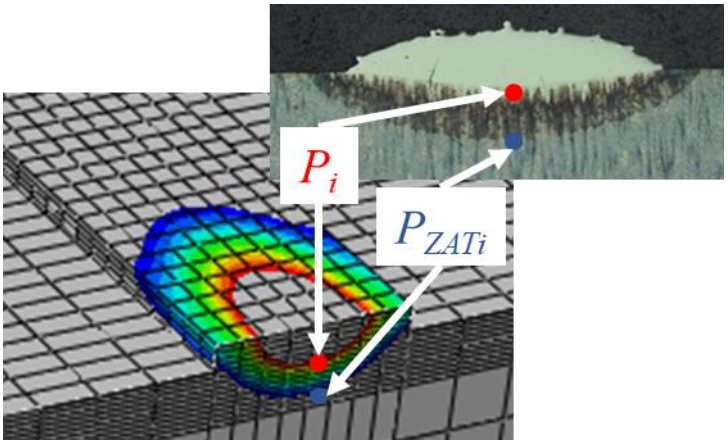



**Figure 107 - Position des points dans le maillage pour l'extraction des températures**

Dans le cadre de cette thèse, nous avons développé une première approche qui ne considère que la température de fusion qui correspond au point $T_{P_i}$ de la Figure 107. Nous avons ensuite intégré l'information relative à la $ZAT$ qui correspond au point $P_{ZAT_i}$ de la Figure 107.

Pour toutes les identifications, nous avons utilisé un algorithme génétique multi-objectif NGSA-II (Non-dominated Sorting Genetic Algorithm II) [191], qui permet de prendre en compte plusieurs fonctions objectif dans le logiciel Isight. L'algorithme NSGA-II génère aléatoirement une population de plusieurs individus (12 individus dans notre cas = multiple du nombre de paramètres) et l'optimisation s'effectue sur plusieurs générations (20

générations dans notre cas pour avoir des temps de calculs raisonnables). Pour chaque génération des opérations de mutation et de croisement entre les générations précédentes sont réalisées et seuls les meilleurs individus sont utilisés pour la génération suivante. La sélection des meilleurs individus est réalisée à l'aide du tri non dominé (*non-dominated sorting*) et le calcul de la distance de surpeuplement (*crowding distance sorting*).

### 5.2.1. Identification inverse des paramètres pour le couple AISI H13 / AISI H11

#### 5.2.1.1. Sans prise en en compte de la ZAT

La source d'énergie de Goldak est régie par 4 paramètres : $a$, $b$, $c_f$ et $c_r$. Comme Kiran et al. [117], nous avons déduit directement le paramètre $a$ des résultats expérimentaux tel que $a = \frac{L}{2} = \text{demi} - \text{largeur du cordon}$. Pour les autres paramètres, le logiciel Isight génère des paramètres initiaux compris entre des bornes inférieures et supérieures que nous avons imposées.

Pour la première approche, nous n'avons pas considéré la $ZAT$. Pour les six cordons étudiés, nous avons fixé les bornes données dans le Tableau 33. Ces bornes sont issues d'une analyse de sensibilité numérique des différents paramètres.

Dans cette première approche, les fonctions objectifs utilisées sont données par les Équations (19) et (20). La première fonction objectif permet de comparer la température du point $T_{P_i}$ à la température de fusion de l'alliage considéré $T_m = 1700\ K$. La deuxième fonction objectif permet de de minimiser l'écart entre maximale $T_{max_i}$ et la température d'évaporation du métal en fusion $T_{evap} = 3135\ K$.

$$Obj_1 = \left|1 - \frac{T_{P_i}}{T_m}\right| \tag{19}$$

$$Obj_2 = \left|1 - \frac{T_{max_i}}{T_{evap}}\right| \tag{20}$$

**Tableau 33 - Données d'initialisation des paramètres du modèle de Goldak pour la première approche**

| **Sans prise en compte de la ZAT** | | | |
|---|---|---|---|
| **Puissance du laser (W)** | **Paramètre** | **Min.** | **Max.** |
| 1750 | $a$ | 1,78 | |
| | $b$ | 0,60 | 0,72 |

| | | | |
|---|---|---|---|
| | $c_f$ | 1,50 | 2,00 |
| | $c_r$ | 2,50 | 4,00 |
| 1900 | $a$ | 1,83 | |
| | $b$ | 0,60 | 0,90 |
| | $c_f$ | 1,60 | 2,00 |
| | $c_r$ | 2,50 | 4,00 |
| 2050 | $a$ | 1,87 | |
| | $b$ | 0,80 | 1,20 |
| | $c_f$ | 1,60 | 2,00 |
| | $c_r$ | 2,50 | 4,00 |
| 2200 | $a$ | 1,91 | |
| | $b$ | 0,80 | 1,50 |
| | $c_f$ | 1,50 | 2,50 |
| | $c_r$ | 3,00 | 4,50 |
| 2350 | $a$ | 1,95 | |
| | $b$ | 0,90 | 1,40 |
| | $c_f$ | 1,60 | 2,50 |
| | $c_r$ | 3,20 | 5,00 |
| 2500 | $a$ | 1,99 | |
| | $b$ | 1,00 | 1,50 |
| | $c_f$ | 1,60 | 2,20 |
| | $c_r$ | 3,50 | 6,00 |

Les points $P_i$ ont été positionnés dans le maillage pour qu'ils soient les plus proches possible des valeurs de profondeurs de pénétration mesurées expérimentalement comme indiqué dans le Tableau 34.

**Tableau 34 - Position des points $P_i$ dans le maillage élément fini en fonction des mesures de profondeur de pénétration**

| Puissance du laser (W) | Profondeur de pénétration (mm) | Position du nœud $P_i$ (mm) | ZAT (mm) | Position du nœud $ZAT_i$ (mm) |
|---|---|---|---|---|
| 1750 | 0,206 | 0,200 | 0,781 | 0,800 |
| 1900 | 0,381 | 0,400 | 0,859 | 0,900 |
| 2050 | 0,474 | 0,500 | 0,926 | 0,900 |
| 2200 | 0,443 | 0,500 | 0,934 | 0,900 |
| 2350 | 0,625 | 0,600 | 1,069 | 1,100 |
| 2500 | 0,738 | 0,700 | 1,180 | 1,200 |

Les nuages de points obtenus pour les différentes simulations sont représentés sur la Figure 108. Ils contiennent les résultats des 240 calculs générées par ISIGHT pour les six puissances du laser et mettent en évidence les fronts de Pareto (points rouges) ainsi que les optimums (croix vertes).

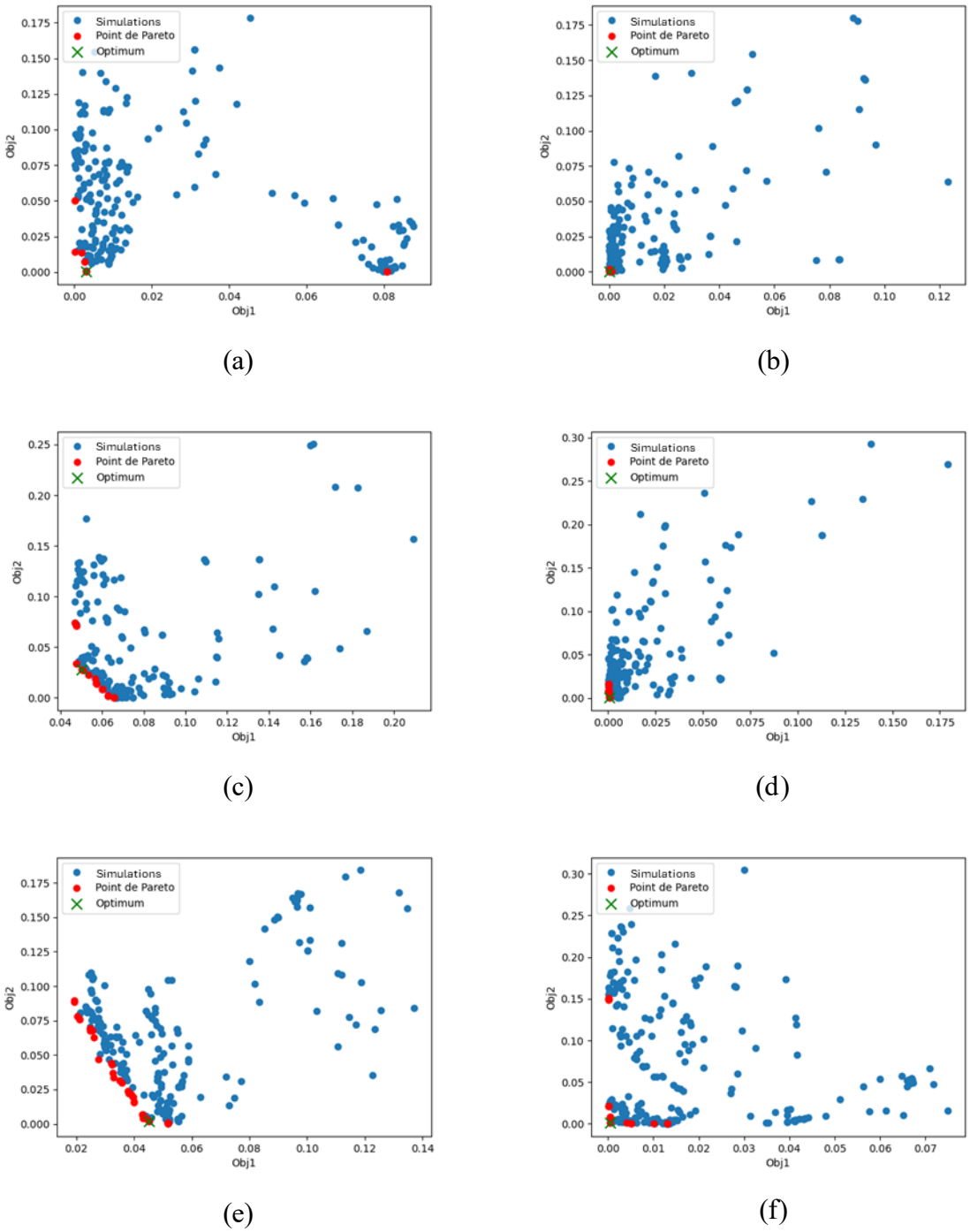



**Figure 108 - Nuages de points, fronts de Pareto et optimums pour : (a) $P$ = 1750 W, (b) $P$ = 1900 W, (c) $P$ = 2050 W, (d) $P$ = 2200 W, (e) $P$ = 2350 W, (f) $P$ = 2500 W. Sans prise en compte de la $ZAT$**

Le Tableau 35 présente les paramètres du modèle de Goldak correspondant aux solutions optimales pour chacune des six puissances du laser étudiées. L'évolution de ces paramètres en fonction de la puissance du laser est représentée sur la Figure 109, montrant une corrélation linéaire. Tout comme les paramètres géométriques des cordons, les paramètres de la source d'énergie de Goldak évoluent en fonction de la puissance du laser. Nous observons que $c_r$ est plus élevé que $c_f$, cela représente bien la trainée d'énergie qui suit le laser lors du dépôt de matière. Globalement, les valeurs des paramètres augmentent lorsque la puissance du laser augmente. Ceci s'explique par le fait que lorsque l'apport d'énergie au substrat est plus grand, le bain de fusion est également plus important.

**Tableau 35 - Paramètres identifiés sans prise en compte de la ZAT**

| Puissance du laser (W) | $a$ (mm) | $b$ (mm) | $c_f$ (mm) | $c_r$ (mm) |
|---|---|---|---|---|
| 1750 | 1,78 | 0,60 | 1,62 | 2,62 |
| 1900 | 1,83 | 0,90 | 1,76 | 2,02 |
| 2050 | 1,87 | 0,82 | 2,00 | 3,45 |
| 2200 | 1,91 | 1,09 | 2,24 | 3,29 |
| 2350 | 1,95 | 1,04 | 2,36 | 3,52 |
| 2500 | 1,99 | 1,30 | 2,91 | 4,23 |

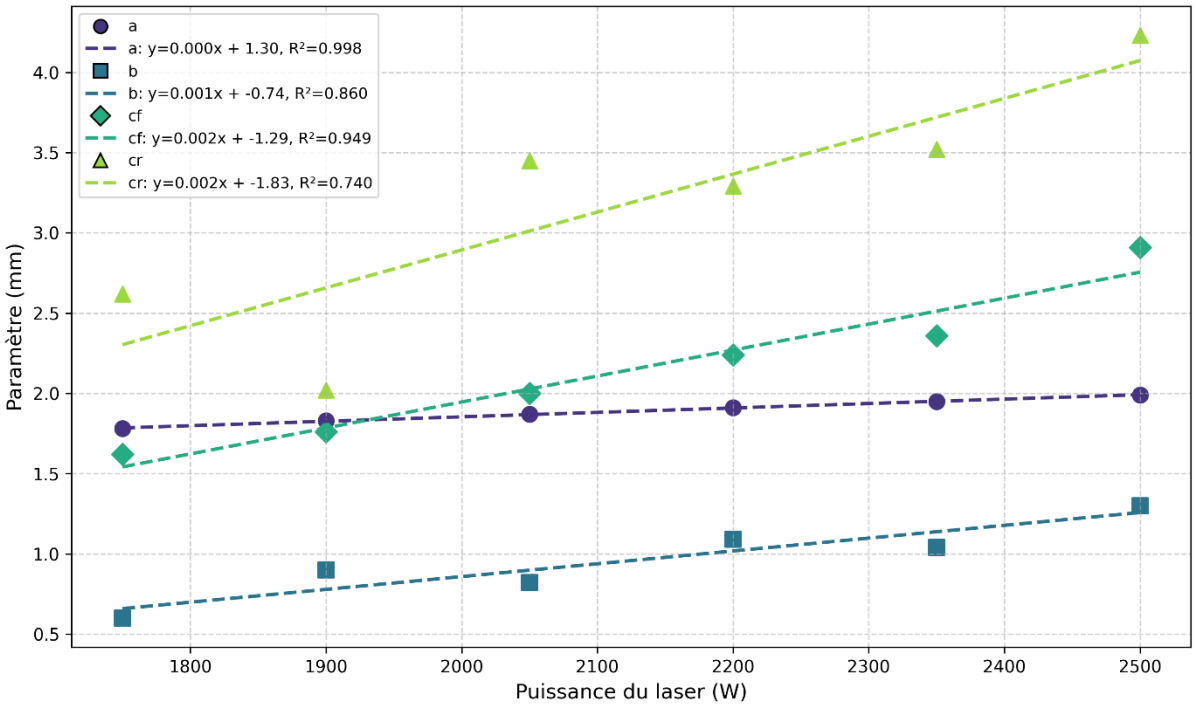



**Figure 109 - Évolution des paramètres identifiés de Goldak (mm) en fonction de la Puissance du laser (W) sans prise en compte de la $ZAT$**

Finalement, les simulations thermiques ont été effectuées avec les paramètres optimaux identifiés pour chaque cordon, et les températures des nœuds $P_i$ $(i = 1{,}6)$ sont présentées sur la Figure 110. Pour l'ensemble des 6 points, la température atteint son maximum ($T_m$) lorsque la trajectoire du laser rencontre le nœud $P_i$, et la température diminue progressivement lorsque le laser s'éloigne. Comme $T_m$ est atteinte, cela indique la fonction $Obj_1$ a été minimisée. Plus la puissance du laser est élevée, moins la pente de refroidissement est abrupte, cela est dû à l'inertie thermique. Cependant, des écarts importants sont observés pour les températures au niveau de la ZAT.

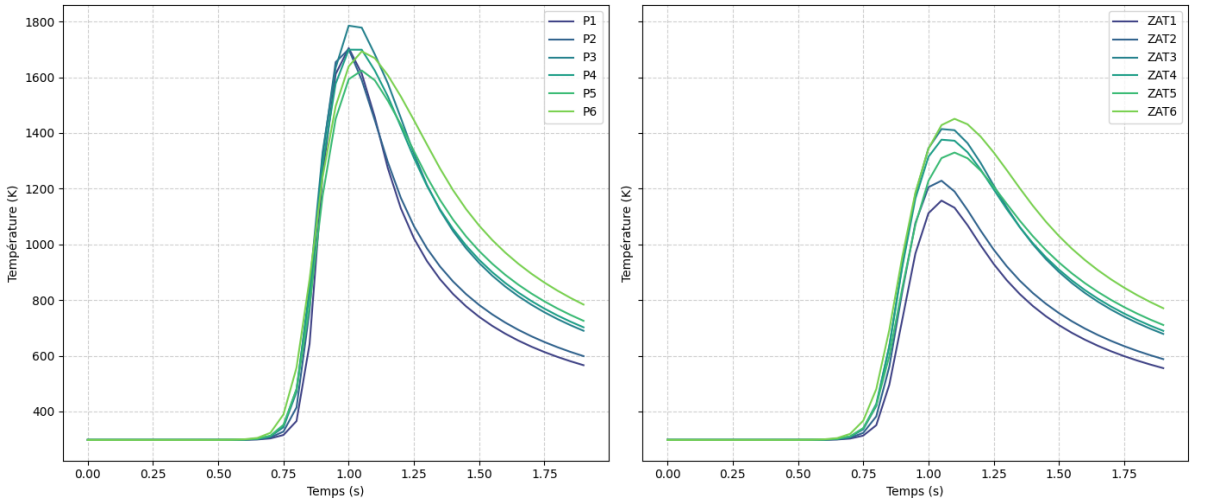



**Figure 110 - Évolution de la température aux nœuds $P_i$ et $ZAT_i$ en fonction du temps sans prise en compte de la ZAT**

La Figure 111 montre les champs de température induits par le laser aux différentes puissances étudiées (à x=17,5 mm – milieu du cordon). Nous observons à nouveau que plus la puissance du laser est élevée, plus le bain de fusion est important. Aussi, l'apport d'énergie diminue exponentiellement lorsque l'on s'éloigne du point d'application du laser car la distribution de la source d'énergie de Goldak est une gaussienne.

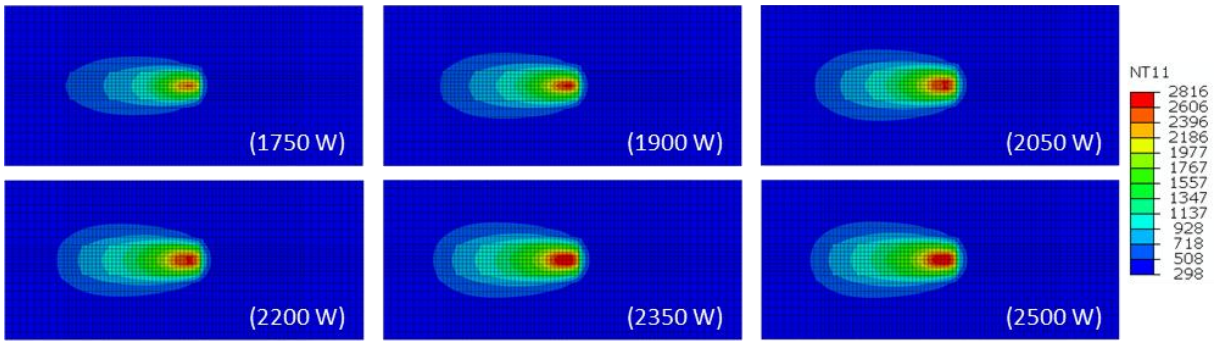



**Figure 111 - Champs de température induits par le laser aux différentes puissances étudiées (x=17,5 mm – milieu du cordon), Sans prise en compte de la $ZAT$**

La Figure 112 montre la comparaison entre les cordons expérimentaux et les champs de températures obtenus numériquement, et le Tableau 36 donne l'écart entre les profondeurs de pénétration et la ZAT expérimentales et numériques. Ces résultats montrent que notre modèle prédit de manière fiable l'apport d'énergie thermique dans notre système. Cependant, il a tendance à surestimer la Zone Affectée Thermiquement notamment quand la puissance du laser augmente.

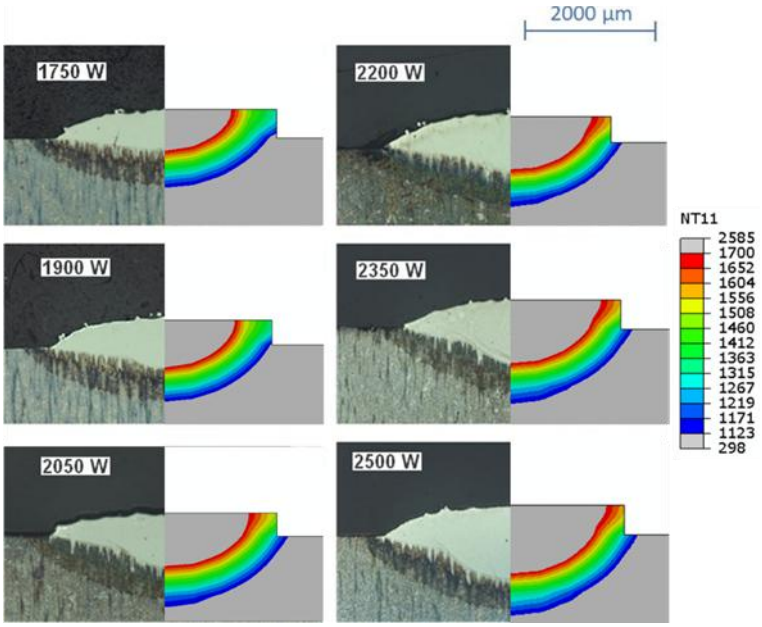



**Figure 112 – Comparaison entre les cordons expérimentaux et les champs de températures obtenus numériquement sans prise en compte de la $ZAT$**

**Tableau 36 - Comparaison entre les profondeurs de pénétration et la $ZAT$ expérimentales et numériquement sans prise en compte de la $ZAT$**

| Puissance du laser (W) | $p$ (mm) | | | $ZAT$ (mm) | | |
|---|---|---|---|---|---|---|
| | *Exp.* | *Sim.* | *Écart* | *Exp.* | *Sim.* | *Écart* |
| 1750 | 0.206 | 0.200 | -2.9% | 0.781 | 0.800 | +2.4% |
| 1900 | 0.381 | 0.400 | +5.0% | 0.859 | 0.900 | +4.8% |
| 2050 | 0.474 | 0.500 | +5.5% | 0.926 | 1.100 | +18.8% |
| 2200 | 0.443 | 0.500 | +12.9% | 0.934 | 1.100 | +17.8% |
| 2350 | 0.625 | 0.600 | -4.0% | 1.069 | 1.300 | +21.6% |
| 2500 | 0.738 | 0.700 | -5.1% | 1.180 | 1.400 | +18.6% |

L'approche proposée et les résultats obtenus ont été publiés en 2024 dans *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* [171] et dans les proceedings du congrès *ESAFORM 2024* [172].

#### 5.2.1.2. Avec prise en compte de la ZAT

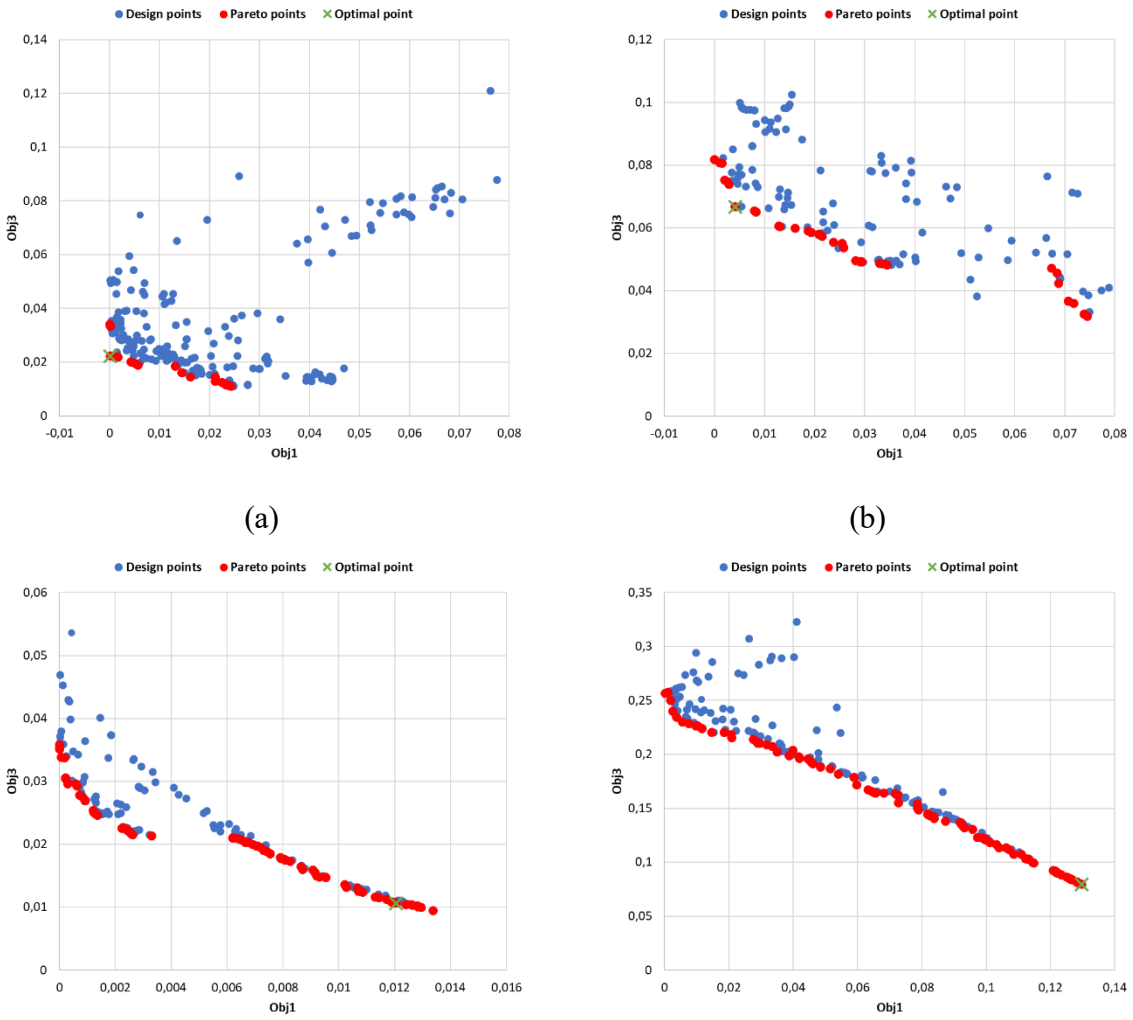
Pour améliorer la capture de la $ZAT$ par notre modèle numérique, nous avons pris en compte la $ZAT$ dans l'identification des paramètres avec une nouvelle fonction objectif $Obj_3$ donné par l'Équation (21) qui prend en compte la température d'achèvement de la transformation de la ferrite en austénite $T_{AC_3} = 1123$ K [173], [174]. C'est cette dernière option que nous avons choisie, qui sera présentée par la suite. Nous avons également prolongé le maillage progressif sous le dépôt jusqu'à 1.5 mm.

Pour la prise en compte de la $ZAT$ dans l'identification des paramètres, nous avons utilisé les fonctions $Obj_1$ et $Obj_3$, avec une contrainte sur la température maximale dans le modèle $T_{max}$ qui ne doit pas dépasser la température d'évaporation de l'acier $T_{evap} = 3135$ K selon l'Équation (22).

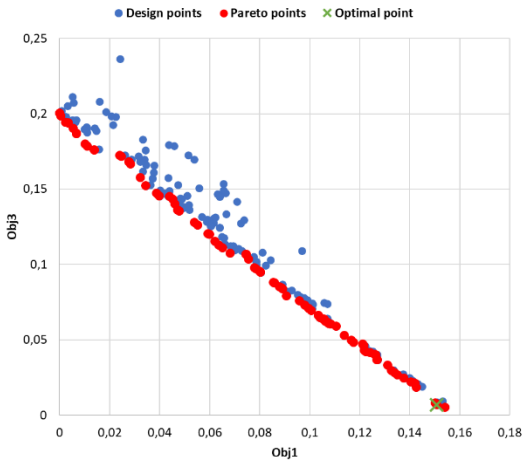
$$Obj_3 = \left|1 - \frac{T_{ZAT_i}}{T_{AC_3}}\right| \tag{21}$$

$$T_{max} < T_{evap} \tag{22}$$

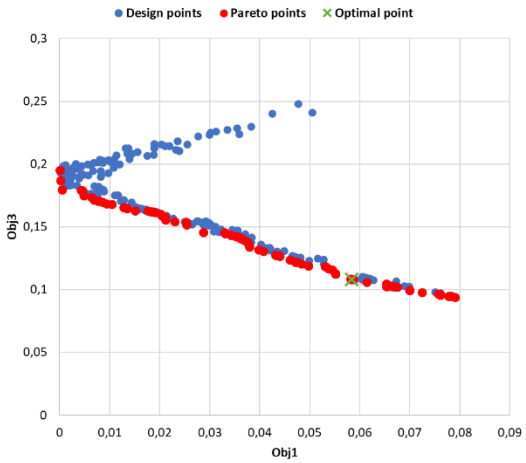
Les nuages de points obtenus pour l'identification des paramètres de la source d'énergie avec prise en compte de la $ZAT$ sont représentés sur la Figure 113. Ils contiennent les résultats des 241 calculs réalisés pour chaque cordon et mettent en évidence les fronts de Pareto (points rouges) ainsi que les points optimums (croix vertes).



(c)




(d)




(e)

(f)

**Figure 113 - Nuages de points, fronts de Pareto et optimums pour : (a) P = 1750 W, (b) P = 1900 W, (c) P = 2050 W, (d) P = 2200 W, (e) P = 2350 W, (f) P = 2500 W avec prise en compte de la ZAT**

Nous pouvons tirer les mêmes conclusions que la calibration sans prise en compte de la $ZAT$ : les paramètres de la source d'énergie de Goldak évoluent en fonction de la puissance du laser et $c_r$ est plus élevé que $c_f$. Les nouveaux paramètres identifiés sont donnés dans le Tableau 37 et leur évolution en fonction de la puissance du laser est représentée sur la Figure 114.

**Tableau 37 - Paramètres identifiés de Goldak avec prise en compte de la ZAT**

| Puissance du laser (W) | $a$ (mm) | $b$ (mm) | $c_f$ (mm) | $c_r$ (mm) |
|---|---|---|---|---|
| 1750 | 1,78 | 0,66 | 1,75 | 2,79 |
| 1900 | 1,83 | 0,89 | 1,88 | 2,13 |
| 2050 | 1,87 | 0,59 | 2,45 | 4,10 |
| 2200 | 1,91 | 0,76 | 2,47 | 4,49 |
| 2350 | 1,95 | 1,07 | 3,17 | 4,94 |
| 2500 | 1,99 | 1,20 | 3,16 | 5,00 |

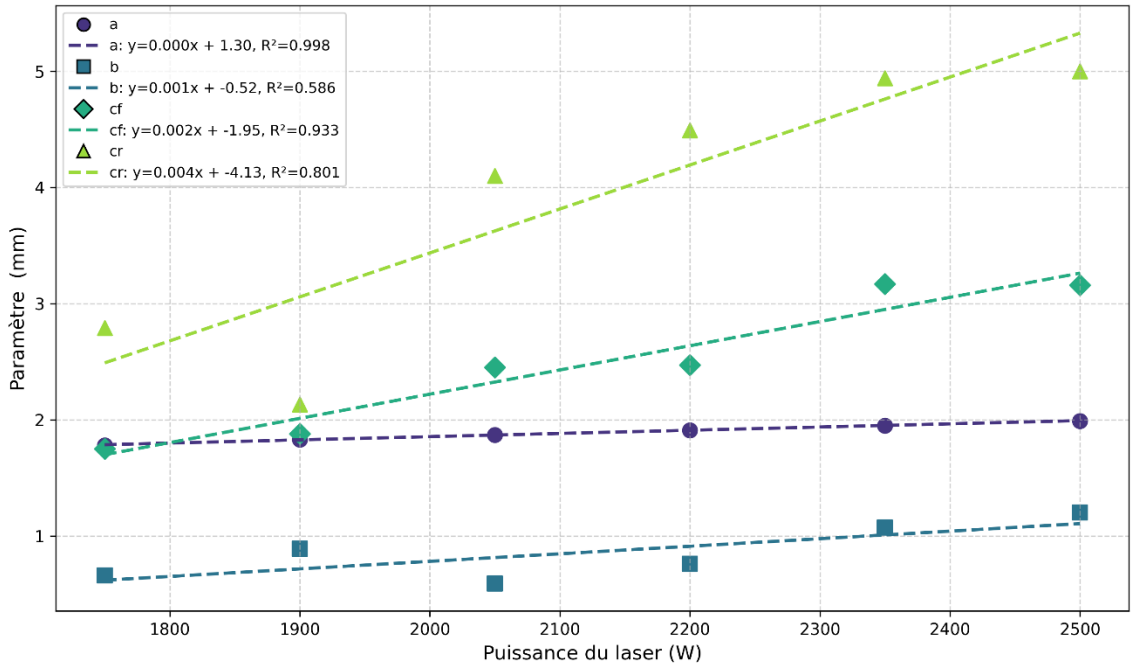



**Figure 114 - Évolution des paramètres identifiés de Goldak avec prise en compte de la $ZAT$ en fonction de la Puissance du laser (W)**

Les simulations thermiques ont été effectuées avec les nouveaux paramètres identifiés pour chaque cordon, et les températures des nœuds $P_i$ $(i = 1,6)$ et $ZAT_i$ $(i = 1,6)$ sont

présentées sur la Figure 115. Pour points $P_i$, la température atteint son maximum ($T_m$) lorsque la trajectoire du laser rencontre le nœud $P_i$. Pour les points $ZAT_i$, la température atteint $T_{AC_3}$ lorsque la trajectoire du laser rencontre le nœud $ZAT_i$.

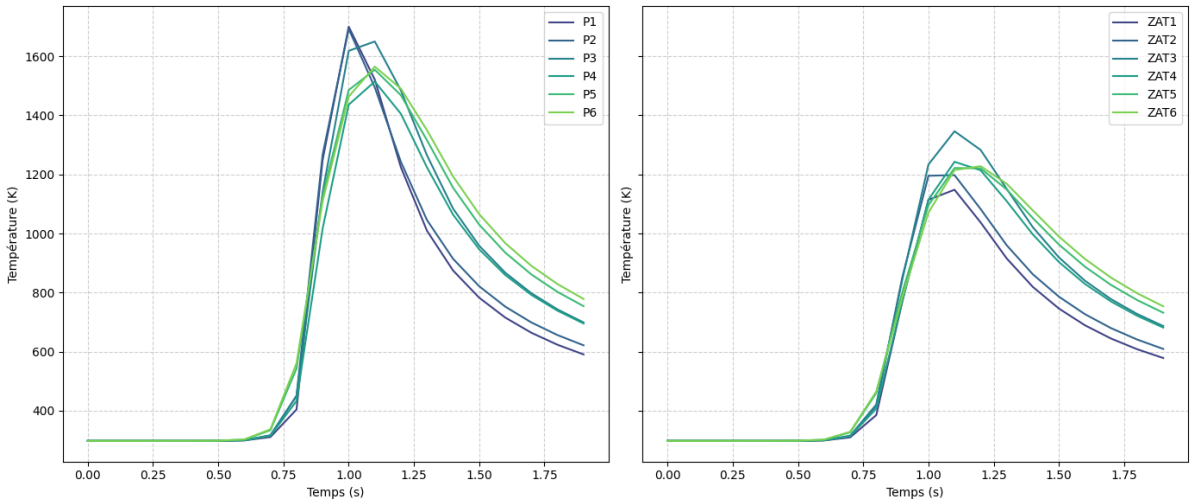



**Figure 115 - Évolution de la température aux noeuds $P_i$ et $ZAT_i$ en fonction du temps avec prise en compte de la $ZAT$**

La Figure 116 montre la comparaison entre les cordons expérimentaux et les champs de températures obtenus numériquement. Visuellement, il semble que le modèle à tendance à sous-estimer la profondeur de pénétration lorsque les puissances sont plus élevées, mais il semble mieux capturer la $ZAT$.

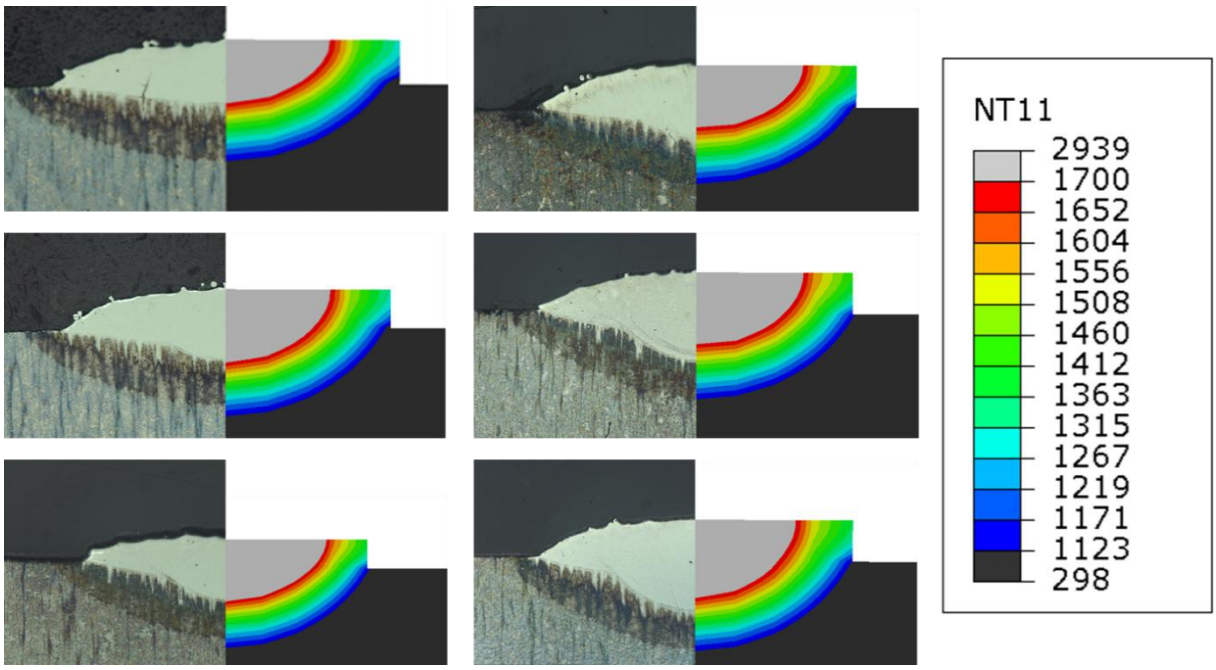



**Figure 116 - Comparaison entre les cordons expérimentaux et les champs de températures obtenus numériquement avec prise en compte de la $ZAT$**

Afin d'évaluer l'effet de la prise en compte de la $ZAT$ dans l'identification, nous avons calculé les écarts entre les températures $T_m$ au points $P_i$ et les températures $T_{AC_3}$ aux points $ZAT_i$. Nous pouvons voir que les écarts sont plus homogènes et l'identification de la $ZAT$ est largement amélioré même si on perd un peu de précision sur la profondeur de pénétration (Tableau 38).

**Tableau 38 - Comparaison entre les données de pénétration et de ZAT obtenues expérimentalement et numériquement pour les 2 cas**

| P (W) | $P_i$ | | | | | $ZAT_i$ | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | $T_m$ (K) | *Sim. 1* | *Écart* | *Sim. 2* | *Écart* | $T_{AC_3}$ (K) | *Sim. 1* | *Écart* | *Sim. 2* | *Écart* |
| *1750* | 1700 | 1704,7 | 0,28% | 1700,3 | 0,02% | 1123 | 1157,1 | 3,04% | 1148,2 | 2,19% |
| *1900* | 1700 | 1700,7 | 0,04% | 1692,7 | -0,43% | 1123 | 1228,5 | 9,39% | 1197,8 | 6,24% |
| *2050* | 1700 | 1785,1 | 5,01% | 1650,2 | -3,02% | 1123 | 1414,0 | 25,91% | 1346,3 | 16,58% |
| *2200* | 1700 | 1699,0 | -0,06% | 1514,7 | -12,24% | 1123 | 1375,8 | 22,51% | 1242,9 | 9,65% |
| *2350* | 1700 | 1624,1 | -4,46% | 1554,5 | -9,36% | 1123 | 1329,6 | 18,40% | 1221,9 | 8,09% |
| *2500* | 1700 | 1692,8 | -0,42% | 1565,1 | -8,62% | 1123 | 1450,7 | 29,18% | 1228,0 | 8,55% |

La Figure 117 compare les deux jeux de paramètres identifiés. Comme nous avons fixé $a = L/2$ dans les deux cas, le paramètre $a$ est le même dans les deux cas. Globalement, lorsque nous prenons en compte la ZAT, les valeurs de $b$ sont plus faibles, alors que celles de $c_f$ et $c_r$ sont plus élevées que lorsque nous ne prenons pas en compte la $ZAT$. Lors de l'identification sans prise en compte de la $ZAT$, cette dernière est surestimée car la puissance du laser est plus focalisée puisque ($c_f$ et $c_r$ sont plus petits) et pénètre plus dans le substrat puisque $a$ est plus grand par rapport à l'identification prenant en compte la $ZAT$. La deuxième identification a permis de mieux répartir la puissance du laser.

L'une des hypothèses simplificatrices adoptées dans cette étude est l'utilisation d'une forme rectangulaire pour le cordon, plutôt qu'une forme en arc de cercle, plus proche de la réalité. Pour vérifier si ceci avait un impact important sur les courbes de températures, nous avons performé deux simulations avec les mêmes paramètres pour la source d'énergie, et des formes de cordon différentes. L'écart maximal entre les courbes de températures était de 2%, nous avons donc considéré que l'utilisation d'une forme parallélépipédique était acceptable.

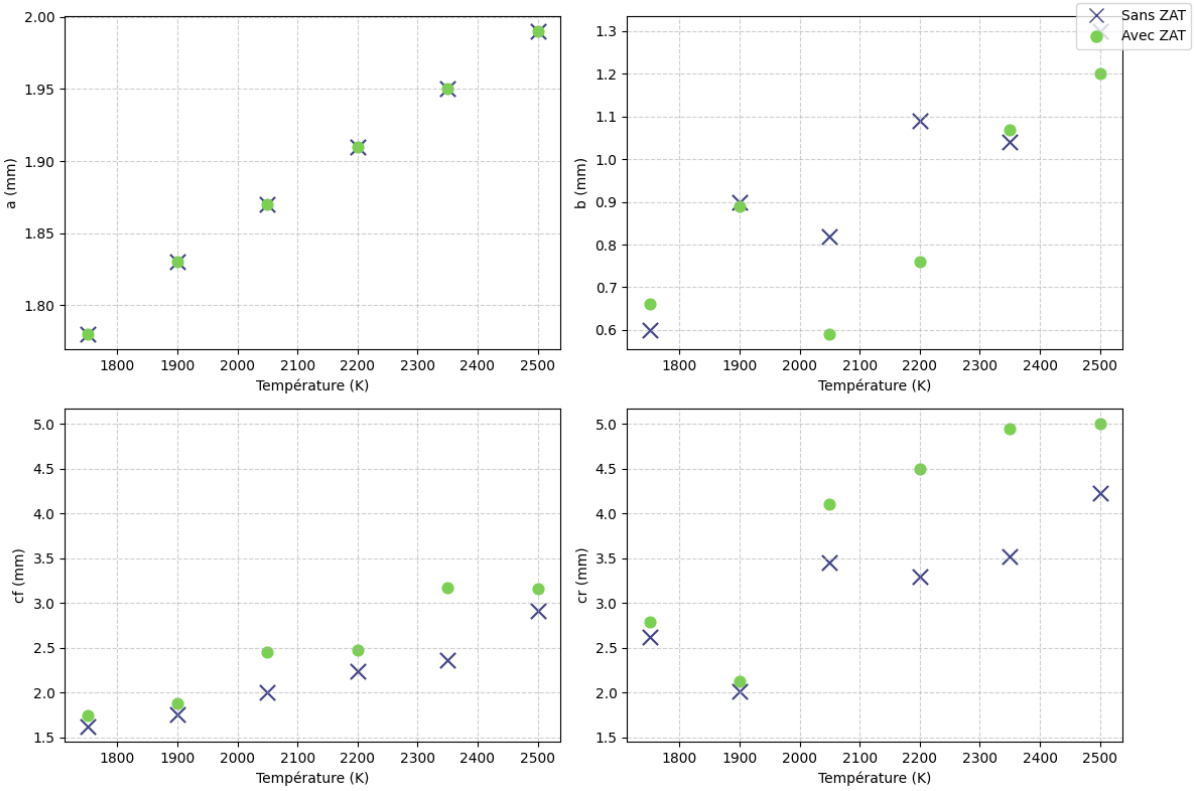



**Figure 117 - Comparaison des évolutions des paramètres de Goldak identifiés avec et sans prise en compte de la $ZAT$**

### 5.2.2. Identification inverse des paramètres pour le couple Bronze / AISI H11

#### 5.2.2.1. Identification du coefficient d'absorption

Nous avons utilisé le cordon $P$ = 2250W, $V$ = 833mm/min et $D_m$ = 25g/min. Conformément aux résultats expérimentaux, nous avons placé les nœud $P_1$ (point à la profondeur de pénétration) et $ZAT_1$ (point de la Zone Affectée Thermiquement) à 0,1 et 0,6 mm, respectivement. Nous avons dans un premier temps essayé de borner les valeurs limites du coefficient d'absorption en fixant les paramètres de la simulation comme indiqué dans le Tableau 39.

**Tableau 39 - Paramètres de la simulation, Calibration du coefficient d'absorption, CuSn12Ni2.35/H11**

| Paramètre | Valeur |
|---|---|
| Puissance du laser (W) | 2250 |
| Hauteur du cordon (mm) | 0,58 |
| Largeur du cordon (mm) | 3,25 |
| Vitesse d'avance du laser (mm/min) | 833 |

| | | |
|---|---|---|
| Source d'énergie de Goldak | $a$ (mm) | 1,625 |
| | $b$ (mm) | 0,66 |
| | $c_f$ (mm) | 2 |
| | $c_r$ (mm) | 2 |

Nous avons fait varier le coefficient d'absorption de 0,1 à 0,9 avec un pas de 0,1. Tout comme à la précédente calibration pour la source d'énergie, l'objectif est d'atteindre la température de fusion du substrat au point de pénétration (soit 1727 K pour le H11) et la température AC3 au point de $ZAT$ (soit 1123 K pour le H11). Comme indiqué sur la Figure 118 et la Figure 119, pour la profondeur de pénétration et la $ZAT$, le coefficient optimal se situe entre 0,3 et 0,4.

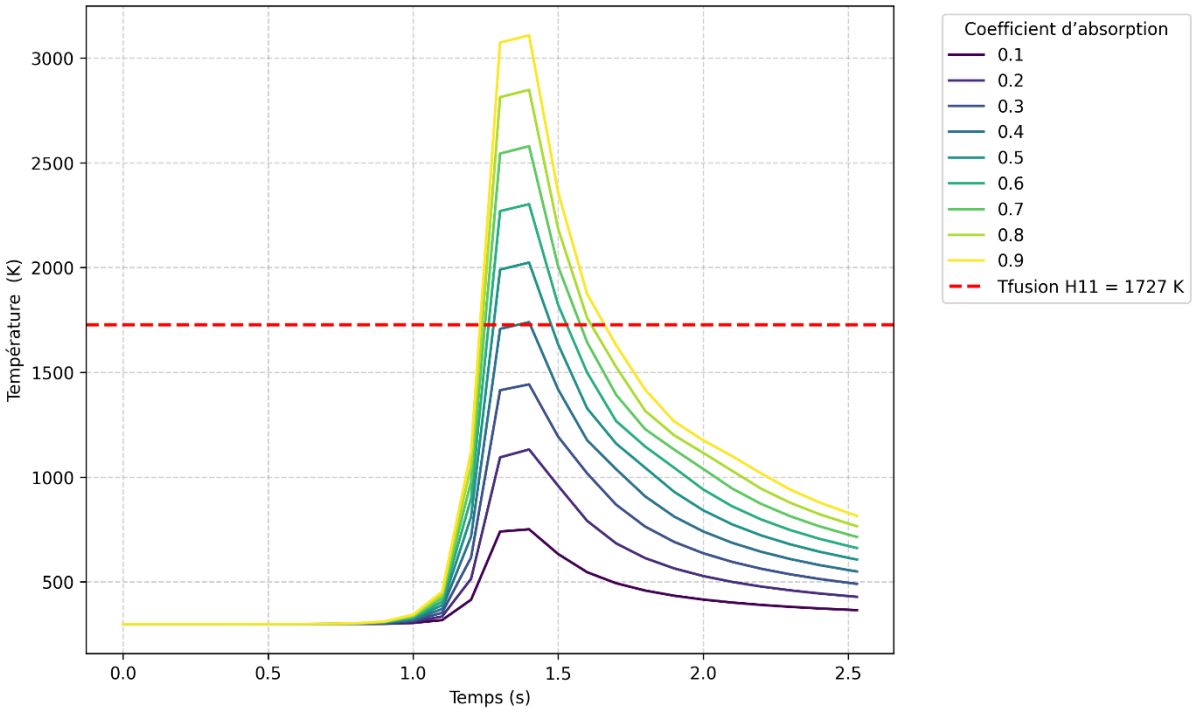



**Figure 118 – Évolution de la température au point de pénétration en fonction du coefficient d'absorptivité**

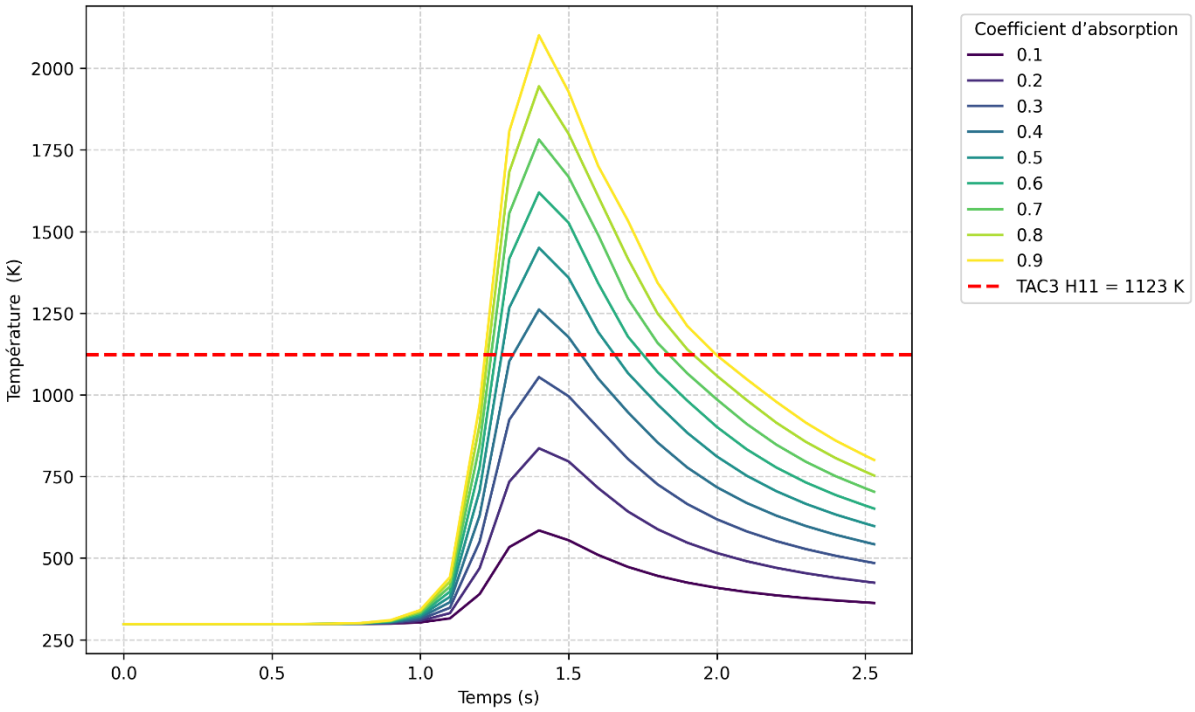



**Figure 119 - Évolution de la température au point de ZAT en fonction du coefficient d'absorptivité**

Afin de trouver le coefficient optimal, nous lançons une optimisation grâce à l'algorithme génétique multi-objectif NGSA-II avec les fonctions $Obj_1$ et $Obj_3$ (se référer à la partie calibration de la source d'énergie pour H13/H11), et avec les bornes indiquées dans le Tableau 40.

**Tableau 40 - Données d'initialisation des paramètres de calibration pour le coefficient d'absorptivité**

| Paramètre | Min. | Max. |
|---|---|---|
| $a$ (mm) | 1,63 | |
| $b$ (mm) | 0,60 | 1,20 |
| $c_f$ (mm) | 1,50 | 2,00 |
| $c_r$ (mm) | 2,00 | 4,00 |
| absp | 0,20 | 0,70 |

Nous obtenons le front de Pareto ci-dessous (Figure 120) avec un optimum correspondant aux valeurs du Tableau 41.

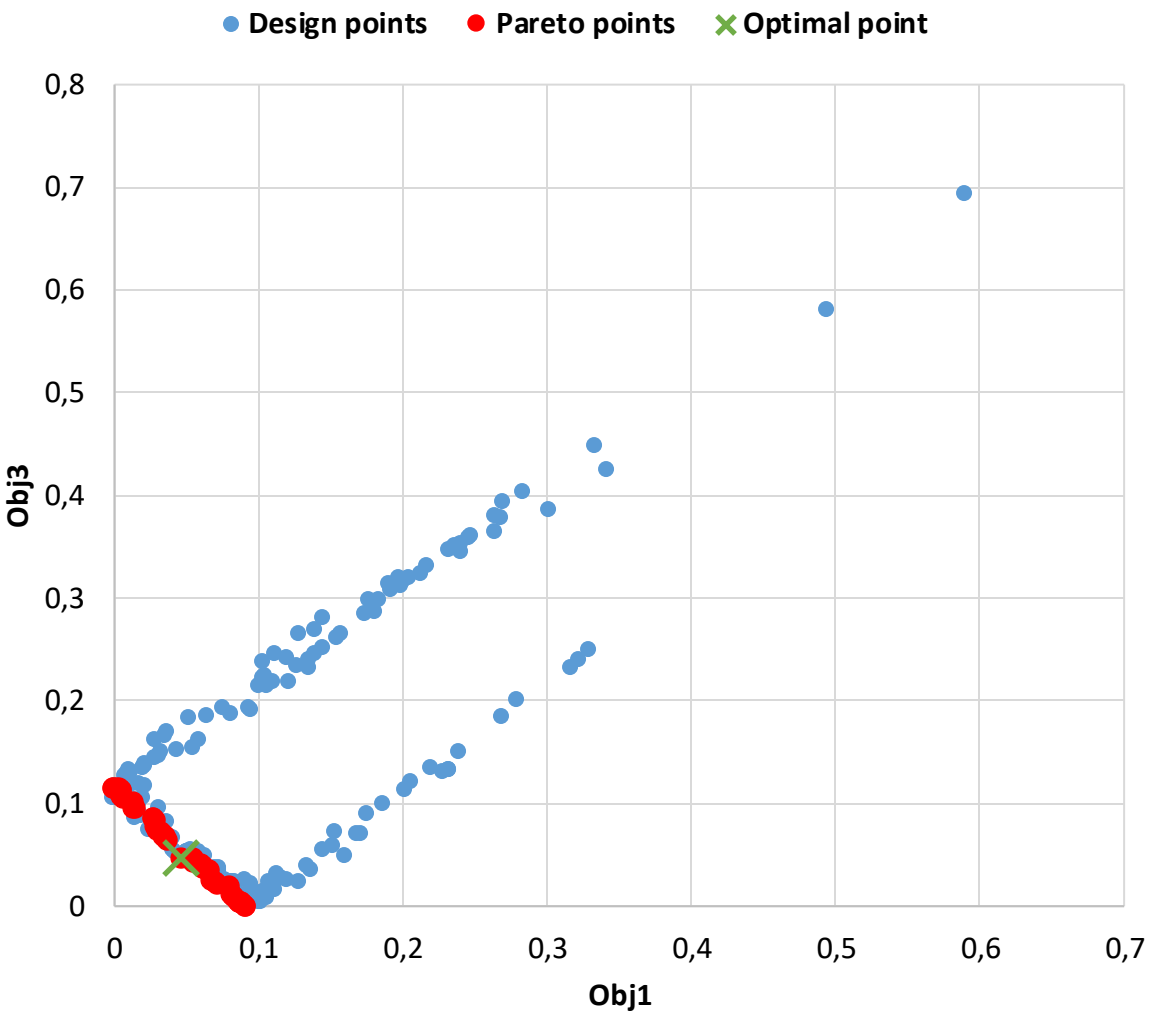



**Figure 120 - Front de Pareto, Optimisation du coefficient d'absorptivité**

**Tableau 41 - Résultats de l'optimisation du coefficient d'absorptivité**

| Paramètre | Valeur |
|---|---|
| $a$ (mm) | 1,63 |
| $b$ (mm) | 0,92 |
| $c_f$ (mm) | 1,74 |
| $c_r$ (mm) | 2,83 |
| absp | 0,36 |

Pour l'optimisation des autres points, nous prendrons donc le coefficient d'absorptivité égal à 0,36.

#### 5.2.2.2. Calibration de la source d'énergie de Goldak – Bronze / AISI H11

Durant nos essais expérimentaux, nous avons imprimé 6 cordons progressifs avec un débit de matière de 25g/min. Sur ces cordons progressifs, nous avons réalisé 3 coupes transversales, donnant donc 18 échantillons. Parmi ces échantillons, certains présentaient de grandes porosités ou encore des bulles d'acier au sein du dépôt. Nous avons donc pu établir une fenêtre de processabilité préliminaire (Figure 121).

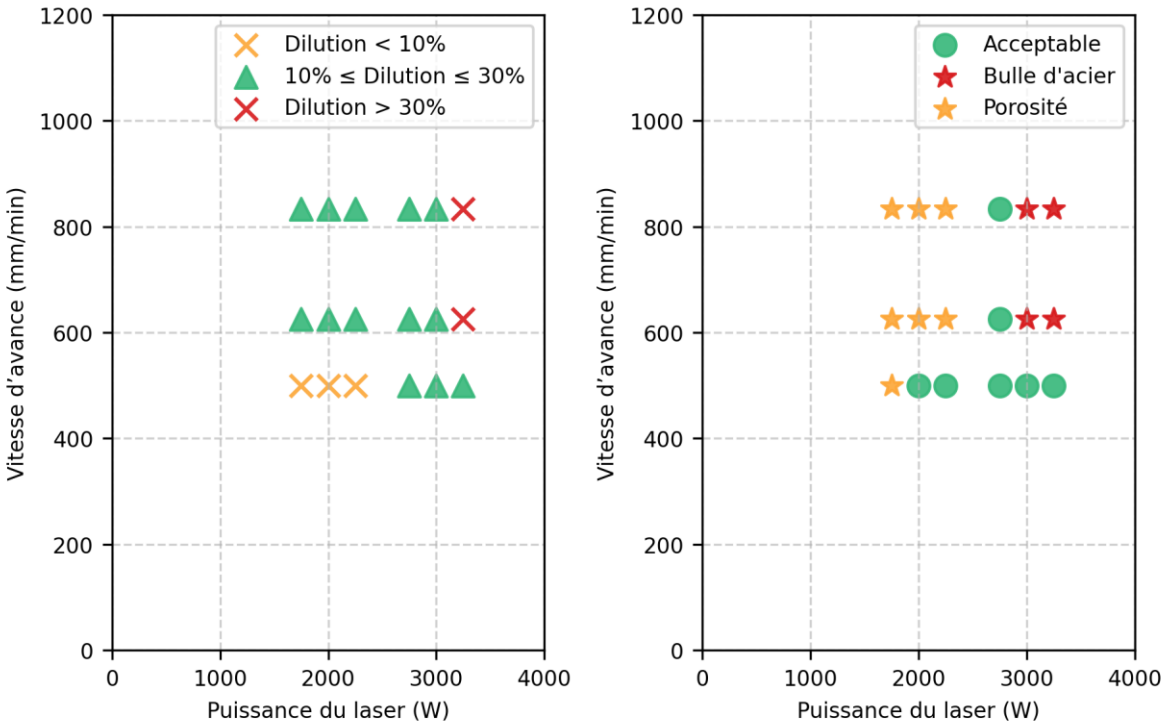



**Figure 121 – Fenêtres de processabilité à 25g/min, CuSn12Ni2.35**

Afin d'identifier les paramètres de la source d'énergie, nous avons choisi de travailler sur les cordons suivants dans le Tableau 42 et la Figure 122.

**Tableau 42 – Données des cordons choisis pour la calibration de la source d'énergie, CuSn12Ni2.35**

| Échantillon | $P$ (W) | $V$ (mm/min) | $H$ (µm) | $L$ (µm) | $p$ (µm) | $ZAT$ (µm) |
|---|---|---|---|---|---|---|
| A1 | 2250 | 833 | 575,77 | 3254,18 | 85,18 | 628,94 |
| A3 | 2250 | 625 | 729,50 | 3547,29 | 103,67 | 754,01 |
| B1 | 2750 | 833 | 539,68 | 3668,04 | 118,63 | 709,48 |
| B3 | 2750 | 625 | 781,81 | 3985,98 | 147,63 | 785,97 |

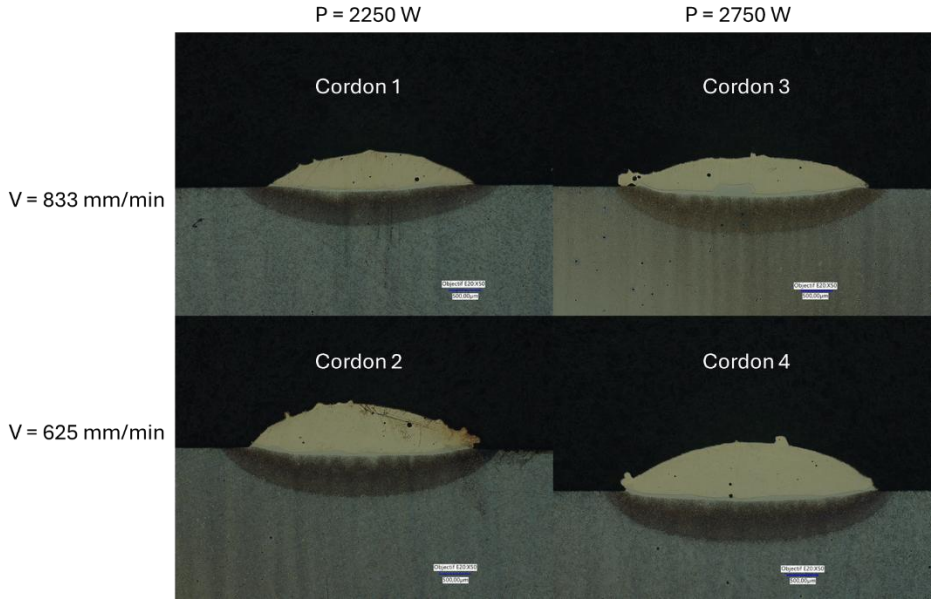



**Figure 122 - Cordons choisis pour la calibration de la source d'énergie, CuSn12Ni2.35**

Pour la simulation, nous utilisons les données géométriques du Tableau 43 et les bornes indiquées dans le Tableau 44.

**Tableau 43 - Données géométriques pour la calibration de la source d'énergie, CuSn12Ni2.35**

| Échantillon | $P$ (W) | $V$ (mm/min) | $a$ (mm) | $b$ (mm) | $p$ (mm) | $ZAT$ (mm) |
|---|---|---|---|---|---|---|
| 1 | 2250 | 833 | 1,63 | 0,66 | 0,1 | 0,6 |
| 2 | 2250 | 625 | 1,78 | 0,83 | 0,1 | 0,8 |
| 3 | 2750 | 833 | 1,84 | 0,66 | 0,1 | 0,7 |
| 4 | 2750 | 625 | 2,00 | 0,93 | 0,2 | 0,8 |

**Tableau 44 - Données d'initialisation des paramètres de Goldak, CuSn12/H11**

| Échantillon | $P$ (W) | $V$ (mm/min) | Paramètre | Min. | Max. |
|---|---|---|---|---|---|
| A1 | 2250 | 833 | $absp$ | 0,20 | 0,70 |
| | | | $a$ (mm) | 1,63 | |
| | | | $b$ (mm) | 0,60 | 1,20 |
| | | | $c_f$ (mm) | 1,50 | 2,00 |
| | | | $c_r$ (mm) | 2,00 | 4,00 |
| A3 | 2250 | 625 | $a$ (mm) | 1,78 | |
| | | | $b$ (mm) | 0,60 | 1,20 |
| | | | $c_f$ (mm) | 1,50 | 2,00 |
| | | | $c_r$ (mm) | 2,00 | 4,00 |
| B1 | 2750 | 833 | $a$ (mm) | 1,84 | |
| | | | $b$ (mm) | 0,60 | 1,20 |
| | | | $c_f$ (mm) | 1,50 | 2,00 |
| | | | $c_r$ (mm) | 2,00 | 4,00 |
| B3 | 2750 | 625 | $a$ (mm) | 2,00 | |

| | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|
| | | | $b$ (mm) | 0,60 | 1,50 |
| | | | $c_f$ (mm) | 1,50 | 2,50 |
| | | | $c_r$ (mm) | 2,00 | 4,50 |

Les fronts de Pareto issus de l'identification sont représentés sur la Figure 123.

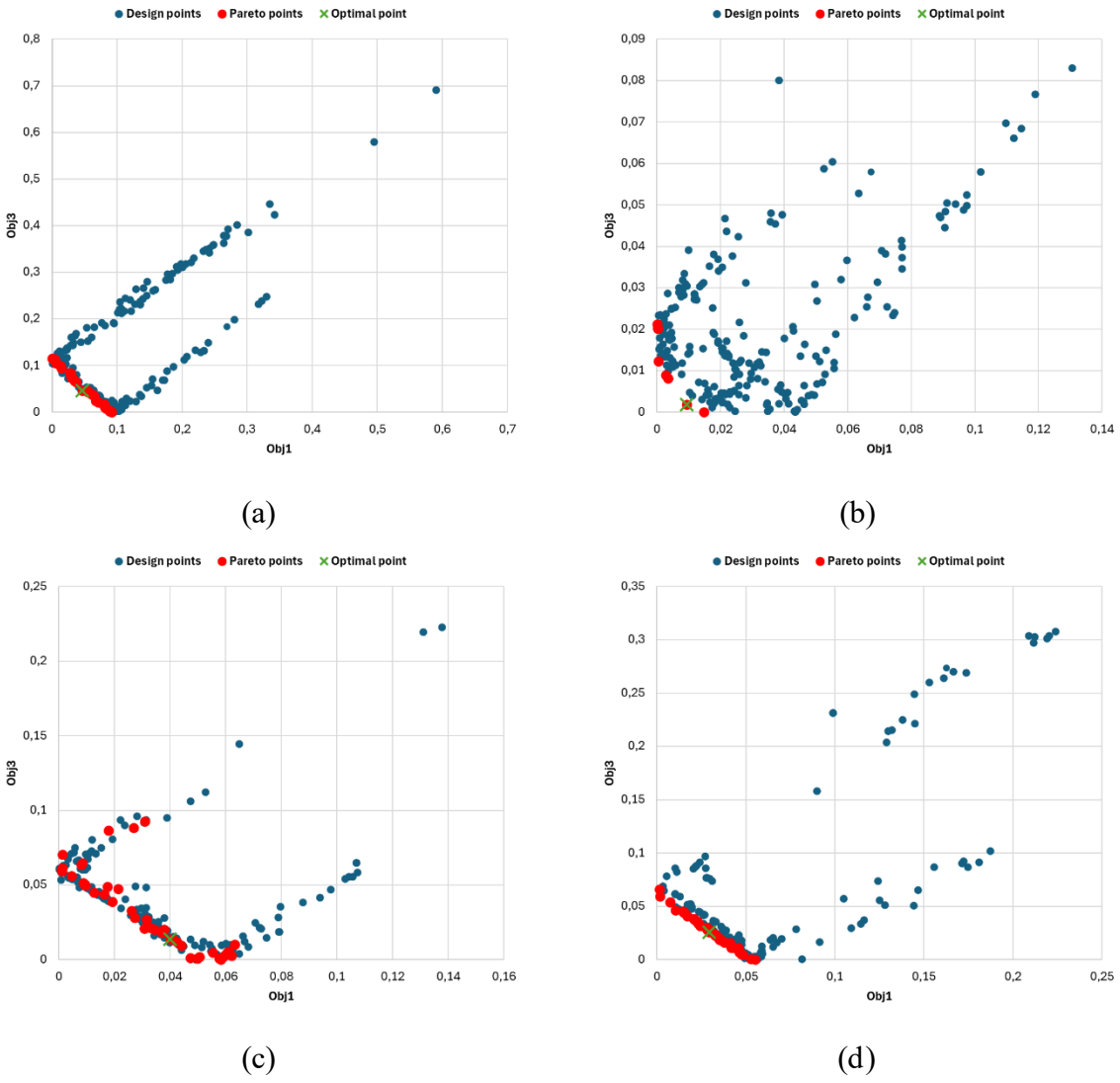



**Figure 123 - Nuages de points, fronts de Pareto et optimums pour : (a) Échantillon A1, (b) Échantillon A3, (c) Échantillon B1, (d) Échantillon B3**

Les optimums choisis permettent d'obtenir une erreur totale du modèle inférieure à 10% et une erreur sur $P_i$ et $ZAT_i$ inférieure à 5% (Tableau 45). Les comparaisons visuelles entre les résultats expérimentaux et numériques se trouvent en Figure 124.

**Tableau 45 - Erreurs dans le modèle, CuSn12/H11**

| Échantillon | $P$ (W) | $V$ (mm/min) | | | | | | Erreur (%) | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | | | $absp$ | $a$ $(mm)$ | $b$ $(mm)$ | $c_f$ (mm) | $c_r$ (mm) | $p$ | $ZAT$ | $Totale$ |
| A1 | 2250 | 833 | 0,36 | 1,63 | 0,92 | 1,74 | 2,83 | 4,67 % | 4,64 % | 9,31 % |
| A3 | 2250 | 625 | | 1,78 | 1,09 | 1,55 | 2,56 | 0,94 % | 0,19 % | 1,13 % |
| B1 | 2750 | 833 | | 1,84 | 0,86 | 1,96 | 2,60 | 3,99 % | 1,37 % | 5,36 % |
| B3 | 2750 | 625 | | 2,00 | 0,88 | 1,92 | 2,08 | 2,94 % | 2,55 % | 5,49 % |

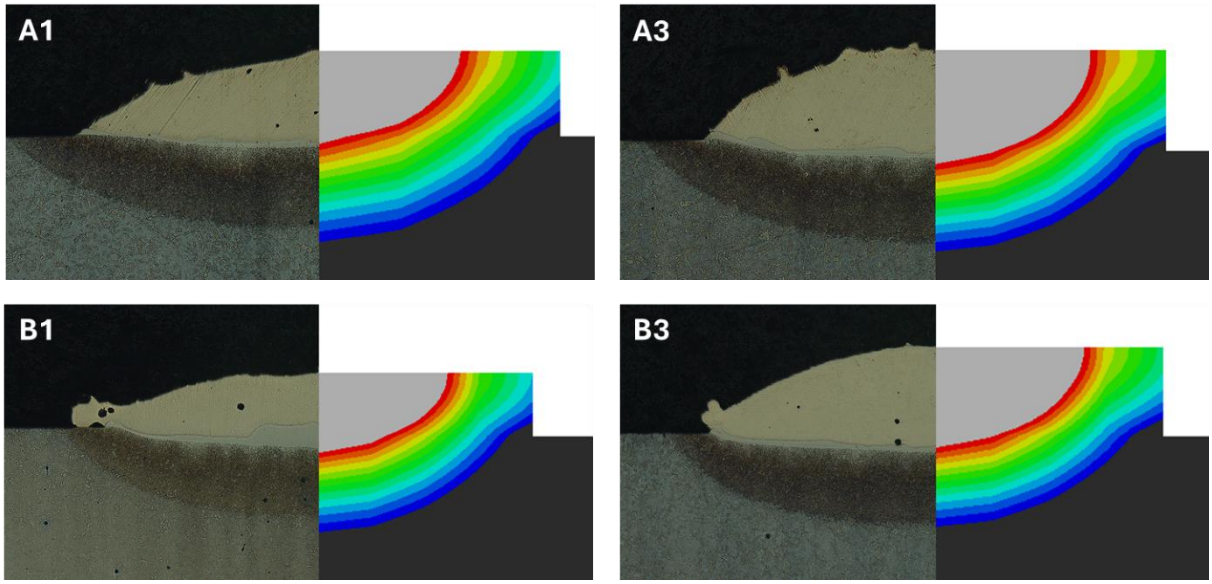



**Figure 124 - Comparaison des résultats expérimentaux et numériques, CuSn12/H11**

Sur la Figure 125, nous observons que lorsque la puissance du laser augmente, $a$ augmente, $b$ diminue, $c_f$ augmente et $c_r$ diminue. Ceci est différent de l'acier pour lequel tous les paramètres augmentaient lorsque la puissance du laser augmentait, ce qui était en accord avec les résultats expérimentaux et le fait que lorsque la puissance du laser est plus élevée, le bain de fusion est plus conséquent. Notre modèle n'étant fixé que sur deux valeurs de puissances, cela peut aussi induire notre tendance en erreur, générant seulement un modèle linéaire. Concernant la vitesse d'avance du laser, lorsqu'elle est faible, les paramètres $a$ et $b$ sont plus grands, ceci encore car l'énergie apportée par unité de distance ($ACL$) est plus élevée et donc le bain de fusion est plus grand. Pour $c_f$ et $c_r$, leurs valeurs sont plus faibles si la vitesse d'avance du laser diminue.

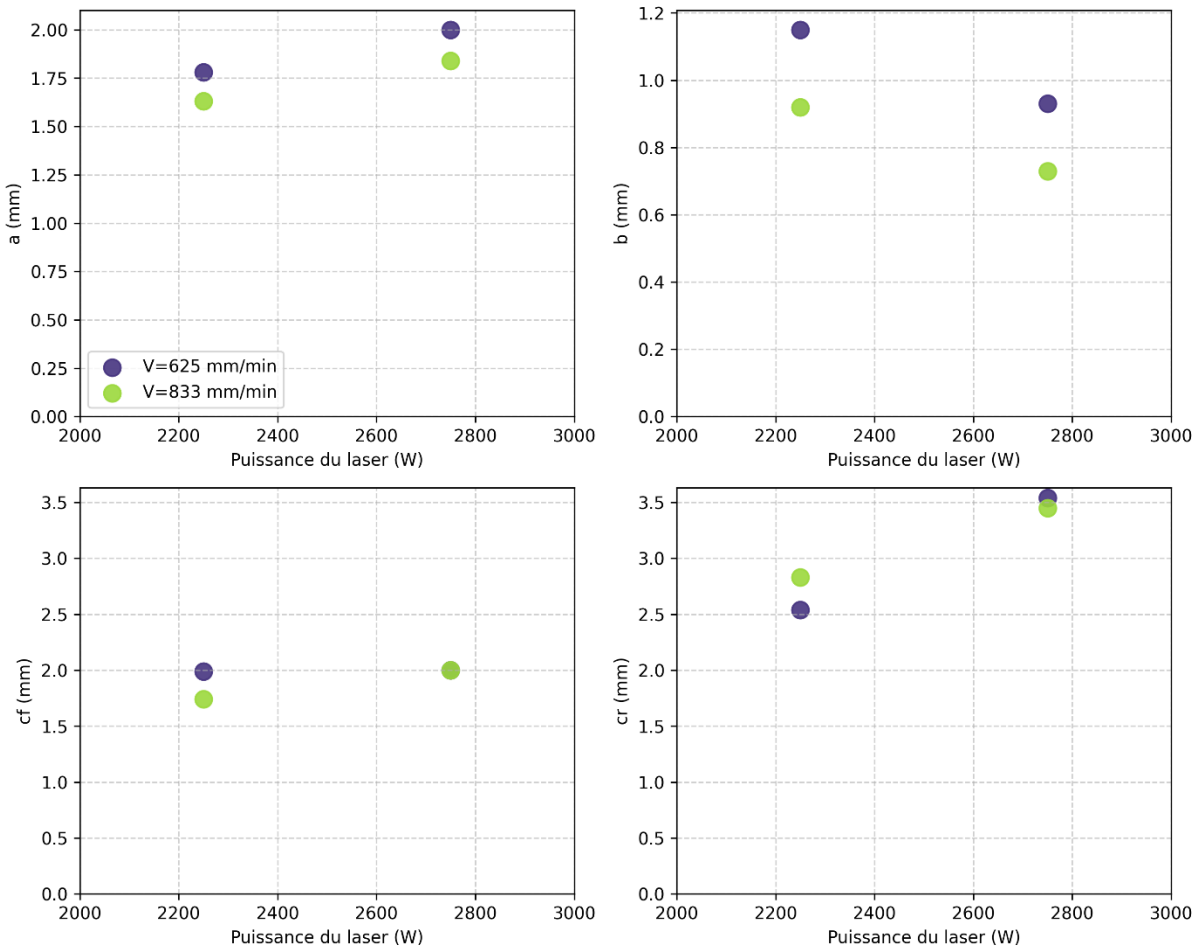



**Figure 125 - Évolution des paramètres a, b cf et cr en fonction de la vitesse d'avance du laser et de la puissance du laser, CuSn12/H11**

## 5.3. Simulation d'un dépôt surfacique

Pour la simulation d'un dépôt surfacique, un dépôt de 50x20x$H$ mm$^3$ en AISI H13 est déposé sur substrat de 70x20x20 mm$^3$ en AISI H11, où $H$ est la hauteur mesurée expérimentalement (en mm). Nous avons utilisé le même type d'élément et la même stratégie de maillage que pour les cordons. Le nombre d'éléments du maillage varie entre 80000 et 90000, et le nombre de nœuds varie entre 90000 et 95000. Un exemple de maillage utilisé est représenté sur la Figure 126.

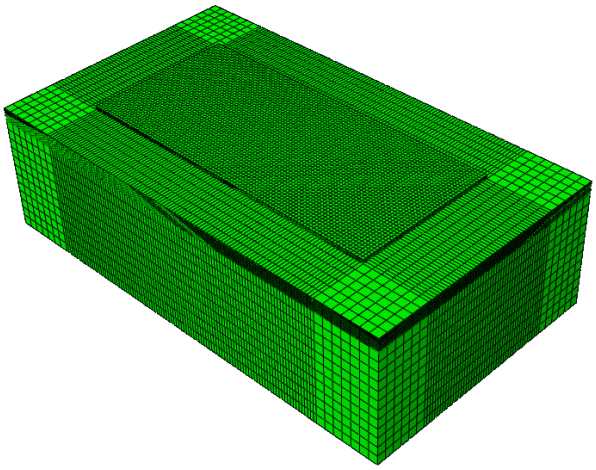


**Figure 126 - Maillage utilisé pour les surfaces**

Sur les Figure 127, Figure 128 et Figure 129, nous avons comparé les coupes longitudinales à x = 35 mm expérimentales avec les températures numériques comprises entre la température de fusion $T_m$ et la température $T_{AC_3}$, pour les puissances du laser de 1750 W, 1900 W et 2200 W respectivement. La première observation que nous pouvons faire est que la profondeur de pénétration du dépôt dans le substrat et la $ZAT$ sont plus importantes à la fin du dépôt (dernier cordon) qu'au début du dépôt (premier cordon). En effet, au fur et à mesure du dépôt des cordons successifs, le substrat se réchauffe et comme la puissance du laser est constante, le bain de fusion et la $ZAT$ augmentent. Ceci est également visible sur la température minimale atteinte dans le substrat (entre 421 K et 447 K) pour une température initiale de 298 K.

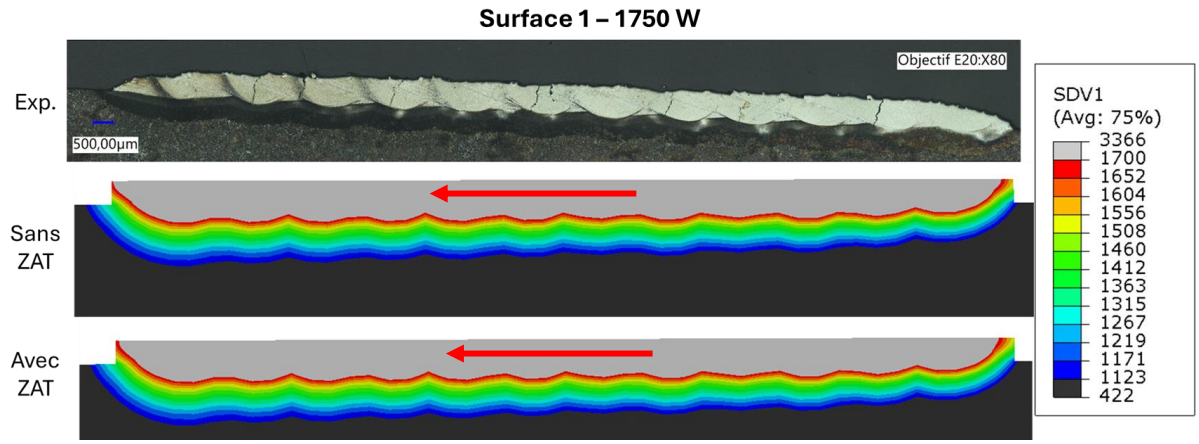



**Figure 127 - Comparaison surface expérimentale 1750 W et surfaces simulées numériquement avec et sans prise en compte de la $ZAT$ (x=35 mm, milieu de la surface)**

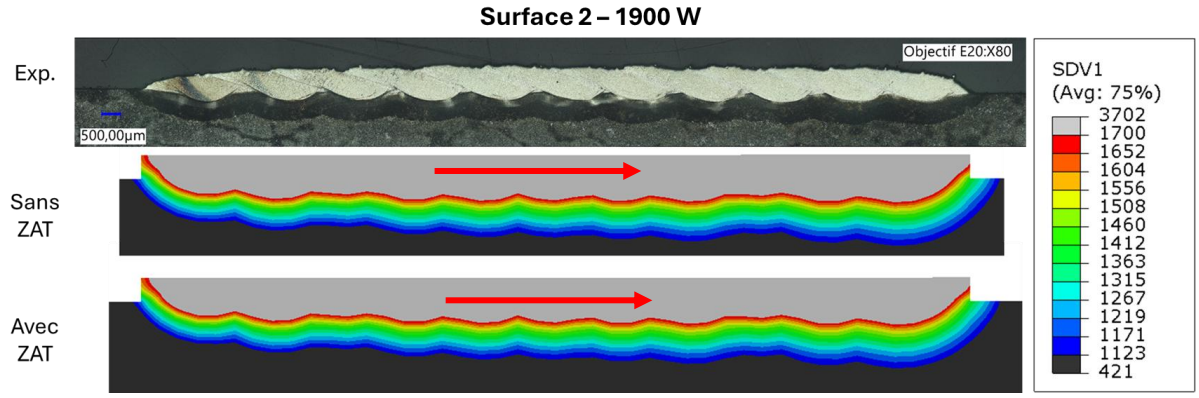



**Figure 128 - Comparaison surface expérimentale 1900 W et surfaces simulées numériquement avec et sans prise en compte de la $ZAT$ (x=35 mm, milieu de la surface)**

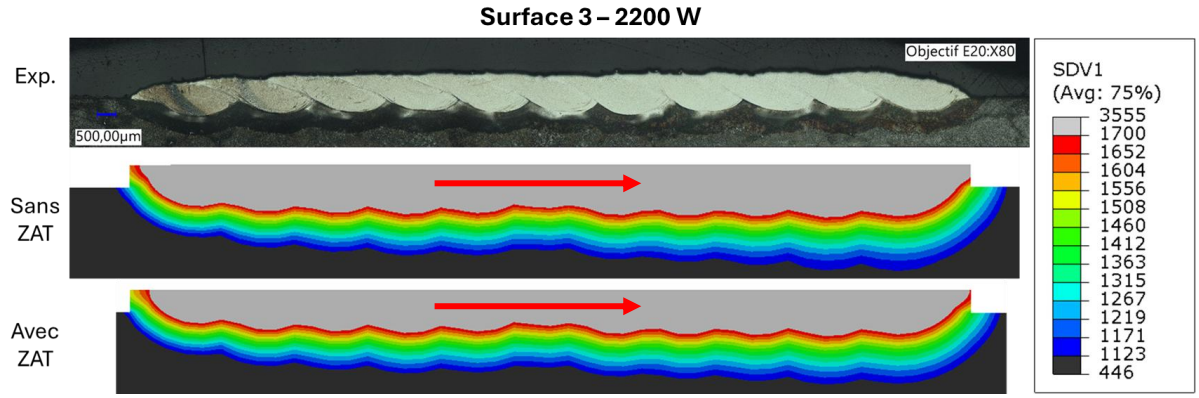



**Figure 129 - Comparaison surface expérimentale 2200 W et surfaces simulées numériquement avec et sans prise en compte de la $ZAT$ (x=35 mm, milieu de la surface)**

Sur la Figure 130 et la Figure 131, nous avons représenté les valeurs moyennes et les écarts-types expérimentaux et numériques (avec et sans prise en compte de la $ZAT$) des profondeurs de pénétration et de la dimension de la $ZAT$ des différents cordons des surfaces en fonction de la puissance du laser, respectivement. Globalement, le modèle suit la tendance expérimentale, lorsque la puissance du laser augmente les profondeurs de pénétration et la $ZAT$ augmentent également. Les deux modèles (sans et avec prise en compte de la $ZAT$) surestiment les deux valeurs quelle que soit la puissance du laser. Le modèle avec prise en compte de la $ZAT$ montre une amélioration, notamment quand la puissance du laser augmente.

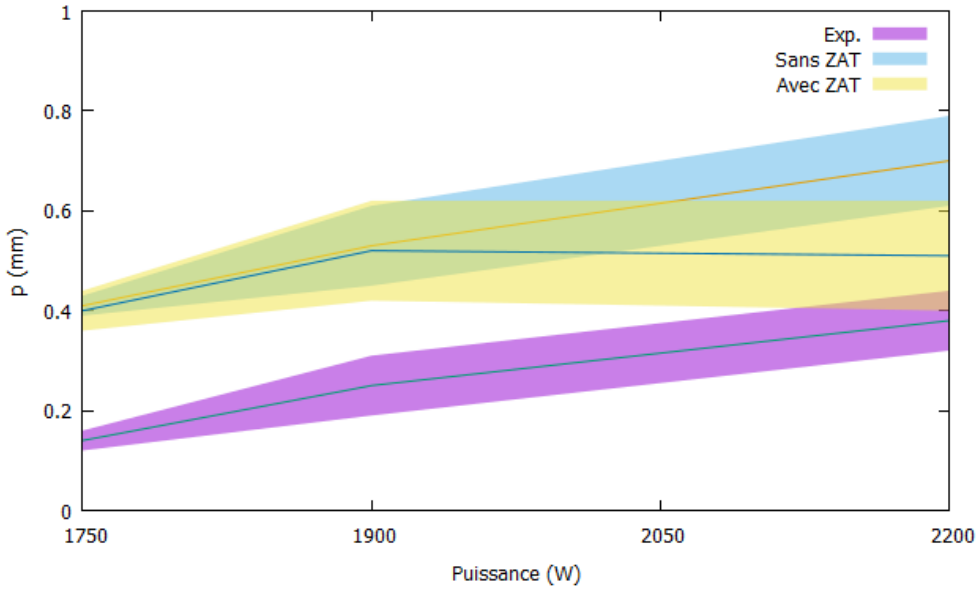



**Figure 130 - Évolution des valeurs expérimentales et numériques des profondeurs de pénétration des surfaces en fonction de la puissance du laser**

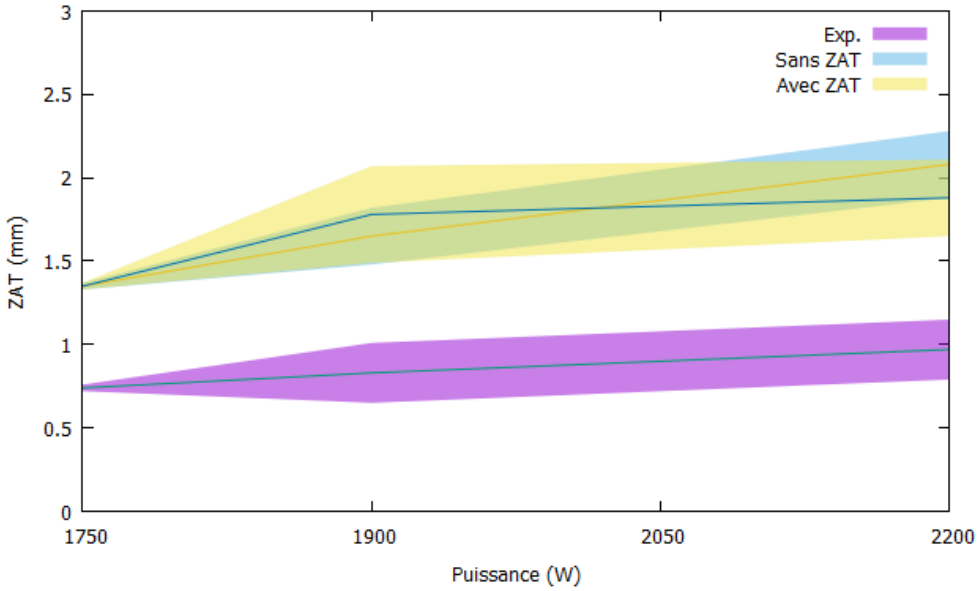



**Figure 131 - Évolution des valeurs expérimentales et numériques de la $ZAT$ des surfaces en fonction de la puissance du laser**

Plusieurs raisons peuvent être à l'origine de ces écarts. D'abord, la calibration de la source d'énergie a été réalisée sur un cordon seul, pour une puissance du laser donnée. Notre modèle ne tient donc pas compte de la juxtaposition des cordons qui existe dans les surfaces. En effet, nous voyons expérimentalement qu'il y a une différence importante entre les profondeurs de pénétration pour un cordon seul comparé aux cordons juxtaposés dans le cas des surfaces. Lorsque nous comparons le cordon à 1750W, la pénétration est de 0,206 mm, contre 0,140 mm en moyenne pour la surface à 1750W, ce qui explique en partie la

surestimation de notre modèle. Afin d'améliorer les modèles, nous pouvons identifier les paramètres de la source d'énergie sur la surface en prenant en compte tous les cordons de la surface. Un autre point concerne la géométrie des cordons qui est considérées comme rectangulaire et qui est en réalité arrondie.

## 5.4. Simulation d'un dépôt volumique

Pour la simulation d'un dépôt volumique, un dépôt de 20x20x8 $mm^3$ en AISI H13 est déposé sur substrat de 60x80x20 $mm^3$ en AISI H11. Nous avons utilisé le même type d'élément et la même stratégie de maillage que pour les cordons. Le maillage est constitué de 110736 éléments et 119549 nœuds. Le maillage utilisé est représenté sur la Figure 132.

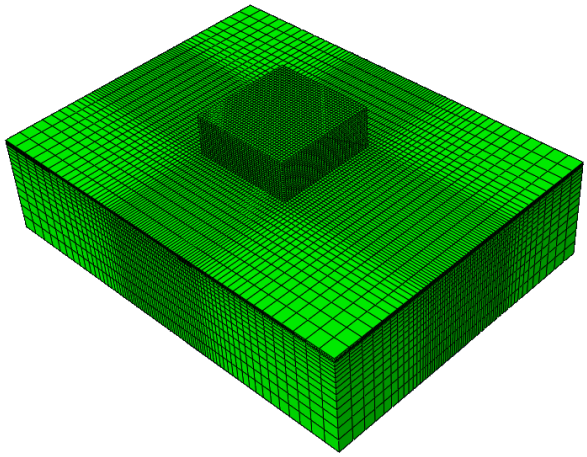


**Figure 132 - Maillage utilisé pour les volumes**

Afin de pouvoir comparer les deux stratégies d'impression utilisées, nous traçons les courbes d'évolution des températures au même point : celui situé au centre de la surface d'interface entre le dépôt et le substrat (Figure 133).

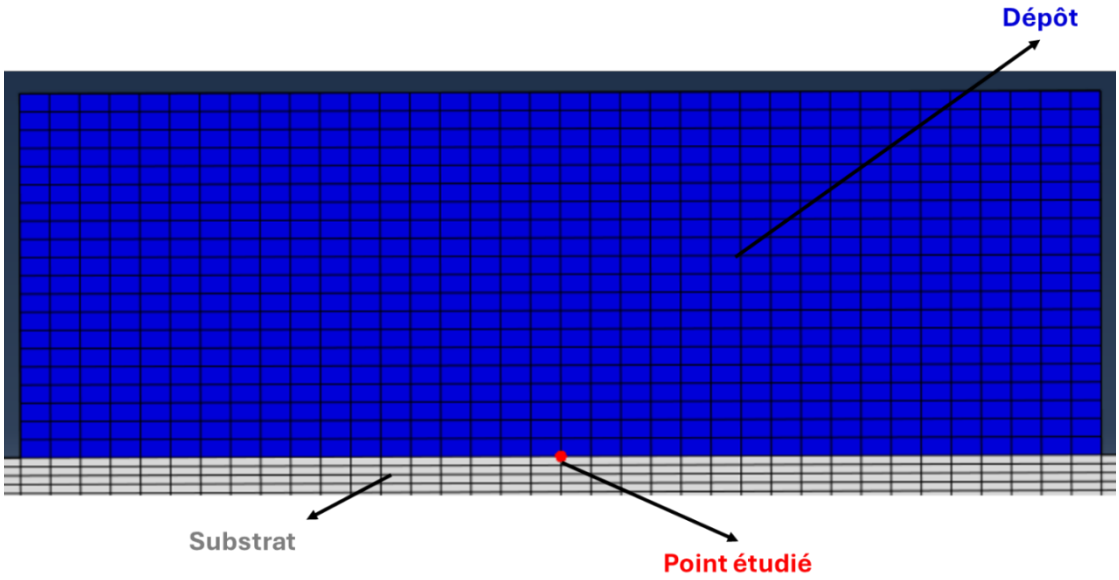



**Figure 133 - Localisation du point d'étude pour la comparaison de l'évolution des températures en fonction de la stratégie d'impression**

Les courbes de températures en fonction du temps se trouvent en Figure 134. Pour chaque courbe, nous observons des groupes d'oscillations (exemple entouré en rouge) correspondant au dépôt d'une couche. Chaque oscillation à l'intérieur de ces groupes correspond au dépôt d'un cordon. Le dépôt ZigZag est plus rapide que OneWay, mais comme c'est une stratégie d'impression continue, la pièce monte plus haut en température.

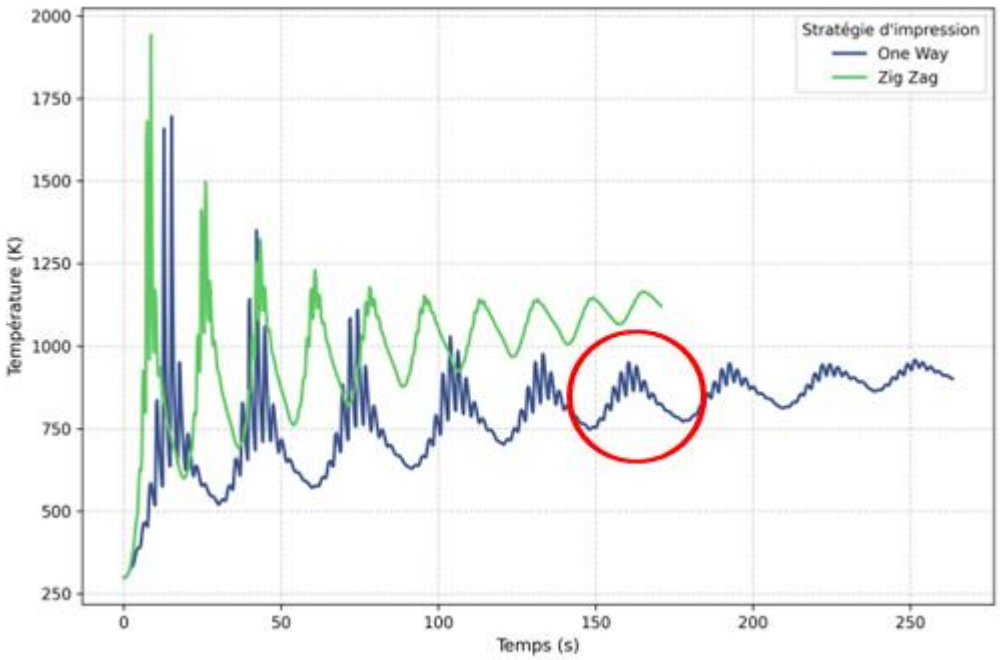



**Figure 134 - Courbes d'évolution des températures en fonction du temps pour les différentes stratégies d'impression**

# 6. Simulation des contraintes résiduelles dues au procédé DED

Afin de tester notre modèle, nous avons étudié plusieurs scenarios :

- L'impression de cordons à différentes températures de préchauffage,
- L'impression de surfaces avec différentes puissances du laser,
- Et l'impression de cubes avec différentes stratégies d'impression.

Afin de valider notre modèle, nous nous réfèrerons à trois critères de conformité :

- La déformation,
- Les contraintes équivalentes de Von Mises,
- Et les contraintes maximales principales.

Concernant l'acier AISI H13, la valeur de déformation maximale est estimée à 1,85% [160]. Concernant les valeurs de contraintes résiduelles, elles sont issues des nœuds et sont plus élevées que celle se trouvant au niveau des points d'intégrations au centre de l'élément, elles ne doivent pas dépasser 1800 MPa [160].

Pour chaque échantillon nous avons mesuré la déformation selon deux coupes : X et Y. Pour les contraintes résiduelles sur les cordons, nous les avons mesurées selon deux axes : un axe perpendiculaire au sens du dépôt situé dans le substrat à 1 mm de l'interface dépôt/substrat (Coupe horizontale) et un axe vertical situé au centre du dépôt (Coupe verticale). Pour les cubes, nous avons mesuré les contraintes résiduelles selon trois coupes : X et Y. La visualisation de ces coupes se trouve en Figure 135.

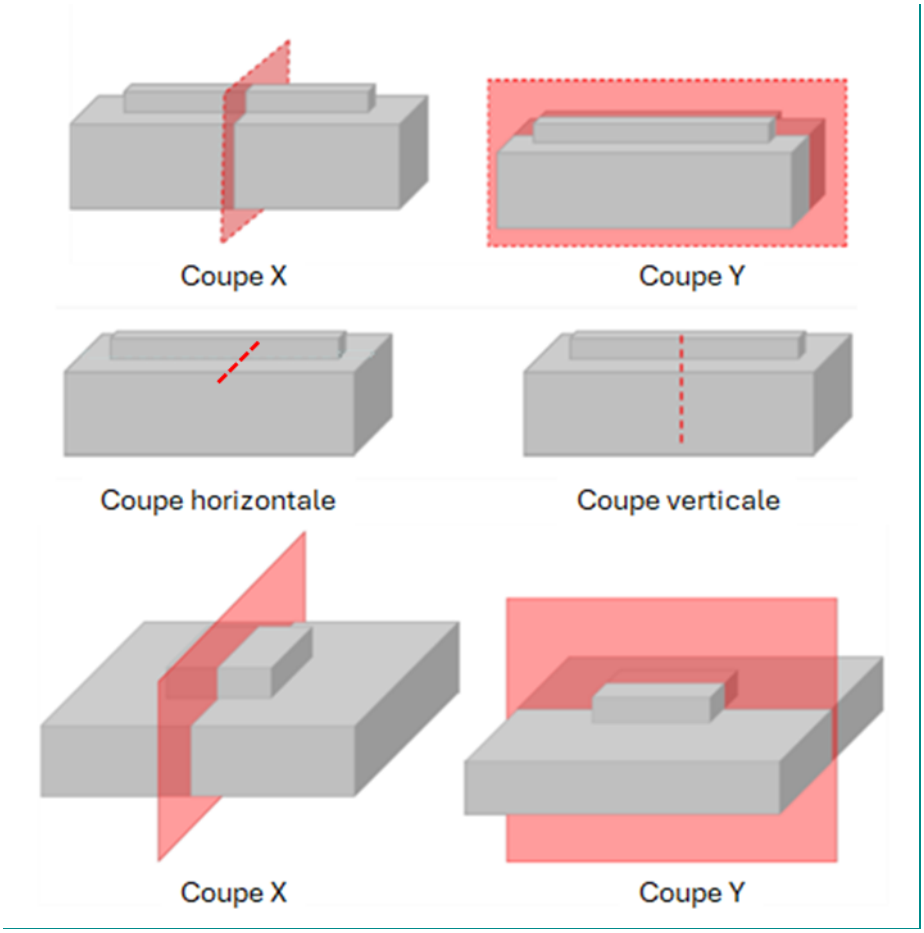



**Figure 135 - Visualisation des coupes**

## 6.1. Simulation des contraintes résiduelles dans les cordons en fonction de la température de préchauffage

Nous simulons le dépôt sur 1,9 seconde et ensuite nous simulons deux phases de refroidissement successives de 200 secondes et 5000 secondes, respectivement. Pour les incréments de temps de la simulation thermique, la phase de dépôt a un pas de temps de 0,09 seconde, la première phase de refroidissement a un pas de temps de 0,5 seconde et la deuxième phase de refroidissement a un pas de temps de 10 secondes.

Sur la Figure 136, nous observons que lorsque l'on préchauffe, on diminue fortement la déformation résiduelle, passant de 3,7% (299 K) à 2,3% (673 K). Cependant, même si préchauffer permet de réduire les déformations résiduelles, à 673K il y a une génération de contraintes résiduelles dans le reste du substrat.

La tendance est similaire pour les contraintes résiduelles sur la coupe horizontale (Figure 137). Pour la coupe verticale, la contrainte évolue en fonction de la distance à

l'interface dépôt/substrat. Dans le dépôt et jusqu'à 2 mm dans le substrat, les contraintes sont des contraintes de traction. À 2 mm de profondeur dans le substrat, elles se transforment en contraintes de compression, et la tendance s'inverse, l'échantillon préchauffé à 673 K présente des contraintes plus élevées. Les contraintes longitudinales redeviennent des contraintes de traction proche de la partie inférieure du substrat, car nous avons appliqué une condition d'encastrement sur cette surface [175].

La littérature s'accorde à dire que le préchauffage est un moyen efficace pour diminuer les contraintes résiduelles [42], [120], [150].

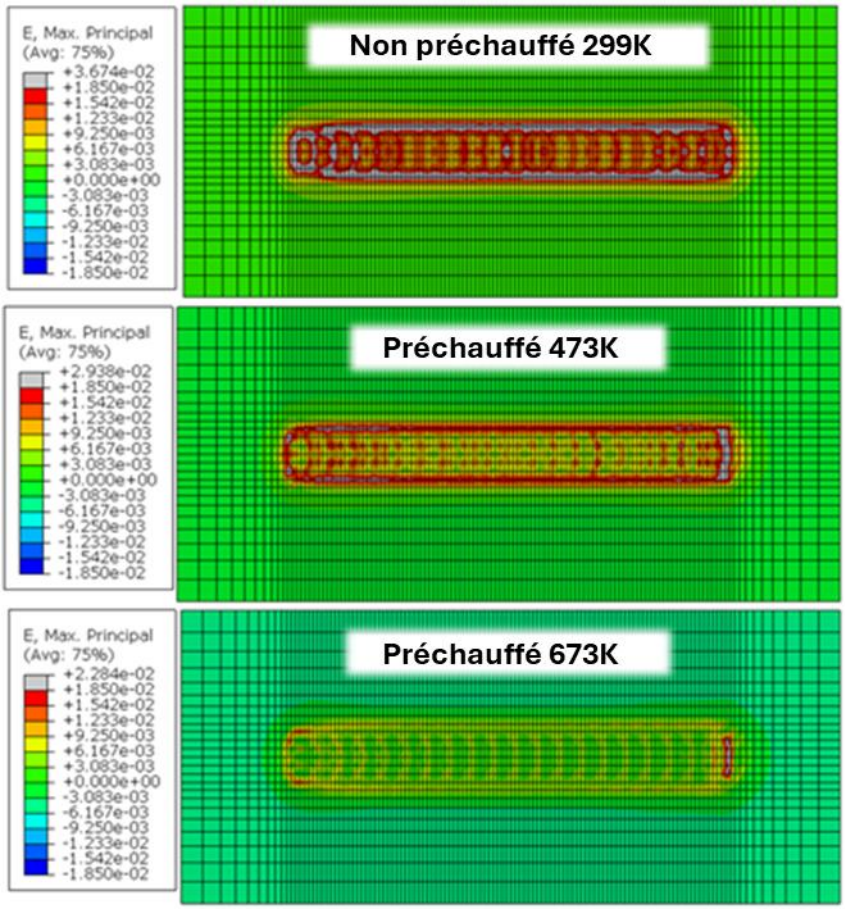



**Figure 136 – Déformation résiduelle sur les cordons en fonction de la température de préchauffage**

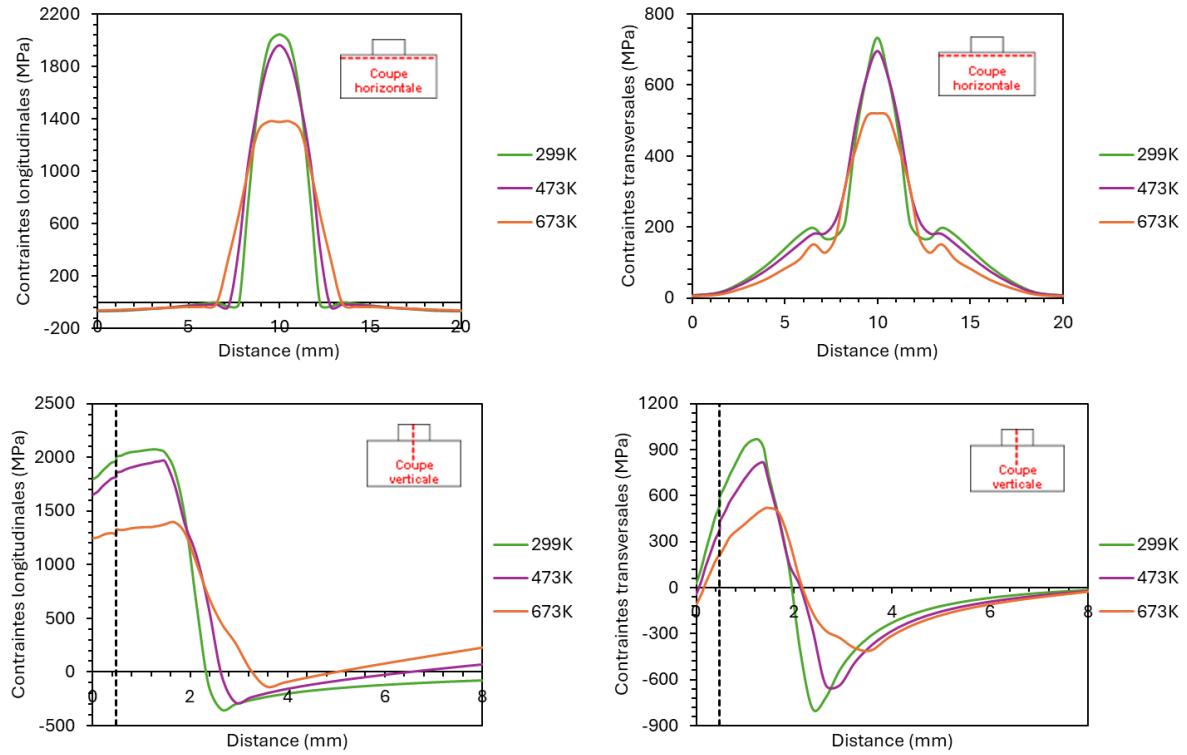



**Figure 137 – Contraintes résiduelles sur les cordons en fonction de la température de préchauffage**

Pour conclure sur le préchauffage, il permet de réduire les déformations résiduelles ainsi que les contraintes résiduelles dans le dépôt et à l'interface entre le dépôt et le substrat, mais trop chauffer peut générer des contraintes résiduelles dans le substrat, il suffit donc de trouver la température seuil qui permet d'atteindre un compromis. Mécaniquement, les contraintes de compression sont plus acceptables que les contraintes de traction car elles conduisent à une meilleure résistance à la fatigue [176].

## 6.2. Simulation des contraintes résiduelles dans les surfaces en fonction de la puissance du laser

Pour chaque puissance du laser, on observe qu'entre chaque cordon, sur toute la longueur du dépôt, on dépasse la déformation maximale de l'AISI H13. Ceci est en adéquation avec nos résultats expérimentaux pour les puissances de 1750 W et 1900 W, mais nous n'observions pas ceci pour 2200 W.

Le premier cordon déposé est celui du bas sur la Figure 138 et on voit que plus on dépose de cordons, mois les contraintes résiduelles sont importantes. Ceci est surement dû au gradient thermique, plus on dépose et plus le substrat chauffe donc le gradient thermique se réduit et les contraintes résiduelles ainsi que les déformations sont moins élevées.

Pour les contraintes résiduelles (Figure 139), ce sont des contraintes de compression à l'extérieur du dépôt et des contraintes de traction à l'intérieur du dépôt. Nous pouvons également observer l'oscillation de la courbe, correspondant au dépôt d'un nouveau cordon. Lorsque la puissance du laser est plus élevée, les contraintes résiduelles augmentent également, car le gradient thermique est plus élevé. Lorsque la puissance du laser augmente, la valeur maximale des contraintes transversales de traction augmente. Svetlizky et al. [42] ont montré que l'augmentation de la puissance du laser permet d'augmenter la vitesse de production au détriment de la qualité de la pièce. Dans le dépôt, les contraintes résiduelles sont des contraintes de tractions, jusqu'à environ 3 mm dans le substrat, elles augmentent par la suite mais restent des contraintes de compression.

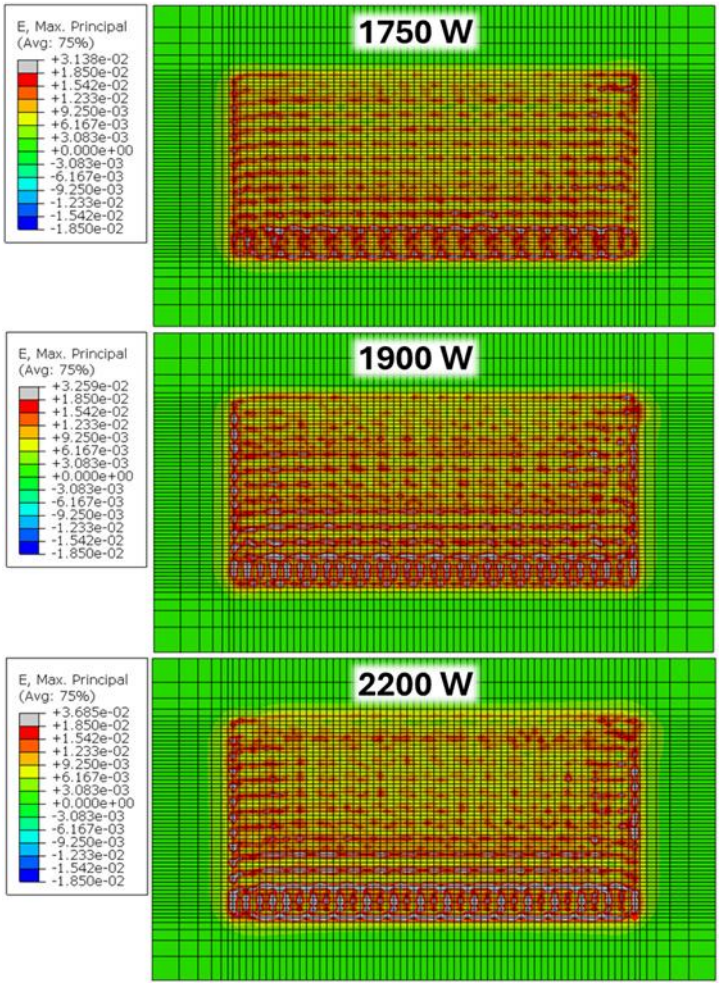



**Figure 138 - Déformation résiduelle sur les surfaces en fonction de la puissance du laser**

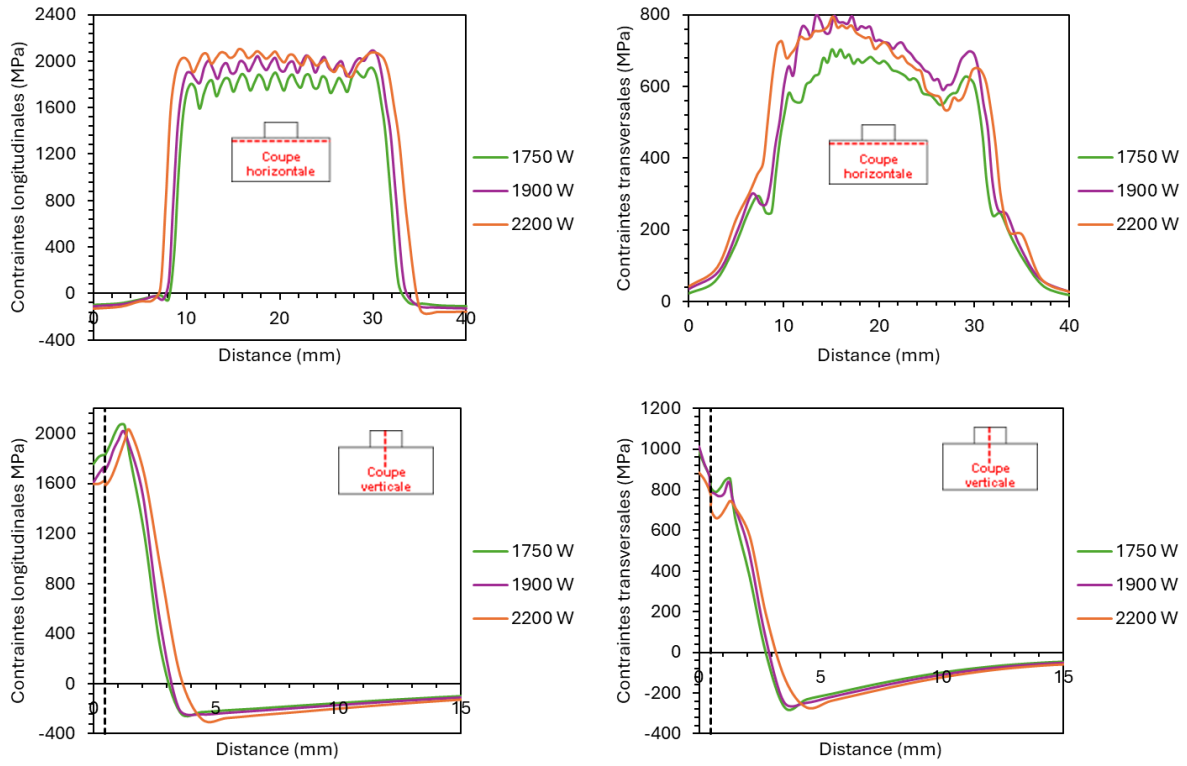



**Figure 139 - Contraintes résiduelles sur les surfaces en fonction de la puissance du laser**

Pour conclure sur les surfaces, il y a un gradient thermique très fort qui se crée au dépôt du premier cordon et qui se réduit lorsque l'on dépose des cordons additionnels, diminuant la valeur des contraintes résiduelles. De la même manière, l'augmentation de la puissance du laser augmente le gradient thermique, augmentant donc la valeur des contraintes résiduelles.

## 6.3. Simulation des contraintes résiduelles dans les volumes en fonction de la stratégie d'impression

Expérimentalement pour des cubes One Way à 2200 W, nous observions des fissures entre chaque cordon et entre chaque couche. Ceci se rapproche de ce que nous avons observé pour les surfaces à 2200 W.

On observe sur la Figure 140 que, numériquement, la stratégie One Way est meilleure que la stratégie Zig Zag car elle mène à une répartition plus éparse des contraintes résiduelles, et la valeur maximale est moins élevée. Ceci va à l'encontre de ce que nous avons observé expérimentalement. Svetlizky et al. [42] évoquent la nécessité d'optimiser la stratégie

d'impression pour diminuer les contraintes résiduelles. En effet, la stratégie d'impression contrôle l'historique thermique de la pièce ainsi que l'orientation du gradient thermique.

La Figure 141 montre que les deux stratégies génèrent des contraintes de traction très élevées dans le dépôt. Dans le substrat, la stratégie Zig Zag génère des contraintes de traction, alors que la stratégie One Way génère des contraintes de compression, qui redeviennent des contraintes de traction lorsque l'on se rapproche de la surface encastrée du substrat.

Pour diminuer les contraintes résiduelles au sein d'une pièce imprimée, la première approche est d'optimiser les paramètres du procédé. Vyatskikh et al. [176] se questionnent sur la pertinence de cette méthode, qui ne permet pas entièrement d'éliminer les contraintes résiduelles, ni de transformer les contraintes de traction en contraintes de compression.

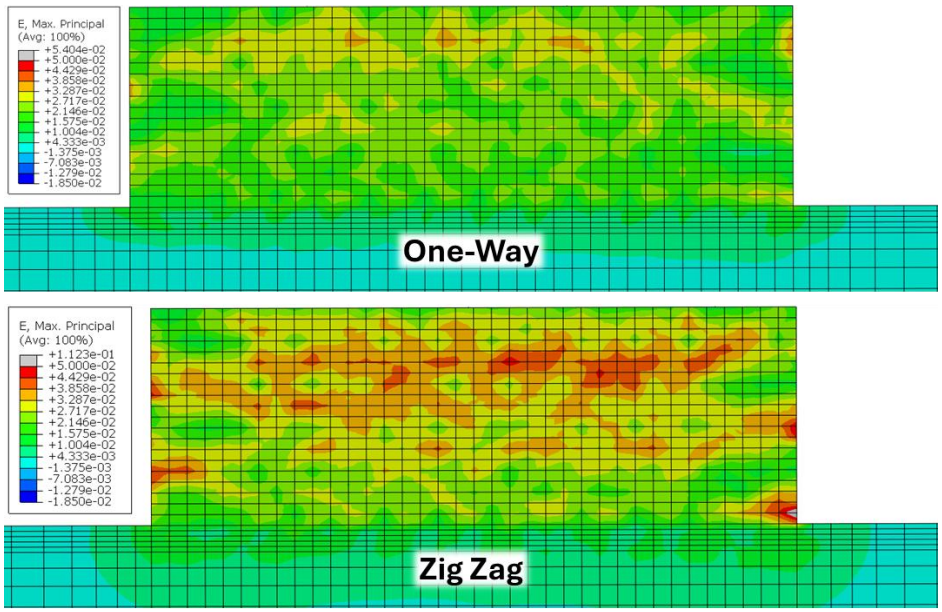



**Figure 140 - Déformation résiduelle sur les cubes en fonction de la stratégie d'impression**

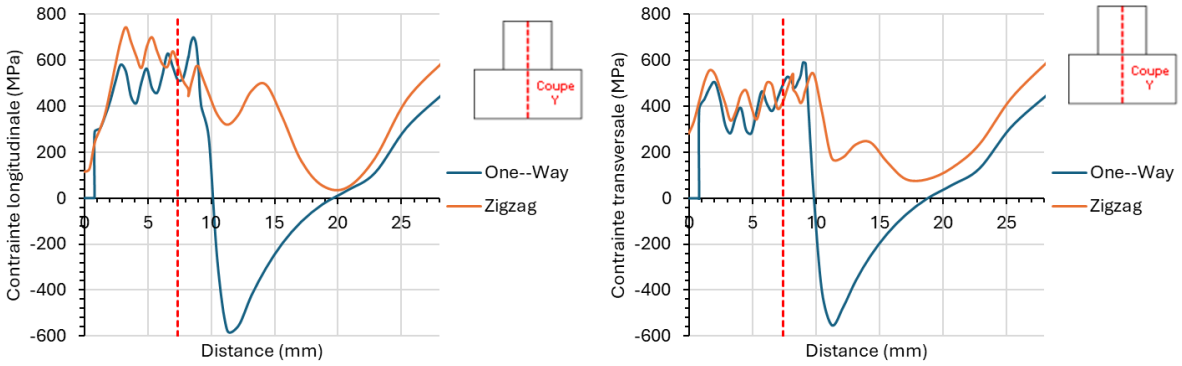



**Figure 141 - Contraintes résiduelles sur les cubes en fonction de la stratégie d'impression**

Nos résultats expérimentaux diffèrent de nos résultats numériques. Pour autant, nos résultats numériques obtenus pour les cubes et les surfaces sont en adéquation. La maîtrise de la stratégie d'impression permet d'orienter le gradient thermique au mieux pour diminuer les contraintes résiduelles. La stratégie One Way génère des contraintes de compression dans le substrat, et serait donc une stratégie à privilégier dans le cadre d'une pièce sollicitée en fatigue.

# 7. Conclusion sur la modélisation thermomécanique du procédé DED

La simulation numérique est un outil efficace pour prévoir la répartition des contraintes résiduelles au sein d'une pièce imprimée en DED. Dans notre étude, nous avons choisi de développer un modèle thermomécanique par éléments finis, prenant en compte les déformations thermiques, élastiques et plastiques.

Notre modèle thermique prend en compte la conduction de la chaleur au sein du dépôt, la convection et la radiation de la chaleur du dépôt vers l'extérieur et la conduction de la chaleur du dépôt vers le substrat. Nous avons choisi la source d'énergie de Goldak pour notre modèle, due à son utilisation régulière dans la littérature dans la modélisation du DED. Pour calibrer la source d'énergie, nous avons utilisé une méthode d'identification inverse couplant les logiciels Abaqus et Isight. Là où la plupart des auteurs utilisent des courbes expérimentales issues de thermocouples placés dans le substrat lors de l'impression des échantillons, nous nous utilisons des mesures expérimentales sur les échantillons, représentant les mesures du bain de fusion : la pénétration du dépôt dans le substrat et la Zone Affectée Thermiquement. Nous savons que les températures atteintes en ces points sont la température de fusion de notre matériau, et la température de complétion de la transformation de la ferrite à l'austénite (AC3), respectivement. Nous calibrons donc notre modèle grâce à un algorithme génétique qui, à l'aide de deux fonctions objectif, va minimiser l'écart entre la température du point de pénétration du dépôt dans le substrat et la température de fusion, puis la température du point de $ZAT$ et la température AC3. Ceci donnera naissance à un front de Pareto, sur lequel se situe l'optimum : la combinaison des paramètres de la source d'énergie optimaux.

Notre modèle mécanique prend en compte la déformation thermique, élastique et plastique. Comme données de sortie de notre modèle nous récupérons les déformations, les contraintes équivalentes de Von Mises et les contraintes maximales principales. Nous avons choisi d'étudier l'impact du préchauffage, de la puissance du laser et de la stratégie d'impression sur la répartition et la valeur des contraintes résiduelles. Lorsque l'on préchauffe, les contraintes résiduelles et la déformation au sein du dépôt diminuent. Concernant les surfaces, on voit que plus on dépose de cordons, moins il y a de déformation

et de contraintes résiduelles, car le substrat est préchauffé et le gradient thermique diminue. Plus la puissance du laser augmente, plus il y a de contraintes résiduelles, car le gradient thermique est plus important. Ensuite, nous avons étudié l'impact de la stratégie de rechargement et nous observons que la stratégie Zig Zag génère le plus de contraintes résiduelles dans notre modèle, ce qui n'est pas ce que nous observons expérimentalement. Finalement, une des observations les plus importantes de notre modèle est le type de contraintes résiduelles : elles sont majoritairement des contraintes de traction dans le dépôt et des contraintes de compression lorsqu'on pénètre dans le substrat, jusqu'à atteindre la surface encastrée du substrat, où elles redeviennent des contraintes de traction.

Les simulations des cordons, des surfaces et des volumes ont permis de montrer que notre modèle reproduit les tendances expérimentales, même s'il surestime la température. Comme évoqué précédemment, une des raisons principales de cette surestimation est la simplification de la géométrie du dépôt.

# CONCLUSION

Cette thèse CIFRE, en partenariat avec Platinium 3D et l'URCA, avait pour but d'optimiser le procédé de dépôt de matière sous énergie concentrée, en passant par un premier volet expérimental, puis un deuxième volet numérique.

Premièrement, une étude bibliographique a été conduite. Le premier point abordé concerne les outillages : leurs matériaux, leurs modes d'usures et les moyens de fonctionnalisation de surfaces permettant de réaliser leur maintenance de manière curative ou préventive, dans un contexte de transition écologique et une optique de réduction des coûts. Ensuite, nous avons abordé les procédés innovants et notamment la pertinence de la Fabrication Additive Métallique pour fonctionnaliser les surfaces des outillages. Parmi les procédés de Fabrication Additive Métallique, le procédé de dépôt de matière sous énergie concentrée semble être le plus adapté à la réparation d'outillages. Enfin, la dernière partie de notre étude bibliographique concernait l'optimisation du procédé DED. Ceci revenait à devoir :

- Identifier les défauts (morphologiques, microstructuraux et géométriques) générés par le procédé et en comprendre comment les atténuer en ajustant les paramètres de fabrication,
- Identifier les différentes manières d'optimiser ce procédé expérimentalement, en déterminant quelles géométries d'échantillons réaliser et quelles caractérisations employer,
- Et identifier les modèles numériques permettant d'étudier le procédé aux échelles microscopique, mésoscopique et macroscopique.

Du point de vue expérimental, nous avons étudié deux couples matériaux. Premièrement un couple d'aciers à outils similaires, avec un dépôt d'AISI H13 déposé sur un substrat d'AISI H11. Ensuite, pour répondre au besoin industriel, nous avons étudié deux matériaux ayant une composition chimique différente, avec un dépôt de CuSnNi2.35 (Bronze) sur un substrat d'AISI H11. Nous avons fait varier la puissance du laser, la vitesse d'avance du laser, le débit de matière, la stratégie d'impression et la température de préchauffage du substrat. Nous avons imprimé des cordons, des surfaces et des volumes. Nous avons coupé,

enrobé et poli les échantillons afin d'étudier les micrographies. Nous avons mesuré la hauteur de cordon, la largeur de cordon, la profondeur de pénétration du dépôt dans le substrat et la $ZAT$. Nous avons effectué un ressuage sur les surfaces afin de mettre en évidence les fissures débouchantes. Enfin, nous avons réalisé des micrographies et une tomographie sur les volumes pour analyser les défauts. Le Tableau 46 récapitule l'ensemble des expériences que nous avons menées. Le chapitre expérimental a permis d'identifier les relations clés entre les paramètres du procédé et la géométrie des dépôts (Tableau 47). De plus, l'ensemble des données collectées ont permis d'établir la base de données servant à la calibration des modèles thermomécaniques par éléments finis.

**Tableau 46 – Expériences menées dans nos travaux de recherche**

| Géométries | Paramètres variés | Caractérisations | Moyens de caractérisation |
|---|---|---|---|
| Cordons | Puissance du laser, Vitesse d'avance du laser, Débit de matière | Hauteur de cordon, Largeur de cordon, Pénétration du dépôt dans le substrat, ZAT | Microscope numérique |
| Surfaces | Puissance du laser | Hauteur de cordon, Pénétration du dépôt dans le substrat, ZAT, Fissuration | Microscope numérique, Ressuage |
| Volumes | Stratégie d'impression, Préchauffage | Fissuration | Microscope numérique, Tomographie par rayons X |

**Tableau 47 - Influence des paramètres du procédé sur les caractéristiques des dépôts**

| | | Lorsque … augmente | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | | *Puissance du laser* | *Vitesse d'avance du laser* | *Débit de matière* | *Masse par Unité de Distance* | *Apport de Chaleur Linéique* | *Apport de Chaleur Massique* |
| **Alors …** | *Hauteur* | + | - | + | + | + | / |
| | *Largeur* | + | - | / | + | + | + |
| | *Pénétration* | + | - | - | - | + | + |
| | *ZAT* | + | - | | - | + | + |
| | *Porosité au pied des cordons* | - | | | | | |

Dans le chapitre numérique, nous nous sommes consacrés au développement et à la calibration d'un modèle thermomécanique par éléments finis. L'objectif de notre modèle est de représenter l'évolution des champs de température, des déformations et des contraintes résiduelles. Contrairement à ce qui est fait d'ordinaire dans la littérature, nous avons choisi de ne pas utiliser de thermocouples placés dans le substrat, mais à la place, de se servir des dimensions du cordon pour calibrer la taille du bain de fusion. Nous avons utilisé une source d'énergie équivalente de Goldak, et avons appliqué un algorithme génétique multi-objectif NGSA-II afin de calibrer les 4 paramètres de la source d'énergie. Deux fonction objectifs ont été utilisées, la première consiste à réduire l'écart entre la température au point de pénétration du dépôt dans le substrat et la température de fusion du matériau, et la deuxième consiste à réduire l'écart entre la température au point de $ZAT$ et la température AC3 du matériau. Ainsi, nous avons obtenu un modèle fiable, qui surestime tout de même légèrement la température dans notre système. Cette différence s'explique par d'autres hypothèses simplificatrices que nous avons émises. Nous avons simulé le dépôt de cordons, de surfaces et de volumes, en étudiant l'impact de la puissance du laser, de la température de préchauffage du substrat et de la stratégie d'impression. Le Tableau 48 récapitule l'ensemble des simulations que nous avons menées. En préchauffant le substrat, nous diminuons le

gradient thermique, ce qui diminue également les contraintes résiduelles, mais il existe un seuil pour lequel on va également venir créer des contraintes résiduelles au sein du substrat. De la même manière, en augmentant la puissance du laser on vient augmenter le gradient thermique et donc, augmenter les contraintes résiduelles. Ceci est vrai pour les premiers cordons déposés, car plus on les juxtapose, plus le substrat va monter en température et donc réduire le gradient thermique. Finalement, la répartition et la quantité de contraintes résiduelles dépend fortement de la stratégie d'impression utilisée. Une stratégie continue, comme celle en ZigZag va générer plus de chaleur que la stratégie en OneWay, et aussi plus de contraintes résiduelles. Ceci va à l'encontre de nos résultats expérimentaux, pour lesquels la paramètrie en ZigZag ne présentait pas de fissures significatives. Aussi, nous avons pu observer deux types de contraintes résiduelles : des contraintes de traction au sein du dépôt, évoluant vers des contraintes de compression lorsque l'on s'en éloigne.

**Tableau 48 – Simulations menées dans nos travaux de recherche**

| Géométries | Paramètres variés | Valeurs |
|---|---|---|
| Cordons | Température de préchauffage (K) | 299, 473, 673 |
| Surfaces | Puissance du laser (W) | 1750, 1900, 2200 |
| Volumes | Stratégie d'impression | ZigZag, OneWay |

Ce que ces travaux de thèse ont montré est que le contrôle du gradient thermique est crucial dans l'optimisation du procédé DED. Quatre grands axes existent pour diminuer le gradient thermique :

- Diminuer la puissance du laser,
- Préchauffer le substrat,
- Choisir la stratégie d'impression,
- Contrôler le refroidissement du système.

Dans nos travaux de recherche, nous avons développés 3 de ces axes. Le quatrième pourrait être étudié par la simulation lors de travaux ultérieurs.

Tout au long du manuscrit, nous avons évoqué le besoin de développer un modèle numérique pour réaliser une optimisation paramétrique numériquement, permettant d'économiser du temps Homme, du temps machine et de la matière première. Avant de venir étudier les contraintes résiduelles, ce qui génère des temps de calculs extrêmement importants, nous définissons la dilution comme critère de la conformité d'un cordon. Ces essais ont été mis en œuvre mais n'ont pas été concluants. Au vu de la quantité de calculs nécessaires, il était obligatoire de venir automatiser ce processus. La vraie problématique étant donc de venir automatiser la génération de la géométrie de cordon et le placement des points d'études pour calculer la pénétration du dépôt dans le substrat. Dans les temps impartis, ceci n'était pas réalisable.

Bien évidemment, d'autre suites logiques de nos travaux de recherche existent :

- Réaliser des caractérisations tribologiques de nos échantillons, ainsi que caractériser expérimentalement les contraintes résiduelles,
- Développer des modèles pour d'autres couples de matériaux dépôt/substrat,
- Calibrer systématiquement la source d'énergie avec différentes puissances du laser, vitesses d'avance du laser et débits de matière,
- Intégrer des systèmes de contrôle pendant l'impression permettant d'interagir avec un modèle numérique qui viendra à son tour ajuster les paramètres de fabrication en temps réel,
- Développer des modèles combinant l'échelle microscopique et mésoscopique afin de déterminer la géométrie avant de déterminer les champs de température puis les contraintes résiduelles,
- Etc.

Pour conclure, cette thèse a permis de comprendre les défauts générés par le procédé DED et d'ajuster les paramètres et conditions de fabrication pour les atténuer. Ceci, combiné à la simulation numérique thermomécanique par éléments finis, a permis d'optimiser le procédé. Ces travaux de recherche ont posé les bases nécessaires au développement d'un outil numérique prédictif, permettant de simuler les champs de températures, ainsi que les

déformations et les contraintes résiduelles. Majoritairement, les perspectives concernent l'automatisation de la simulation et l'élargissement de notre modèles à d'autres couples de matériaux dépôt/substrat.

# BIBLIOGRAPHIE


[1] « Reach : Substitution des procédés de traitements de surface contenant des composés du Chrome VI ». Consulté le: 5 décembre 2022. [En ligne]. Disponible sur: https://www.cetim.fr/mecatheque/Resultats-d-actions-collectives/Reach-Substitution-des-procedes-de-traitements-de-surface-contenant-des-composes-du-Chrome-VI

[2] « Industrie manufacturière : Définition simple et facile du dictionnaire ». Consulté le: 22 avril 2025. [En ligne]. Disponible sur: https://www.linternaute.fr/dictionnaire/fr/definition/industrie-manufacturiere/

[3] « Valeur ajoutée de l'industrie manufacturière dans l'Union européenne | Insee ». Consulté le: 22 avril 2025. [En ligne]. Disponible sur: https://www.insee.fr/fr/statistiques/2045089#figure1_radio1

[4] M. Ghobakhloo, « The future of manufacturing industry: a strategic roadmap toward Industry 4.0 », *Journal of Manufacturing Technology Management*, vol. 29, nº 6, p. 910-936, juill. 2018, doi: 10.1108/JMTM-02-2018-0057.

[5] D. Dev Singh, S. Arjula, et A. Raji Reddy, « Functionally Graded Materials Manufactured by Direct Energy Deposition: A review », *Mater. Today Proc.*, vol. 47, p. 2450-2456, 2021, doi: 10.1016/J.MATPR.2021.04.536.

[6] Metal Interface, « Poinçonnage : définition, avantages et inconvénients | Metal Interface ». Consulté le: 25 novembre 2022. [En ligne]. Disponible sur: https://www.metal-interface.com/poinconnage-definition-avantages-et-inconvenients

[7] S. S. M. Babu, S. Berry, M. Ward, et M. Krzyzanowski, « Numerical investigation of key stamping process parameters influencing tool life and wear », *Procedia Manuf.*, vol. 15, p. 427-435, 2018, doi: 10.1016/J.PROMFG.2018.07.239.

[8] K. G. Budinski, « Tool wear in cutting plastic - abrasion or erosion? », *Wear*, vol. 233-235, p. 362-371, déc. 1999, doi: 10.1016/S0043-1648(99)00245-8.

[9] E. H. Smith, *Mechanical Engineer's Reference Book - 12th Edition*. 1994.

[10] V. Brøtan, O. Å. Berg, et K. Sørby, « Additive Manufacturing for Enhanced Performance of Molds », *Procedia CIRP*, vol. 54, p. 186-190, janv. 2016, doi: 10.1016/J.PROCIR.2016.05.074.

[11] J. M. Paiva *et al.*, « Tribological and wear performance of nanocomposite PVD hard coatings deposited on aluminum die casting tool », *Materials*, vol. 11, nº 3, févr. 2018, doi: 10.3390/ma11030358.

[12] V. Nunes, F. J. G. Silva, M. F. Andrade, R. Alexandre, et A. P. M. Baptista, « Increasing the lifespan of high-pressure die cast molds subjected to severe wear », *Surf. Coat. Technol.*, vol. 332, p. 319-331, déc. 2017, doi: 10.1016/J.SURFCOAT.2017.05.098.

[13] Q. Laurent, « Rhéologie d'un alliage coulé d'aluminium pour l'optimisation du procédé de forge d'une suspension automobile », 2019.

[14] O. Barrau, « Étude du frottement et de l'usure d'acier à outils de travail à chaud », 2004. Consulté le: 25 novembre 2022. [En ligne]. Disponible sur: http://www.theses.fr/2004INPT053H

[15] K. Lange, L. Cser, M. Geiger, et J. A. G. Kals, « Tool Life and Tool Quality in Bulk Metal Forming », 1992.

[16] S. Babu, « A material based approach to creating wear resistant surfaces for hot forging », 2004.

[17] Z. Gronostajski *et al.*, « Selected effective methods of increasing the durability of forging tools in hot forging processes », *Procedia Manuf.*, vol. 27, p. 124-129, janv. 2019, doi: 10.1016/J.PROMFG.2018.12.054.

[18] R. A. Mesquita, « Tool Steels, Properties and Performance », 2017.

[19] R. Arabi Jeshvaghani, M. Shamanian, et M. Jaberzadeh, « Enhancement of wear resistance of ductile iron surface alloyed by stellite 6 », *Mater. Des.*, vol. 32, nº 4, p. 2028-2033, avr. 2011, doi: 10.1016/J.MATDES.2010.11.060.

[20] N. Bouzeghaia, « Cours Traitements de surfaces ».

[21] R. (19. .-. . . . ; ingénieur). Lévêque, *Traitements et revêtements de surface des métaux*. 2022.

[22] M. V. Diamanti, B. Del Curto, V. Masconale, C. Passaro, et M. P. Pedeferri, « Anodic coloring of titanium and its alloy for jewels production », *Color Res. Appl.*, vol. 37, nº 5, p. 384-390, oct. 2012, doi: 10.1002/col.20683.

[23] W. Theisen, « HIP cladding of tools », 2002.

[24] E. Capello, D. Colombo, et B. Previtali, « Repairing of sintered tools using laser cladding by wire », *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 164-165, p. 990-1000, mai 2005, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2005.02.075.

[25] R. N. Ibrahim, M. A. Rahmat, R. H. Oskouei, et R. K. Singh Raman, « Monolayer TiAlN and multilayer TiAlN/CrN PVD coatings as surface modifiers to mitigate fretting fatigue of AISI P20 steel », *Eng. Fract. Mech.*, vol. 137, p. 64-78, mars 2015, doi: 10.1016/j.engfracmech.2015.01.009.

[26] U. Lüders, « Introduction aux couches minces ».

[27] S. M. Azimi, D. Britz, M. Engstler, M. Fritz, et F. Mücklich, « Advanced steel microstructural classification by deep learning methods », *Sci. Rep.*, vol. 8, nº 1, déc. 2018, doi: 10.1038/s41598-018-20037-5.

[28] C. Højerslev, « Tool steels », 2001.

[29] S. DERMARKAR, « Matériaux composites à matrice métallique », *Étude et propriétés des métaux*, juill. 1990, doi: 10.51257/A-V1-M250.

[30] A. Macke et B. Schultz Pradeep Rohatgi, « Metal Matrix Composites », 2012.

[31] N. I. S. Hussein, R. Kamarul, et M. N. Ayof, « Preliminary study of on cladding process on gray cast iron substrate », 2013. [En ligne]. Disponible sur: http://www.ijret.org

[32] M. R. Karimi, S. H. Wang, et J. Jelovica, « Taguchi-based experimental investigation into weld cladding of Ni-WC MMC overlays by CMT process », *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 122, nº 5-6, p. 2433-2461, sept. 2022, doi: 10.1007/S00170-022-09816-7/TABLES/17.

[33] C. Ma *et al.*, « Microstructure evolution and high-temperature oxidation behaviour of selective laser melted TiC/TiAl composites », *Surf. Coat. Technol.*, vol. 375, p. 534-543, oct. 2019, doi: 10.1016/J.SURFCOAT.2019.07.059.

[34] N. Oxman, S. Keating, et E. Tsai, « Functionally graded rapid prototyping », in *Innovative Developments in Virtual and Physical Prototyping - Proceedings of the 5th International Conference on Advanced Research and Rapid Prototyping*, 2012, p. 483-489. doi: 10.1201/b11341-78.

[35] G. H. Loh, E. Pei, D. Harrison, et M. D. Monzón, « An overview of functionally graded additive manufacturing », *Addit. Manuf.*, vol. 23, p. 34-44, oct. 2018, doi: 10.1016/J.ADDMA.2018.06.023.

[36] R. M. Mahamood et E. T. Akinlabi, « Types of Functionally Graded Materials and Their Areas of Application », *Topics in Mining, Metallurgy and Materials Engineering*, p. 9-21, 2017, doi: 10.1007/978-3-319-53756-6_2/FIGURES/4.

[37] P. Agrégé et F. Segonds, « Fabrication additive Principes généraux par Floriane LAVERNE », 2016.

[38] ISO/ASTM, « ISO - ISO/ASTM TR 52912:2020 - Fabrication additive — Conception — Fabrication additive à gradient fonctionnel ». Consulté le: 14 septembre 2022. [En ligne]. Disponible sur: https://www.iso.org/fr/standard/71905.html

[39] Hubs.com, « What is 3D printing? » Consulté le: 30 novembre 2022. [En ligne]. Disponible sur: https://images.ctfassets.net/q2hzfkp3j57e/30pMws7DvNzIpSWgvKHAId/6c03a70d718af43cc24ce0101049c605/002-005-Additive-Manufacturing-Technologies-Poster_DEF_Thumbnail__2_.jpg

[40] B. Li, R. Zhang, A. Malik, et W. Li, « Machinability of partition milling stainless steel/Inconel functionally gradient material printed with directed energy deposition », *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 122, nº 7-8, p. 3009-3022, oct. 2022, doi: 10.1007/s00170-022-10111-8.

[41] M. Lalegani Dezaki *et al.*, « A review on additive/subtractive hybrid manufacturing of directed energy deposition (DED) process », *Advanced Powder Materials*, vol. 1, nº 4, p. 100054, oct. 2022, doi: 10.1016/j.apmate.2022.100054.

[42] D. Svetlizky *et al.*, « Directed energy deposition (DED) additive manufacturing: Physical characteristics, defects, challenges and applications », *Materials Today*, vol. 49, p. 271-295, oct. 2021, doi: 10.1016/J.MATTOD.2021.03.020.

[43] S. Morville, « Modélisation multiphysique du procédé de Fabrication Rapide par Projection Laser en vue d'améliorer l'état de surface final », 2013.

[44] M. Liu, A. Kumar, S. Bukkapatnam, et M. Kuttolamadom, « A Review of the Anomalies in Directed Energy Deposition (DED) Processes & Potential Solutions - Part Quality & Defects », *Procedia Manuf.*, vol. 53, p. 507-518, janv. 2021, doi: 10.1016/J.PROMFG.2021.06.093.

[45] M. Miedzinski, « Materials for Additive Manufacturing by Direct Energy Deposition », 2017.

[46] S. Tammas-Williams et I. Todd, « Design for additive manufacturing with site-specific properties in metals and alloys », *Scr. Mater.*, vol. 135, p. 105-110, juill. 2017, doi: 10.1016/J.SCRIPTAMAT.2016.10.030.

[47] N. Yang *et al.*, « Process-Structure-Property Relationships for 316L Stainless Steel Fabricated by Additive Manufacturing and Its Implication for Component Engineering », *Journal of Thermal Spray Technology*, vol. 26, nº 4, p. 610-626, avr. 2017, doi: 10.1007/S11666-016-0480-Y/METRICS.

[48] L. van Belle, « Analyse, modélisation et simulation de l'apparition de contraintes en fusion laser métallique », nov. 2013, doi: 10.34894/VQ1DJA.

[49] X. Lu, M. Chiumenti, M. Cervera, G. Zhang, et X. Lin, « Mitigation of residual stresses and microstructure homogenization in directed energy deposition processes », *Eng. Comput.*, vol. 38, nº 6, p. 4771-4790, déc. 2022, doi: 10.1007/S00366-021-01563-9/FIGURES/23.

[50] Z. Hu, R. Kovacevic, et M. Labudovic, « Experimental and numerical modeling of buckling instability of laser sheet forming », *Int. J. Mach. Tools Manuf.*, vol. 42, nº 13, p. 1427-1439, oct. 2002, doi: 10.1016/S0890-6955(02)00075-5.

[51] F. Josse, « Apport à la compréhension et à la simulation numérique du procédé Laser Metal Deposition – poudre », déc. 2022, doi: 10.34894/VQ1DJA.

[52] F. Bourahima, « Évolutions microstructurales et défauts générés par laser cladding lors du dépôt de Ni sur des moules de verrerie en alliage de Cu-Ni-Al et en fonte GL », janv. 2019, Consulté le: 30 avril 2024. [En ligne]. Disponible sur: https://theses.hal.science/tel-02044203

[53] A. Aversa, G. Marchese, et E. Bassini, « Directed Energy Deposition of AISI 316L Stainless Steel Powder: Effect of Process Parameters », *Metals 2021, Vol. 11, Page 932*, vol. 11, nº 6, p. 932, juin 2021, doi: 10.3390/MET11060932.

[54] F. Wirth, S. Arpagaus, et K. Wegener, « Analysis of melt pool dynamics in laser cladding and direct metal deposition by automated high-speed camera image evaluation », *Addit. Manuf.*, vol. 21, p. 369-382, mai 2018, doi: 10.1016/j.addma.2018.03.025.

[55] S. Liu, P. Farahmand, et R. Kovacevic, « Optical monitoring of high power direct diode laser cladding », *Opt. Laser Technol.*, vol. 64, p. 363-376, déc. 2014, doi: 10.1016/j.optlastec.2014.06.002.

[56] C. B. Stutzman, A. R. Nassar, et E. W. Reutzel, « Multi-sensor investigations of optical emissions and their relations to directed energy deposition processes and quality », *Addit. Manuf.*, vol. 21, p. 333-339, mai 2018, doi: 10.1016/j.addma.2018.03.017.

[57] W. He, W. Shi, J. Li, et H. Xie, « In-situ monitoring and deformation characterization by optical techniques; part I: Laser-aided direct metal deposition for additive manufacturing », *Opt. Lasers Eng.*, vol. 122, p. 74-88, nov. 2019, doi: 10.1016/j.optlaseng.2019.05.020.

[58] J. Shin et J. Mazumder, « Composition monitoring using plasma diagnostics during direct metal deposition (DMD) process », *Opt. Laser Technol.*, vol. 106, p. 40-46, oct. 2018, doi: 10.1016/j.optlastec.2018.03.020.

[59] W. Devesse, D. De Baere, et P. Guillaume, « High Resolution Temperature Measurement of Liquid Stainless Steel Using Hyperspectral Imaging », *Sensors 2017, Vol. 17, Page 91*, vol. 17, nº 1, p. 91, janv. 2017, doi: 10.3390/s17010091.

[60] L. Song, V. Bagavath-Singh, B. Dutta, et J. Mazumder, « Control of melt pool temperature and deposition height during direct metal deposition process », *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology 2011 58:1*, vol. 58, nº 1, p. 247-256, mai 2011, doi: 10.1007/s00170-011-3395-2.

[61] J. T. Hofman, B. Pathiraj, J. Van Dijk, D. F. De Lange, et J. Meijer, « A camera based feedback control strategy for the laser cladding process », *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 212, nº 11, p. 2455-2462, nov. 2012, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2012.06.027.

[62] M. Doubenskaia, M. Pavlov, S. Grigoriev, et I. Smurov, « Definition of brightness temperature and restoration of true temperature in laser cladding using infrared camera », *Surf. Coat. Technol.*, vol. 220, p. 244-247, avr. 2013, doi: 10.1016/j.surfcoat.2012.10.044.

[63] I. Smurov, M. Doubenskaia, et A. Zaitsev, « Comprehensive analysis of laser cladding by means of optical diagnostics and numerical simulation », *Surf. Coat. Technol.*, vol. 220, p. 112-121, avr. 2013, doi: 10.1016/j.surfcoat.2012.10.053.

[64] K. Wasmer, M. Wüst, D. Cui, G. Masinelli, V. Pandiyan, et S. Shevchik, « Monitoring of functionally graded material during laser directed energy deposition by acoustic emission and optical emission spectroscopy using artificial intelligence », *Virtual Phys. Prototyp.*, vol. 18, nº 1, déc. 2023, doi: 10.1080/17452759.2023.2189599.

[65] M. Lison, W. Devesse, D. de Baere, M. Hinderdael, et P. Guillaume, « Hyperspectral and thermal temperature estimation during laser cladding », *J. Laser Appl.*, vol. 31, nº 2, mai 2019, doi: 10.2351/1.5096129.

[66] M. Pavlov, D. Novichenko, et M. Doubenskaia, « Optical diagnostics of deposition of metal matrix composites by laser cladding », *Phys. Procedia*, vol. 12, nº PART 1, p. 674-682, 2011, doi: 10.1016/j.phpro.2011.03.084.

[67] S. J. Wolff *et al.*, « In-situ high-speed X-ray imaging of piezo-driven directed energy deposition additive manufacturing », *Sci. Rep.*, vol. 9, nº 1, déc. 2019, doi: 10.1038/s41598-018-36678-5.

[68] Y. Chen *et al.*, « Correlative Synchrotron X-ray Imaging and Diffraction of Directed Energy Deposition Additive Manufacturing », *Acta Mater.*, vol. 209, p. 116777, mai 2021, doi: 10.1016/j.actamat.2021.116777.

[69] Z. E. Tan, J. H. L. Pang, J. Kaminski, et H. Pepin, « Characterisation of porosity, density, and microstructure of directed energy deposited stainless steel AISI 316L », *Addit. Manuf.*, vol. 25, p. 286-296, janv. 2019, doi: 10.1016/J.ADDMA.2018.11.014.

[70] F. Mazzucato, A. Aversa, R. Doglione, S. Biamino, A. Valente, et M. Lombardi, « Influence of process parameters and deposition strategy on laser metal deposition of 316L powder », *Metals (Basel).*, vol. 9, nº 11, nov. 2019, doi: 10.3390/met9111160.

[71] M. Ansari, A. Mohamadizadeh, Y. Huang, V. Paserin, et E. Toyserkani, « Laser directed energy deposition of water-atomized iron powder: Process optimization and microstructure of single-tracks », *Opt. Laser Technol.*, vol. 112, p. 485-493, avr. 2019, doi: 10.1016/J.OPTLASTEC.2018.11.054.

[72] B. N. Manjunath, A. R. Vinod, K. Abhinav, S. K. Verma, et M. Ravi Sankar, « Optimisation of process parameters for deposition of colmonoy using directed energy deposition process », *Mater. Today Proc.*, vol. 26, p. 1108-1112, janv. 2020, doi: 10.1016/J.MATPR.2020.02.222.

[73] N. Shamsaei, A. Yadollahi, L. Bian, et S. M. Thompson, « An overview of Direct Laser Deposition for additive manufacturing; Part II: Mechanical behavior, process parameter optimization and control », *Addit. Manuf.*, vol. 8, p. 12-35, oct. 2015, doi: 10.1016/J.ADDMA.2015.07.002.

[74] Z. Wang, T. A. Palmer, et A. M. Beese, « Effect of processing parameters on microstructure and tensile properties of austenitic stainless steel 304L made by directed energy deposition additive manufacturing », *Acta Mater.*, vol. 110, p. 226-235, mai 2016, doi: 10.1016/J.ACTAMAT.2016.03.019.

[75] U. de Oliveira, V. Ocelík, et J. T. M. De Hosson, « Analysis of coaxial laser cladding processing conditions », *Surf. Coat. Technol.*, vol. 197, nº 2-3, p. 127-136, juill. 2005, doi: 10.1016/J.SURFCOAT.2004.06.029.

[76] A. Saboori, F. Bosio, E. Librera, et M. De Chirico, « Accelerated Process Parameter Optimization For Directed Energy Deposition Of 316L Stainless Steel », in *European Powder Metallurgy association (Euro PM2018)At: Bilbao, Spain*, 2018.

[77] A. N. Jinoop, C. P. Paul, S. K. Nayak, J. G. Kumar, et K. S. Bindra, « Effect of laser energy per unit powder feed on Hastelloy-X walls built by laser directed energy deposition based additive manufacturing », *Opt. Laser Technol.*, vol. 138, juin 2021, doi: 10.1016/J.OPTLASTEC.2020.106845.

[78] P. Margerit, D. Weisz-Patrault, K. Ravi-Chandar, et A. Constantinescu, « Tensile and ductile fracture properties of as-printed 316L stainless steel thin walls obtained by directed energy deposition », *Addit. Manuf.*, vol. 37, janv. 2021, doi: 10.1016/J.ADDMA.2020.101664.

[79] M. Mueller, K. Franz, M. Riede, E. López, F. Brueckner, et C. Leyens, « Influence of process parameter variation on the microstructure of thin walls made of Inconel 718

deposited via laser-based directed energy deposition with blown powder », *J. Mater. Sci.*, vol. 58, nº 27, p. 11310-11326, juill. 2023, doi: 10.1007/S10853-023-08706-X/FIGURES/15.

[80] X. Wu, B. Zhu, X. Zeng, X. Hu, et K. Cui, « Critical state of laser cladding with powder auto-feeding », *Surf. Coat. Technol.*, vol. 79, nº 1-3, p. 200-204, févr. 1996, doi: 10.1016/0257-8972(95)02452-2.

[81] L. Costa *et al.*, « A Simplified Semi-Empirical Method to Select the Processing Parameters for Laser Clad Coatings », 2003, doi: 10.4028/www.scientific.net/MSF.414-415.385.

[82] J. P. Davim, C. Oliveira, et A. Cardoso, « Laser cladding: An experimental study of geometric form and hardness of coating using statistical analysis », *Proc. Inst. Mech. Eng. B J. Eng. Manuf.*, vol. 220, nº 9, p. 1549-1554, 2006, doi: 10.1243/09544054JEM641.

[83] V. Ocelík, U. de Oliveira, M. de Boer, et Jt. de Hosson, « Thick Co-based coating on cast iron by side laser cladding: Analysis of processing conditions and coating properties », 2006, doi: 10.1016/j.surfcoat.2006.10.044.

[84] G. C. Onwubolu, J. P. Davim, C. Oliveira, et A. Cardoso, « Prediction of clad angle in laser cladding by powder using response surface methodology and scatter search », *Opt. Laser Technol.*, vol. 39, nº 6, p. 1130-1134, sept. 2007, doi: 10.1016/J.OPTLASTEC.2006.09.008.

[85] J. Paulo Davim, C. Oliveira, et A. Cardoso, « Predicting the geometric form of clad in laser cladding by powder using multiple regression analysis (MRA) », *Mater. Des.*, vol. 29, nº 2, p. 554-557, janv. 2008, doi: 10.1016/J.MATDES.2007.01.023.

[86] H. El Cheikh, B. Courant, S. Branchu, J. Y. Hascoët, et R. Guillén, « Analysis and prediction of single laser tracks geometrical characteristics in coaxial laser cladding process », *Opt. Lasers Eng.*, vol. 50, nº 3, p. 413-422, mars 2012, doi: 10.1016/J.OPTLASENG.2011.10.014.

[87] Y. Sun et M. Hao, « Statistical analysis and optimization of process parameters in Ti6Al4V laser cladding using Nd:YAG laser », *Opt. Lasers Eng.*, vol. 50, nº 7, p. 985-995, juill. 2012, doi: 10.1016/J.OPTLASENG.2012.01.018.

[88] S. Saqiba, R. J. Urbanica, et K. Aggarwal, « Analysis of Laser Cladding Bead Morphology for Developing Additive Manufacturing Travel Paths », *Procedia CIRP*, vol. 17, p. 824-829, janv. 2014, doi: 10.1016/J.PROCIR.2014.01.098.

[89] M. Barekat, R. Shoja Razavi, et A. Ghasemi, « Nd:YAG laser cladding of Co–Cr–Mo alloy on γ-TiAl substrate », *Opt. Laser Technol.*, vol. 80, p. 145-152, juin 2016, doi: 10.1016/J.OPTLASTEC.2016.01.003.

[90] M. Ansari, R. Shoja Razavi, et M. Barekat, « An empirical-statistical model for coaxial laser cladding of NiCrAlY powder on Inconel 738 superalloy », *Opt. Laser Technol.*, vol. 86, p. 136-144, déc. 2016, doi: 10.1016/J.OPTLASTEC.2016.06.014.

[91] J. H. Lee, C. M. Lee, et D. H. Kim, « Repair of damaged parts using wire arc additive manufacturing in machine tools », *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 16, p. 13-24, janv. 2022, doi: 10.1016/J.JMRT.2021.11.156.

[92] M. Nabhani, R. S. Razavi, et M. Barekat, « An empirical-statistical model for laser cladding of Ti-6Al-4V powder on Ti-6Al-4V substrate », *Opt. Laser Technol.*, vol. 100, p. 265-271, mars 2018, doi: 10.1016/J.OPTLASTEC.2017.10.015.

[93] B. Bax, R. Rajput, R. Kellet, et M. Reisacher, « Systematic evaluation of process parameter maps for laser cladding and directed energy deposition », *Addit. Manuf.*, vol. 21, p. 487-494, mai 2018, doi: 10.1016/J.ADDMA.2018.04.002.

[94] J. Shao, G. Yu, X. He, S. Li, Z. Li, et X. Wang, « Process maps and optimal processing windows based on three-dimensional morphological characteristics in laser directed energy deposition of Ni-based alloy », *Opt. Laser Technol.*, vol. 142, p. 107162, oct. 2021, doi: 10.1016/J.OPTLASTEC.2021.107162.

[95] H. Javidrad, H. Aydin, B. Karakaş, S. Alptekin, A. S. Kahraman, et B. Koc, « Process parameter optimization for laser powder directed energy deposition of Inconel 738LC », *Opt. Laser Technol.*, vol. 176, p. 110940, sept. 2024, doi: 10.1016/J.OPTLASTEC.2024.110940.

[96] M. Mukherjee, « Significance of defocussing distance in laser based directed energy deposition of steel powders: Effect on clad geometrical characteristics and process parameter maps. », *Opt. Lasers Eng.*, vol. 184, p. 108618, janv. 2025, doi: 10.1016/J.OPTLASENG.2024.108618.

[97] P. Balu, P. Leggett, S. Hamid, et R. Kovacevic, « Multi-response optimization of laser-based powder deposition of multi-track single layer hastelloy C-276 », *Materials and Manufacturing Processes*, vol. 28, nº 2, p. 173-182, 2013, doi: 10.1080/10426914.2012.677908;SUBPAGE:STRING:ACCESS.

[98] M. S. Kenevisi *et al.*, « Surface topography and cross-section analysis of K340 cold work tool steel double-tracks deposited by directed energy deposition technique », *CIRP J. Manuf. Sci. Technol.*, vol. 59, p. 158-169, juill. 2025, doi: 10.1016/j.cirpj.2025.03.011.

[99] J. Choi et Y. Chang, « Characteristics of laser aided direct metal/material deposition process for tool steel », *Int. J. Mach. Tools Manuf.*, vol. 45, nº 4-5, p. 597-607, avr. 2005, doi: 10.1016/J.IJMACHTOOLS.2004.08.014.

[100] R. S. Thanumoorthy, P. Sekar, S. Bontha, et A. S. S. Balan, « A study on the effect of process parameters and scan strategies on microstructure and mechanical properties of laser directed energy deposited IN718 », *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 319, p. 118096, oct. 2023, doi: 10.1016/J.JMATPROTEC.2023.118096.

[101] M. Bayat, W. Dong, J. Thorborg, A. C. To, et J. H. Hattel, « A review of multi-scale and multi-physics simulations of metal additive manufacturing processes with focus on modeling strategies », *Addit. Manuf.*, vol. 47, p. 102278, nov. 2021, doi: 10.1016/J.ADDMA.2021.102278.

[102] M. Taghizadeh et Z. H. Zhu, « A comprehensive review on metal laser additive manufacturing in space: Modeling and perspectives », *Acta Astronaut.*, vol. 222, p. 403-421, sept. 2024, doi: 10.1016/J.ACTAASTRO.2024.06.027.

[103] B. Xin, X. Zhou, G. Cheng, J. Yao, et Y. Gong, « Microstructure and mechanical properties of thin-wall structure by hybrid laser metal deposition and laser remelting process », *Opt. Laser Technol.*, vol. 127, p. 106087, juill. 2020, doi: 10.1016/J.OPTLASTEC.2020.106087.

[104] Z. Gan, G. Yu, X. He, et S. Li, « Numerical simulation of thermal behavior and multicomponent mass transfer in direct laser deposition of Co-base alloy on steel », *Int. J. Heat Mass Transf.*, vol. 104, p. 28-38, janv. 2017, doi: 10.1016/J.IJHEATMASSTRANSFER.2016.08.049.

[105] I. Tabernero, A. Lamikiz, E. Ukar, L. N. López De Lacalle, C. Angulo, et G. Urbikain, « Numerical simulation and experimental validation of powder flux distribution in coaxial laser cladding », *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 210, nº 15, p. 2125-2134, nov. 2010, doi: 10.1016/J.JMATPROTEC.2010.07.036.

[106] I. Tabernero, A. Lamikiz, S. Martínez, E. Ukar, et L. N. López De Lacalle, « Modelling of energy attenuation due to powder flow-laser beam interaction during laser cladding process », *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 212, nº 2, p. 516-522, févr. 2012, doi: 10.1016/J.JMATPROTEC.2011.10.019.

[107] M. Bayat *et al.*, « On the role of the powder stream on the heat and fluid flow conditions during Directed Energy Deposition of maraging steel—Multiphysics modeling and experimental validation », *Addit. Manuf.*, vol. 43, p. 102021, juill. 2021, doi: 10.1016/J.ADDMA.2021.102021.

[108] Y. Huang *et al.*, « Rapid prediction of real-time thermal characteristics, solidification parameters and microstructure in laser directed energy deposition (powder-fed additive manufacturing) », *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 274, p. 116286, déc. 2019, doi: 10.1016/J.JMATPROTEC.2019.116286.

[109] L. E. dos Santos Paes, H. S. Ferreira, M. Pereira, F. A. Xavier, W. L. Weingaertner, et L. O. Vilarinho, « Modeling layer geometry in directed energy deposition with laser for additive manufacturing », *Surf. Coat. Technol.*, vol. 409, p. 126897, mars 2021, doi: 10.1016/J.SURFCOAT.2021.126897.

[110] F. Caiazzo et V. Alfieri, « Simulation of Laser-assisted Directed Energy Deposition of Aluminum Powder: Prediction of Geometry and Temperature Evolution », *Materials 2019, Vol. 12, Page 2100*, vol. 12, nº 13, p. 2100, juin 2019, doi: 10.3390/MA12132100.

[111] M. Alimardani, E. Toyserkani, et J. P. Huissoon, « A 3D dynamic numerical approach for temperature and thermal stress distributions in multilayer laser solid freeform fabrication process », *Opt. Lasers Eng.*, vol. 45, nº 12, p. 1115-1130, déc. 2007, doi: 10.1016/J.OPTLASENG.2007.06.010.

[112] L. Wang, S. D. Felicelli, et P. Pratt, « Residual stresses in LENS-deposited AISI 410 stainless steel plates », *Materials Science and Engineering: A*, vol. 496, nº 1-2, p. 234-241, nov. 2008, doi: 10.1016/J.MSEA.2008.05.044.

[113] A. Anca, V. D. Fachinotti, G. Escobar-Palafox, et A. Cardona, « Computational modelling of shaped metal deposition », *Int. J. Numer. Methods Eng.*, vol. 85, nº 1, p. 84-106, janv. 2011, doi: 10.1002/NME.2959.

[114] X. He, P. W. Fuerschbach, et T. DebRoy, « Heat transfer and fluid flow during laser spot welding of 304 stainless steel », *J. Phys. D Appl. Phys.*, vol. 36, nº 12, p. 1388, mai 2003, doi: 10.1088/0022-3727/36/12/306.

[115] Y. Jiang, Y. Cheng, X. Zhang, J. Yang, X. Yang, et Z. Cheng, « Simulation and experimental investigations on the effect of Marangoni convection on thermal field during laser cladding process », *Optik (Stuttg).*, vol. 203, p. 164044, févr. 2020, doi: 10.1016/J.IJLEO.2019.164044.

[116] V. Nain, T. Engel, M. Carin, et D. Boisselier, « Numerical modeling for large-scale parts fabricated by directed energy deposition », *https://doi.org/10.1117/12.2624947*, vol. 12135, p. 7-21, mai 2022, doi: 10.1117/12.2624947.

[117] A. ; Kiran *et al.*, « Heat Source Modeling and Residual Stress Analysis for Metal Directed Energy Deposition Additive Manufacturing », *Materials 2022, Vol. 15, Page 2545*, vol. 15, nº 7, p. 2545, mars 2022, doi: 10.3390/MA15072545.

[118] A. Kiran, J. Hodek, J. Vavřík, M. Urbánek, et J. Džugan, « Numerical Simulation Development and Computational Optimization for Directed Energy Deposition Additive Manufacturing Process », *Materials 2020, Vol. 13, Page 2666*, vol. 13, nº 11, p. 2666, juin 2020, doi: 10.3390/MA13112666.

[119] D. Kovšca, B. Starman, D. Klobčar, M. Halilovič, et N. Mole, « Towards an automated framework for the finite element computational modelling of directed energy deposition », *Finite Elements in Analysis and Design*, vol. 221, p. 103949, sept. 2023, doi: 10.1016/J.FINEL.2023.103949.

[120] X. Guan et Y. F. Zhao, « Modeling of the laser powder–based directed energy deposition process for additive manufacturing: a review », *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 107, nº 5-6, p. 1959-1982, mars 2020, doi: 10.1007/S00170-020-05027-0/FIGURES/4.

[121] V. NAIN, « Efficient thermomechanical modeling of large parts fabricated by Directed Energy Deposition Additive Manufacturing processes. », p. 255, juin 2022, doi: 10.34894/VQ1DJA.

[122] M. S. Sumanlal, N. S. Sivasubramaniyan, V. M. Joy Varghese, M. Shafeek, et A. D. Thampi, « Estimation of heat source model parameters for partial penetration of TIG welding using numerical optimization method », *Welding International*, vol. 37, nº 7, p. 400-416, 2023, doi: 10.1080/09507116.2023.2242777.

[123] M. I. Al Hamahmy et I. Deiab, « Review and analysis of heat source models for additive manufacturing », *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 106, nº 3-4, p. 1223-1238, févr. 2020, doi: 10.1007/S00170-019-04371-0.

[124] M. Chiumenti, M. Cervera, N. Dialami, B. Wu, L. Jinwei, et C. Agelet de Saracibar, « Numerical modeling of the electron beam welding and its experimental validation »,

*Finite Elements in Analysis and Design*, vol. 121, p. 118-133, nov. 2016, doi: 10.1016/J.FINEL.2016.07.003.

[125] M. Chiumenti, X. Lin, M. Cervera, W. Lei, Y. Zheng, et W. Huang, « Numerical simulation and experimental calibration of additive manufacturing by blown powder technology. Part I: Thermal analysis », *Rapid Prototyp. J.*, vol. 23, nº 2, p. 448-463, 2017, doi: 10.1108/RPJ-10-2015-0136/FULL/XML.

[126] P. Peyre, M. Dal, S. Pouzet, et O. Castelnau, « Simplified numerical model for the laser metal deposition additive manufacturing process », *J. Laser Appl.*, vol. 29, nº 2, mai 2017, doi: 10.2351/1.4983251/97067.

[127] K. L. Johnson *et al.*, « Simulation and experimental comparison of the thermo-mechanical history and 3D microstructure evolution of 304L stainless steel tubes manufactured using LENS », *Comput. Mech.*, vol. 61, nº 5, p. 559-574, mai 2018, doi: 10.1007/S00466-017-1516-Y/FIGURES/14.

[128] X. Lu *et al.*, « Finite element analysis and experimental validation of the thermomechanical behavior in laser solid forming of Ti-6Al-4V », *Addit. Manuf.*, vol. 21, p. 30-40, mai 2018, doi: 10.1016/J.ADDMA.2018.02.003.

[129] X. Lu *et al.*, « Residual stress and distortion of rectangular and S-shaped Ti-6Al-4V parts by Directed Energy Deposition: Modelling and experimental calibration », *Addit. Manuf.*, vol. 26, p. 166-179, mars 2019, doi: 10.1016/J.ADDMA.2019.02.001.

[130] G. Piscopo, E. Atzeni, et A. Salmi, « A Hybrid Modeling of the Physics-Driven Evolution of Material Addition and Track Generation in Laser Powder Directed Energy Deposition », *Materials 2019, Vol. 12, Page 2819*, vol. 12, nº 17, p. 2819, sept. 2019, doi: 10.3390/MA12172819.

[131] M. Biegler, B. A. M. Elsner, B. Graf, et M. Rethmeier, « Geometric distortion-compensation via transient numerical simulation for directed energy deposition additive manufacturing », *https://doi.org/10.1080/13621718.2020.1743927*, vol. 25, nº 6, p. 468-475, août 2020, doi: 10.1080/13621718.2020.1743927.

[132] V. Nain, T. Engel, M. Carin, D. Boisselier, et L. Seguy, « Development of an Elongated Ellipsoid Heat Source Model to Reduce Computation Time for Directed Energy Deposition Process », *Front. Mater.*, vol. 8, p. 747389, déc. 2021, doi: 10.3389/FMATS.2021.747389/BIBTEX.

[133] L. L. Beghini, M. Stender, D. Moser, B. L. Trembacki, M. G. Veilleux, et K. R. Ford, « A coupled fluid-mechanical workflow to simulate the directed energy deposition additive manufacturing process », *Comput. Mech.*, vol. 67, nº 4, p. 1041-1057, avr. 2021, doi: 10.1007/S00466-020-01960-9/FIGURES/11.

[134] U. Tariq, S.-H. Wu, M. Arif Mahmood, M. M. Woodworth, et F. Liou, « materials Effect of Pre-Heating on Residual Stresses and Deformation in Laser-Based Directed Energy Deposition Repair: A Comparative Analysis », 2024, doi: 10.3390/ma17102179.

[135] G. Feng, H. Wang, Y. Wang, D. Deng, et J. Zhang, « Numerical Simulation of Residual Stress and Deformation in Wire Arc Additive Manufacturing », *Crystals 2022, Vol. 12, Page 803*, vol. 12, nº 6, p. 803, juin 2022, doi: 10.3390/CRYST12060803.

[136] M. Narvan, A. Ghasemi, E. Fereiduni, S. Kendrish, et M. Elbestawi, « Part deflection and residual stresses in laser powder bed fusion of H13 tool steel », *Mater. Des.*, vol. 204, juin 2021, doi: 10.1016/J.MATDES.2021.109659.

[137] S. S. Joshi, S. Sharma, S. Mazumder, M. V. Pantawane, et N. B. Dahotre, « Solidification and microstructure evolution in additively manufactured H13 steel via directed energy deposition: Integrated experimental and computational approach », *J. Manuf. Process.*, vol. 68, p. 852-866, août 2021, doi: 10.1016/J.JMAPRO.2021.06.009.

[138] O. Craig, A. Bois-Brochu, et K. Plucknett, « Geometry and surface characteristics of H13 hot-work tool steel manufactured using laser-directed energy deposition », *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 116, nº 1-2, p. 699-718, sept. 2021, doi: 10.1007/S00170-021-07322-W/FIGURES/16.

[139] S. Yadav, C. P. Paul, A. N. Jinoop, A. K. Rai, et K. S. Bindra, « Laser Directed Energy Deposition based Additive Manufacturing of Copper: Process Development and Material Characterizations », *J. Manuf. Process.*, vol. 58, p. 984-997, oct. 2020, doi: 10.1016/J.JMAPRO.2020.09.008.

[140] Y. MAFUNE, N. KATAGIRI, T. HANAI, M. KUBOTA, T. ABE, et J. KANEKO, « Material property control of CuSn alloy using wire and arc additive manufacturing (Translated) », *Mechanical Engineering Journal*, vol. 11, nº 2, p. 23-00568, 2024, doi: 10.1299/MEJ.23-00568.

[141] S. Raghavendra *et al.*, « Wear and material characterization of CuSn10 additively manufactured using directed energy deposition », *Additive Manufacturing Letters*, vol. 6, p. 100136, juill. 2023, doi: 10.1016/J.ADDLET.2023.100136.

[142] « H11 Tool Steel AISI | 1.2343 | X37CrMoV5-1 | SKD6 | BH11 - Otai Special Steel ». Consulté le: 21 mars 2025. [En ligne]. Disponible sur: https://www.astmsteel.com/product/h11-tool-steel/

[143] A. Prakash et S. D. Kore, « Enhancing mechanical properties of low-carbon steel through wire arc direct energy deposition and in situ powder addition: experimental and numerical analysis », *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 135, nº 11, p. 5669-5693, nov. 2024, doi: 10.1007/S00170-024-14810-2/FIGURES/20.

[144] « Aciers de construction S235, S275 et S355 | ISO Standards ». Consulté le: 24 mars 2025. [En ligne]. Disponible sur: https://isost.org/fr/aciers-de-construction-s235-s275-et-s355/

[145] « What is Extreme High Speed Laser Application (EHLA)? - TWI ». Consulté le: 6 juin 2025. [En ligne]. Disponible sur: https://www.twi-global.com/technical-knowledge/faqs/what-is-ehla

[146] X. Liu, H. Wang, K. Kaufmann, et K. Vecchio, « Directed energy deposition of pure copper using blue laser », *J. Manuf. Process.*, vol. 85, p. 314-322, janv. 2023, doi: 10.1016/J.JMAPRO.2022.11.064.

[147] M. Yamaguchi, N. Kato, Y. Funada, T. Yachi, A. Saikai, et T. Furumoto, « Influence of the laser power and powder feed rate on the porosity, dilution, and building efficiency of pure copper parts fabricated via directed energy deposition with a blue laser »,

*International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 135, nº 11, p. 5235-5251, déc. 2024, doi: 10.1007/S00170-024-14789-W/FIGURES/13.

[148] A. Dass et A. Moridi, « coatings State of the Art in Directed Energy Deposition: From Additive Manufacturing to Materials Design », 2019, doi: 10.3390/coatings9070418.

[149] A. Gonnabattula, R. S. Thanumoorthy, S. Bontha, A. S. S. Balan, V. A. Kumar, et A. K. Kanjarla, « Process parameter optimization for laser directed energy deposition (LDED) of Ti6Al4V using single-track experiments with small laser spot size », *Opt. Laser Technol.*, vol. 175, p. 110861, août 2024, doi: 10.1016/J.OPTLASTEC.2024.110861.

[150] S. Sreekanth, E. Ghassemali, K. Hurtig, S. Joshi, et J. Andersson, « Effect of Direct Energy Deposition Process Parameters on Single-Track Deposits of Alloy 718 », *Metals 2020, Vol. 10, Page 96*, vol. 10, nº 1, p. 96, janv. 2020, doi: 10.3390/MET10010096.

[151] M. Biyikli, T. Karagoz, M. Calli, T. Muslim, A. A. Ozalp, et A. Bayram, « Single Track Geometry Prediction of Laser Metal Deposited 316L-Si Via Multi-Physics Modelling and Regression Analysis with Experimental Validation », *Metals and Materials International*, vol. 29, nº 3, p. 807-820, mars 2023, doi: 10.1007/S12540-022-01243-3/TABLES/9.

[152] M. Barekat, R. Shoja Razavi, et A. Ghasemi, « Nd:YAG laser cladding of Co–Cr–Mo alloy on γ-TiAl substrate », *Opt. Laser Technol.*, vol. 80, p. 145-152, juin 2016, doi: 10.1016/J.OPTLASTEC.2016.01.003.

[153] M. ; Li, K. ; Huang, X. Yi, M. Li, K. Huang, et X. Yi, « Crack Formation Mechanisms and Control Methods of Laser Cladding Coatings: A Review », *Coatings 2023, Vol. 13, Page 1117*, vol. 13, nº 6, p. 1117, juin 2023, doi: 10.3390/COATINGS13061117.

[154] Y. Bian *et al.*, « Dynamic evolution behavior of cracks for single-track and multi-track clads in laser cladding », *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 130, nº 5-6, p. 2313-2328, janv. 2024, doi: 10.1007/S00170-023-12766-3/FIGURES/19.

[155] V. Ocelík, O. Nenadl, A. Palavra, et J. T. M. De Hosson, « On the geometry of coating layers formed by overlap », *Surf. Coat. Technol.*, vol. 242, p. 54-61, mars 2014, doi: 10.1016/J.SURFCOAT.2014.01.018.

[156] K. S. B. Ribeiro, F. E. Mariani, et R. T. Coelho, « A Study of Different Deposition Strategies in Direct Energy Deposition (DED) Processes », *Procedia Manuf.*, vol. 48, p. 663-670, janv. 2020, doi: 10.1016/J.PROMFG.2020.05.158.

[157] Y. Zhang, H. Jing, L. Xu, Y. Han, et L. Zhao, « Effects of different scanning patterns on nickel alloy-directed energy deposition based on thermal analysis », *Virtual Phys. Prototyp.*, vol. 16, nº S1, p. S98-S115, sept. 2021, doi: 10.1080/17452759.2021.1896173.

[158] G. K. L. Ng, A. E. W. Jarfors, G. Bi, et H. Y. Zheng, « Porosity formation and gas bubble retention in laser metal deposition », *Appl. Phys. A Mater. Sci. Process.*, vol. 97, nº 3, p. 641-649, mai 2009, doi: 10.1007/S00339-009-5266-3/METRICS.

[159] L. Li, « Repair of directionally solidified superalloy GTD-111 by laser-engineered net shaping », *Journal of Materials Science 2006 41:23*, vol. 41, nº 23, p. 7886-7893, déc. 2006, doi: 10.1007/S10853-006-0948-0.

[160] P. Gordon, « The temper colors on steel », *Journal of Heat Treating*, vol. 1, nº 1, p. 93, juin 1979, doi: 10.1007/BF02833215/METRICS.

[161] R. Blum, « Surface investigation of tempering colors due to various heat treatment, on AISI 420 », 2015.

[162] P. Liu *et al.*, « High-speed laser directed energy deposition of Ni60 on 38CrMoAl steel: Crack inhibition and microstructure performance modulation via inductive preheating », *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 33, p. 7503-7517, nov. 2024, doi: 10.1016/J.JMRT.2024.11.070.

[163] N. S. Bailey, C. Katinas, et Y. C. Shin, « Laser direct deposition of AISI H13 tool steel powder with numerical modeling of solid phase transformation, hardness, and residual stresses », *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 247, p. 223-233, sept. 2017, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2017.04.020.

[164] N. An, G. Yang, K. Yang, J. Wang, M. Li, et J. Zhou, « Implementation of Abaqus user subroutines and plugin for thermal analysis of powder-bed electron-beam-melting additive manufacturing process », *Mater. Today Commun.*, vol. 27, p. 102307, juin 2021, doi: 10.1016/J.MTCOMM.2021.102307.

[165] X. He, G. Yu, et J. Mazumder, « Temperature and composition profile during double-track laser cladding of H13 tool steel », *J. Phys. D Appl. Phys.*, vol. 43, nº 1, p. 015502, déc. 2009, doi: 10.1088/0022-3727/43/1/015502.

[166] Y. Lin, K. M. McHugh, Y. Zhou, et E. J. Lavernia, « Modeling the Spray Forming of H13 Steel Tooling », *MMTA*, vol. 38, nº 7, p. 1632-1637, juill. 2007, doi: 10.1007/S11661-007-9159-9.

[167] Q. Tang, P. Chen, J. Chen, Y. Chen, et H. Chen, « Numerical simulation of selective laser melting temperature conduction behavior of H13 steel in different models », *Optik (Stuttg).*, vol. 201, p. 163336, janv. 2020, doi: 10.1016/J.IJLEO.2019.163336.

[168] C. SAINTE-CATHERINE, M. JEANDIN, D. KECHEMAIR, J.-P. RICAUD, et L. SABATIER, « STUDY OF DYNAMIC ABSORPTIVITY AT 10.6 µm (CO2) AND 1.06 µm (Nd-YAG) WAVELENGTHS AS A FUNCTION OF TEMPERATURE », *Le Journal de Physique IV*, vol. 01, nº C7, p. C7-151, déc. 1991, doi: 10.1051/JP4:1991741.

[169] « H11 Tool Steel AISI | 1.2343 | X37CrMoV5-1 | SKD6 | BH11 - Otai Special Steel ». Consulté le: 2 novembre 2023. [En ligne]. Disponible sur: https://www.astmsteel.com/product/h11-tool-steel/

[170] « H13 Tool Steel - Chromium Hot-Work Steels ». Consulté le: 28 novembre 2023. [En ligne]. Disponible sur: https://www.azom.com/article.aspx?ArticleID=9107

[171] I. Bunaziv, O. M. Akselsen, X. Ren, B. Nyhus, et M. Eriksson, « Laser beam and laser-arc hybrid welding of aluminium alloys », *Metals (Basel).*, vol. 11, nº 8, août 2021, doi: 10.3390/MET11081150.

[172] I. R. Kabir, D. Yin, N. Tamanna, et S. Naher, « Thermomechanical modelling of laser surface glazing for H13 tool steel », *Appl. Phys. A Mater. Sci. Process.*, vol. 124, nº 3, févr. 2018, doi: 10.1007/S00339-018-1671-9.

[173] D. Arsic *et al.*, « Effect of elevated temperatures on mechanical properties of ultra high strength hot work tool steel H11 », *Transactions of Famena*, vol. 44, nº 2, p. 71-82, juin 2020, doi: 10.21278/TOF.44207.

[174] « Fabrication additive par DED d'acier à outils H13 – Simulations de dépôts de cordons,surfaces et cubes - ENSTA - Bibliotheque Numerique ». Consulté le: 17 novembre 2024. [En ligne]. Disponible sur: https://bibnum.ensta.fr/10283/

[175] « cusn12 ». Consulté le: 15 juin 2025. [En ligne]. Disponible sur: https://www.euralliage.com/cusn12.htm

[176] « UNS C91100 (Alloy B) Gear Bronze :: MakeItFrom.com ». Consulté le: 15 juin 2025. [En ligne]. Disponible sur: https://www.makeitfrom.com/material-properties/UNS-C91100-Alloy-B-Gear-Bronze

[177] « Tableau émissivités en thermographie - La Librairie Thermographique ». Consulté le: 15 juin 2025. [En ligne]. Disponible sur: https://www.thethermograpiclibrary.org/index.php?title=Tableau_%C3%A9missivit%C3%A9s_en_thermographie

[178] « UNS C92900 Leaded Gear Bronze :: MakeItFrom.com ». Consulté le: 15 juin 2025. [En ligne]. Disponible sur: https://www.makeitfrom.com/material-properties/UNS-C92900-Leaded-Gear-Bronze

[179] I. Saenko, H. Engelhardt, P. Hornig, O. Fabrichnaya, et S. Lippmann, « Specific heat capacity of the intermetallics ε-Cu3Sn, η/η'-Cu6Sn5, Al3Ni and Al3Ni2 », *Calphad*, vol. 74, p. 102294, sept. 2021, doi: 10.1016/J.CALPHAD.2021.102294.

[180] N. B. of S. U.S. Department of Commerce, « Low Temperature Mechanical Properties Of Copper and Selected Copper Alloys », 1967, Consulté le: 22 août 2025. [En ligne]. Disponible sur: https://nvlpubs.nist.gov/nistpubs/Legacy/MONO/nbsmonograph101.pdf

[181] J. Goldak, A. Chakravarti, et M. Bibby, « A new finite element model for welding heat sources », *Metallurgical Transactions B*, vol. 15, nº 2, p. 299-305, juin 1984, doi: 10.1007/BF02667333/METRICS.

[182] L. Li, X. Zhang, W. Cui, F. Liou, W. Deng, et W. Li, « Temperature and residual stress distribution of FGM parts by DED process: modeling and experimental validation », *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 109, nº 1-2, p. 451-462, juill. 2020, doi: 10.1007/S00170-020-05673-4/FIGURES/12.

[183] I. R. Kabir, D. Yin, N. Tamanna, et S. Naher, « Thermomechanical modelling of laser surface glazing for H13 tool steel », *Appl. Phys. A Mater. Sci. Process.*, vol. 124, nº 3, mars 2018, doi: 10.1007/s00339-018-1671-9.

[184] J. Bertrand, F. Abbes, H. Bonnefoy, et B. Abbes, « An inverse identification method for automatic estimation of heat source model parameters for laser directed energy

deposition », *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 134, nº 3-4, p. 1319-1331, sept. 2024, doi: 10.1007/S00170-024-14208-0/METRICS.

[185] J. Bertrand, F. Abbes, H. Bonnefoy, B. Flan, et B. Abbes, « Inverse identification of heat source model parameters for laser-powder directed energy deposition of AISI H13 deposit on AISI H11 substrate », *Materials Research Proceedings*, vol. 41, p. 32-39, 2024, doi: 10.21741/9781644903131-4.

[186] M. Poggi, A. Salmi, E. Atzeni, et L. Iuliano, « Effect of process parameters on AISI 316L single tracks by laser powder directed energy deposition », *Procedia CIRP*, vol. 118, p. 735-740, janv. 2023, doi: 10.1016/J.PROCIR.2023.06.126.

[187] M. Hamada, « Control of strength and toughness at the heat affected zone », *Welding International*, vol. 17, nº 4, p. 265-270, 2003, doi: 10.1533/WINT.2003.3100/ASSET//CMS/ASSET/4DE0164E-4C6D-458B-9349-FDB1FBA5C062/WINT.2003.3100.FP.PNG.

[188] G. Feng, H. Wang, Y. Wang, D. Deng, et J. Zhang, « Numerical Simulation of Residual Stress and Deformation in Wire Arc Additive Manufacturing », *Crystals (Basel).*, vol. 12, nº 6, juin 2022, doi: 10.3390/CRYST12060803.

[189] A. L. Vyatskikh *et al.*, « Residual stress mitigation in directed energy deposition », *Materials Science and Engineering: A*, vol. 871, p. 144845, avr. 2023, doi: 10.1016/J.MSEA.2023.144845.

[190] M. Liu, A. Kumar, S. Bukkapatnam, et M. Kuttolamadom, « A review of the anomalies in directed energy deposition (DED) processes and potential solutions », 2021.

# ANNEXES

## Tables des annexes

Annexe 1. Défauts de fabrication et Paramètres influents pour le DED [190] ..... 204

## Annexe 1. Défauts de fabrication et Paramètres influents pour le DED [190]

| **Anomalies** | | | **Paramètres** |
|---|---|---|---|
| *Type* | *Spécificités* | *Nom* | |
| Géométriques | / | Epaisseur de couche non-uniforme | Débit de matière |
| | | | Vitesse d'avance du laser |
| | | | Incrément en z |
| | | | Distance focale |
| | | Gondolement de la surface supérieure de la pièce | Puissance du laser |
| | | | Vitesse d'avance du laser |
| | | | Supports |
| | | Effet de bord | Puissance du laser |
| | | | Vitesse d'avance du laser |
| | | | Stratégie d'impression |
| | | | Débit de matière |
| | | Effet satellite | Vitesse d'avance du laser |
| | | | Débit de matière |
| | | Géométrie incorrecte due à la dilution du matériau | Bain de fusion |
| | | | Zone de dilution |
| | | Retrait de la matière | Epaisseur de couche |
| | | | Géométrie de couche |
| | | Gondolement de la surface inferieure de la pièce ou à l'interface | Température du substrat |
| | | | Temps de pause entre les cordons |
| Morphologiques | Surface | Ondulation | Débit de matière |
| | | | Stratégie d'impression |
| | | Rugosité de surface importante | Débit de matière |

| Anomalies | | | Paramètres |
|---|---|---|---|
| *Type* | *Spécificités* | *Nom* | |
| | | | Morpho granulométrie de la poudre |
| | | | Température du substrat |
| | | | Puissance du laser |
| | | | Stratégie d'impression |
| | | "Taches et boutons" | Temps de pause entre les cordons |
| | | | Débit de matière |
| | Dans la masse | Porosités et cavités | Débit de gaz |
| | | | Défauts de la poudre |
| | | | Puissance du laser |
| | | Délamination | Puissance du laser |
| | | | Contraintes résiduelles |
| | | | Vitesse de refroidissement |
| | | | Cyclage thermique |
| | | Inclusions | Composition chimique de la poudre |
| | | | Procédure de nettoyage de la machine |
| | | Texture de grain non-uniforme | Puissance du laser |
| | | | Gradient thermique |
| | | Zone Affectée Thermiquement (ZAT) | Cyclage thermique |
| | | | Post-process |
| | | Manque de fusion | Puissance du laser |
| | | | Vitesse d'avance du laser |

| **Anomalies** | | | **Paramètres** |
|---|---|---|---|
| *Type* | *Spécificités* | *Nom* | |
| | | Fusion incomplète, gradient de composition a l'interface | Température du bain de fusion |
| | | | Puissance du laser |
| | | | Température de la poudre |
| | | | Granulométrie de la poudre |
| Microstructurales | Liées aux fonctionnalités | Décoloration | Gradient thermique |
| | | Hétérogénéité microstructure | Vitesse de refroidissement |
| | | | Cyclage thermique |
| | | | Temps de pause entre les cordons |
| | | Fissures internes et externes | Puissance du laser |
| | | | Vitesse d'avance du laser |
| | | Anisotropie de la résistance à la traction | Traitement thermique |
| | | | Apport de chaleur |
| | Composition | Développement de composés intermétalliques non désirés | Stratégie d'impression |
| | | | Apport de chaleur |
| | | Développement de phases différents affectant négativement les propriétés du matériau | Traitement thermique |
| | | | Température du substrat |
| | | Ségrégation des éléments chimiques | Apport de chaleur |
| | | | Traitement thermique |

**Contribution à l'optimisation du procédé DED pour la fabrication d'outillages métalliques fonctionnels : étude expérimentale et modélisation thermomécanique**

Cette thèse s'inscrit dans le cadre de l'optimisation du procédé de fabrication additive par dépôt de matière sous énergie concentrée (DED) appliqué au rechargement d'outillages métalliques. L'objectif est double : proposer des solutions industrielles pour améliorer la qualité et la robustesse des dépôts, et approfondir la compréhension scientifique des phénomènes thermomécaniques associés. Deux approches complémentaires ont été développées. Le volet expérimental a porté sur l'étude de quatre couples dépôt/substrat (AISI H13/AISI H11, AISI H13/S235, CuSn12Ni2.35/AISI H11 et CuSn12Ni2.35/CuSn12Ni2.35), afin d'analyser l'influence des paramètres procédé (puissance du laser, vitesse d'avance du laser, débit de matière) sur la géométrie des cordons, la zone affectée thermiquement et les défauts générés. Ces données ont permis de constituer une base expérimentale pour la modélisation. Le volet numérique a consisté à développer et calibrer un modèle thermomécanique par éléments finis basé sur une source équivalente de Goldak et optimisé par un algorithme génétique multi-objectif (NSGA-II). Ce modèle permet de prédire les champs de température, déformations et contraintes résiduelles selon les conditions opératoires. Les résultats ont mis en évidence l'importance du contrôle du gradient thermique — via la puissance du laser, la température de préchauffage du substrat et la stratégie d'impression — sur la formation des contraintes résiduelles. Ces travaux ouvrent la voie à l'optimisation numérique du procédé DED et à la substitution du chromage dur par des dépôts par voie sèche conformes à la directive REACH.

Mots-clés : Dépôt de matière sous énergie concentrée, Outillages métalliques, Étude expérimentale, Modélisation thermomécanique

---

**Contribution to the optimization of the DED process for the fabrication of functional metallic tooling: an experimental study and thermomechanical modelling**

This PhD thesis focuses on the optimization of the Directed Energy Deposition (DED) additive manufacturing process for the refurbishment of metallic tooling. The objective is twofold: to provide industrial solutions for improving the quality and robustness of DED deposits, and to enhance the scientific understanding of the underlying thermomechanical phenomena. Two complementary approaches were developed. The experimental work investigated four deposition/substrate material pairs (AISI H13/AISI H11, AISI H13/S235, CuSn12Ni2.35/AISI H11, and CuSn12Ni2.35/CuSn12Ni2.35) to analyze the influence of process parameters (laser power, laser scanning speed, powder feed rate) on bead geometry, heat-affected zones, and defect formation. These results provided an experimental database for model calibration. The numerical work focused on developing and calibrating a finite element thermomechanical model using an equivalent Goldak heat source optimized through a multi-objective genetic algorithm (NSGA-II). The model predicts temperature fields, deformations, and residual stresses under various operating conditions. The results highlight the crucial role of thermal gradient control—through laser power, substrate preheating, and scanning strategy—in managing residual stress formation. This research paves the way for numerical optimization of the DED process and supports the substitution of hard chrome plating with dry-deposited coatings compliant with the REACH directive.

Keywords: Directed Energy Deposition, Metallic tooling, Experimental study, Thermomechanical modelling

***Discipline : MATÉRIAUX, MÉCANIQUE, STRUCTURES***

Université de Reims Champagne-Ardenne

MATIM - UR 3689