

THÈSE

ANALYSE, MODÉLISATION ET SIMULATION DE L'APPARITION DE CONTRAINTES EN FUSION LASER MÉTALLIQUE

Présentée devant
L'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon

Pour obtenir
Le grade de Docteur

École doctorale
Mécanique, Énergétique, Génie Civil, Acoustique

Spécialité
MÉCANIQUE - GÉNIE MÉCANIQUE - GÉNIE CIVIL

par
Laurent VAN BELLE
Ingénieur de l'Université de Technologie de Troyes

Thèse soutenue le 13 novembre 2013 devant la Commission d'examen

Jury

Jean-Michel BERGHEAU	Professeur (ENISE)	Rapporteur
Pascal MOGNOL	Professeur (ENS Cachan)	Rapporteur
Christophe COLIN	Enseignant chercheur (ENSMP)	Examinateur
Claude DOCHE	Directeur de la recherche (PEP)	Examinateur
Guillaume VANSTEENKISTE	Ingénieur-chercheur (PEP)	Examinateur
Emmanuelle VIDAL-SALLE	Professeur (INSA de Lyon)	Examinateur
Jean-Claude BOYER	Professeur (INSA de Lyon)	Directeur de thèse

LaMCoS - UMR CNRS 5259 - INSA de Lyon
20, avenue Albert Einstein, 69621 Villeurbanne Cedex (FRANCE)

SIGLE	ECOLE DOCTORALE	NOM ET COORDONNEES DU RESPONSABLE
CHIMIE	CHIMIE DE LYON http://www.edchimie-lyon.fr Sec :Renée EL MELHEM Bat Blaise Pascal 3° etage Insa : R. GOURDON	M. Jean Marc LANCELIN Université de Lyon – Collège Doctoral Bât ESCPE 43 bd du 11 novembre 1918 69622 VILLEURBANNE Cedex Tél : 04.72.43 13 95 directeur@edchimie-lyon.fr
E.E.A.	ELECTRONIQUE, ELECTROTECHNIQUE, AUTOMATIQUE http://edeea.ec-lyon.fr Secrétariat : M.C. HAVGOUDOUKIAN eea@ec-lyon.fr	M. Gérard SCORLETTI Ecole Centrale de Lyon 36 avenue Guy de Collongue 69134 ECULLY Tél : 04.72.18 60.97 Fax : 04 78 43 37 17 Gerard.scorletti@ec-lyon.fr
E2M2	EVOLUTION, ECOSYSTEME, MICROBIOLOGIE, MODELISATION http://e2m2.universite-lyon.fr Insa : H. CHARLES	Mme Gudrun BORNETTE CNRS UMR 5023 LEHNA Université Claude Bernard Lyon 1 Bât Forel 43 bd du 11 novembre 1918 69622 VILLEURBANNE Cédex Tél : 06.07.53.89.13 e2m2@univ-lyon1.fr
EDISS	INTERDISCIPLINAIRE SCIENCES- SANTÉ http://www.ediss-lyon.fr Sec : Insa : M. LAGARDE	Mme Emmanuelle CANET-SOULAS INSERM U1060, CarMeN lab, Univ. Lyon 1 Bâtiment IMBL 11 avenue Jean Capelle INSA de Lyon 696621 Villeurbanne Tél : 04.72.68.49.09 Fax :04 72 68 49 16 Emmanuelle.canet@univ-lyon1.fr
INFOMATHS	INFORMATIQUE ET MATHEMATIQUES http://infomaths.univ-lyon1.fr Sec :Renée EL MELHEM Bat Blaise Pascal 3° etage infomaths@univ-lyon1.fr	Mme Sylvie CALABRETTO LIRIS – INSA de Lyon Bat Blaise Pascal 7 avenue Jean Capelle 69622 VILLEURBANNE Cedex Tél : 04.72. 43. 80. 46 Fax 04 72 43 16 87 Sylvie.calabretto@insa-lyon.fr
Matériaux	MATERIAUX DE LYON http://ed34.universite-lyon.fr Secrétariat : M. LABOUNE PM : 71.70 –Fax : 87.12 Bat. Saint Exupéry Ed.materiaux@insa-lyon.fr	M. Jean-Yves BUFFIERE INSA de Lyon MATEIS Bâtiment Saint Exupéry 7 avenue Jean Capelle 69621 VILLEURBANNE Cedex Tél : 04.72.43 83 18 Fax 04 72 43 85 28 Jean-yves.buffiere@insa-lyon.fr
MEGA	MECANIQUE, ENERGETIQUE, GENIE CIVIL, ACOUSTIQUE http://mega.universite-lyon.fr Secrétariat : M. LABOUNE PM : 71.70 –Fax : 87.12 Bat. Saint Exupéry mega@insa-lyon.fr	M. Philippe BOISSE INSA de Lyon Laboratoire LAMCOS Bâtiment Jacquard 25 bis avenue Jean Capelle 69621 VILLEURBANNE Cedex Tél :04.72 .43.71.70 Fax : 04 72 43 72 37 Philippe.boisse@insa-lyon.fr
ScSo	ScSo* http://recherche.univ-lyon2.fr/scso/ Sec : Viviane POLSINELLI Brigitte DUBOIS Insa : J.Y. TOUSSAINT	M. OBADIA Lionel Université Lyon 2 86 rue Pasteur 69365 LYON Cedex 07 Tél : 04.78.77.23.86 Fax : 04.37.28.04.48 Lionel.Obadia@univ-lyon2.fr

Remerciements

Ce travail a été réalisé au Laboratoire de Mécanique des Contacts et des Structures de l'INSA de Lyon, sous la direction de Jean-Claude Boyer, que je remercie pour le soutien, la disponibilité, les conseils et la confiance qu'il m'a accordés tout au long de ces travaux.

Merci également à Guillaume Vansteenkiste, qui m'a accueilli au PEP dans la cellule Fabrication Rapide, pour avoir initié ce sujet de thèse, et sans qui les résultats obtenus ne seraient pas ce qu'ils sont aujourd'hui.

Mes remerciements iront ensuite aux membres du jury qui ont accepté de rapporter et examiner ce travail. Je remercie ainsi Emmanuelle Vidal-Salle pour avoir accepté de présider le jury, Jean-Michel Bergeau et Pascal Mognol pour avoir rapporté mon travail et pour la qualité de leur relecture et la pertinence des remarques qu'ils ont formulées, Christophe Colin pour sa participation au jury et sa vision industrielle et scientifique du sujet. Je remercie Philippe Chaudet, Paul Valverde et Florian Mercier pour leur aide précieuse lors des campagnes expérimentales et également, à travers lui, l'INSA et l'ensemble du laboratoire LaMCoS. Je remercie également le PEP et mes collègues de la cellule Fabrication Rapide à savoir, Olivier Lourdais, Arnaud Cagnon, Jean-Christophe Bornéat, David Muller ainsi que toutes les personnes qui ont su, au travers de leur expertise, faire évoluer mon travail.

Enfin, mes remerciements ne seraient pas complets si je ne citais pas toutes celles et ceux que j'ai eu plaisir à côtoyer durant ces longues années, pour leur sympathie et leur bonne humeur, parmi lesquels David, Jeff, Cath, Alban, Côme, Maud, Ibrahima, Julien, Jérôme, Jordan. Pour finir, je remercie mes parents, mes deux frères, mes amis pour leur soutien durant ces longues années d'étude.

Résumé

Les procédés additifs, auxquels appartient la fusion laser de poudres métalliques, ont la capacité de créer des structures à géométries complexes, avec la possibilité d'intégrer des formes creuses, par exemple des canaux de refroidissement assurant un contrôle thermique optimum. Ce procédé permet de fabriquer des pièces en trois dimensions à partir de poudres métalliques, par fusion du matériau, couche par couche, en accord avec le modèle CAO.

Au cours du procédé, de nombreux cycles thermiques et d'importants gradients thermiques se produisent dans la pièce au cours de sa fabrication. Ces gradients de température induisent des déformations plastiques hétérogènes et de ce fait des contraintes résiduelles. Ces contraintes peuvent nuire à la qualité de la pièce obtenue, par exemple sa résistance mécanique.

Ces travaux ont pour objectifs de proposer un modèle numérique, s'appuyant sur la méthode des éléments finis afin d'étudier l'apparition des contraintes résiduelles lors du procédé de fusion laser de poudres métalliques. Le logiciel multiphysique ABAQUS® a été utilisé pour effectuer les analyses thermiques et mécaniques. La modélisation du déplacement de la source laser et la résolution du problème thermique permet de prédire l'évolution de la température dans la pièce et le support. La technique « d'ajout et de suppression des éléments » a été utilisée afin de simuler la fusion et la solidification de la matière au cours du procédé. Les propriétés mécaniques dépendantes de la température de l'acier maraging, utilisé dans notre cas, ont été obtenues à l'aide d'essais expérimentaux de caractérisations et intégrées dans le modèle. Les calculs sont réalisés de manière découplé, dans un premier temps le calcul thermique est effectué, puis les résultats sont utilisés pour réaliser le calcul mécanique et finalement prédire les champs de contraintes résiduelles.

Dans le cadre de ce travail, une méthode originale s'appuyant sur la technique de mesure des contraintes résiduelles par enlèvement de couches successives a été mise au point pour mesurer ces contraintes en direct au cours du procédé. Les résultats renseignent sur le niveau et la distribution des contraintes dans la pièce créée et le support. Deux paramètres ont été testés afin d'étudier leur influence sur le niveau des contraintes résiduelles : le temps d'étalement de la poudre entre deux couches successives et la hauteur des couches.

Le modèle numérique paramétrable permet de d'analyser les effets de paramètres liés au procédé sur la répartition des contraintes résiduelles dans les pièces fabriquées. Les résultats montrent que la variation de l'épaisseur du support n'affecte pas la répartition des contraintes dans la pièce créée. Le préchauffage du support à une température de 800°C réduit les contraintes résiduelles. L'étude de quelques trajectoires laser montre leurs influences sur la répartition des déformations plastiques cumulées ainsi que la hauteur des couches de poudres ou de la forme du support (embase, colonnes).

Table des matières

Remerciements	1
Résumé	3
Table des matières	5
Liste des Figures	9
Liste des Tableaux	13
Glossaire	15
Chapitre I Etude bibliographique	17
1.1. Introduction	17
1.2. La fabrication rapide	17
1.2.1. Le laser	20
1.3. Le procédé de stéréolithographie	21
1.3.1. Le procédé de frittage laser sélectif	22
1.3.2. Le procédé de fusion laser sélective	23
1.3.3. Le procédé de dépôt de métal fondu	24
1.3.4. Les procédés similaires	25
1.4. Les contraintes résiduelles	26
1.4.1. Origine des contraintes résiduelles	26
1.4.2. Les contraintes résiduelles en fusion laser	28
1.5. Les paramètres des procédés additifs	29
1.6. Mécanismes de la fusion laser des poudres	30
1.6.1. L'interaction laser / matière	30
1.6.2. L'absorption laser	31
1.6.3. La solidification	32
1.7. Les phénomènes physiques mis en jeu	33
1.8. Modélisation numérique de la thermique	34
1.8.1. Les études numériques et expérimentales	34
1.8.2. Modélisation thermique	36
1.8.3. Modélisation de la source laser	37
1.9. Modélisation numérique de la thermomécanique	39
1.9.1. Les études numériques et expérimentales	39

1.9.2.	Modélisation mécanique	39
1.9.2.1.	Le critère de plasticité	41
1.9.2.2.	Loi d'écoulement	41
1.9.3.	Modélisation géométrique	44
1.9.4.	Modélisation de la déposition de couche	45
1.9.5.	Les propriétés des matériaux	45
1.9.6.	Résumé	46
Chapitre II L'acier maraging		47
2.1.	Introduction	47
2.2.	Caractéristiques principales	47
2.2.1.	La composition chimique	48
2.2.2.	Les traitements thermiques	49
2.3.	Les propriétés thermiques du matériau solide	51
2.3.1.	La conductivité thermique	51
2.3.2.	La capacité thermique massique	51
2.3.3.	La densité	51
2.4.	Les propriétés thermiques à l'état de poudre	52
2.4.1.	Granulométrie de la poudre	52
2.4.2.	La conductivité thermique	52
2.4.3.	La densité	53
2.4.4.	La capacité thermique massique	54
2.5.	Les propriétés thermomécaniques	54
2.5.1.	Le coefficient de dilatation thermique	54
2.5.1.1.	Les essais de dilatométrie	54
2.5.1.2.	Influence de la vitesse de chauffage	57
2.5.2.	Le modèle thermo-élastoplastique	58
2.5.2.1.	Les essais de traction à chaud	58
2.5.2.2.	Le module de Young et le coefficient de Poisson	60
2.5.2.3.	La limite élastique	61
2.5.2.4.	L'écrouissage	61
2.6.	Résumé et perspectives	62
Chapitre III Modélisation numérique du procédé SLM		63
3.1.	Introduction	63
3.2.	Choix du logiciel de calcul	63
3.3.	Utilisation de la technique de création des éléments	64
3.4.	Géométrie de l'ensemble support / pièce	66
3.5.	Modélisation thermomécanique découplée	66
3.5.1.	Principe	66

3.5.2.	La modélisation thermique	70
3.5.2.1.	Le maillage	70
3.5.2.2.	Les conditions aux limites thermiques	70
3.5.2.3.	Les paramètres thermiques	72
3.5.3.	La modélisation mécanique	73
3.5.3.1.	Le maillage	73
3.5.3.2.	Les conditions aux limites mécaniques	73
3.5.3.3.	Les paramètres mécaniques	74
3.6.	Analyses des résultats numériques	76
3.6.1.	Résultats thermiques	76
3.6.2.	Résultats mécaniques	82
3.6.2.1.	Analyses des contraintes	83
3.6.2.2.	Analyse des déformations	92
3.7.	Bilan	93
Chapitre IV Les essais expérimentaux		95
4.1.	Introduction	95
4.2.	Les différentes techniques de mesure de contraintes résiduelles	95
4.3.	La méthode par ajout successif de couches	98
4.3.1.	Théorie et protocole expérimental	99
4.3.2.	Analyse des résultats	104
4.4.	Mesure de la déformée	108
4.4.1.	Mesure avec le système ROMER	108
4.4.2.	Analyse des résultats	108
4.5.	Comparaison avec le modèle numérique	109
4.5.1.	Mise en données	109
4.5.2.	Résultats mécaniques	110
4.6.	Bilan et perspectives	111
Chapitre V Étude paramétrique du procédé SLM		113
5.1.	Introduction	113
5.2.	Influence de l'épaisseur du support	113
5.2.1.	Mise en donnée	113
5.2.2.	Analyses thermiques	114
5.2.3.	Analyses mécaniques	115
5.3.	Influence de la forme du support	116
5.3.1.	Mise en données	116
5.3.2.	Analyses thermiques	117
5.3.3.	Analyses mécaniques	118
5.4.	Influence de la trajectoire du laser	120

5.4.1.	Mise en données	120
5.4.2.	Analyses thermiques	120
5.4.3.	Analyses mécaniques	121
5.5.	Influence de la hauteur des couches de poudres	123
5.5.1.	Mise en données	123
5.5.2.	Analyses thermiques	124
5.5.3.	Analyses mécaniques	125
5.6.	Influence du préchauffage du support	126
5.6.1.	Mise en données	126
5.6.2.	Analyses thermiques	127
5.6.3.	Analyses mécaniques	127
5.7.	Bilan	129
Conclusion et perspectives		131
Bibliographie		135
Annexes		145
1.	Fiche maraging EOS	145
2.	Plan des éprouvettes pour la dilatométrie	146
3.	Plan des éprouvettes pour la dilatométrie	147
4.	Fichier .inp pour le calcul thermique avec ABAQUS®	148
5.	Fichier .inp pour le calcul mécanique avec ABAQUS®	157
6.	Plan de la plaque support	166
7.	Relevé de mesures de la plaque testée n° 2	167
8.	Relevé de mesures de la plaque testée n° 3	168

Liste des Figures

Figure I-1 : Classification des procédés de fabrication par couches _____	17
Figure I-2 : moule d'injection d'un vase d'expansion d'automobile (Technimold) _____	18
Figure I-3 : Les étapes de la Fabrication Rapide _____	19
Figure I-4 : Exemples d'application _____	19
Figure I-5 : Classification des lasers _____	21
Figure I-6 : Principe du procédé SLA _____	22
Figure I-7 : Principe du procédé SLS _____	23
Figure I-8 : Machine EOS M270 _____	24
Figure I-9 : Principe du procédé LENS / DMD _____	25
Figure I-10 : Les différents niveaux des contraintes résiduelles [Radaj92] _____	26
Figure I-11 : Profil des contraintes résiduelles et appliquées _____	27
Figure I-12 : Déformation et fissure dans une pièce fabriquée par fusion laser _____	28
Figure I-13 : Mécanisme de l'apparition des contraintes résiduelles _____	28
Figure I-14 : Les paramètres de fabrication _____	30
Figure I-15 : Interaction rayonnement / matière _____	30
Figure I-16 : Mouillage d'un liquide sur un substrat solide et critère de « balling » _____	32
Figure I-17 : Influence de la puissance laser et de sa vitesse sur la qualité de fusion _____	32
Figure I-18 : Couplage des phénomènes physiques _____	33
Figure I-19 : Les transferts thermiques intervenant au cours du procédé SLM _____	35
Figure I-20 : Décomposition thermique des frontières du domaine _____	36
Figure I-21 : Paramètres de balayage du faisceau laser _____	37
Figure I-22 : Modèles de flux de chaleur cylindrique et Gaussien _____	38
Figure I-23 : Représentation des différents types d'écrouissage : écrouissage isotrope, écrouissage cinématique et écrouissage mixte _____	43
Figure II-1 : Diagramme d'équilibre stable Fe-Ni [Jones49] _____	48
Figure II-2 : Diagramme métastable Fe-Ni [Jones49] _____	49
Figure II-3 : Les traitements thermiques du maraging _____	50
Figure II-4 : Durcissement obtenu par addition de Co-Mo [Total13] _____	50
Figure II-5 : Image MEB des poudres (Grossissement X100) _____	52
Figure II-6 : Paramètres de fabrication des éprouvettes _____	55
Figure II-7 : Montage de l'essai de dilatométrie _____	55
Figure II-8 : Evolution de la dilatation en fonction de la température _____	56
Figure II-9 : Schématisation du changement de phase (martensite / austénite) _____	57
Figure II-10 : Montage des essais de traction à chaud _____	59
Figure II-11 : Consigne et paramètres expérimentaux _____	59
Figure II-12 : Evolution du module de Young en fonction de la température _____	60
Figure II-13 : Limite élastique et à la rupture en fonction de la température _____	61

Figure II-14 : Courbes de traction en fonction de la déformation plastique pour différentes températures _____	61
Figure III-1 : Microstructure d'une pièce fabriquée par procédé SLM _____	64
Figure III-2 : Problème de configuration d'éléments [Pilipenko01] _____	65
Figure III-3 : Stratégie du laser et géométrie _____	66
Figure III-4 : Principe du calcul découplé _____	67
Figure III-5 : Flux de chaleur volumique _____	71
Figure III-6 : Conditions aux limites thermiques _____	72
Figure III-7 : Conditions aux limites mécaniques _____	74
Figure III-8 : Evolution du module de Young en fonction de la température _____	75
Figure III-9 : Courbes de traction en fonction de la déformation plastique pour différentes températures _____	75
Figure III-10 : Cartographie de la température pour la première couche à différents instants	77
Figure III-11 : Profil de température le long de l'axe A-A _____	78
Figure III-12 : Cartographie et profil de la température lors de la fusion de la 5 ^{ème} couche__	79
Figure III-13 : Cartographie du flux thermique _____	80
Figure III-14 : Evolution de la température pour la première couche lors du procédé _____	80
Figure III-15 : Evolution de la température de plusieurs couches lors du procédé _____	81
Figure III-16 : Direction des composantes des contraintes _____	82
Figure III-17 : Cartographie de la contrainte de Von Mises pour la première couche _____	83
Figure III-18 : Cartographie de la contrainte σ_{zz} pour la première couche _____	84
Figure III-19 : Cartographie des contraintes σ_{xx} , σ_{yy} et σ_{zz} à la fin de la fusion de la première et de la sixième couche _____	85
Figure III-20 : Cartographie des contraintes σ_{xy} , σ_{xz} et σ_{yz} à la fin de la fusion de la première et de la sixième couche _____	87
Figure III-21 : Profil des contraintes σ_{xx} et σ_{zz} sur la surface de la pièce _____	88
Figure III-22 : Evolution des contraintes σ_{xx} et σ_{zz} en fonction du temps pour différentes couches _____	89
Figure III-23 : Cartographie de la contrainte hydrostatique (vue en coupe) _____	90
Figure III-24 : Profil des contraintes σ_{xx} et σ_{zz} en fonction de la hauteur à différentes couches _____	91
Figure III-25 : Cartographie de la déformation plastique cumulée (vue en coupe) _____	92
Figure III-26 : Vue en coupe du déplacement suivant y à la fin du procédé _____	93
Figure IV-1 : Les techniques de mesures des contraintes résiduelles _____	96
Figure IV-2 : Résolution et pénétration des différentes techniques [Rossini12] _____	98
Figure IV-3 : Technique du retraitement de couches successives _____	98
Figure IV-4 : Principe de la méthode par ajout de couche _____	99
Figure IV-5 : Répartition des contraintes lors de l'ajout d'une couche _____	100
Figure IV-6 : Plaque instrumentée _____	103
Figure IV-7 : Dispositif expérimental _____	104
Figure IV-8 : Evolution et relevé des déformations principales et de la température au cours du procédé pour le support 1 _____	105

Figure IV-9 : Distribution des contraintes pour une hauteur de fabrication de 5 mm (gauche) et 10 mm (droite)	107
Figure IV-10 : Distribution des contraintes avant et après débridage des supports	107
Figure IV-11 : Système de mesure ROMER	108
Figure IV-12 : Distorsions de la surface des supports	109
Figure IV-13 : Géométrie, maillage et conditions aux limites mécaniques de l'ensemble support / pièce	109
Figure IV-14 : Comparaison de la distribution des contraintes mesurées expérimentalement par rapport à celles obtenues par simulation numérique	110
Figure IV-15 : Champs de déplacement suivant y sur la face inférieure du support	111
Figure V-1 : Cartographies des contraintes σ_{xx} et σ_{zz} pour les différentes épaisseurs de supports	115
Figure V-2 : Cartographies de la déformation plastique cumulée pour les différentes épaisseurs de supports	116
Figure V-3 : Différentes géométries de support (avec embase ou colonnes)	117
Figure V-4 : Comparaison des contraintes σ_{zz} pour différentes formes de supports	118
Figure V-5 : Comparaison de la déformation plastique cumulée pour différentes formes de supports	119
Figure V-6 : Les différentes trajectoires laser étudiées	120
Figure V-7 : Cartographies des champs de température pour les différentes trajectoires laser à un instant t	121
Figure V-8 : Cartographies des contraintes de Von Mises pour les différentes trajectoires à la fin de la fabrication	122
Figure V-9 : Cartographies du champ de déformation plastique cumulée pour différentes trajectoires à la fin de la fabrication	123
Figure V-10 : Dimensions et maillages du modèle pour 40 μm et 20 μm	124
Figure V-11 : Evolution de la température de la première couche	125
Figure V-12 : Cartographie des contraintes σ_{xx}	125
Figure V-13 : Cartographie des déformations plastiques cumulées	126
Figure V-14 : Evolution de la température de la première couche	127
Figure V-15 : Cartographies des contraintes σ_{xx} de la pièce en construction	128
Figure V-16 : Evolution des contraintes σ_{xx} en fonction de la hauteur A-A	128
Figure V-17 : Cartographies des déformations plastiques cumulées entre un support chauffé à 40°C et 800°C	129

Liste des Tableaux

Tableau I-1 : Matériaux métalliques _____	20
Tableau I-2 : Absorptivité des aciers [Santos06] _____	21
Tableau I-3 : Caractéristiques de la machine EOS _____	24
Tableau I-4 : Origine des contraintes résiduelles pour différents procédés _____	27
Tableau II-1 : Composition chimique du maraging _____	49
Tableau II-2 : Propriétés thermiques de l'acier 18Ni-300 _____	51
Tableau II-3 : Coefficient de dilatation thermique pour les différentes phases _____	57
Tableau II-4 : Paramètres expérimentaux _____	57
Tableau II-5 : Coefficients de dilatation thermique, températures de changement de phases et variation volumique pour différentes vitesses de température _____	58
Tableau III-1 : Instruction de déroulement du modèle SLM _____	68
Tableau III-2 : Nombre d'éléments du maillage _____	70
Tableau III-3 : Paramètres thermiques du procédé _____	72
Tableau III-4 : Propriétés thermiques des matériaux _____	73
Tableau III-5 : Propriétés mécaniques de la poudre _____	74
Tableau III-6 : Temps de calcul et taille des fichiers résultats _____	76
Tableau III-7 : Température atteinte lors de la fusion des couches et après refroidissement _____	82
Tableau IV-1 : Comparaison des différentes techniques [Rossini12] _____	97
Tableau IV-2 : Paramètres expérimentaux _____	104
Tableau V-1 : Paramètres du procédé pour l'étude de l'épaisseur du support _____	114
Tableau V-2 : Température atteinte lors de la fusion des couches et après refroidissement pour les deux épaisseurs de support _____	114
Tableau V-3 : Températures atteintes après refroidissement des couches _____	118

Glossaire

AF	Additive Fabrication
CAO	Conception Assistée par Ordinateur
CCM	Crack Compliance Method
DF	Direct Fabrication
DM	Direct Manufacturing
DMD	Direct Metal Deposition
DMLS	Direct Metal Laser Sintering
FDM	Fused Deposition Modeling
LENS	Laser Engineered Net Shaping
LOM	Layered Object Manufacturing
Nd: YAG	Neodymium-doped Yttrium Aluminium Garnet
PEP	Pôle Européen de la Plasturgie
RM	Rapid Manufacturing
RP	Rapid Prototyping
RT	Rapid Tooling
SEBM	Selective Electron Beam Melting
SLA	StereoLithography Apparatus
SLM	Selective Laser Melting
SLS	Selective Laser Sintering
STL	STereoLithography
TGM	Temperature Gradient Method

Chapitre I

Etude bibliographique

1.1. Introduction

Une description des différents procédés de fabrication additive, utilisés dans l'industrie, sera abordée dans un premier temps, avec ses applications, ses avantages et ses inconvénients. Ensuite, l'origine des contraintes résiduelles dans les pièces fabriquées par fusion laser de poudres métalliques (SLM) sera évoquée. Enfin, l'état de l'art, qui s'appuie sur l'ensemble des études expérimentales et numériques concernant l'apparition de ces contraintes, passe en revue les différentes modélisations des procédés additifs ainsi que leurs particularités.

1.2. La fabrication rapide

La fabrication rapide (RM : Rapid Manufacturing) est le nom donné pour désigner l'ensemble des technologies similaires utilisées pour créer des pièces physiques par déposition séquentielle de couches de matériau. Le terme prototypage rapide (RP : Rapid Prototyping) était et reste encore largement utilisé. La fabrication de pièce directement à partir de leur CAO permet une fabrication rapide très intéressante pour la validation en termes de forme lors de la phase de conception. Dans ce cas, de bonnes propriétés mécaniques des pièces ne sont pas forcément nécessaires. Ces pièces sont alors utilisées en tant que maquettes dans les bureaux d'études pour visualiser des formes, valider des assemblages afin de raccourcir la conception et le développement du produit [Santos06]. Aujourd'hui, des pièces directement fonctionnelles sont fabriquées par ces techniques, connues aussi sous les noms : d'outillage rapide (RT : Rapid Tooling), de fabrication additive (AF : Additive Fabrication), ou de fabrication directe (DF : Direct Fabrication ou DM : Direct Manufacturing).

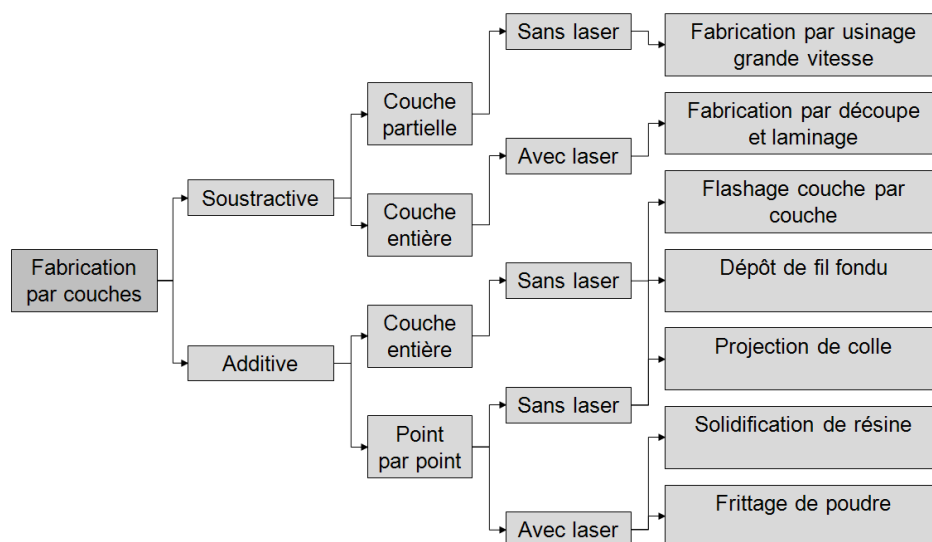


Figure I-1 : Classification des procédés de fabrication par couches

De nombreux procédés de prototypage rapide existent et peuvent être classés en deux catégories (Figure I-1 : Classification des procédés de fabrication par couche) : les méthodes soustractives, avec enlèvement de matière, et les méthodes additives, avec ajout de matière. La méthode additive est la plus couramment utilisée pour obtenir des pièces à géométries complexes. Dans ce chapitre, les procédés additifs seront particulièrement abordés, parmi lesquels se trouve le procédé SLM.

L'avantage de ces procédés est de permettre de réduire le nombre d'opérations de mise en forme, et donc de diminuer le temps de fabrication d'une pièce, ainsi que les coûts [Lenoir03]. Par ailleurs, le temps de fabrication ne dépend pas de la complexité de la pièce à produire mais seulement du volume de matériau à solidifier. L'autre avantage est la fabrication de pièces présentant des formes complexes, difficiles voir impossibles à réaliser par les techniques conventionnelles d'usinage. Par exemple, au Pôle Européen de la Plasturgie (PEP), ce procédé permet de produire des moules d'injection possédant des canaux de refroidissement au plus proche des surfaces moulantes, principe appelé aussi conformal cooling (Figure I-2 : moule d'injection d'un vase d'expansion d'automobile (Technimold)), dans le but de réduire le temps de cycle lors de l'injection [Defaux05]. Ces canaux assurent un refroidissement optimum (rapide et homogène) des pièces injectées, limitant les risques de déformations. Globalement, la fusion laser améliore la productivité en injection plastique en diminuant les temps de cycle et le temps de développement des moules.

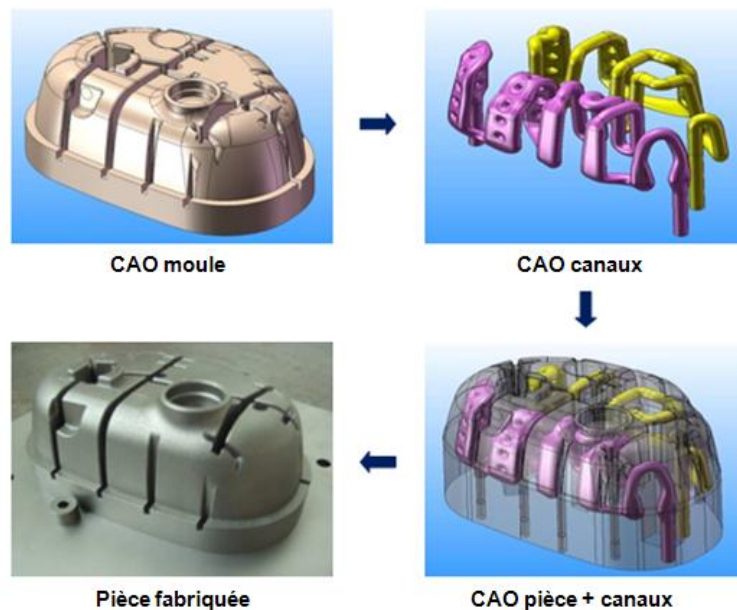


Figure I-2 : moule d'injection d'un vase d'expansion d'automobile (Technimold)

Les principales étapes des procédés typiques des techniques de Fabrication Rapide sont les suivantes :

- Création d'un modèle 3D en CAO de la pièce.
- Exportation au format STL pour le logiciel de planification qui génère le découpage de la pièce en couches minces ainsi que la trajectoire du laser pour chaque couche.

- Fabrication de la pièce sur une machine AF à partir du fichier traité.

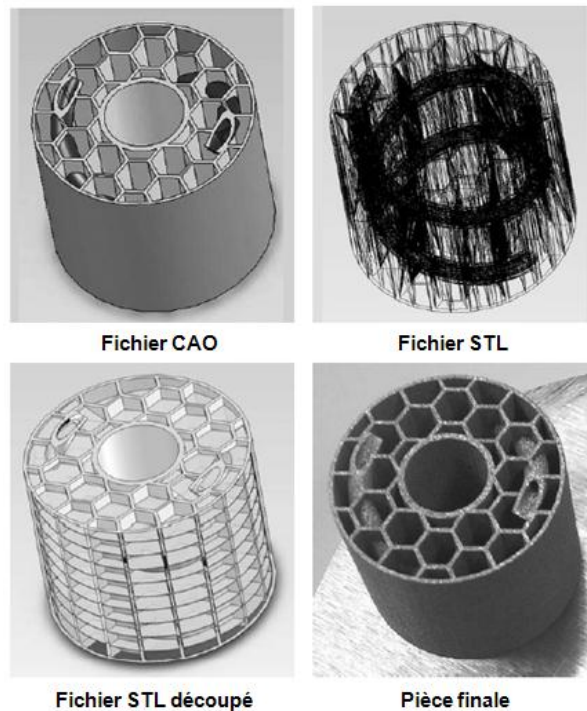


Figure I-3 : Les étapes de la Fabrication Rapide

Ce procédé permet entre autre la production de pièces unitaires personnalisées ou de petites séries. Par exemple des pièces sur-mesure utilisées dans le médical [Kruth05], la Formule 1, la bijouterie ou encore l'aérospatial (Figure I-4 : Exemples d'application). Cependant, ces procédés présentent aussi quelques inconvénients, comme par exemple le prix élevé des machines, des propriétés mécaniques différentes de celles du matériau original et un choix de matériaux limité. Les volumes de fabrication peuvent être un point bloquant ainsi que la vitesse de fabrication bien que les constructeurs essaient d'améliorer la rapidité de leurs machines.



Figure I-4 : Exemples d'application

Le tableau ci-dessous présente quelques matériaux métalliques utilisés dans la fabrication rapide (Tableau I-1 : Matériaux métalliques). Certains sont utilisés pour des applications médicales tandis que d'autres sont utilisés pour la fabrication de pièces à haute résistance mécanique (pièces d'outillage).

Tableau I-1 : Matériaux métalliques

Acier d'outillage (acier maraging)
Inconel 718
Titane ou alliage de titane : Ti6Al4V
Chrome-cobalt
Fe-Cu
Acier inoxydable

De nombreux procédés existent et il est difficile d'en obtenir une classification exhaustive. Ci-dessous sont présentés quelques technologies appartenant à la fabrication additive (Figure I-1 : Classification des procédés de fabrication) :

- La Stéréolithographie (SLA)
- Le frittage laser sélectif (SLS)
- La fusion laser sélective (SLM)
- Le dépôt de métal fondu (LENS / DMD)
- L'impression 3D (3D Printing)
- La fabrication d'objets stratifiés (LOM)
- Le modelage par dépôt de fil en fusion (FDM)

1.2.1. Le laser

Les lasers, découverts dans les années 60, font partie des sources lumineuses les plus importantes [Crafer93]. Ils sont utilisés dans de nombreuses applications industrielles et médicales. Chaque type de laser possède sa propre longueur d'onde, et est utilisé pour une opération spécifique. En terme de fonctionnement, les lasers peuvent être classés en :

- lasers à mode continu
- ou lasers à mode pulsé

Pour les modes continus, l'énergie apportée par le laser est relativement constante et ne varie pas au cours du temps. Pour les modes pulsés, comme son nom l'indique, ils se caractérisent par des impulsions périodiques d'énergie laser. Cette classification peut également être effectuée par rapport à l'état de transformation de la matière ou du procédé. Il s'agit des lasers à gaz, lasers semi-conducteurs, lasers à fibre, lasers à excimère.

Dans les procédés de fabrication utilisant un laser, deux types sont principalement utilisés, les lasers Nd:YAG (acronyme en anglais : Neodymium-doped Yttrium Aluminium Garnet) et les lasers CO₂. En fabrication additive, les UV (Ultraviolet) sont aussi utilisés dans le procédé de stéréolithographie (avec la photopolymérisation), et les IR (Infrarouge) dans les procédés de frittage et de fusion laser sélective. La figure ci-dessous montre une classification

des différents types de lasers (Figure I-5 : Classification des lasers). La principale différence entre ces deux lasers vient de leur longueur d'onde, le laser Nd:YAG possède une longueur d'onde de 1.06 μm tandis que le laser CO₂ possède une longueur d'onde de 10.6 μm . L'absorptivité varie selon la longueur d'onde. Le tableau ci-dessous (Tableau I-2 : Absorptivité des aciers [Santos06]) présente l'absorptivité de quelques matériaux métalliques pour ces deux types de laser utilisés dans la fabrication rapide de poudres métalliques (Santos, 2006).

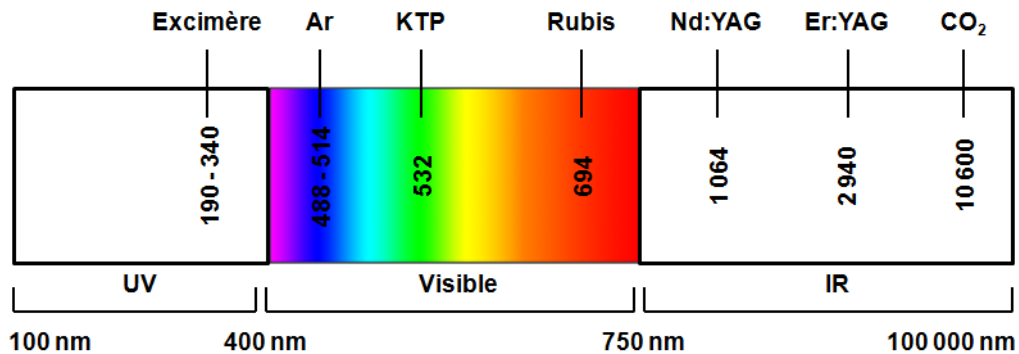


Figure I-5 : Classification des lasers

Tableau I-2 : Absorptivité des aciers [Santos06]

Matériaux	Laser Nd:YAG ($\lambda = 1.06 \mu\text{m}$)	Laser CO ₂ ($\lambda = 10.6 \mu\text{m}$)
Cu	0.59	0.26
Fe	0.64	0.45
Sn	0.66	0.23
Ti	0.77	0.59
Pb	0.79	
Alliage de Co (1% C; 28% Cr; 4% W)	0.58	0.25
Alliage de Cu (10% Al)	0.63	0.32
Alliage de Ni I (13% Cr; 3% B; 4% Si; 0.6% C)	0.64	0.42
Alliage de Ni II (15% Cr; 3.1% Si; 4%; 0.8% C)	0.72	0.51

1.3. Le procédé de stéréolithographie

La stéréolithographie (SLA) a été le premier procédé de prototypage rapide à être développé et vendu dans le commerce par la société 3D Systems [Shellbear04]. La construction des pièces se déroule sur un support positionnée à l'intérieur d'un réservoir de résine liquide photodurcissable. La première couche de la pièce est produite par déplacement du support d'une épaisseur de couche, au-dessous de la surface supérieure du liquide (Figure I-6 : Principe du procédé SLA). Un laser ultraviolet balaye la surface de la couche permettant à la résine scannée de polymériser et de se solidifier. Une fois la première couche terminée, le support est abaissé jusqu'à ce que la face supérieure de la pièce soit à nouveau en-dessous d'une épaisseur de couche de la surface du liquide. Le processus se poursuit ainsi de suite jusqu'à ce que la pièce soit achevée. La pièce est ensuite retirée du support et termine sa polymérisation dans un four [Jacobs92].

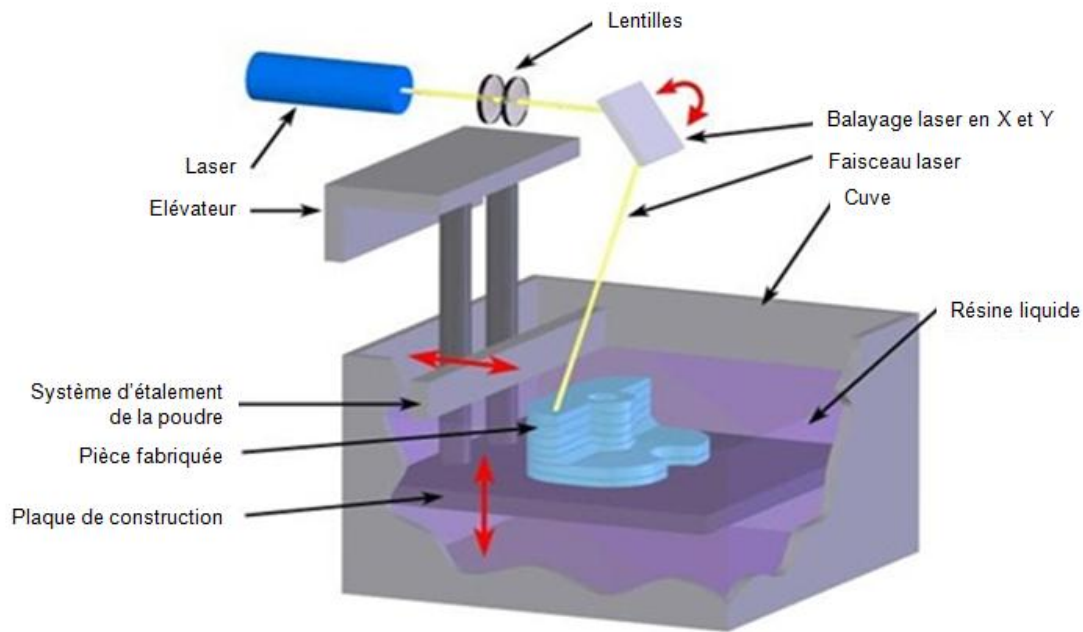


Figure I-6 : Principe du procédé SLA

Les pièces produites par procédé SLA ont besoin de structures de soutien, afin d'éviter le déplacement des pièces dans le milieu liquide lors de leur fabrication. Ces supports sont retirés après fabrication de la pièce. Cependant, l'enlèvement de ces supports provoque des écarts de tolérance dans la pièce. De plus, l'accessibilité aux structures de soutien peut être un sujet de préoccupations. Par exemple les soutiens se trouvant dans des cavités internes avec peu d'accès ne sont pas retirés [Jamal01].

1.3.1. Le procédé de frittage laser sélectif

Le procédé de frittage laser sélectif (SLS : Selective Laser Sintering) a été initialement développé à l'Université du Texas à Austin par le docteur Deckard en 1986 et commercialisé par la société DTM Corporation [Shellabear04]. Son principe de fonctionnement est similaire aux procédés de prototypage rapide, où une représentation informatique 3D de la pièce est tout d'abord générée en utilisant un logiciel de CAO, ou par imagerie tomographique. Le procédé SLS fabrique des pièces par frittage d'une poudre à l'aide d'un faisceau laser (Figure I-7 : Principe du procédé SLS). La poudre, stockée dans une réserve d'alimentation de poudre, est répartie uniformément sur le plateau à l'aide d'un rouleau pour former le lit de poudre. Ce plateau de fabrication est fixé sur un piston mobile, comme illustré sur la Figure I-7. Un motif correspondant à la tranche de la CAO est balayé par un laser sur la surface de cette poudre, fusionnant les particules de poudre entre elles et sur le support dans le cas des métaux [Santos06]. Une fois la première couche de poudre solidifiée, le support descend d'une hauteur correspondant à l'épaisseur d'une couche, puis une couche de poudre est répartie sur la partie supérieure. Le processus est répété couche par couche jusqu'à l'obtention de la pièce finale [Beaman97]. Lors du procédé SLS, la chambre de construction est alimentée en gaz pour créer une atmosphère inerte et éliminer la possibilité de dégradation ou d'explosion de la poudre [Jamal01].

Divers matériaux peuvent être utilisés pour fabriquer des pièces par procédé SLS, les polymères thermoplastiques, les céramiques et les métaux. Les pièces polymères sont produites par fusion de poudres polymères avec le laser. Les pièces céramiques peuvent être fabriquées en mélangeant les poudres de céramique avec des poudres de polymère seulement. Le laser fritte les poudres de polymère contenant les poudres de céramiques. Ce liant polymère est ensuite brûlé dans un four et la partie céramique est ensuite frittée avec du métal ajouté. Ce procédé peut être utilisé pour réaliser des pièces métalliques à partir de mélanges de poudres métalliques et polymères. Les pièces métalliques sont fabriquées à l'aide d'un puissant laser qui les fait fondre directement [Bourell94], [Wohlers09]. Cependant, ce procédé est bien maîtrisé dans le cas des polymères mais pour les métaux et les céramiques, il souffre d'un manque de précision ou de propriétés mécaniques médiocres [Jhabvala10].

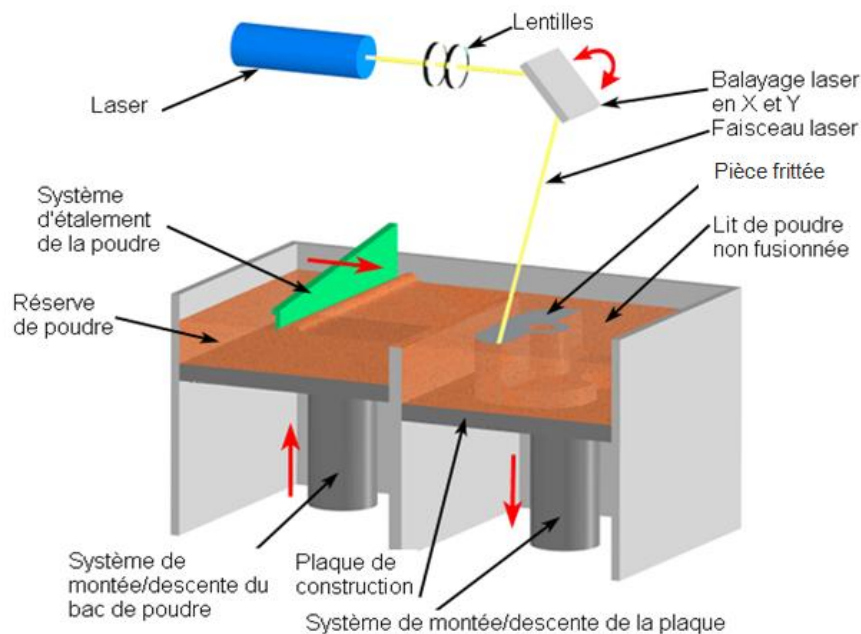


Figure I-7 : Principe du procédé SLS

D'autres études [Jepson97] présentent la production de matériaux à gradient fonctionnel dans lesquelles les propriétés des matériaux varient à travers la pièce. Une modification du système d'alimentation en poudre permet au final d'obtenir ces types de pièces.

1.3.2. Le procédé de fusion laser sélective

Le procédé de fusion laser sélective (SLM : Selective Laser Melting en anglais) utilise le même processus que le procédé SLS, à la différence que les particules sont complètement fondues sous le faisceau laser de plus forte intensité. Cette évolution s'explique par la nécessité de produire des pièces denses (100%) dues à l'apport d'énergie supplémentaire du laser, avec des propriétés mécaniques comparables à celles des matériaux de base.

Les métaux comme l'acier inoxydable, le titane, l'acier pour outillage, le chrome-cobalt et l'inconel peuvent être utilisés par le procédé SLM (Tableau I-1 : Matériaux métalliques). Cependant, le processus SLM est difficile à contrôler, en raison des fortes contraintes d'origine thermique générées au cours de la fabrication. Ci-dessous la machine de fusion laser

de poudres métalliques (Figure I-8 : Machine EOS M270) utilisée au PEP et ses caractéristiques sont présentées (Tableau I-3 : Caractéristiques de la machine EOS).



Figure I-8 : Machine EOS M270

Tableau I-3 : Caractéristiques de la machine EOS

Volume de construction	250 x 250 x 215 mm
Précision	+/- 0.05 mm
Epaisseur de couches	20 ou 40 μ m
Poudres utilisées au PEP	Acier outillage maraging (1.2709)

1.3.3. Le procédé de dépôt de métal fondu

Le procédé de dépôt de Métal Fondu (LENS : Laser Engineered Net Shaping ou DMD : Direct Metal Deposition) permet de fabriquer des pièces métalliques. Cette technique part toujours sur le principe d'empiler des couches par un dépôt de métal fondu afin de construire une pièce à partir d'un fichier CAO. Pour fondre la poudre métallique acheminée dans une buse de déposition, un laser de forte puissance est utilisé, généralement un laser Nd:YAG (Figure I-9 : Principe du procédé LENS / DMD). Le métal fondu est déposé soit par gravité, soit à l'aide d'un gaz vecteur inerte (Argon, Hélium, Azote) afin de limiter l'oxydation [Beaman97].

Cette technique permet la fabrication de pièces complexes complètement denses. Plusieurs matériaux peuvent être utilisés comme l'acier inoxydable 316L, l'inconel ou le Ti6Al4V. Un mélange de poudres de différents matériaux peut aussi être utilisé pour la fabrication de pièces multi-matériaux, à gradient fonctionnel de matériaux [Griffith97]. Le procédé LENS permet aussi d'ajouter des couches de matériaux sur des structures existantes à des fins de réparations ou de modifications géométriques en rechargeant les zones nécessaires. Les pièces obtenues peuvent être composées de plusieurs matériaux pouvant répondre à des sollicitations mécaniques ou thermiques complexes. Cependant, le procédé SLM permet de traiter des géométries plus complexes que le procédé LENS.

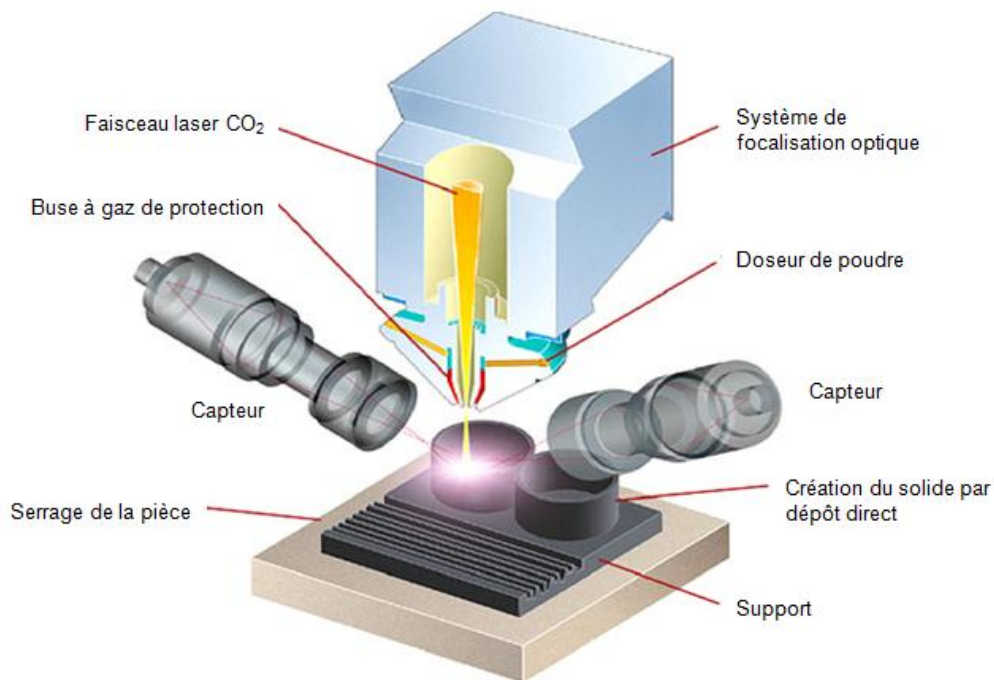


Figure I-9 : Principe du procédé LENS / DMD

1.3.4. Les procédés similaires

La fusion par faisceau d'électron sélective (SEBM : Selective Electron Beam Melting) est un procédé additif utilisant un faisceau d'électrons à la place du faisceau laser. Comme pour le procédé SLM, le métal se trouve sous forme de poudre, et il est fondu sélectivement par le faisceau d'électron. Ce procédé permet la fabrication de pièces spéciales de géométries complexes.

Il existe d'autres procédés de mise en forme similaires aux procédés additifs du point de vue de la physique (thermique, mécanique et métallurgique). Par exemple le soudage laser, permettant l'assemblage de pièces métalliques ou non (thermoplastiques), où un laser entraîne la fusion des bords des pièces à lier. Cette technique a pour objectif d'assurer la continuité de la matière à assembler.

Les procédés de traitement de surface laser, permettent le durcissement, la refonte, l'amélioration du revêtement de la surface des pièces. Le durcissement au laser s'effectue souvent en dessous de la température de fusion du matériau. La refonte laser quand à elle s'effectue au dessus de la température de fusion et est surtout appliquée dans le domaine des matériaux de moulage. Enfin, le revêtement au laser consiste à apposer un matériau étranger, par exemple un matériau à l'état de poudre, au-dessus de la température de fusion, augmentant la résistance de la pièce.

1.4. Les contraintes résiduelles

1.4.1. Origine des contraintes résiduelles

Les contraintes résiduelles sont définies comme étant les contraintes restantes dans une pièce en l'absence de toutes forces ou moments extérieurs [Totten02]. Ces contraintes peuvent être classées selon différentes échelles (Figure I-10 : Les différents niveaux des contraintes résiduelles [Radaj92]) où elles se produisent [Radaj92] :

- Type I, σ_I : celles qui se produisent à l'échelle macroscopique (à l'échelle de plusieurs grains) entraînant des variations dimensionnelles et des déformations importantes de la pièce. Ces contraintes sont aussi appelées contraintes macroscopiques homogènes.
- type II, σ_{II} : celles qui se produisent lors de la formation de phases différentes dans le matériau. Elles sont appelées contraintes microscopiques homogènes.
- Type III, σ_{III} : celles qui se produisent en raison de dislocations à l'échelle atomique, appelées contraintes microscopiques hétérogènes.

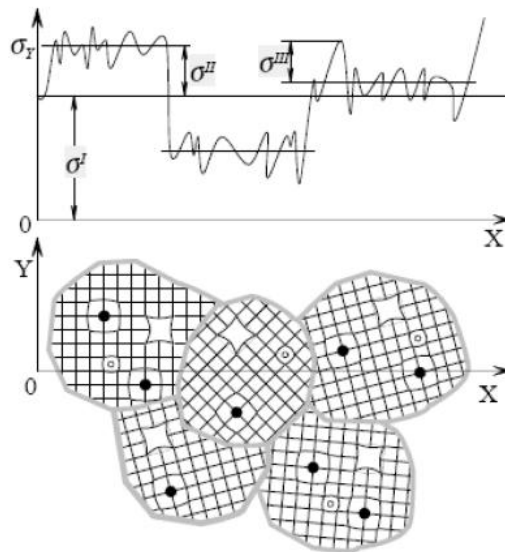


Figure I-10 : Les différents niveaux des contraintes résiduelles [Radaj92]

Les origines de l'apparition de ces contraintes résiduelles dans une pièce peuvent être diverses, et sont énumérées ci-dessous (Tableau I-4 : Origine des contraintes résiduelles pour différents procédés) pour différents procédés de mise en forme. Elles peuvent être classées en trois catégories, celles issues de gradients de température, celles générées par une déformation plastique et celles issues de transformation de phases [Pilipenko01]. Les contraintes résiduelles peuvent avoir un effet bénéfique, comme les contraintes de compression. Ces contraintes retardent la croissance des fissures car il est nécessaire d'appliquer une force de traction plus importante pour les contraindre (Figure I-11 : Profil des contraintes résiduelles et appliquées). Cependant les contraintes résiduelles sont le plus souvent préjudiciables. Les contraintes résiduelles de traction favorisent la croissance des fissures et donc le risque de

rupture d'une pièce [Vandenbroucke07]. Des opérations, thermiques ou mécaniques, permettent d'introduire des contraintes de compression à la surface de pièces améliorant ainsi la résistance à la fatigue.

Tableau I-4 : Origine des contraintes résiduelles pour différents procédés

Procédé	Origine mécanique	Origine thermique	Origine Structurale
Fonderie / moulage	Non	Gradient de température	Changement de phase
Grenailage /Pliage Choc laser / Filage Forgeage / Martelage Galetage	Déformation plastique hétérogène entre le cœur de la surface de la pièce	Gradient de température	Changement de phase
Tournage / Fraisage Perçage / Rectification	Déformation plastique due à l'enlèvement de copeaux	Gradient de température du à l'échauffement pendant l'usinage	Transformation de phase si température élevée
Trempe	Non	Gradient de température	Changement de volume du à la transformation de phase
Soudage	Bridage	Gradient thermique	Modification structurale (ZAT)
Dépôt électrolytique	Incompatibilité mécanique	Incompatibilité thermique	Composition de dépôt selon les bains

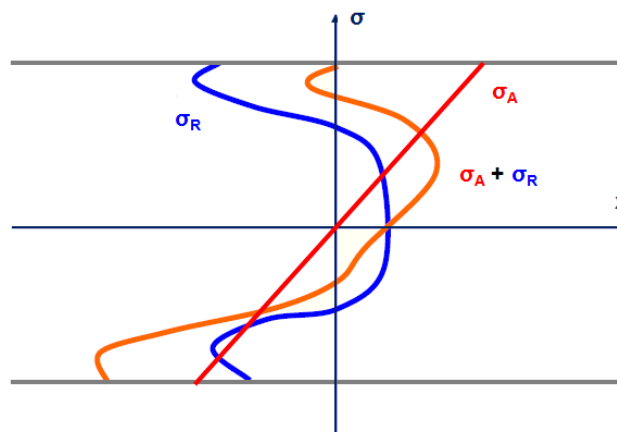


Figure I-11 : Profil des contraintes résiduelles et appliquées

1.4.2. Les contraintes résiduelles en fusion laser

Au cours du procédé SLM, l'énergie apportée par le faisceau laser est absorbée par la poudre et convertie en chaleur. Cela produit de très importants gradients de température dans la pièce fabriquée, et par conséquent des contraintes résiduelles. Les contraintes thermiques générées par les cycles d'expansion et de contraction des couches solidifiées peuvent dépasser la limite élastique du matériau. Les variations de volume issues des transformations de phase, comprenant les transformations de phases allotropiques (changement de structures cristallines) induisent aussi des contraintes résiduelles. Ces contraintes résiduelles peuvent provoquer une distorsion de la pièce, diminuer sa résistance mécanique, voir faire apparaître des fissures (Figure I-12 : Déformation et fissure dans une pièce fabriquée par fusion laser).

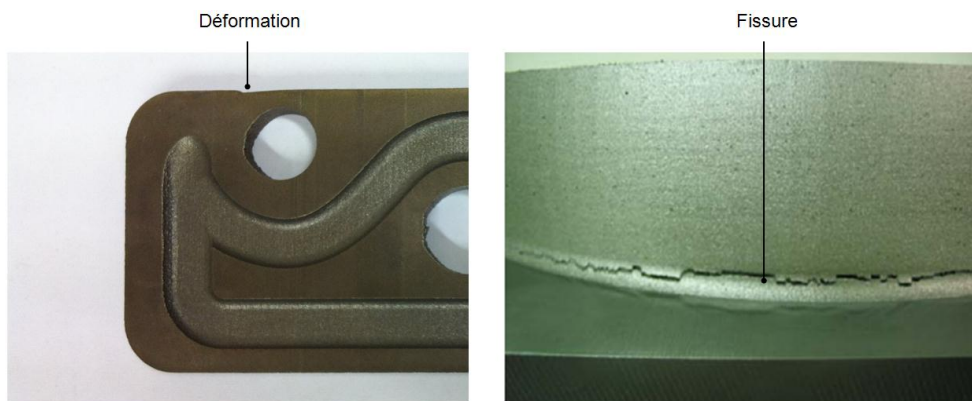


Figure I-12 : Déformation et fissure dans une pièce fabriquée par fusion laser

L'apparition des contraintes résiduelles dans les pièces issues du procédé SLM est la conséquence des mécanismes du gradient thermique (TGM : Temperature Gradient Mechanism) et du refroidissement des couches supérieures fondues [Kruth04], [Hu02], [Merçelis06]. 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. Dans ce cas, la restriction de l'expansion de la couche chauffée induit une contrainte de compression reliée à une déformation élastique et plastique dans cette zone. Lorsque la limite d'élasticité du matériau est atteinte, il y a la génération de déformation plastique de compression. Le mécanisme de refroidissement se produit quand 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. Ces deux mécanismes sont illustrés ci-dessous (Figure I-13 : Mécanisme de l'apparition des contraintes résiduelles).

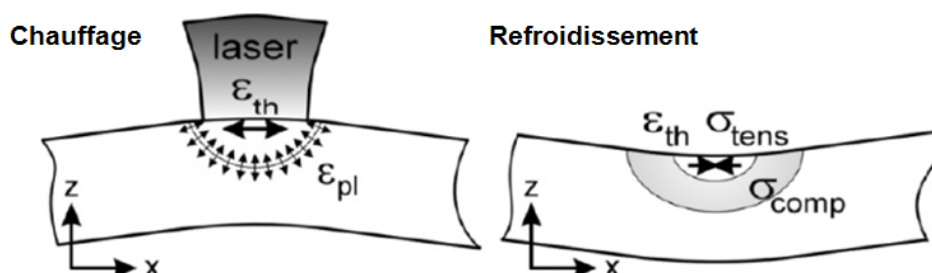


Figure I-13 : Mécanisme de l'apparition des contraintes résiduelles

Mercelis et Kruth ont utilisé la méthode de la compliance (Crack Compliance Method : CCM, pour retrouver le champ de contrainte à partir d'une mesure de déformation locale) afin de mesurer les contraintes résiduelles dans les pièces produites par le procédé SLM [Mercelis06]. Les résultats des essais montrent que les niveaux des contraintes résiduelles peuvent atteindre la limite élastique du matériau dans la zone à l'interface pièce créée / support. Ces pièces présentaient des niveaux de contraintes résiduelles plus faibles, des déformées plus importantes après avoir été retirées du support. La répartition de ces contraintes résiduelles dans les pièces montre une contrainte de traction à la surface supérieure, une contrainte de compression dans la zone centrale et une contrainte de traction sur la surface inférieure. D'après leur étude, la hauteur du support, sa rigidité ainsi que la hauteur de la pièce créée, sont les principaux paramètres qui affectent la répartition des contraintes.

La compréhension des contraintes résiduelles générées lors de la fusion laser de poudres métalliques est nécessaire afin de trouver les moyens de les réduire ou les minimiser. Cependant, ces contraintes résiduelles et ces déformations sont très complexes à prédire en raison de températures locales très élevées, et des cycles rapides de chauffe et de refroidissement.

1.5. Les paramètres des procédés additifs

Les procédés de fusion laser possèdent de nombreux paramètres d'entrée, qui peuvent être classés en trois groupes :

- Les paramètres « pièce »
- Les paramètres « machine »
- Les paramètres « matériau » (propriétés thermiques et mécaniques)
- Les paramètres « faisceau laser »

De nombreux auteurs ont étudié l'influence de ces paramètres sur la qualité des pièces obtenues. Comme par exemple la microstructure et ses propriétés mécaniques. Les principaux paramètres étudiés sont (Figure I-14 : Les paramètres de fabrication) :

- La puissance laser. Pour le cas d'un laser continu, cette puissance est constante sur la surface de la couche de poudre.
- Le diamètre du faisceau laser.
- La vitesse du laser. Le temps de fabrication de la pièce dépend fortement de la vitesse du laser.
- La hauteur de couche. Cela conditionne l'énergie du laser à apporter pour faire fondre la couche entière afin de faciliter sa fusion avec le support ou la couche précédente.

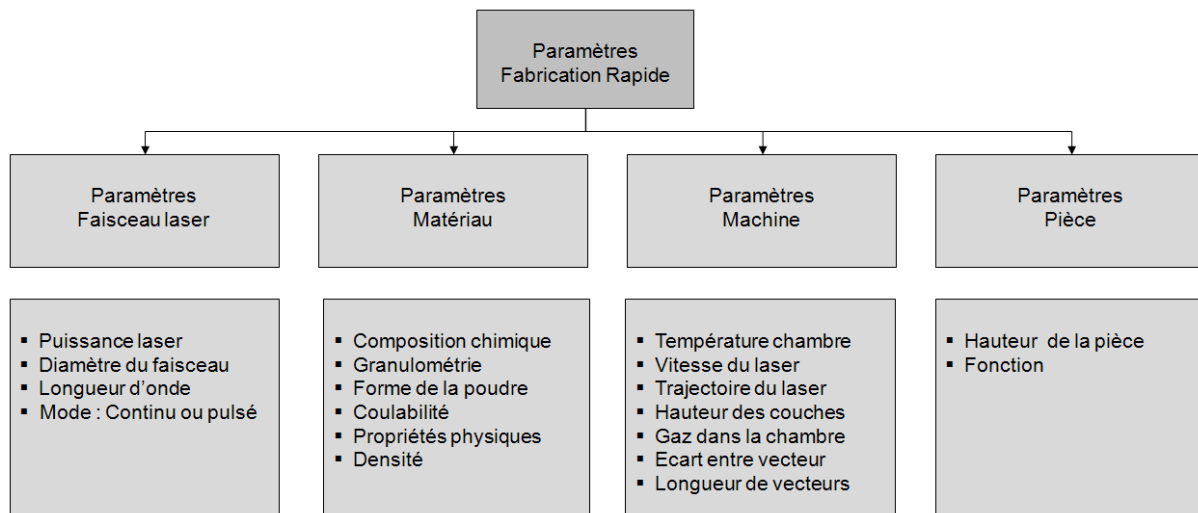


Figure I-14 : Les paramètres de fabrication

Certains de ces paramètres peuvent fortement influencer la répartition et le niveau des contraintes résiduelles dans les pièces fabriquées. Quelques uns de ces paramètres seront étudiés et présentés ultérieurement.

1.6. Mécanismes de la fusion laser des poudres

Les phénomènes physiques intervenant lors du procédé de fusion laser de poudres métalliques sont complexes et comprennent différents mécanismes comme l'interaction laser / matière, le comportement des matériaux, et le lien entre certains paramètres procédés.

1.6.1. L'interaction laser / matière

Le rayonnement laser est d'origine électromagnétique, se produisant dans le spectre de longueur d'onde infrarouge pour les types de lasers utilisés dans la fusion laser. Pour la plupart des procédés utilisant un laser, le matériau irradié absorbe une partie de l'énergie du faisceau laser, une seconde partie est réfléchi et une troisième partie, dite transmission, pénètre dans la pièce sans interaction. Les caractéristiques d'absorption, réflexion et transmission dépendent du type et de la nature du matériau.

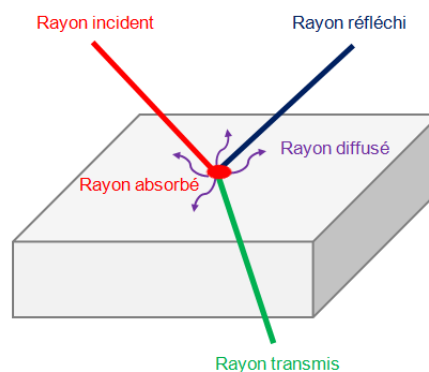


Figure I-15 : Interaction rayonnement / matière

Il est important de noter que la transmission est négligeable dans les métaux en raison de leur forte opacité [Das91]. Le faisceau laser provenant de la source incidente sur le matériau interagit avec la surface des particules à l'échelle atomique. Les analyses effectuées par Crafer et Oakley [Crafer93] montrent que l'absorption se produit sur la surface d'une couche mince d'une épaisseur de quelques atomes. Selon Tolochko [Tolochko00], la surface de couche est généralement comprise entre 0,01 μm et 1 μm pour les matériaux opaques denses.

1.6.2. L'absorption laser

Dans un atome, les électrons circulent sur des couches qui représentent différents niveaux d'énergie de l'atome. Lorsque cet atome reçoit un rayonnement électromagnétique (un photon par exemple), il l'absorbe et gagne de l'énergie, entraînant la transition d'une couche à l'autre d'électrons. Cette absorption d'énergie intervient dans le cas des métaux sur les atomes constituant les réseaux cristallins et entraîne l'agitation des particules, se traduisant du point de vue macroscopique par une augmentation de la température. La chaleur générée se diffuse dans le matériau environnant par conduction. Dans le cas de poudres de métaux, l'énergie est déposée sur la surface des grains de poudre, de l'ordre de quelques nanomètres [Fischer04a].

L'absorption permet de définir la fraction d'énergie de rayonnement captée par un corps irradié. L'absorption dépend de la longueur d'onde du laser et du matériau. Selon Frewin et Chen, elle est fonction d'un certain nombre de variables telles que l'état de surface du matériau, du niveau d'oxydation et de la température de surface [Chen07], [Frewin99]. Pour les matériaux utilisés dans les procédés SLS, l'absorption du matériau dépend fortement de l'état physique de la matière et de la longueur d'onde du laser. Le Tableau I-2 présente le coefficient d'absorption de certains matériaux métalliques pour différentes longueurs d'onde de laser. Le coefficient d'absorption est plus important pour une longueur d'onde courte, avec un laser Nd :YAG, que pour une longueur d'onde plus grande, avec un laser CO₂. Cela favorise l'utilisation de laser Nd :YAG pour des applications de fusion laser. De même, les études de Tolochko [Tolochko00] montrent que l'absorption laser des poudres métalliques ne dépend pas de la taille des grains de poudre. Ce coefficient d'absorption peut être obtenu par des techniques calorimétriques, qui mesure la chaleur absorbée, et par des techniques radiométriques, qui mesurent la réflectivité. Cependant, ce coefficient est extrêmement difficile à mesurer sur les surfaces de poudres au cours du procédé SLM. Enfin, Gusarov a réalisé de nombreuses études sur l'interaction laser / matière ayant pour objectif de déterminer les champs de température et la forme du bain de fusion pour différentes absorptions laser de la surface de poudre [Gusarov05], [Gusarov10].

Afin de simplifier la modélisation de l'absorption de l'énergie laser, la plupart des auteurs ont supposé que le coefficient d'absorption laser du matériau est constant, bien que cela soit peu probable en réalité du fait de l'atténuation de l'énergie laser absorbée avec le changement de l'état de surface (rugosité) et du matériau (solidification) au cours de la fusion. Un coefficient d'absorption non-constant et fonction de plusieurs variables rend la modélisation du problème thermique transitoire pour le procédé SLM de poudres métalliques très difficile. Des mesures expérimentales permettent cependant d'estimer cette absorbance calorimétrique avec les laser Nd :YAG pour la plupart des métaux entre 10% à 30%.

1.6.3. La solidification

Lorsque la poudre, chauffée à une température au-dessus du point de fusion du matériau, se refroidit, il y a écoulement et solidification du matériau fondu. Ce mécanisme de liaison pour le procédé SLM est différent de celui du frittage intervenant lors du procédé SLS. Au cours du frittage, la poudre est chauffée à une température proche du point de fusion du matériau. Les particules sont reliées entre elles par des cols, formant ainsi un matériau solide, présentant cependant de la porosité.

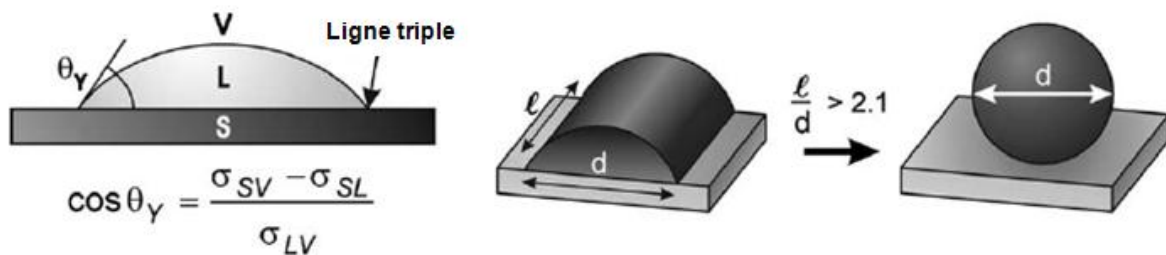


Figure I-16 : Mouillage d'un liquide sur un substrat solide et critère de « balling »

Contrairement au procédé SLS, le procédé SLM est plus difficile à contrôler. L'apport d'énergie très élevée par le laser et la fusion complète de la poudre peuvent conduire à des phénomènes de « balling » avec la formation d'amas de forme sphérique, et l'apparition de contraintes thermiques [Kruth04]. Ce phénomène de « balling » se produit lorsque la matière fondue forme une masse sphérique en raison des tensions de surface et de l'aspect géométrique de la piste balayée par le laser (rapport longueur / largeur). Cela peut provoquer une fragmentation de la piste afin de réduire son énergie de surface. Ce mécanisme du « balling » a été étudié par Tolochko [Tolochko03]. Ce phénomène est plus important au cours du procédé SLM que lors du procédé SLS, avec un contrôle de fabrication plus complexe. Une sélection appropriée des paramètres du procédé permet de prédire l'apparition de ce phénomène de « balling » [Simchi06].

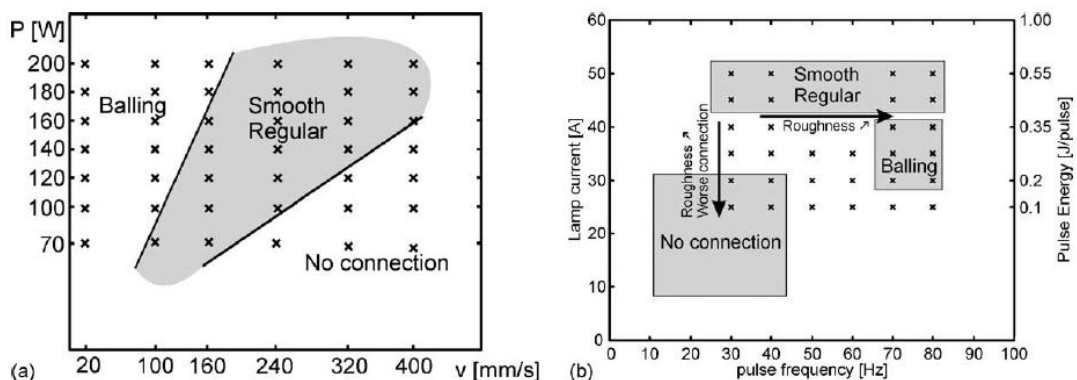


Figure I-17 : Influence de la puissance laser et de sa vitesse sur la qualité de fusion

Plusieurs auteurs, Joo et Kruth [Joo09], [Kruth04], ont étudié l'influence des paramètres du procédé, telles que la puissance du laser et sa vitesse, afin d'obtenir une meilleure stabilité lors du soudage de la poudre lorsque celle-ci est fondue par le laser. Le rapport puissance / vitesse, assimilable à une densité d'énergie, est un facteur très important déterminant la qualité

de liaison des cordons (Figure I-17 : Influence de la puissance laser et de sa vitesse sur la qualité de fusion). Plus cette densité d'énergie est importante, meilleur est la liaison des cordons. Cependant si cette densité d'énergie est trop élevée, il y a un risque de vaporisation de matière et si elle est trop faible, la fusion de la matière n'aura pas lieu.

1.7. Les phénomènes physiques mis en jeu

Le procédé SLM implique un certain nombre de domaines physiques étroitement liés entre eux dont la thermique (fusion, solidification, conduction, convection, rayonnement), la mécanique (loi de comportement, contraintes, déformations) et la métallurgie (composition des matériaux, structure cristallographique) sont les phénomènes dominants [Papadakis12], [Saint-Germain06], [Zain-ul-abdein09].

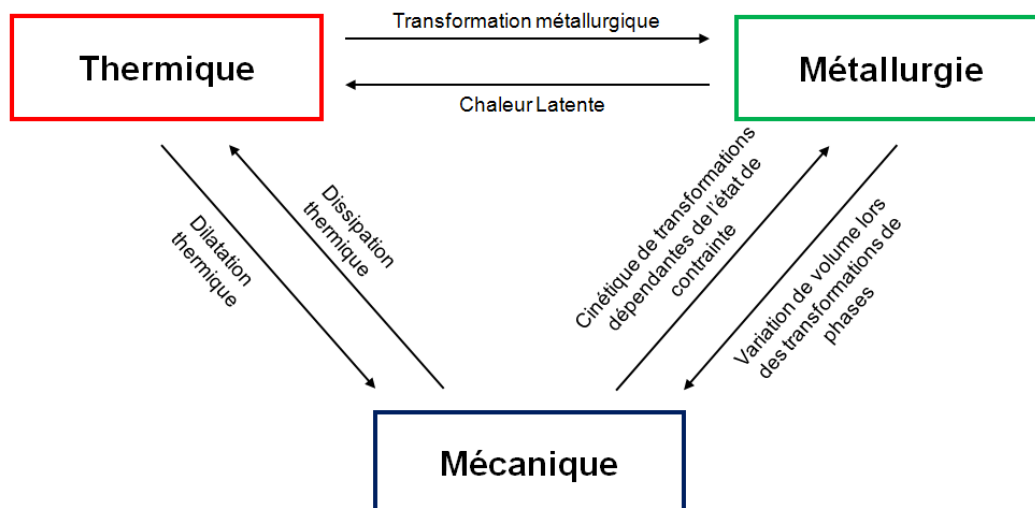


Figure I-18 : Couplage des phénomènes physiques

Ce problème multiphysique complexe donne lieu à des couplages entre les différents phénomènes :

- Le premier couplage, thermo-métallurgique, représente l'influence de la thermique sur la métallurgie et réciproquement. Les cycles thermiques, de chauffage et de refroidissement, engendrent diverses transformations métallurgiques (transformations structurales à l'état solide, changement d'état solide-liquide) entraînant des modifications microstructurales du matériau. Ces transformations s'accompagnent d'absorption ou de dégagement de chaleur, appelés chaleurs latentes de transformation.
- Le deuxième couplage, thermo-mécanique, traduit l'influence de la thermique sur la mécanique et réciproquement. Les changements de température induisent, via la dilatation thermique, des déformations et des contraintes ainsi que la variation des propriétés mécaniques du matériau avec la température. De plus, la dissipation plastique génère de la chaleur par les déformations plastiques.
- Enfin, le troisième couplage, métallo-mécanique, prend en compte la dépendance des propriétés mécaniques en fonction de l'évolution de la métallurgie. La

plasticité de transformation montre que la mécanique (état de contrainte) affecte la cinétique de transformation de phase. Réciproquement, les changements de volume, dû aux réarrangements cristallographiques, sont à l'origine de déformations de transformation.

La plupart des auteurs étudiant les procédés additifs ont limités leurs modèles numériques aux domaines thermiques et thermomécaniques. Cependant, Longuet et Wang dans leurs études sur la modélisation du dépôt laser multicouche ont pris en compte les phénomènes métallurgiques, comme les changements de phase, intervenant au cours du procédé [Longuet09], [Wang07]. D'importantes variations de température ont lieu, similaire au procédé SLM, et sont à l'origine d'une microstructure hétérogène, et de contraintes résiduelles difficiles à maîtriser.

1.8. Modélisation numérique de la thermique

1.8.1. Les études numériques et expérimentales

La prédiction des contraintes résiduelles passe par la détermination de la distribution du champ de température provenant de l'interaction du laser sur le lit de poudre. Un certain nombre de chercheurs ont mesuré expérimentalement l'évolution des températures au cours du frittage ou de la fusion laser. Gao a mesuré des températures sur la surface de poudre de polystyrène au cours du procédé SLS en utilisant un thermographe infrarouge [Gao08]. Fischer a plutôt utilisé un appareil infrarouge Raytheon afin de mesurer les températures maximales atteintes pendant le chauffage laser de poudres de titane [Fischer04b]. Jamal a utilisé des températures mesurées par capteur infrarouge afin de s'en servir comme données d'entrée dans la modélisation du procédé SLS de poudres de polycarbonate [Jamal01]. Maisonneuve a employé aussi un pyromètre laser infrarouge afin de mesurer les cycles de température au cours du procédé de projection laser de poudres métalliques [Maisonneuve06].

Lorsque le faisceau laser irradie la surface du lit de poudre, son énergie est transférée sous plusieurs formes. Le transfert de chaleur associé à l'opération de fusion laser peut être classé en trois catégories :

- L'absorption de l'énergie laser
- La dissipation de la chaleur
- Le changement de phase

Une fraction de l'énergie, déterminée à partir du coefficient d'absorption est absorbée par la poudre, tandis que le reste est réfléchi. L'énergie absorbée provoque l'augmentation de la température de la matière au delà de son point de fusion tandis que le reste est transféré par conduction dans la pièce, soit perdue par convection ou par rayonnement de la surface vers l'atmosphère (Figure I-19 : Les transferts thermiques intervenant au cours du procédé SLM). Les travaux de Badrossamay et Childs sur l'étude de la fusion laser de poudres d'acier inoxydable montrent que le principal transfert thermique est la conduction et que les pertes par convection et rayonnement peuvent être négligeables [Badrossamay07]. Cependant, dans

notre étude, nous garderons les transferts thermiques par convection et rayonnement dans notre modélisation afin d'étudier leurs effets.

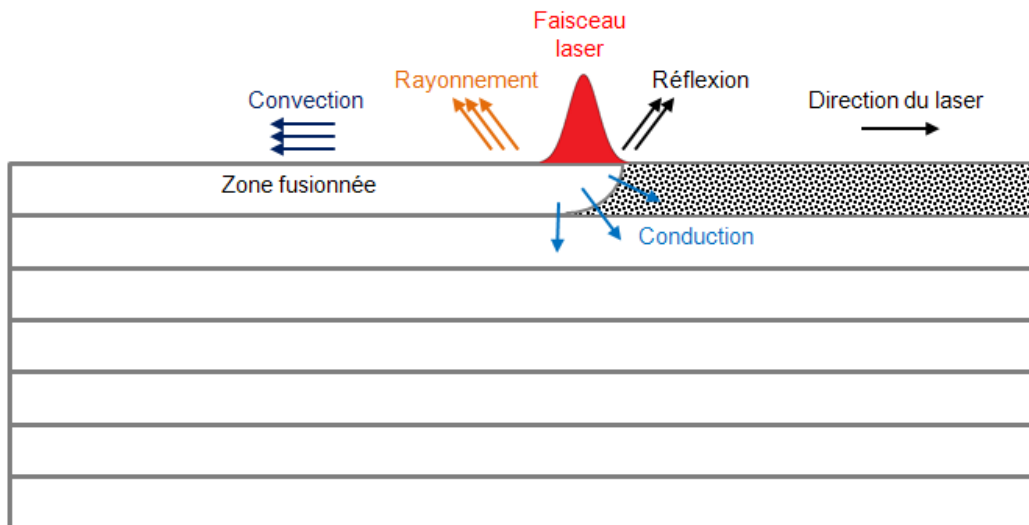


Figure I-19 : Les transferts thermiques intervenant au cours du procédé SLM

Des études numériques portant sur les procédés SLS et SLM permettent d'analyser la coalescence des poudres lors du frittage ou de la fusion par le faisceau laser. Tolochko a étudié les mécanismes de frittage de poudres de titane ainsi que les transferts thermiques intervenant [Tolochko03]. Un modèle analytique utilisant l'équation de la chaleur couplée aux cinétiques de frittage des poudres dans un repère cylindrique permet de calculer les champs de température ainsi que la taille des cols entre les particules frittées. Ces résultats sont comparés à des analyses micrographiques de poudres frittées. Shiomi présente un modèle 2D s'appuyant sur la méthode des éléments finis ayant pour objectif d'étudier la solidification de poudres métalliques irradiées par le laser lors du procédé SLS [Shiomi99]. Il discrétise à chaque impact laser les changements de forme des poudres. Defauchy a étudié la coalescence des particules sous l'effet du laser avec un modèle numérique 2D s'appuyant sur la méthode des éléments naturels contraints [Defauchy11]. Cette méthode appelée aussi C-NEM (Constrained Natural Element Method) est une approche à mi-chemin des approches sans maillage et des éléments finis. Elle est très utilisée pour la simulation numérique des procédés de mise en forme. Attar a simulé en 2D la fusion et la solidification de poudres sous l'effet d'un faisceau d'électrons [Attar11]. La méthode de Boltzmann sur réseau, appelé aussi LBM (Lattice Boltzmann Method) a été utilisée afin de prendre en compte les problèmes d'hydrodynamiques. Gürtler utilise quand à lui un modèle 3D basé sur la mécanique des fluides afin de simuler la fusion et la solidification des poudres [Gürtler13].

De nombreux auteurs ont étudié avec la méthode des éléments finis les transferts thermiques intervenant au cours des procédés de fabrication additive utilisant un laser. Les travaux de Kolossov ont porté principalement sur l'évolution de la température pour un modèle 3D du procédé SLS de poudres métalliques [Kolossov05]. Ces résultats numériques ont été comparés à des mesures de température effectuées avec une caméra infrarouge. En 2007, Patil et Yadava ont développé un modèle de prédiction du champ de température au cours de la fusion d'une seule couche de poudre composée de titane en utilisant la méthode des éléments finis [Patil07]. Dong a réalisé un modèle couplant les équations de transferts

thermiques et celles représentant le frittage de poudres [Dong09]. Ces simulations montrent la dépendance entre les températures trouvées et les paramètres du laser.

1.8.2. Modélisation thermique

L'équation de chaleur dans le domaine Ω est définie par l'équation suivante :

$$\rho \cdot C_p \cdot \frac{\partial T}{\partial t} - \text{div} (\lambda \cdot \text{grad } T) - Q_i = 0 \text{ sur } \Omega \quad \text{Eq. I-1}$$

En appliquant les conditions d'échange sur la frontière $\partial\Omega$ définie telle que :

$$\partial\Omega = \partial\Omega_q \cup \partial\Omega_T \text{ et } \partial\Omega_q \cap \partial\Omega_T = 0 \quad \text{Eq. I-2}$$

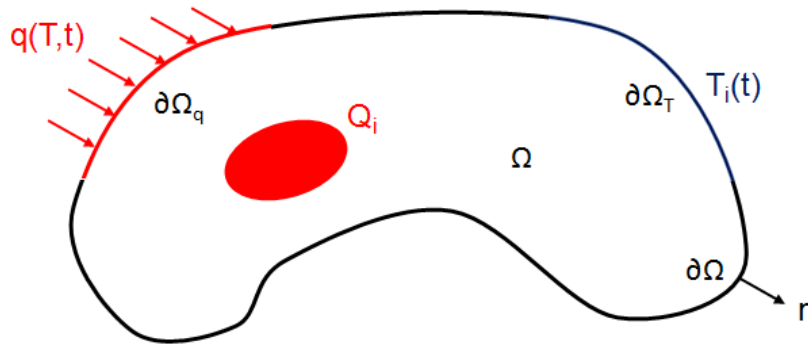


Figure I-20 : Décomposition thermique des frontières du domaine

L'équation s'écrit :

$$(\lambda \cdot \text{grad } T) \cdot n = q(T, t) \text{ sur } \partial\Omega_q \quad \text{Eq. I-3}$$

$$T = T_i(t) \text{ sur } \partial\Omega_T \quad \text{Eq. I-4}$$

Ces équations sont les conditions de Neumann (Eq. I-3) et Dirichlet (Eq. I-4), qui consistent respectivement à imposer un flux de chaleur à la surface $\partial\Omega_q$ et une température à la surface $\partial\Omega_T$.

L'équation peut être réécrite avec une formulation enthalpique où l'enthalpie peut être définie par :

$$H_e(T) = \int_{T_0}^T \rho \cdot C_p(u) \cdot du \quad \text{Eq. I-5}$$

$$\frac{\partial H_e}{\partial t} - \text{div} (\lambda \cdot \text{grad } T) - Q_i = 0 \quad \text{Eq. I-6}$$

avec :

ρ la masse volumique en $\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$,
 C_p la chaleur spécifique en $\text{J} \cdot \text{kg}^{-1} \cdot ^\circ\text{C}^{-1}$,

λ	la conductivité thermique en $\text{W.m}^{-1}.\text{°C}^{-1}$,
T	la température en °C ,
Q_i	la source de chaleur interne en W.m^{-3} ,
$\partial\Omega_q$	la partie de $\partial\Omega$ sur laquelle le flux est appliqué,
$\partial\Omega_T$	la partie de $\partial\Omega$ sur laquelle la température est imposée,
n	la normale sortante à $\partial\Omega$
$q(T, t)$	la densité de flux surfacique, représentant la convection et le rayonnement,
$T_i(t)$	la température imposée
$H_e(T)$	l'enthalpie.

Les pertes de chaleur par convection et rayonnement constituent l'ensemble des conditions aux limites en thermiques, définies par les équations suivantes :

$$q_{\text{conv}}(t) = h. (T - T_0) \quad \text{Eq. I-7}$$

$$q_{\text{rad}}(t) = \xi. \sigma_{\text{SB}}. (T^4 - T_0^4) \quad \text{Eq. I-8}$$

avec :

h	le coefficient d'échange thermique en $\text{W.m}^{-2}.\text{°C}^{-1}$,
T	la température en °C à l'instant t ,
T_0	la température ambiante en °C ,
ξ	le coefficient d'émissivité de la surface,
σ_{SB}	la constante de Stefan-Boltzmann, $\sigma_{\text{SB}} = 5,68.10^{-8} \text{ J.°C}^{-4}.\text{m}^{-2}.\text{s}^{-1}$.

La source de chaleur peut être introduite en ajoutant un terme $Q_s(x, y, z, t)$ dépendant de l'espace et du temps au bilan thermique. Le choix de la source mobile, fonction du temps et de l'espace dans le repère lié à la plaque support, permet de résoudre le plus grand nombre des problèmes de soudage en décrivant des trajectoires complexes.

Finalement, en tenant compte des conditions aux limites et du terme source, l'équation de la chaleur à résoudre est la suivante :

$$-\lambda. \frac{\partial T(t)}{\partial n} = h. (T - T_0) + \xi. \sigma_{\text{SB}}. (T^4 - T_0^4) + Q_s(x, y, z, t) \quad \text{Eq. I-9}$$

1.8.3. Modélisation de la source laser

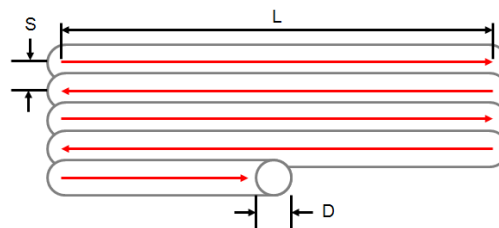


Figure I-21 : Paramètres de balayage du faisceau laser

Les paramètres qui influencent l'intensité de l'énergie délivrée à la surface de la poudre sont le diamètre du faisceau laser (D), la puissance du faisceau laser (P), la vitesse du faisceau laser (V), l'espacement du balayage (S) et la longueur du scan (L). Le faisceau laser est généralement représenté dans les études numériques par deux modèles de flux de chaleur (Figure I-22 : Modèles de flux de chaleur cylindrique et Gaussien) :

- Le premier est le modèle de flux cylindrique. Ce modèle suppose que le rayonnement laser est constant en tous points délimités par la surface du spot laser [Crafer93]. Le flux de chaleur est simplement défini par l'équation suivante :

$$Q = \frac{P}{\pi R^2} \quad \text{Eq. I-10}$$

Avec P la puissance du laser et R le rayon du faisceau. Le modèle cylindrique est utilisé par Ready pour prédire les températures à partir d'équations analytiques [Ready71]. Des chercheurs comme Bai ont appliqué ce modèle cylindrique pour prédire le champ de température lors du frittage laser de poudres métalliques [Shiomi99] et plastiques [Bai06].

- Le second, le modèle Gaussien, est le modèle d'irradiation laser le plus souvent adopté. Il utilise une distribution symétrique de l'énergie laser par rapport à l'axe du faisceau sur la surface appliquée. Dans ce modèle, la puissance est maximale au centre du faisceau et décroît de manière exponentielle vers l'extérieur. Elle est définie par Dai en tous points intérieurs au diamètre par :

$$Q(r) = \frac{2P}{\pi R^2} e^{-2r^2/R^2} \quad \text{Eq. I-11}$$

Avec P la puissance du laser, R le rayon et r la distance radiale par rapport au centre du faisceau laser. Ce modèle permet de prédire les champs de température au cours du dépôt laser de poudres de carbure de silicium [Dai05]. Patil et Contuzzi ont également utilisé un modèle Gaussien pour calculer les températures induites lors du frittage laser d'une couche de poudres de titane [Patil07] et de plusieurs couches d'acier 316L [Contuzzi11]. De même que Dong lors du frittage de poudres de polycarbonate [Dong09]. Wang a lui aussi utilisé ce modèle afin d'analyser les phénomènes thermiques intervenant au cours du procédé LENS de poudres métalliques [Wang06].

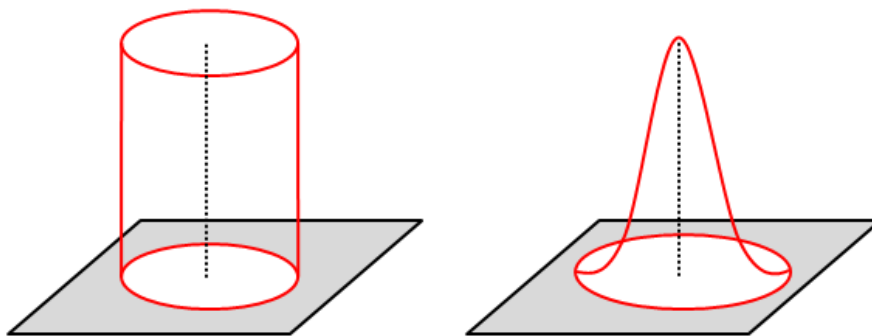


Figure I-22 : Modèles de flux de chaleur cylindrique et Gaussien

Lorsque le modèle Gaussien est utilisé dans un problème thermique numérique, l'application du flux de chaleur s'effectue aux points nodaux des éléments influencés de manière radiale à partir du centre du faisceau laser (en utilisant le système de coordonnées cylindriques). Pour représenter le mouvement de la source de chaleur, le centre du faisceau laser se déplace dans une nouvelle position et le flux de chaleur est appliqué en fonction des nouveaux points radiaux. L'emplacement et la répartition des points nodaux composant le modèle numérique sont très importants pour utiliser cette méthode. Ce principe est aussi appliqué pour le modèle de flux cylindrique, cependant ce modèle a tendance à surestimer l'énergie thermique apportée par le laser.

1.9. Modélisation numérique de la thermomécanique

1.9.1. Les études numériques et expérimentales

Cette section passe en revue les différents travaux des chercheurs qui ont réalisés des analyses thermomécaniques de procédés additifs tels que le frittage, la fusion et le rechargement laser à l'aide de modèles numériques. Ces modèles sont utilisés principalement pour éliminer les défauts du procédé qui pourraient induire des contraintes résiduelles et des déformations importantes et ainsi optimiser les paramètres de fabrication. Cela permet de réduire les coûts expérimentaux en limitant le nombre d'essais nécessaires qui sont coûteux et longs à mettre en place.

1.9.2. Modélisation mécanique

La résolution du problème mécanique consiste à déterminer le champ de déplacement vérifiant les équations d'équilibre et la loi de comportement, en tenant compte des conditions aux limites appliquées sur la frontière $\partial\Omega$. Ces conditions peuvent être soit un déplacement imposé soit une contrainte imposée.

Les équations de l'équilibre statique et le théorème de la divergence permettent d'écrire :

$$\operatorname{div} \sigma(u) + f = 0 \text{ dans } \Omega \quad \text{Eq. I-12}$$

Avec σ le tenseur du second ordre symétrique des contraintes de Cauchy et f le vecteur des forces internes volumiques. La modélisation du problème mécanique demande également des conditions aux limites et des lois de comportement qui doivent être choisies en fonction du cas modélisé. Les équations constitutives sont basées sur l'hypothèse de partition additive des déformations infinitésimales.

Afin de décrire les équations constitutives, le tenseur des déformations infinitésimales est décomposé en plusieurs parties :

- une partie élastique ε^e , où la déformation augmente linéairement avec la contrainte. Dans le cas des petites déformations pour un matériau isotrope, cette

proportionnalité s'exprime par la loi de Hooke, reliant le tenseur de Cauchy σ au tenseur des déformations ε^e par la relation de souplesse :

$$\varepsilon^e = \frac{1}{2\mu} \sigma - \frac{1}{2\mu(3\lambda + 2\mu)} \text{tr}(\sigma)I \quad \text{Eq. I-13}$$

avec μ et λ les coefficients de Lamé définis en fonction du module d'Young E et du coefficient de Poisson ν du matériau par :

$$\lambda = \frac{E\nu}{(1 + \nu)(1 - 2\nu)} \text{ et } \mu = \frac{E}{2(1 + \nu)} \quad \text{Eq. I-14}$$

- une partie thermique ε^{th} , dont les effets mécaniques sont dus aux variations de température et à la variation du coefficient de dilatation en fonction de la température.

$$\varepsilon^{\text{th}} = \int_{T_{\text{ref}}}^T \alpha(T) \cdot dt \quad \text{Eq. I-15}$$

avec T_{ref} la température à laquelle $\varepsilon^{\text{th}} = 0$.

- Une partie plastique ε^p dont l'évolution dépend du mode d'écroutissage du matériau (isotrope, cinématique, voire les deux). Par définition, la déformation plastique est celle qui correspond à la configuration relâchée :

$$\varepsilon^p = \varepsilon(\sigma = 0) \quad \text{Eq. I-16}$$

- Une partie viscoplastique ε^{vp} traduisant l'influence de la vitesse de déformation sur la réponse mécanique. L'influence des effets visqueux dépend de la nature du matériau ainsi que de sa sollicitation (vitesse de déformation, température). L'introduction d'un terme visqueux dans la loi de comportement permet de prendre en compte les l'effet de la viscosité dans la modélisation mécanique.
- Une seconde partie plastique caractérisant la plasticité de transformation ε^{pt} , définissant la déformation plastique supplémentaire au cours des transformations de phases soumises à une sollicitation mécanique. Cette déformation permanente est constatée pour une charge mécanique inférieure à la limite d'élasticité de la phase la moins dure. Dans le cas des pièces fabriquées par procédé SLM, les contraintes résiduelles présentes sont proches de la limite élastique du matériau, permettant de négliger la plasticité de transformation intervenant lors des transformations métallurgiques.

Ainsi, la déformation totale se décompose en :

$$\varepsilon = \varepsilon^e + \varepsilon^{\text{th}} + \varepsilon^p + \varepsilon^{\text{vp}} + \varepsilon^{\text{pt}} \quad \text{Eq. I-17}$$

1.9.2.1. Le critère de plasticité

Les éléments nécessaires à la modélisation du comportement plastique sont un critère de plasticité, une loi d'écoulement et une loi d'écrouissage.

Le critère de plasticité, délimitant une surface de plasticité convexe, est dite isotrope si la contrainte de chargement est invariante par changement de repère. C'est le cas du critère d'équivalence énergétique de Von Mises, qui a été utilisé par Long pour la modélisation thermomécanique de la déposition laser multicouche [Long08] :

$$f(\sigma) = \sigma_{VM} - \sigma_y \quad \text{Eq. I-18}$$

avec :

σ_y la limite d'élasticité,
 σ_{VM} la contrainte équivalente de Von Mises définie en fonction des trois contraintes principales σ_1 , σ_2 et σ_3 par :

$$\sigma_{VM} = \sqrt{\frac{1}{2}[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]} \quad \text{Eq. I-19}$$

C'est également le cas du critère de Tresca :

$$\max_{i,j} |\sigma_i - \sigma_j| = \sigma_y \quad \text{Eq. I-20}$$

A l'inverse, un critère anisotrope permet la prise en compte de l'anisotropie d'un matériau. C'est le cas du critère de Hill, le critère de Von Mises adapté aux matériaux anisotropes, défini par :

$$f(\sigma) = \sqrt{\frac{3}{2} H_{ijkl} \sigma_{ij} \sigma_{kl}} - \sigma_y \quad \text{Eq. I-21}$$

avec :

σ_y la limite d'élasticité,
 H la matrice d'anisotropie fonction du matériau.

D'autres critères de plasticité sensibles à la pression hydrostatique existent pour la prise en compte de l'endommagement ductile, par opposition aux précédents.

1.9.2.2. Loi d'écoulement

La loi d'écoulement permet la détermination de la déformation plastique une fois le seuil d'écoulement σ_s atteint, autrement dit dans la zone de déformation inélastique. Ainsi, la déformation plastique n'évolue que lorsque $\sigma = \sigma_s$ et l'on écrit $f = \sigma - \sigma_s = 0$, f étant la fonction de charge. La déformation plastique augmente seulement si f est nulle, telle que :

$$\left\{ \begin{array}{l} \dot{\varepsilon}^p = 0 \text{ si } f < 0 \\ \dot{\varepsilon}^p \geq 0 \text{ si } f = 0 \end{array} \right. \quad \text{Eq. I-22}$$

$$\left\{ \begin{array}{l} \dot{\varepsilon}^p = 0 \text{ si } f < 0 \\ \dot{\varepsilon}^p \geq 0 \text{ si } f = 0 \end{array} \right. \quad \text{Eq. I-23}$$

La vitesse de déformation plastique est déterminée d'après la loi d'écoulement par :

$$\dot{\varepsilon}^p = \dot{\lambda} \frac{\partial f}{\partial \sigma} \quad \text{Eq. I-24}$$

avec :

$\dot{\varepsilon}^p$ la vitesse de déformation plastique cumulée en s^{-1} ,
 f la fonction de charge,
 $\dot{\lambda}$ un scalaire défini par la relation de cohérence $\dot{f} = 0$ indiquant que l'état de contrainte se trouve sur la surface de plasticité.

L'évolution de la limite d'élasticité avec la déformation plastique constitue la loi d'écrouissage. La courbe d'écrouissage en traction caractérise le comportement unidimensionnel d'un matériau. La quantification de l'écrouissage d'un matériau se fait par l'identification d'un modèle de comportement.

Le choix d'un modèle de comportement se fait à partir des résultats d'essais mécaniques. La forme des boucles de chargement en traction et en compression permet de définir le mode d'écrouissage du matériau. Il existe trois modes simples d'écrouissage possibles (Figure I-23 : Représentation des différents types d'écrouissage : écrouissage isotrope, écrouissage cinématique et écrouissage mixte) :

- l'écrouissage isotrope
- l'écrouissage cinématique
- l'écrouissage mixte

Le type de modèle choisi dépend bien sûr des propriétés du matériau, mais également de l'application visée. Un même matériau peut ainsi se voir affecté des modèles de comportement très différents selon le phénomène modélisé.

- Modèle élastoplastique avec écrouissage isotrope

L'écrouissage isotrope est caractérisé par une homothétie du domaine d'élasticité dans l'espace des contraintes (figure). L'écrouissage est fonction d'une seule variable scalaire, notée R . Le critère de plasticité est défini par :

$$f(\sigma, R) = \sigma_{eq} - R - \sigma_y \quad \text{Eq. I-25}$$

- Modèle élastoplastique avec écrouissage cinématique

L'érouissage cinématique est caractérisé par une translation du domaine d'élasticité dans l'espace des contraintes (figure). L'érouissage dépend donc d'une variable tensorielle notée X . Le critère de plasticité est défini par :

$$f(\sigma, X) = |\sigma - X| - R_0 \quad \text{Eq. I-26}$$

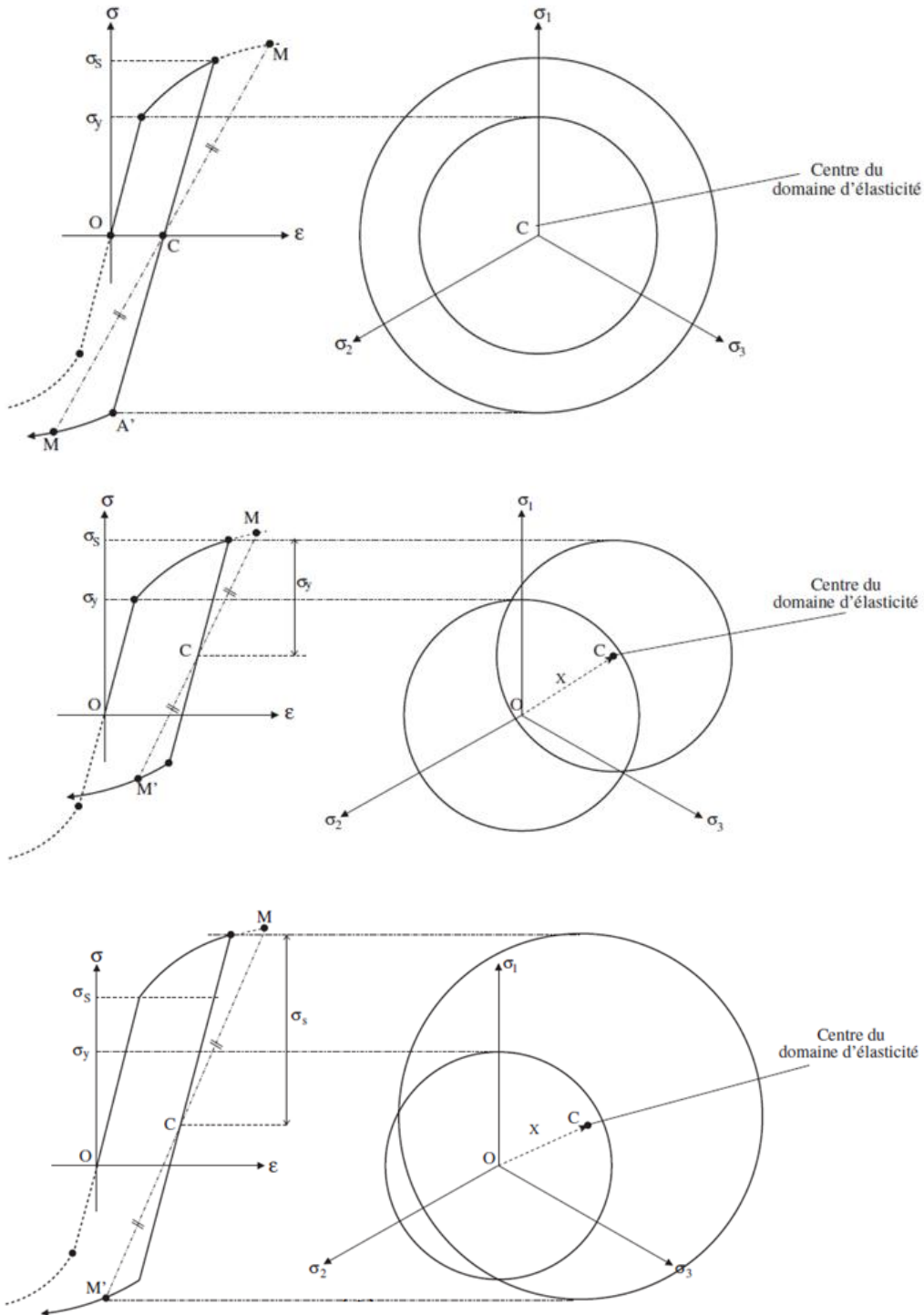


Figure I-23 : Représentation des différents types d'érouissage : érouissage isotrope, érouissage cinématique et érouissage mixte

L'érouissage cinématique est gouverné par les relations :

$$\left\{ \begin{array}{l} X = \frac{2}{3} \cdot C \cdot \alpha \end{array} \right. \quad \text{Eq. I-27}$$

$$\left\{ \begin{array}{l} \dot{\alpha} = \dot{\varepsilon}^P - \gamma \cdot \alpha \cdot \dot{p} \end{array} \right. \quad \text{Eq. I-28}$$

avec \dot{p} la vitesse de déformation plastique, α la variable cinématique et C le coefficient du terme d'érouissage cinématique.

En l'absence de terme visqueux, la relation de cohérence est donnée par :

$$\left\{ \begin{array}{l} \text{zone élastique : } f < 0 \end{array} \right. \quad \text{Eq. I-29}$$

$$\left\{ \begin{array}{l} \text{zone plastique : } f = 0 \text{ et } \dot{f} = 0 \end{array} \right. \quad \text{Eq. I-30}$$

L'érouissage cinématique non linéaire est donc donné par :

$$\dot{X} = \frac{2}{3} \cdot C \cdot \dot{\varepsilon}^P - \gamma \cdot X \cdot \dot{p} \quad \text{Eq. I-31}$$

où $\frac{2}{3} \cdot C \cdot \dot{\varepsilon}^P$ est le terme linéaire et $\gamma \cdot X \cdot \dot{p}$ le terme non linéaire.

1.9.3. Modélisation géométrique

En fonction de la complexité géométrique de la pièce à fabriquer, le procédé de fusion laser peut être représenté comme un problème 2D ou 3D. Les premières études numériques des contraintes résiduelles se sont limitées aux modèles 2D s'appuyant sur un certain nombre d'approximations. Shiomi a utilisé pour ces études un modèle 2D afin de modéliser la fusion et la solidification de poudres de cuivre au cours du procédé SLS [Shiomi99]. Matsumoto a utilisé aussi un modèle 2D en contrainte plane pour analyser le frittage d'une seule couche de poudres [Matsumoto02]. Jamal a employé un modèle 2D en déformation plane afin de prédire les déformations induites au cours du procédé SLS d'une dizaine de couches de poudres de polycarbonate [Jamal01]. Chin utilise quant à lui un modèle 2D axisymétrique afin d'étudier la déposition successive de plusieurs couches métalliques [Chin96].

Cependant, une analyse 3D des contraintes résiduelles est nécessaire car le laser possède dans la plupart des cas une trajectoire complexe qui ne présente pas de plans ou d'axes de symétrie. Cependant, la modélisation 2D est un moyen rapide et efficace de représenter et d'étudier les procédés de fusion laser. Niebling présente des modèles éléments finis 2D et 3D permettant d'analyser les champs de température et de contraintes avec le logiciel SYSWELD® au cours de procédé SLS. Le modèle 3D permet d'étudier le frittage longitudinal et transversal des poudres [Niebling02]. Les résultats issus des modèles 2D et 3D sont en accord avec les résultats expérimentaux publiés, mais le modèle 3D fournit une meilleure compréhension sur le développement et la répartition des contraintes résiduelles. Enfin, que ce soit dans le cas 2D ou 3D, les formes géométriques étudiées sont simples : parallélépipédiques.

1.9.4. Modélisation de la déposition de couche

Dans les modèles numériques de procédés de fabrication additive avec laser, l'ajout des couches de poudres en fonction du temps ont présenté un défi aux chercheurs, limitant les études à une seule couche de poudre. Par exemple Branner a modélisé le balayage de cordons distincts sur une plaque d'acier en prenant en compte des considérations géométriques [Branner10], tandis que Matsumoto a réussi à modéliser le dépôt d'une seule couche de poudre à base de nickel à l'aide d'un modèle 2D en contrainte plane [Matsumoto02]. Dans leurs travaux, ils ont supposé que le retrait et les changements géométriques sont dus seulement aux variations de l'épaisseur de la couche. Des solutions analytiques ont été utilisées afin de prédire les contraintes générées lors de l'ajout de multiples couches. Mercelis a utilisé une approche 2D pour calculer la variation des contraintes résiduelles lors de l'ajout de 5 couches de poudres métalliques sur un support en acier [Mercelis06]. Un modèle similaire a été utilisé par Shiomi afin de prédire les contraintes résiduelles générées au cours du procédé SLS de poudres d'acier au chrome-molybdène [Shiomi04]. Il a utilisé la variation des déformations du support induite lors de l'usinage, couche par couche, de la pièce, afin de remonter aux contraintes présentes dans la pièce.

L'ajout de couches multiples sera abordé dans cette thèse en utilisant la technique « element birth and death method » qui consiste à activer ou désactiver des éléments. En utilisant cette technique dans la modélisation, tous les éléments seraient créés initialement dans le modèle éléments finis, y compris ceux qui doivent être activés à des stades ultérieurs de l'analyse. Les éléments sont désactivés en multipliant les matrices de rigidité par une valeur très faible, de l'ordre de 10^{-9} (dans le logiciel ANSYS®), donc ces éléments ne sont pas supprimés. De même lorsque ces éléments sont activés, les coefficients composant la matrice de rigidité retrouvent leurs valeurs d'origine. Cette méthode est utilisée par Roberts pour la modélisation du procédé SLM de plusieurs couches de poudres métalliques [Roberts12]. De même que Long, permettant de prédire les champs de température et de contraintes dans une structure composée de 5 couches de dépôts de Ni60A [Long08]. Lundbäck a lui aussi employé cette méthode afin de modéliser le procédé de déposition métallique [Lundbäck11].

1.9.5. Les propriétés des matériaux

Une bonne connaissance des propriétés thermiques et mécaniques du matériau est nécessaire pour prédire les champs de température et de contraintes lors de la fusion laser de poudres métalliques. En prenant des propriétés matériaux dans la gamme de températures du procédé, un certain nombre de chercheurs utilisent des valeurs dites « efficaces » de ces propriétés dans leurs études numériques. Ces valeurs « efficaces » utilisées dans certain cas sont les valeurs moyennes de la propriété du matériau sur toute la plage de température, et dans d'autre cas, elles correspondent seulement aux valeurs établies à la température ambiante. Cependant, cette hypothèse ne permet pas de prendre en compte les fortes non-linéarités qui se produisent lors du changement d'état de la matière.

Afin de prédire les champs de température au cours du procédé SLS de titane, Kolossov et Boillat ont supposé différentes valeurs efficaces de la conductivité thermique [Kolossov05], [Boillat02], c'est-à-dire une conductivité dépendante de la température. Costa a utilisé des propriétés matériaux dépendant de la température pour la modélisation du dépôt laser de poudres métalliques [Costa05]. De même que Plati qui utilise les propriétés thermo-dépendantes de l'acier 304L et d'un alliage composé de 40% de Ni [Plati06]. En ce qui

concerne les propriétés mécaniques, les études de Branner portant sur le procédé SLM d'alliage de titane, ont montré que ces propriétés limitées au domaine élastique, dans son modèle, surestiment les contraintes résiduelles [Branner10]. Par conséquent, la caractérisation du comportement mécanique dans le domaine non-linéaire est un élément essentiel. Niebling et Hussein dans leurs travaux, prennent en compte des propriétés matériaux thermo-dépendantes pour simuler respectivement le frittage et la fusion laser de poudres métalliques [Niebling02], [Hussein13]. Les cinétiques de fusion et de solidification jouent un rôle important vis à vis de la microstructure finale de la pièce créée (porosités, contraintes résiduelles, dureté,...). De même que l'étalement de la poudre par le racleur a une influence sur la densité et les propriétés mécaniques de la pièce finale. Les particules sphériques assurent une bonne fluidité de la poudre ainsi qu'une bonne densité de la couche de poudre [Jhabvala10].

1.9.6. Résumé

Ce chapitre a permis de passer en revue les différentes technologies de fabrication additives, particulièrement celles utilisant un laser. De l'apparition de la stéréolithographie à la fin des années 80 à la fusion laser de poudre sélective, de nombreuses pièces ont été fabriquées pour différentes applications industrielles. Cette technologie, auparavant utilisée dans le prototypage rapide permet aujourd'hui de produire des pièces directement fonctionnelles. La fusion laser de poudres métalliques a le potentiel pour devenir un outil industriel indispensable. Cependant, une meilleure compréhension des paramètres sur les propriétés des pièces construites sont nécessaires pour améliorer leur position dans l'industrie.

L'existence de contraintes résiduelles dans les pièces fabriquées par fusion laser de poudres métalliques peut être considérée comme un obstacle quant à l'utilisation de cette technologie dans l'industrie. De nombreuses études, expérimentales et numériques, ont tenté d'aborder la question des contraintes résiduelles apparaissant au cours de ces procédés. Les études expérimentales ont permis d'étudier l'influence des paramètres opératoires sur les caractéristiques des pièces créées. Néanmoins, les moyens expérimentaux sont très coûteux et long à mettre en place, favorisant l'utilisation de modèles analytiques et numériques.

L'origine et le mécanisme de développement des contraintes résiduelles ont été identifiés. De même que les différentes modélisations thermomécaniques associées aux procédés. Le modèle de flux de chaleur, l'absorption du laser et les propriétés des matériaux dépendantes de la température sont des éléments importants pour une modélisation précise du procédé SLM. L'analyse numérique des champs de température et de contraintes calculés par les chercheurs permettent de comprendre les limites de certaines hypothèses employées. Il ressort que les caractéristiques non-linéaires liées au procédé ainsi que les moyens de calculs sont les principaux obstacles au développement de modèles numériques 3D pour la prédiction des contraintes résiduelles.

Les travaux qui vont suivre vont porter sur le développement d'un modèle thermomécanique 3D. La méthode des éléments finis sera utilisée ainsi que la technique d'ajout et de suppression des éléments, ayant pour but de représenter la solidification de la poudre fondue en un matériau solide, et cela couche par couche.

Chapitre II

L'acier maraging

2.1. Introduction

Au cours de la fusion des poudres métalliques par le laser, différents changements d'états se produisent avec le passage du matériau d'un état de poudre à un état liquide, puis le retour de l'état liquide à un état solide. Le but de ce chapitre est de caractériser le comportement thermomécanique de l'acier maraging à l'état de poudre et de solide, nécessaire dans l'établissement du modèle numérique du procédé SLM. Des essais de dilatométrie ont été effectués afin de déterminer les transformations de phases à l'état solide du matériau qui apparaissent lors du chauffage et du refroidissement. Des essais de traction isothermes ont été réalisés sur une plage de température allant de la température ambiante à 1200°C, permettant de déterminer l'érouissage du matériau, ainsi que l'effet de la température.

2.2. Caractéristiques principales

L'acier utilisé au PEP, l'acier maraging, est un acier martensitique (« mar »-aging) qui peut être durci par une opération de vieillissement (mar-« aging »). Le grade de l'acier étudié peut se présenter sous différentes désignations qui diffèrent suivant les pays :

- Ni Maraging 18% 300 ou 18 Maraging 300 pour la classification américaine
- 1.2709 pour la classification européenne
- X3NiCoMoTi 19-9-5 pour la classification allemande

Du point de vue historique, cet acier a été développé et introduit sur le marché au début des années 60 [Haenny73]. Il présente d'excellentes propriétés de résistance mécanique qui le conduisent à des applications dans l'aéronautique, l'aérospatiale (missiles, réservoir de carburant, blindage). L'acier maraging par son bon comportement à la fusion laser présente un grand intérêt dans le secteur de la plasturgie, plus particulièrement dans la fabrication de pièces d'outillage pour l'injection de polymères, pouvant atteindre des durées de vie de l'ordre du million de cycles. Le maraging possède d'excellentes propriétés qui sont :

- Une haute résistance mécanique
- Une haute résistance à la fatigue
- Une bonne soudabilité
- Peut être facilement usinable

- Peut être facilement nitruré

Son inconvénient est qu'il présente une dureté moins élevée que les autres aciers. Ce qui le rend non utilisable en tant qu'outil pour l'usinage car il ne résiste pas à l'usure et aux frottements. Enfin, l'autre point négatif est son prix élevé.

2.2.1. La composition chimique

Le tableau ci dessous (Tableau II-1 : Composition chimique du maraging) présente la composition chimique de l'acier maraging utilisé au PEP, fourni par le fabricant de la machine de fusion EOS. Cet acier possédant une faible teneur en carbone, appartient aux alliages des Fe-Ni auxquels s'ajoutent des éléments tels que le Co, Mo, Ti et de l'Al. Sa faible teneur en carbone exclut les problèmes de décarburation.

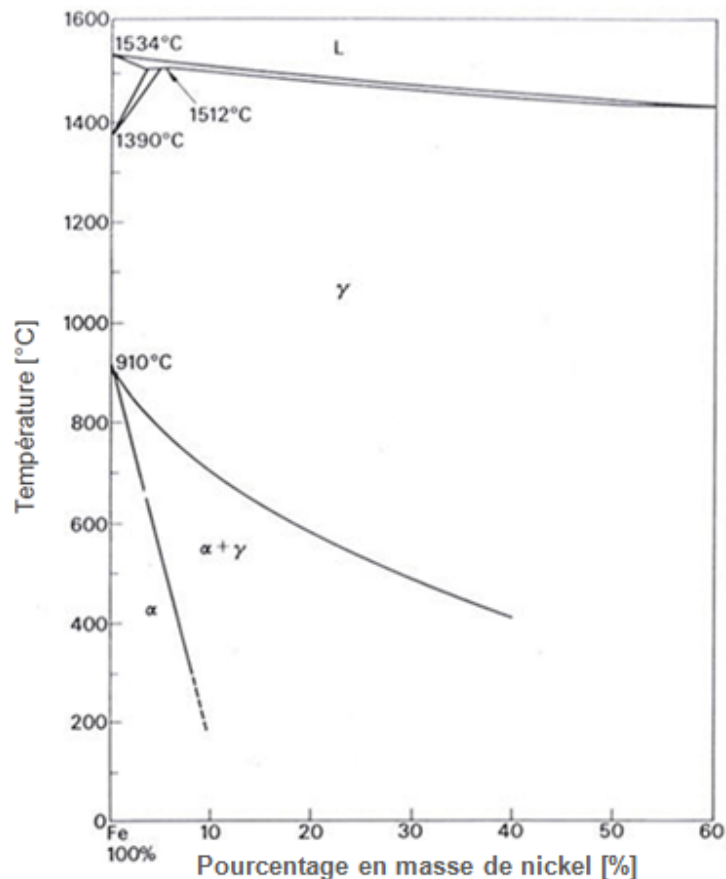


Figure II-1 : Diagramme d'équilibre stable Fe-Ni [Jones49]

Le système Fe-Ni possède un diagramme métastable et un diagramme d'équilibre stable. Ce dernier, différent du premier, est obtenu par des maintiens extrêmement longs à températures constantes, généralement défini pour des températures supérieures à 400 °C (il faut un maintien de 10 ans à 325 °C pour atteindre l'équilibre). Pour des vitesses de refroidissement plus rapide, les industriels utilisent plutôt le diagramme métastable donnant les courbes de transformation des phases austénite / martensite (Figure II-1 : Diagramme d'équilibre stable Fe-Ni [Jones49]).

Contrairement aux transformations austénite / ferrite communs dans les aciers d'outillage, les aciers maraging contenant au moins 18% de nickel ne se décomposent pas en un équilibre d'austénite et de ferrite autour de 450°C (même s'ils sont maintenus à cette température pendant de très longues périodes). Au lieu de cela, lors du refroidissement l'austénite se transforme en martensite, avec une structure cristalline cubique centrée due au faible taux de carbone [Haenny73].

Le diagramme métastable (Figure II-2 : Diagramme métastable Fe-Ni [Jones49]) présente une hystérésis entre le chauffage et le refroidissement. La structure obtenue par refroidissement à la température ambiante après mise en solution est une martensite. En fait, quelque soit la vitesse de refroidissement, la structure obtenue est toujours la même, martensitique. Il se produit une transformation par cisaillement instantanée contrairement aux transformations procédant par germination et croissance.

Tableau II-1 : Composition chimique du maraging

Éléments	Fe	Ni	Co	Mo	Ti	Al	Cr	C	Mn, Si	P,S
% masse	64,6- 69,35	17-19	8,5- 9,5	4,5- 5,2	0,6- 0,8	0,05- 0,15	0,5	0,03	< 0,1	< 0,01

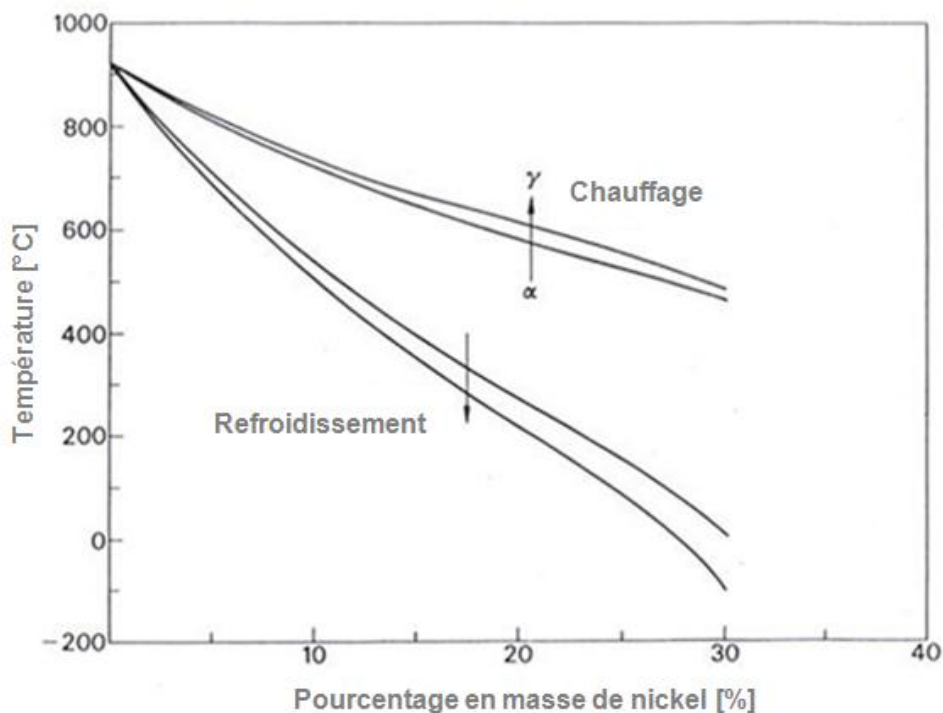


Figure II-2 : Diagramme métastable Fe-Ni [Jones49]

2.2.2. Les traitements thermiques

Deux traitements thermiques sont appliqués généralement pour cet acier, modifiant ses propriétés mécaniques (Figure II-2 : Diagramme métastable Fe-Ni [Jones49]). Le traitement de recuit, qui s'effectue pour une température de 815°C pendant 1h et le traitement de vieillissement, qui s'effectue à des températures proches de 480°C pour une durée de 3h. De

nombreux auteurs ont étudié l'influence de ces traitements thermiques sur les propriétés mécaniques de l'acier maraging [Yasa10], [Van Rooyen06], [Lee07] et [Haenny73].

Le traitement de recuit provoque la mise en solution de l'acier, sa dureté atteint environ 30 HRC à la fin du refroidissement et sa limite élastique est d'environ 1100 MPa, ce qui rend le matériau facilement usinable et déformable à froid.

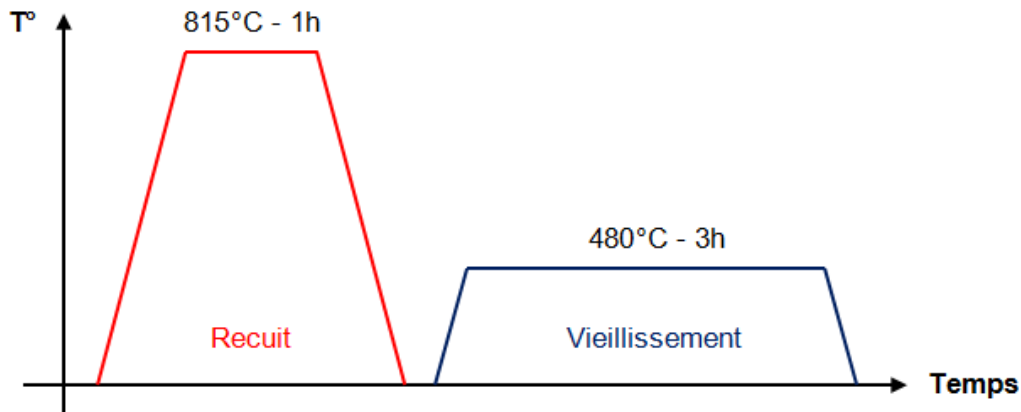


Figure II-3 : Les traitements thermiques du maraging

L'acier maraging possède un intérêt du au traitement de vieillissement permettant de le rendre plus résistant. Ce processus de vieillissement (ou durcissement par précipitation) est effectué à des températures relativement basses, comprises entre 450°C et 500°C pendant 3h. Au cours du durcissement, un grand nombre de précipités intermétalliques (Ni_3Ti , Fe_2Mo , $FeCr$ et Fe_7Mo_6) apparaissent dans la martensite, se traduisant par une augmentation de la dureté de l'acier, passant de 35 HRC à 52 HRC [Cajner10], [Kempen11]. Ce traitement de vieillissement possède une bonne stabilité dimensionnelle.

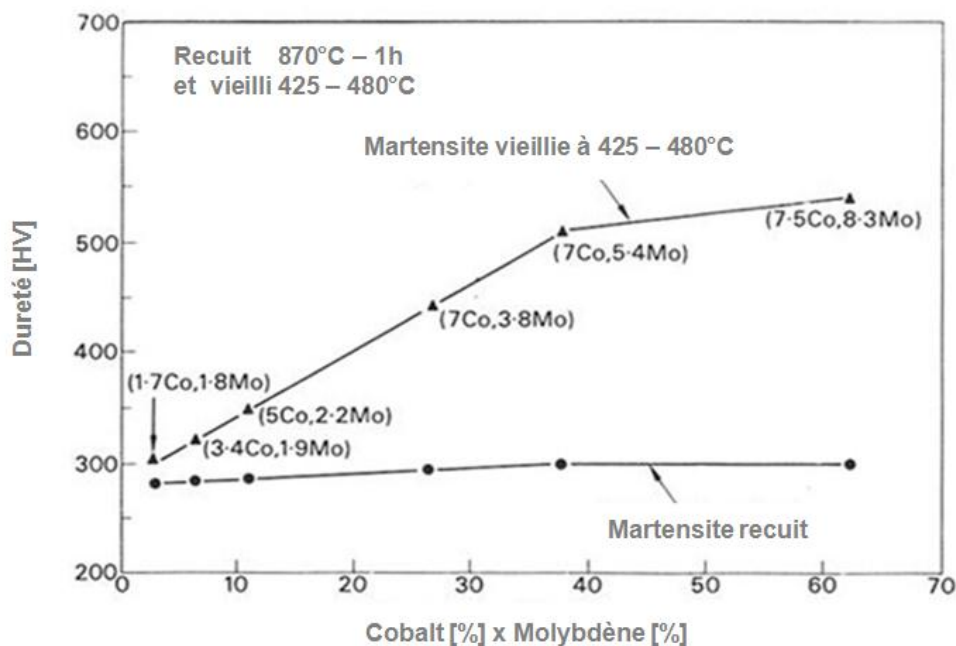


Figure II-4 : Durcissement obtenu par addition de Co-Mo [Total13]

Le mécanisme de formation de la martensite dans les alliages Fe-Ni, ainsi que le pourcentage d'austénite résiduelle modifiant les propriétés mécaniques du matériau après durcissement par vieillissement ont été étudiées dans un grand nombre d'articles [Haenny73], [Tewari00], [Li95], [Kempen11] et [Van Rooyen06]. De même, la teneur des éléments tels que le molybdène et le cobalt influencent la dureté du maraging après un traitement thermique de vieillissement [Lee05].

Au cours du procédé, le mouvement de la source laser impose de réaliser des calculs thermiques en régime transitoire. Pour effectuer ces calculs thermiques, décrites par l'équation de la chaleur du chapitre I, les propriétés thermiques de l'acier maraging telles que sa conductivité thermique, sa chaleur spécifique et sa densité sont nécessaires. Cette section passe en revue les propriétés thermiques du matériau à l'état de solide ainsi que celles du même matériau à l'état de poudre.

2.3. Les propriétés thermiques du matériau solide

2.3.1. La conductivité thermique

La conductivité thermique est la grandeur physique qui caractérise l'aptitude d'un matériau à conduire la chaleur. La conductivité thermique de l'acier maraging est d'environ $15 \text{ W.m}^{-1}.\text{°C}^{-1}$ (Tableau II-2 : Propriétés thermiques de l'acier 18Ni-300) pour une pièce fabriquée par procédé SLM en sortie de machine (sans traitement thermique). Elle est considérée indépendante de la température, c'est à dire constante quelque soit la température du matériau.

Tableau II-2 : Propriétés thermiques de l'acier 18Ni-300

Acier Maraging	Après fusion	Après vieillissement
Chaleur spécifique : C_p	$450 \pm 20 \text{ J.kg}^{-1}.\text{°C}^{-1}$	$450 \pm 20 \text{ J.kg}^{-1}.\text{°C}^{-1}$
Conductivité : λ	$15 \pm 0,8 \text{ W.m}^{-1}.\text{°C}^{-1}$	$20 \pm 1 \text{ W.m}^{-1}.\text{°C}^{-1}$
Densité : ρ	8000 kg.m^{-3}	8000 kg.m^{-3}

2.3.2. La capacité thermique massique

La capacité thermique massique, appelé aussi chaleur massique ou chaleur spécifique, représente la quantité d'énergie à apporter par échange thermique pour élever d'un degré la température de l'unité de masse d'un corps. Sa valeur vaut $450 \text{ J.kg}^{-1}.\text{°C}^{-1}$ quelque soit le traitement thermique (Tableau II-2 : Propriétés thermiques de l'acier 18Ni-300) et est prise indépendante de la température.

2.3.3. La densité

La densité est la grandeur physique qui décrit la masse par unité de volume d'un corps. Cette quantité dépend aussi de la température, cependant, choisie comme constante (Tableau II-2 : Propriétés thermiques de l'acier 18Ni-300) car la densité des pièces obtenues par fusion

laser atteint 99.98 % de celle du matériau dense. Les porosités qui peuvent apparaître au cours de la fusion ne seront pas prise en compte dans la modélisation.

2.4. Les propriétés thermiques à l'état de poudre

2.4.1. Granulométrie de la poudre

Selon Thummler et Oberacker [Thummler93], pour les procédés de frittage, le niveau de compactage des poudres détermine la densité apparente ainsi que la résistance de la pièce finale frittée, tandis que la distribution granulométrique des poudres détermine son aptitude au frittage [Simchi06]. La figure ci-dessous (Figure II-5 : Image MEB des poudres (Grossissement X100)) fournit la morphologie type des poudres, montrant que la majorité des grains de poudres sont sphériques ou quasi-sphériques. Cette morphologie sans angles vifs ou arêtes permet d'assurer l'écoulement de la poudre lors de son étalement, rendant ainsi le procédé plus efficace. La taille moyenne des grains de poudre donnée par le fournisseur EOS est de 35 μm .

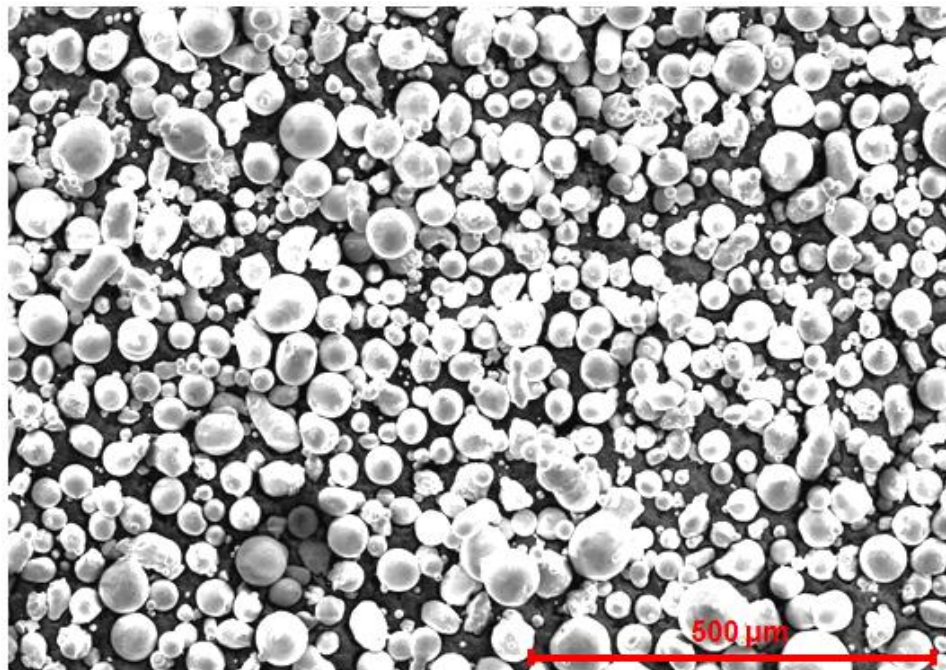


Figure II-5 : Image MEB des poudres (Grossissement X100)

2.4.2. La conductivité thermique

Une étude a montré la dépendance entre la conductivité thermique des poudres métalliques et la densité [Thummler93]. En effet, dans le lit de poudre, deux phases peuvent être identifiées (les particules de poudre et les cavités contenant du gaz). Par conséquent, les conductivités d'un matériau à l'état de poudre et à l'état de solide diffèrent grandement lorsque les particules adjacentes sont en contact sur de petites surfaces. Gurasov a proposé que la conductivité effective du lit de poudre soit fortement dépendante de la distance de contact

entre les particules [Gusarov03]. Cela peut être complété avec la prise en compte de la convection et du rayonnement existant en plus de la conduction. Ces modes de transfert peuvent être adéquatement représentés dans la conductivité effective de la poudre. Certaines relations empiriques ont été utilisées pour calculer la conductivité thermique effective d'un lit de poudre [Thummler93].

$$k = \frac{\rho_r \cdot k_s}{1 + \Phi \frac{k_s}{k_g}} \quad \text{Eq. II-1}$$

Où k_g et k_s sont respectivement les conductivités thermiques du gaz et du solide, Φ un coefficient empirique et ρ_r le rapport de la densité apparente à celle de la matière solide. Ces conductivités thermiques sont dépendantes de la température, ce qui augmente la difficulté d'établir la relation calculant la conductivité thermique effective.

Des mesures expérimentales réalisées par Rombouts ont montré que la conductivité thermique effective des poudres métalliques est contrôlée par le gaz dans les cavités (déterminée par la taille, la morphologie et la densité apparente) et est indépendante du matériau [Rombouts05]. La conductivité thermique pour des poudres métalliques de tailles comprises entre 10-50 μm varie entre 0.1 et 0.3 $\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{C}^{-1}$. Des essais de mesures effectués par Taylor sur des poudres en acier inox 316 L montrent que la conductivité thermique est comprise entre 0.08 et 0.25 $\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{C}^{-1}$ [Taylor04]. Pour notre étude, la conductivité thermique pour la poudre d'acier maraging est prise à 0.25 $\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{C}^{-1}$ quelle que soit la température.

2.4.3. La densité

La densité du maraging à l'état de poudre est nécessaire afin de réaliser les calculs thermiques. Cependant, très peu de données sur les propriétés thermiques de la poudre existent dans la littérature. Ainsi, pour définir la densité, nous supposons que la poudre est un mélange de matière solide et de gaz, en l'occurrence de l'azote. En se basant sur les données du maraging solide et d'après la loi de conservation de l'énergie, on peut déduire les équations suivantes, avec E l'énergie, m la masse, ρ_{sol} la masse volumique du matériau solide, ρ_{gaz} la masse volumique de l'air, V_{sol} le volume du solide, V_{gaz} le volume d'air, $C_{p \text{ sol}}$ la capacité thermique massique du solide, $C_{p \text{ gaz}}$ la capacité thermique massique de l'air et ΔT la variation de température :

$$m \cdot C_p \cdot \Delta T = E \quad \text{Eq. II-2}$$

$$\rho \cdot V \cdot C_p \cdot \Delta T = E \quad \text{Eq. II-3}$$

$$\rho_{\text{sol}} \cdot V_{\text{sol}} \cdot C_{p \text{ sol}} \cdot \Delta T + \rho_{\text{gaz}} \cdot V_{\text{gaz}} \cdot C_{p \text{ gaz}} \cdot \Delta T = \rho_{\text{eq}} \cdot V_{\text{eq}} \cdot C_{p \text{ eq}} \cdot \Delta T \quad \text{Eq. II-4}$$

$$V_{\text{sol}} + V_{\text{gaz}} = V_{\text{eq}} \quad \text{Eq. II-5}$$

$$V_{\text{sol}} = V_{\text{gaz}} = V \quad \text{Eq. II-6}$$

$$\rho_{\text{gaz}} \ll \rho_{\text{sol}} \quad \text{Eq. II-7}$$

$$\rho_{\text{gaz}} \cdot V_{\text{gaz}} \text{ est négligeable} \quad \text{Eq. II-8}$$

$$\rho_{\text{eq}} = \frac{\rho_{\text{sol}} \cdot V_{\text{sol}} + \rho_{\text{gaz}} \cdot V_{\text{gaz}}}{V_{\text{sol}} + V_{\text{gaz}}} = \frac{\rho_{\text{sol}}}{2} \quad \text{Eq. II-9}$$

Par conséquent, la densité du maraging à l'état de poudre correspond à la densité du matériau à l'état solide, 8000 kg.m^{-3} divisée par deux, soit 4000 kg.m^{-3} .

2.4.4. La capacité thermique massique

Pour le calcul de la capacité thermique massique du maraging à l'état de poudre, nous utilisons l'Eq. II-4 et l'Eq. II-6.

$$C_{p \text{ eq}} = \frac{\rho_{\text{sol}} \cdot C_{p \text{ sol}} \cdot V}{2 \cdot V \cdot \rho_{\text{eq}}} \quad \text{Eq. II-10}$$

$$C_{p \text{ eq}} = C_{p \text{ sol}} \quad \text{Eq. II-11}$$

Nous obtenons finalement l'égalité entre la capacité thermique massique équivalente et la capacité massique thermique du matériau solide.

2.5. Les propriétés thermomécaniques

Les fiches issues des fournisseurs de poudres donnent quelques propriétés thermiques et mécaniques du maraging à température ambiante, cependant il est nécessaire d'établir une base de données matériaux plus complète afin de modéliser au mieux le procédé SLM.

2.5.1. Le coefficient de dilatation thermique

L'un des paramètres matériaux important à prendre en compte dans notre modèle mécanique est le coefficient de dilatation thermique. Ce coefficient intervient dans l'expression de la déformation thermique en fonction de la température. Ce phénomène de dilatation est à l'origine de la création des déformations et contraintes résiduelles que nous souhaitons étudier.

2.5.1.1. Les essais de dilatométrie

Le principe de l'essai de dilatométrie consiste à mesurer les variations de diamètre ou de longueur d'une éprouvette en fonction de la température et du temps. Ces mesures permettent de déterminer les changements de phases se produisant lors de la chauffe et du refroidissement ainsi que le coefficient de dilatation des phases détectées. Ces propriétés ainsi déterminées seront intégrées dans notre modélisation numérique.

Le laboratoire MATEIS de L'INSA de Lyon possède une machine de mesure, la Gleeble, permettant de réaliser des essais de dilatométrie à des vitesses de chauffage très élevées (pouvant aller jusqu'à 1000 °C.s^{-1}) de façon à se rapprocher des vitesses engendrées par le procédé (de l'ordre de 10^7 °C.s^{-1}). Le refroidissement s'effectue quand à lui à 5 °C.s^{-1} . Les éprouvettes utilisées sont des cylindres pleins de diamètre 6 mm et de longueur 60 mm fabriquées en fusion. Des auteurs montrent que le sens de construction au cours de la fabrication peut modifier les caractéristiques thermomécaniques du matériau [Branner10]. Dans notre cas, les éprouvettes composées d'acier maraging, sont fabriquées par fusion laser sélective dans le sens vertical (90° par rapport au support) sur la machine EOS M270 (Figure II-6 : Paramètres de fabrication des éprouvettes). Les éprouvettes fabriquées n'ont pas été traitées thermiquement par recuit ou vieillissement.

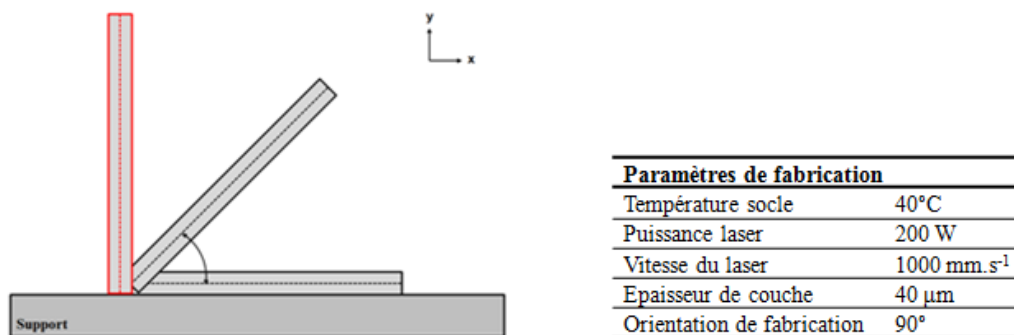


Figure II-6 : Paramètres de fabrication des éprouvettes

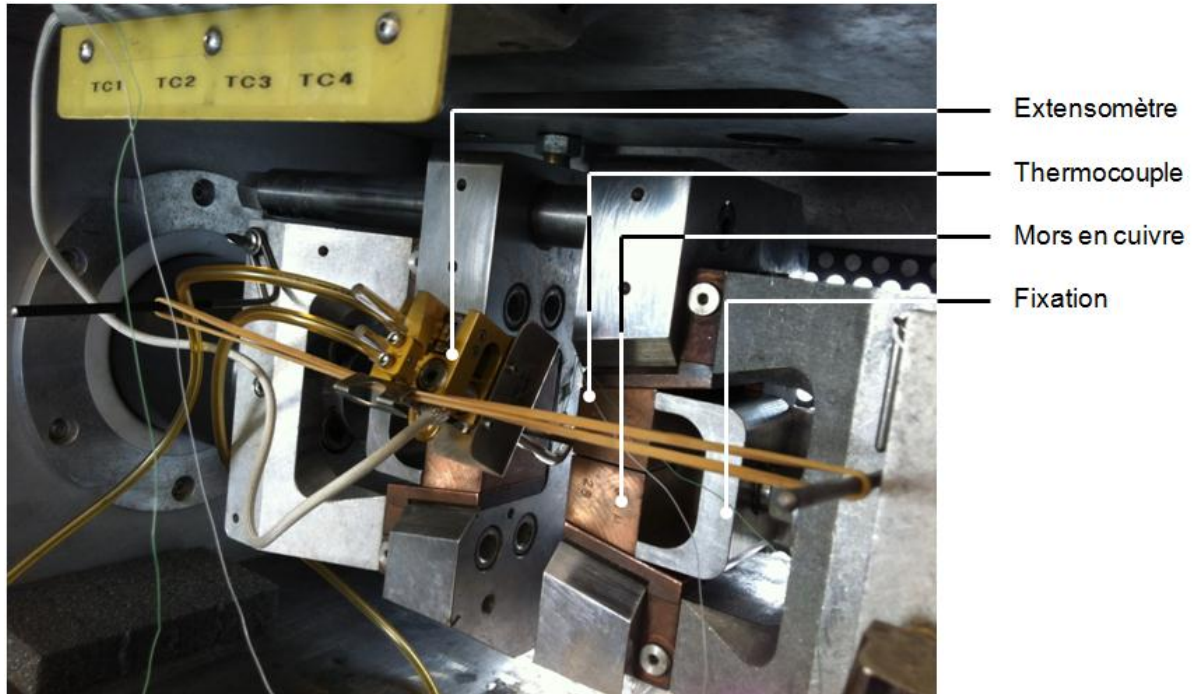


Figure II-7 : Montage de l'essai de dilatométrie

L'éprouvette est montée dans la machine Gleeble entre de deux paires de mors en cuivre, permettant de faire circuler un courant électrique pour chauffer l'échantillon par effet Joule. Ces mors sont refroidis par conduction. Le refroidissement peut être libre ou forcé mais à des vitesses très lentes. La température est mesurée et contrôlée à l'aide d'un thermocouple

de type K (Chromel / Alumel) gainé par des tiges en alumine et soudé au milieu de l'éprouvette à sa surface. Au cours de l'essai, le chauffage se concentre dans la zone utile de l'éprouvette. Les déformations thermiques sont mesurées à l'aide d'un extensomètre refroidi par air qui mesure la variation du diamètre au cours de l'essai (Figure II-7 : Montage de l'essai de dilatométrie). Les dilatométries sont réalisées sous air ambiant (pas d'atmosphère neutre ou de vide) pour une température maximale de consigne de 1000°C.

Le graphique ci-dessous présente l'évolution de la déformation radiale de l'éprouvette en fonction de la température lors d'un cyclage thermique de 5 cycles pour une vitesse de montée en température de 1000°C.s⁻¹.

Plusieurs paramètres peuvent être identifiés :

- As : la température à partir de laquelle commence la transformation de la phase martensitique en phase austénitique
- Af : la température de fin de la transformation austénitique
- Mf : correspondant à la température de début de la transformation de l'austénite en martensite

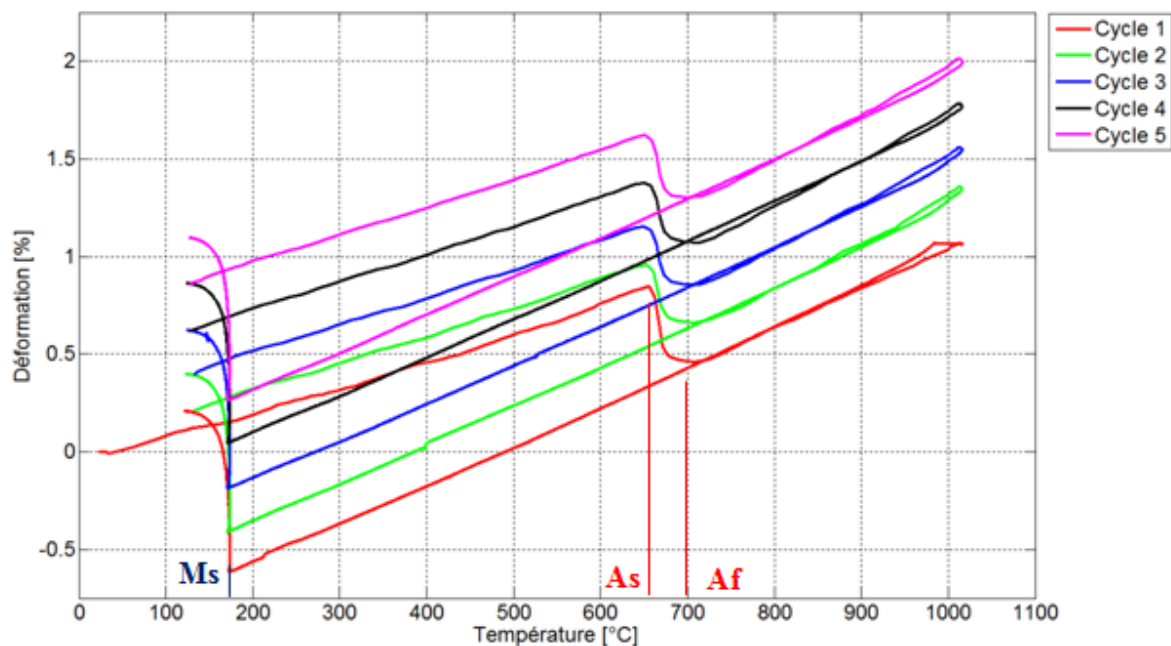


Figure II-8 : Evolution de la dilatation en fonction de la température

Ces transformations sont accompagnées d'une variation volumique montrant que l'austénite est plus compacte que la martensite (Figure II-9 : Schématisation du changement de phase (martensite / austénite)).

Le coefficient de dilatation thermique de la phase martensitique et de la phase austénitique sont déterminés à partir des courbes. Les résultats sont donnés dans le tableau ci-dessous (Tableau II-3 : Coefficient de dilatation thermique pour les différentes phases). La phase austénitique possède un coefficient de dilatation plus important que celui de la phase

martensitique. Ce coefficient ne dépend pas de la montée ou de la descente en température. Ces résultats sont comparables à ceux obtenus dans la thèse de Branner [Branner10], où des dilatométries ont été réalisées sur des éprouvettes fabriquées en acier maraging par fusion laser. Des résultats comparables ont été trouvés aussi par [Kapoor03] et [Nagayanna01].

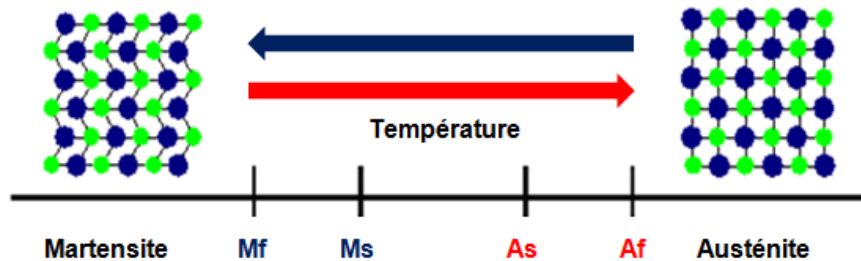


Figure II-9 : Schématisation du changement de phase (martensite / austénite)

Tableau II-3 : Coefficient de dilatation thermique pour les différentes phases

	Martensite	Austénite
α	$14,4 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$	$19,7 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$

Les résultats montrent que les courbes de dilatation ne bouclent pas, il y a un écart à la fin de chaque refroidissement correspondant à une déformation positive. Cela correspond à de la plasticité de transformation de phase, phénomène qui ajoute une déformation supplémentaire lors du passage de l'austénite à la martensite en fonction du niveau de contrainte hydrostatique présente dans l'éprouvette [Nagayanna01]. Cette déformation par plasticité de transformation de phase ne sera pas prise en compte dans notre modèle par manque de données d'essai le caractérisant.

2.5.1.2. Influence de la vitesse de chauffage

Au cours de la fabrication de pièces par fusion laser, d'importantes vitesses de variations de température ont lieu lors de la chauffe de la poudre par le laser, mais aussi lors du refroidissement, comparable aux vitesses lors de la trempe. Des essais de dilatométrie ont été réalisés pour étudier l'influence de la vitesse thermique lors du chauffage. Différentes vitesses de chauffage, allant de $1^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ à $1000^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ ont été testées (Tableau II-4 : Paramètres expérimentaux). Cependant, l'influence de la vitesse de refroidissement n'a pu être étudiée, car la machine Gleeble ne permet pas de mesurer la déformation de l'éprouvette pour un refroidissement violent par air ou eau.

Tableau II-4 : Paramètres expérimentaux

Matériau	Température maximale	Vitesse chauffage	Refroidissement
Maraging	1000°C	$1^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$	Libre
Maraging	1000°C	$10^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$	Libre
Maraging	1000°C	$100^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$	Libre
Maraging	1000°C	$1000^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$	Libre

Le tableau ci-dessous (Tableau II-5 : Coefficients de dilatation thermique, températures de changement de phases et variation volumique pour différentes vitesses de température), présentant les coefficients de dilatation et les températures de changement de phase en

fonction de la vitesse de chauffage ne donne pas de tendance particulière. La température de début de transformation martensite-austénite se situe autour de 640°C, celle de fin vers 700°C, et la température du retour de l'austénite à la martensite se situe vers 180°C.

Tableau II-5 : Coefficients de dilatation thermique, températures de changement de phases et variation volumique pour différentes vitesses de température

\dot{T}	$\alpha_{\text{martensite}}$	$\alpha_{\text{austénite}}$	A_s	A_f	M_s	ΔV
1°C.s ⁻¹	13,5.10 ⁻⁶ °C ⁻¹	19,1.10 ⁻⁶ °C ⁻¹	635°C	705°C	182°C	0.0025
10°C.s ⁻¹	13,3.10 ⁻⁶ °C ⁻¹	20,1.10 ⁻⁶ °C ⁻¹	666°C	718°C	188°C	0.0026
100°C.s ⁻¹	13,7.10 ⁻⁶ °C ⁻¹	20,1.10 ⁻⁶ °C ⁻¹	666°C	713°C	178°C	0.0027
1000°C.s ⁻¹	15.10 ⁻⁶ °C ⁻¹	20,4.10 ⁻⁶ °C ⁻¹	646°C	697°C	180°C	0.0026

Les valeurs des coefficients de dilatations augmentent légèrement lorsque l'on augmente la vitesse de chauffe. Cette vitesse n'a pas d'influence sur l'amplitude de la variation volumique lors du changement de phase. Kapoor trouve que lorsque l'on augmente la vitesse de chauffage, la température du changement de phase de la martensite à l'austénite augmente légèrement [Kapoor03]. Cependant l'influence de la vitesse thermique sur les paramètres caractérisant les transformations n'est pas significative. De plus, la variation volumique de l'éprouvette ΔV , lorsque celle-ci passe de la phase martensitique à la phase austénitique, entre 660°C et 710°C, ne varie pas en fonction de la vitesse thermique. Cependant, à la fin du refroidissement lors des différents essais, la variation volumique correspondant au retour à la martensite n'a pu être mesurée. Par la suite, dans la modélisation thermomécanique du procédé, les coefficients de dilatation thermique et les températures de changement de phase seront supposées indépendants de la vitesse thermique.

2.5.2. Le modèle thermo-élastoplastique

Cette partie aborde les propriétés matériaux du maraging nécessaire à la définition du modèle. Il s'agit des propriétés élastiques et mécaniques non-linéaires pour des températures élevées.

2.5.2.1. Les essais de traction à chaud

Les températures atteintes dans la pièce fabriquée par fusion laser dépassent le point de fusion du matériau. Les propriétés mécaniques du maraging varient fortement en fonction de la température (limite élastique, module de Young, courbes d'écrouissage) et leur étude est nécessaire afin d'établir un modèle précis du procédé.

Les essais de traction ont été réalisés pour des températures allant de 20°C (température ambiante) à 1200°C, température proche de la température de fusion du maraging. Ces tractions ont été réalisées sur la machine Gleeble. Les échantillons ont été fabriqués par fusion laser pour une direction de fabrication de 90° et aucun traitement thermique n'a été effectué. Voici ci-dessous le montage expérimental de l'essai. L'éprouvette, fixé entre les mors en cuivre est chauffée par effet Joule pour atteindre la température de consigne demandée. Lorsque la température est atteinte et stabilisée, un déplacement constant est imposé à l'échantillon, correspondant à une vitesse de déformation longitudinale de 10⁻² s⁻¹. Ces déplacements sont mesurés à l'aide d'un extensomètre HZT 60 jusqu'à rupture de l'éprouvette.

Au cours du procédé, les vitesses de déformation atteinte sont de l'ordre de 10 s^{-1} lors de la chauffe violente par le laser ainsi que lors du refroidissement pouvant être assimilé à de la trempe, cependant il est très difficile d'obtenir des mesures précises pour ces vitesses. La figure ci-dessous rappelle les consignes ainsi que les paramètres expérimentaux (Figure II-11 : Consigne et paramètres expérimentaux). De plus pour les températures testées inférieures à 650°C , la structure de l'acier maraging chauffé correspond à de la martensite et pour les températures supérieures à de l'austénite.

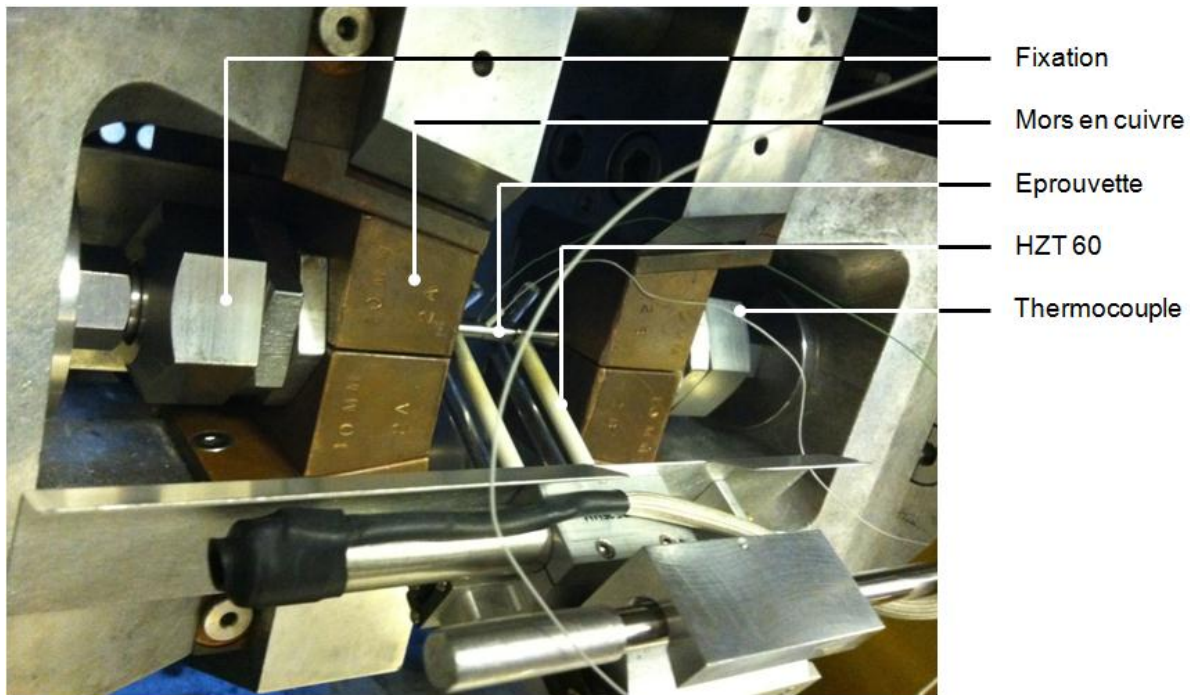


Figure II-10 : Montage des essais de traction à chaud

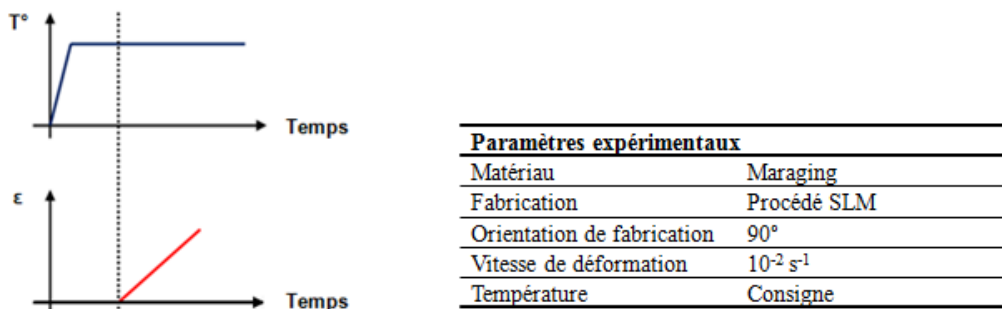


Figure II-11 : Consigne et paramètres expérimentaux

Les essais de traction uniaxiale permettent de déterminer les caractéristiques du comportement mécanique de l'acier maraging. A partir des résultats obtenus, le module de Young (E), la limite d'élasticité à 0.2% de déformation plastique et la limite à la rupture sont ainsi obtenues en fonction de la température. Cependant, au-delà de la limite élastique, les dimensions des éprouvettes subissent des changements important par rapport à leurs valeurs d'origine. La surface instantanée A_i et la longueur instantanée L_i jouent un rôle lors de la mesure de la réponse du matériau dans la zone découlement plastique. La contrainte vraie et la déformation vraie sont donc définies pour obtenir les véritables courbes de contrainte / déformation.

$$\sigma_{\text{vraie}} = \frac{F}{A_i} ; \quad \varepsilon_{\text{vraie}} = \int_{L_e}^{L_i} \frac{L}{L_i} dL = \ln \frac{L_i}{L_0} \quad \text{Eq. II-12}$$

Au cours de l'écoulement plastique, il y a incompressibilité plastique, c'est-à-dire que le volume reste inchangé. L'augmentation de la longueur pendant l'essai est compensée par la diminution de la surface de la section transversale. A partir de la variation de volume nulle, nous pouvons définir les relations suivantes :

$$dV = 0 \rightarrow A_i L_i = A_0 L_0 \rightarrow \frac{L_i}{L_0} = \frac{A_0}{A_i} \quad \text{Eq. II-13}$$

$$\sigma_{\text{nom}} = \frac{F}{A_0} ; \quad \varepsilon_{\text{nom}} = \frac{dL}{L_0} \quad \text{Eq. II-14}$$

$$\sigma_{\text{vraie}} = \sigma_{\text{nom}}(1 + \varepsilon_{\text{nom}}) ; \quad \varepsilon_{\text{vraie}} = \ln(1 + \varepsilon_{\text{nom}}) \quad \text{Eq. II-15}$$

2.5.2.2. Le module de Young et le coefficient de Poisson

Le module de Young représente la rigidité du matériau dans le domaine élastique. En règle générale, le module d'élasticité diminue lorsque la température augmente pour les métaux. Ce module est déterminé d'après les essais de traction pour chaque température testée et est représenté sur la figure ci-dessous (Figure II-12 : Evolution du module de Young en fonction de la température). Ce résultat montre que l'acier maraging perd la moitié de sa rigidité pour une température de 500°C, puis au delà de 1000°C, sa rigidité devient 10 fois moins élevée que celle correspondante pour une température de 20°C.

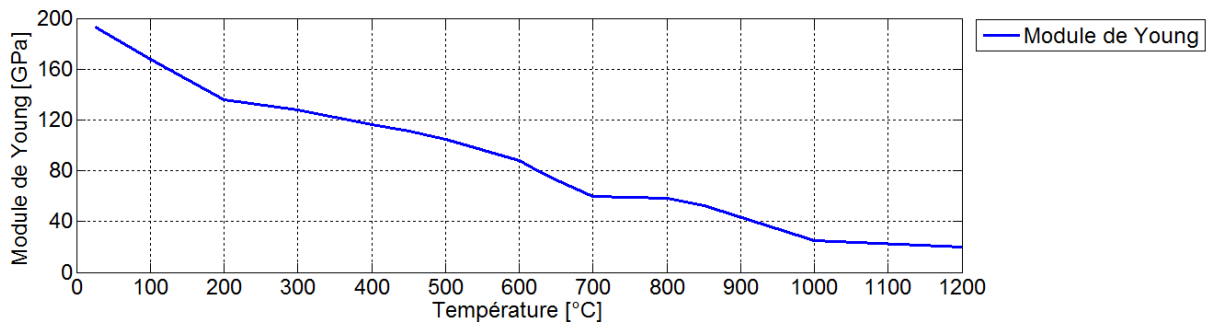


Figure II-12 : Evolution du module de Young en fonction de la température

Le coefficient de Poisson permettant de caractériser la contraction de la matière perpendiculairement à la direction de l'effort appliqué, est compris entre 0.27 et 0.3 pour les aciers. Pour notre modèle thermomécanique il aura une valeur 0.3 indépendante de la température.

2.5.2.3. La limite élastique

Dans le cas des métaux ductiles, la courbe contraintes/déformation présente une zone au-delà de la limite élastique (linéaire) où la matière devient plastique. Un certain nombre de modèles mathématiques permettent de modéliser le comportement du matériau dans la zone plastique. Les modèles d'écrouissage isotrope, cinématique et mixte sont très utilisés pour l'analyse de la plasticité dans les métaux. Il est ainsi important de connaître la limite élastique du maraging.

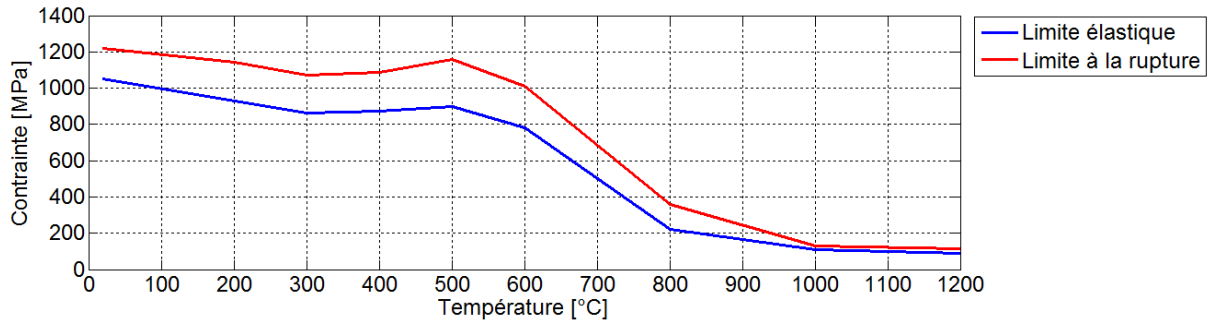


Figure II-13 : Limite élastique et à la rupture en fonction de la température

La limite élastique et la contrainte à la rupture de l'acier maraging pour des températures allant de 20°C à 1200°C ont été déterminées d'après les courbes de traction et leurs évolutions sont représentées dans la figure ci-dessus (Figure II-13 : Limite élastique et à la rupture en fonction de la température). La limite élastique chute et perd la moitié de sa valeur pour une température de 700°C.

2.5.2.4. L'écrouissage

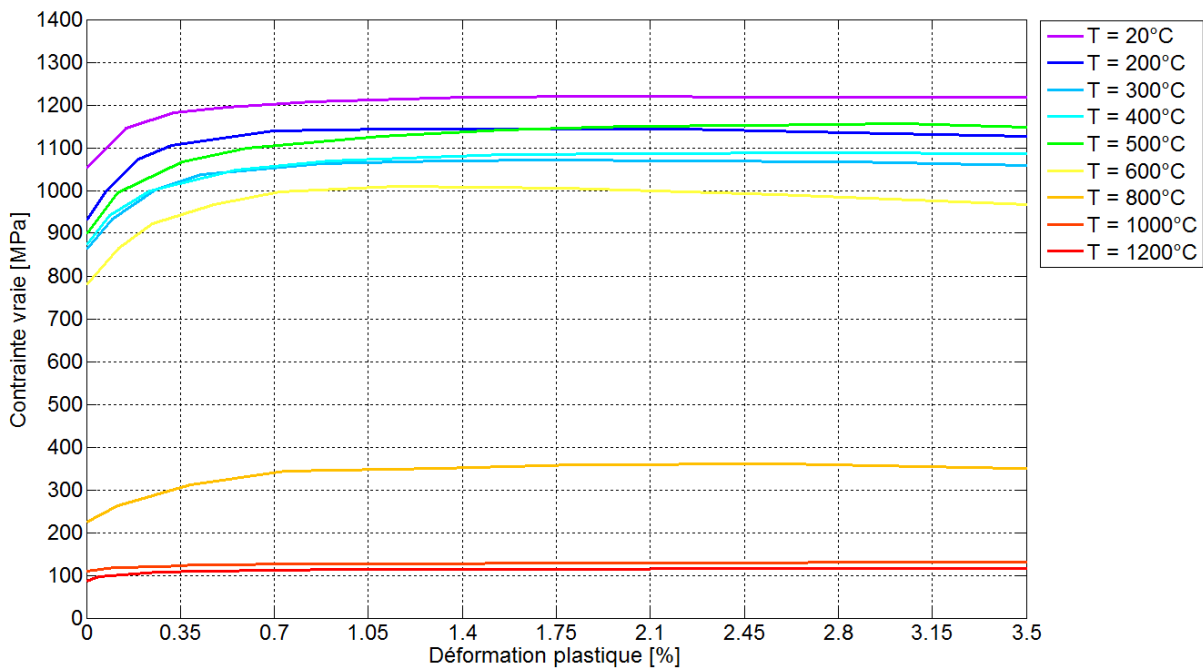


Figure II-14 : Courbes de traction en fonction de la déformation plastique pour différentes températures

Le graphique ci-dessus présente l'évolution des contraintes en fonction de la déformation plastique pour différents niveaux de température (Figure II-14 : Courbes de traction en fonction de la déformation plastique pour différentes températures). Ces données vont permettre de prendre en compte l'écoulement plastique du matériau pour différentes températures.

Lors du procédé SLM, les déformations locales peuvent atteindre 3% avec le coefficient de dilation thermique et des températures proches de la température de fusion du maraging. C'est pour cela que ces courbes sont tracées pour une déformation plastique maximum de 3.5%. Il apparaît que pour une température allant de 20°C à 500°C, les courbes d'écrouissage sont très proches, les contraintes sont comprises entre 1100 MPa et 1220 MPa. De plus, la courbe de contrainte pour une température de 500°C est au-dessus des courbes correspondantes pour une température de 300°C et 400°C. Cela peut venir du fait que lorsque l'éprouvette est chauffée à 500°C, le durcissement par précipitation se produit, et ce malgré un faible temps de chauffe et une vitesse de déformation rapide. Ensuite à partir d'une température de 600°C, puis 800°C, l'écart devient de plus en plus grand. Enfin, pour les températures dépassant 1000°C, le matériau est considéré comme mou avec une contrainte maximale de 130 MPa.

2.6. Résumé et perspectives

Les propriétés thermomécaniques du matériau étudié et leur dépendance vis-à-vis de la température ont été caractérisées à partir des essais de dilatométrie et de traction pour différentes températures. Les dilatométries ont permis de déterminer les deux phases (austénite / martensite) et les transformations associées lors du chauffage et du refroidissement. Les essais de traction ont permis de déterminer la dépendance à la température de l'écrouissage ainsi que du module de Young. Ces données sont importantes dans l'établissement de la modélisation thermomécanique du procédé SLM. Les paramètres thermiques du maraging à l'état de poudre permettront au cours de nos calculs d'observer la chauffe de la poudre au voisinage du laser.

Afin de déterminer le type d'écrouissage correspondant au maraging, des essais de traction / compression cycliques pour différents niveaux de température seront nécessaires. Des essais de traction pour différentes vitesses permettront d'observer les effets visqueux du matériau pour plusieurs niveaux de température.

Chapitre III

Modélisation numérique du procédé SLM

3.1. Introduction

Dans notre étude, l'échelle mésoscopique, où l'échelle du bain de fusion ne sera pas abordée. Il s'agirait de prendre en compte dans le modèle thermique la modélisation de l'interaction du faisceau laser avec la poudre fondue et des phénomènes physiques qui sont nombreux et complexes. L'échelle envisagée dans notre étude est celle d'une modélisation de la source de chaleur à l'échelle macroscopique, car le modèle développé n'a pas pour objectif de prédire la forme du bain de fusion, ni la coalescence des grains des poudres, mais essentiellement les transferts thermiques macroscopiques et leurs conséquences. Dans un premier temps, le modèle numérique tridimensionnel du procédé réalisé avec le logiciel ABAQUS® sera décrit, avec l'apport de chaleur par le laser représenté par une source volumique. Puis dans un second temps, le modèle mécanique sera développé, avec des spécificités proches des procédés de soudage. Par la suite, les résultats des calculs thermomécaniques du procédé permettront d'analyser les champs de température et de contraintes résiduelles. L'évolution de la température lors de la fusion de plusieurs couches de poudre d'acier maraging ainsi que les contraintes générées seront analysées.

3.2. Choix du logiciel de calcul

Le choix de tel ou tel logiciel de calcul par éléments finis donne souvent lieu à de nombreuses discussions pour simuler les procédés proches du soudage. Plusieurs codes de calculs sont cités dans la littérature pour la simulation des modélisations de procédés de fabrication rapide comme le montre Longuet avec la simulation du procédé de déposition laser avec le code ZéBuLoN® ou Roberts avec le logiciel ANSYS® pour la simulation du procédé SLM [Longuet06], [Roberts12]. Un des logiciels les plus connus pour modéliser et simuler des problèmes liés au procédé de soudage est le logiciel SYSWELD®. Pour notre part, le code de calcul que nous avons choisi pour la simulation du procédé SLM est le logiciel ABAQUS®. C'est un code dit « généraliste » ou « multiphysique » utilisé pour de nombreuses études. L'INSA de Lyon possède une bonne expérience en termes d'utilisation de ce logiciel ainsi que de nombreuses licences disponibles pour son utilisation sur différents types de machines mono ou multiprocesseurs.

L'un des avantages du code de calcul ABAQUS® réside dans le fait qu'il soit « multiphysique ». Il permet de résoudre, de façon efficace et robuste, une large gamme de problèmes que se soit en statique ou en dynamique, allant de simples problèmes linéaires jusqu'à des problèmes beaucoup plus complexes et fortement non-linéaires. Les phénomènes physiques pouvant être simulés sont nombreux et il est possible de prendre en compte certaines de leurs interactions, telles que les interactions thermomécaniques, thermoélectriques ou encore fluide/structures. De plus, ABAQUS® met à disposition de l'utilisateur une importante gamme de modèles de matériaux et d'éléments pouvant être

combinés de façon adéquate, ainsi que diverses méthodes pour modéliser les conditions initiales et aux limites du problème.

Cependant, certains phénomènes physiques ne sont pas pris compte et peuvent constituer un frein pour étudier des phénomènes bien spécifiques. Par exemple il n'existe pas dans ABAQUS® de modèle prenant en compte les transformations métallurgiques, ni leurs influences sur l'état mécanique du matériau. Néanmoins, cela est compensé par la possibilité de développer et d'intégrer des sous programmes utilisateur, dont l'objectif est d'étendre le champ d'applications.

3.3. Utilisation de la technique de création des éléments

Il existe deux approches pour modéliser la solidification de la poudre fondue. Elles sont très utilisées dans les simulations du soudage pour la modélisation de la dépose du cordon de soudure. Au cours du procédé SLM, le balayage de la poudre par le faisceau laser, avec une trajectoire d'aller / retour, peut être comparé à du soudage multipasse, comme le montre la figure ci-dessous (Figure III-1 : Microstructure d'une pièce fabriquée par procédé SLM) avec la solidification de plusieurs cordons de poudres fondues pour une pièce issue du procédé SLM.

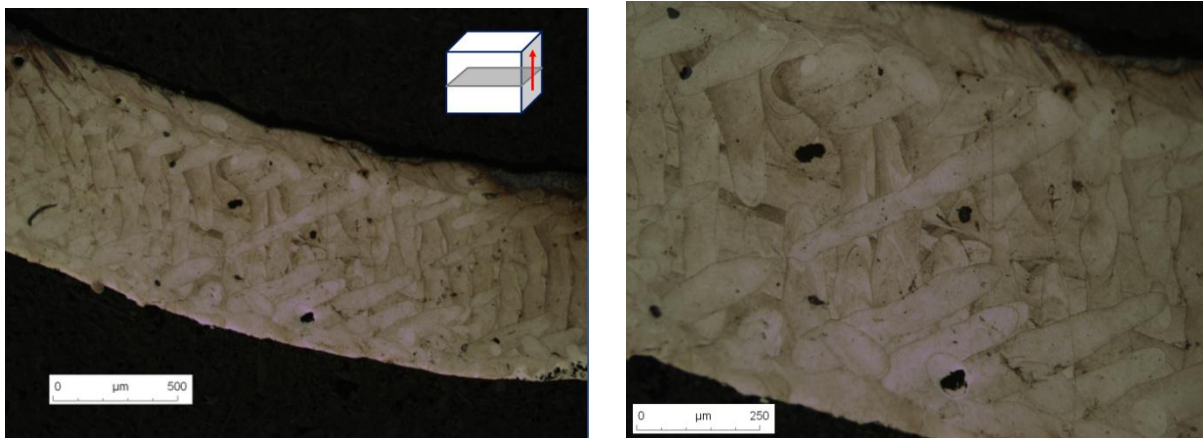


Figure III-1 : Microstructure d'une pièce fabriquée par procédé SLM

Pour la première approche, appelée « quiet element approach », tous les éléments correspondants aux cordons de soudure sont initialement présents dans le modèle numérique. Ces éléments sont considérés comme « fictifs » car leurs caractéristiques mécaniques n'affectent pas la structure environnante (faible valeur du module de Young). La déposition du cordon de soudure s'effectue ainsi en donnant à ces éléments des caractéristiques mécaniques propres au matériau lorsque ceux-ci atteignent la température de fusion. Cependant, il est important que toutes les déformations et contraintes accumulées à cet instant soient mises à zéro. Cette approche nécessite un choix judicieux des caractéristiques mécaniques attribuées aux éléments « fictifs », car leur rigidité doit être assez faible pour ne pas agir sur les autres éléments du modèle, mais suffisante pour que la matrice de rigidité de la structure globale soit bien conditionnée. Des tentatives d'utilisation de cette technique avec une intégration temporelle explicite ont permis de déterminer les valeurs des propriétés

mécaniques des éléments fictifs permettant d'effectuer des calculs. Mais les caractéristiques thermophysiques artificielles se sont révélées trop éloignées de la réalité pour accorder une certaine fiabilité à la solution.

Dans la seconde approche, appelée « element birth technique », qui est très utilisée, les éléments correspondant aux cordons de soudure sont initialement désactivés du modèle numérique après avoir été créés pendant l'opération de maillage de la totalité de la géométrie finale. La déposition du cordon de soudure ou dans notre cas la solidification de la poudre fondue, est modélisée par l'activation progressive des éléments correspondants. Ceci nécessite de redéfinir les matrices de rigidité et de conductivité du système pour chaque activation d'élément, ce qui représente l'inconvénient d'être très couteux en temps de calcul. Cette méthode permet de reproduire correctement la réalité et est plus fiable que la première pour discrétiser de manière fine le cordon de soudure ou la fusion progressive des grains de poudre.

Lors des calculs thermiques et mécaniques, la technique permettant d'ajouter des éléments : « element birth » a été employée, ainsi que la technique de suppression des éléments : « element death ». Ces techniques permettent d'ajouter les éléments constituant une couche de poudre, puis lorsque le faisceau laser va chauffer la poudre et se déplacer, de désactiver les éléments poudres irradiés et les remplacer par des éléments solides. Pour réaliser la suppression des éléments, ABAQUS® les désactive en remplaçant leurs contraintes par des forces nodales correspondant à la création d'une surface libre sur la partie restante du maillage. Dans le modèle établi dans cette thèse, les éléments sont activés sans déformations initiales et sans aucune contrainte initiale. Les éléments inactifs n'accumulent pas de déformation plastique tant qu'ils sont désactivés. Lors de leur activation, ils correspondent à un état de recuit (avec des contraintes nulles, et des déformations nulles).

L'utilisation de ces techniques est assez délicate pour l'analyse des contraintes thermiques. Les déplacements générés au cours du chauffage, peuvent entraîner des problèmes. Un élément qui est réactivé utilise la configuration donnée par ses nœuds au moment de son activation. Le schéma ci-dessous démontre un conflit possible pendant la réactivation de l'élément. Des nœuds ou des points appartenant à des éléments actifs peuvent se déplacer. Lorsqu'il y a activation d'un élément voisin, sa configuration géométrique est définie par les nœuds des éléments adjacents déformés ainsi que des nouveaux. Dans le cas de grandes déformations, certains éléments peuvent ainsi se trouver dans une configuration distordue (Figure III-2 : Problème de configuration d'éléments [Pilipenko01]). L'apparition de ce problème est à surveiller avec le cumul de déformations thermiques pouvant atteindre un maximum de 1% à chaque passage du laser entraînant des variations localisées de température d'environ 1000°C.

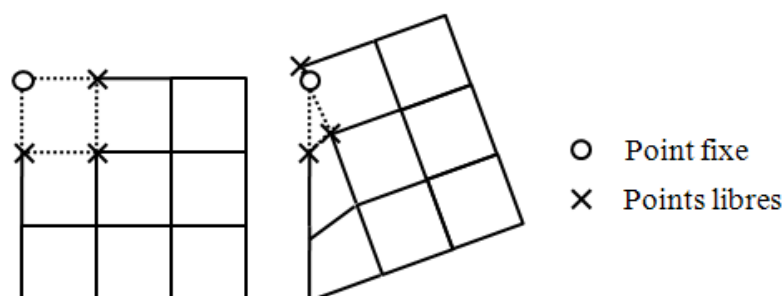


Figure III-2 : Problème de configuration d'éléments [Pilipenko01]

3.4. Géométrie de l'ensemble support / pièce

Les calculs thermiques et mécaniques sont réalisés en trois dimensions. Dans beaucoup de cas, un modèle bidimensionnel, voire unidimensionnel suffisent lorsque la structure présente une symétrie ou une répétition dans une direction donnée, avec des hypothèses de déformation plane, généralisée ou axisymétrique. Cependant, il a été constaté que ces simulations planes surestiment les contraintes transverses au plan modélisé [Patat10]. Il est donc nécessaire de passer par une modélisation tridimensionnelle de manière à prendre en compte le déplacement complexe de la source laser et les effets volumiques de la plasticité. De plus, la modélisation 2D réalisée ne permettait pas de prendre en compte les transferts de chaleur dans le sens transverse à la trajectoire du laser. Le principal avantage de cette géométrie simplifiée est le temps de calcul très raisonnable.

Dans ce chapitre, nous nous intéressons à la simulation 3D du champ de température et des contraintes pour la fusion de 10 couches de poudres d'acier maraging. Les dimensions de la section de la pièce à créer par balayage du laser, sont de 1 mm par 1 mm, pour une hauteur de 0.4 mm correspondant ainsi à l'ajout de 10 couches de poudre d'une épaisseur de 40 μm . Les dimensions de la plaque support, et de forme de parallélépipédique, sont de 3 mm par 3 mm pour une épaisseur de 1 mm. La stratégie de balayage laser utilisée par la suite dans le modèle élément fini est définie sur la figure ci-dessous (Figure III-3 : Stratégie du laser et géométrie).

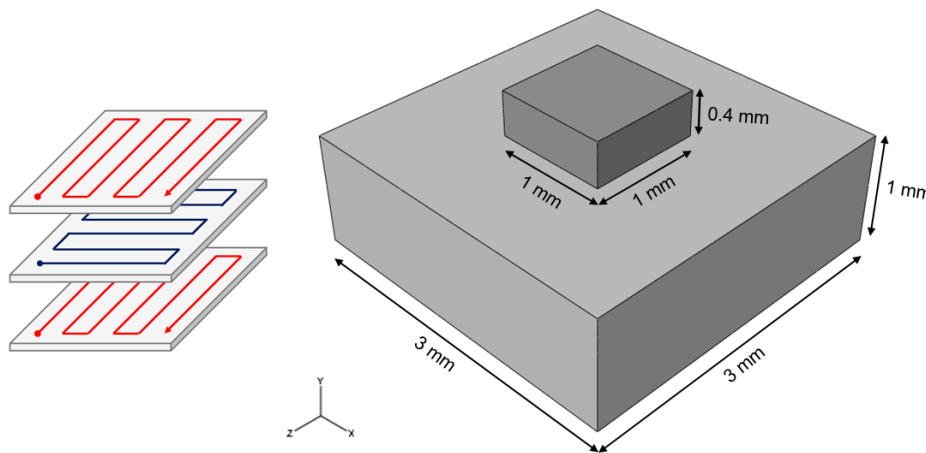


Figure III-3 : Stratégie du laser et géométrie

3.5. Modélisation thermomécanique découplée

3.5.1. Principe

Comme pour les procédés de soudage multipasses, l'histoire de la température est une donnée essentielle pour déterminer les contraintes transitoires et les contraintes résiduelles finales. La modélisation thermomécanique du procédé SLM est découplée. Des essais de modélisation thermomécanique couplée ont permis de vérifier que la dissipation plastique est une source de chaleur négligeable par rapport à la puissance de la source laser et qu'elle n'a

pas d'influence sur les échanges externes ni sur la conduction interne. Dans un premier temps le calcul thermique sera effectué car le paramètre d'entrée du problème thermomécanique est la source de chaleur générée lors du balayage par le laser.

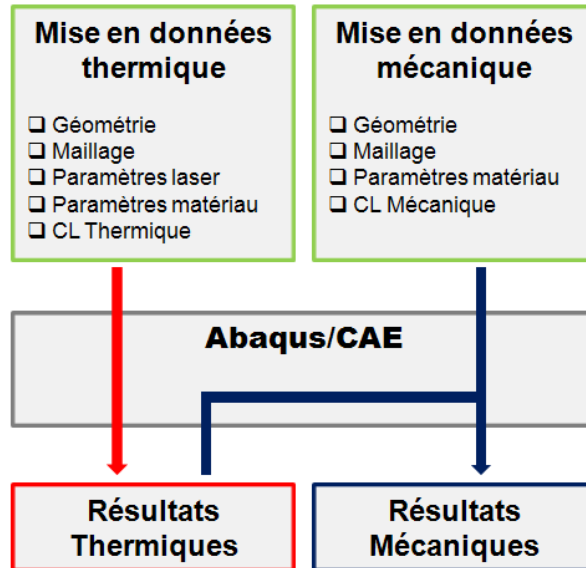
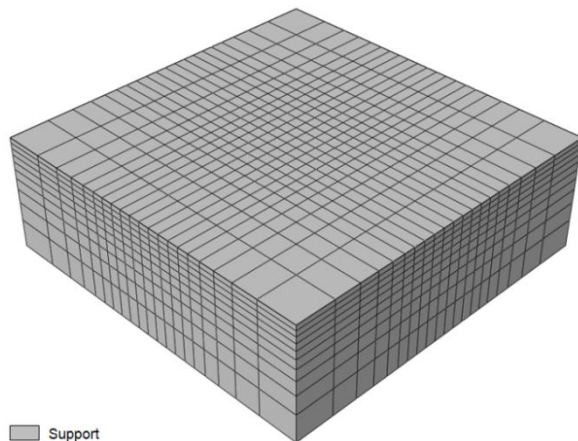


Figure III-4 : Principe du calcul découplé

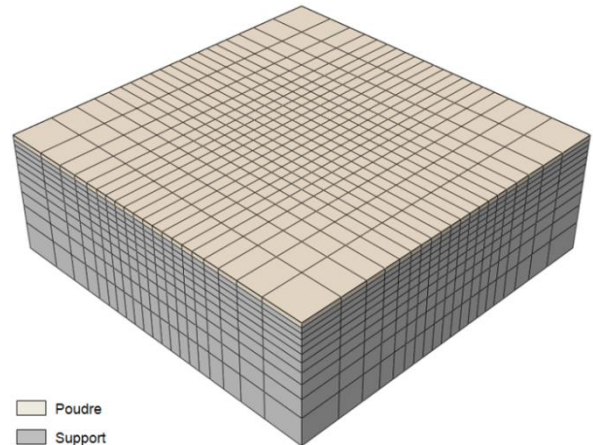
Dans le cadre de notre problème, l'équation générale de la chaleur à résoudre exprime une relation entre une fonction température et les variables spatio-temporelles x, y, z et t dans un repère cartésien. Cette équation linéaire du second ordre aux dérivées partielles admet une infinité de solutions. Il est nécessaire de définir des conditions aux limites au problème thermique. On définit donc un champ de températures initiales, imposées avant l'ajout de la première couche de poudre. Ainsi, La résolution par éléments finis de l'équation de la chaleur renvoie comme solution le champ de température. Puis dans un second temps, le calcul mécanique utilisant les champs de température obtenus précédemment est réalisé, afin de prédire les déformations et les contraintes générées par ces changements brusques de température.

Dans le but de réaliser de nombreux calculs thermomécaniques découplés du procédé SLM, un programme codé sous VISUAL BASIC a été développé afin de créer un fichier d'instruction (ou .inp) définissant notre modèle pour ABAQUS®. En fait, La mise en données thermiques est très fastidieuse à mettre en œuvre avec l'interface utilisateur d'ABAQUS®. Par exemple, la fonction *MODEL CHANGE, correspondant à l'activation et à la désactivation des éléments ne peut être utilisé qu'une seule fois sur des éléments dans une étape ou « STEP » de calcul. Pour modéliser l'avancée du laser et la solidification de la poudre fondue en matériau solide, nous les avons donc définies en plusieurs étapes. Cela permet de représenter au mieux la création de la pièce solide en fur et à mesure de l'avancement du laser. Cela peut correspondre par exemple à des milliers d'étapes, une par élément de poudre désactivé ou par élément de maraging solide activé, dans lesquels les calculs sont réalisés en transitoire, nécessitant plusieurs incréments. En plus, nous utilisons un double maillage, c'est-à-dire que dans la zone où la pièce doit se créer, des éléments poudres sont confondus géométriquement avec les éléments solides. Cette particularité sera abordée un peu plus loin dans ce chapitre. Il est donc difficile de désigner graphiquement sur une interface utilisateur chaque élément à activer ou désactiver en fonction de la trajectoire laser.

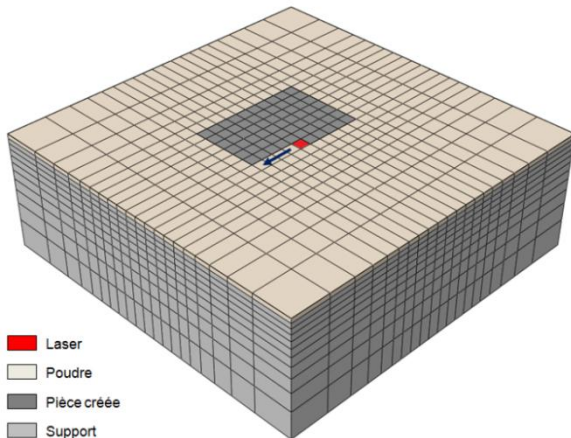
Tableau III-1 : Instruction de déroulement du modèle SLM



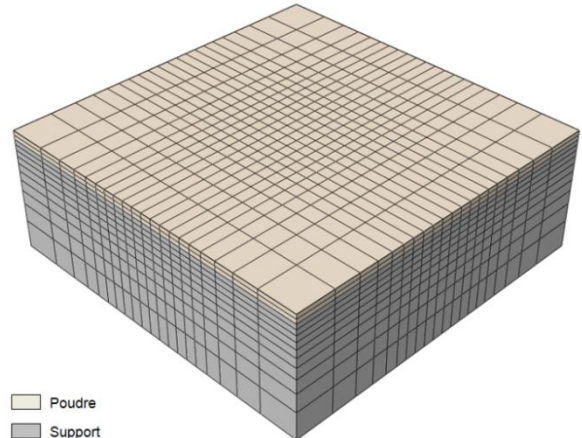
Etape 1
Suppression des éléments poudres et solides



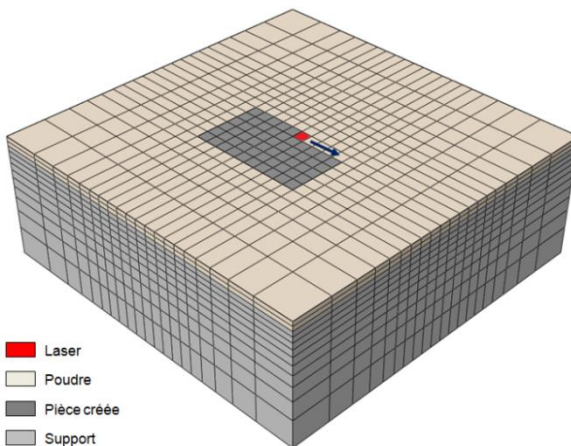
Etape 2
Activation des éléments de la 1^{ère} couche



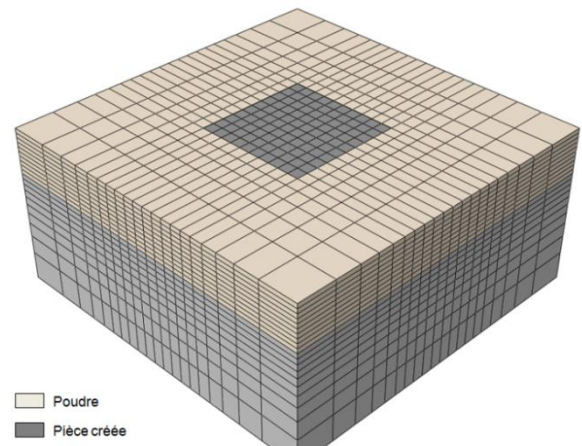
Etape n
Incrémentation spatiale du flux laser
Suppression de l'élément poudre irradié à l'étape n-1 et activation de l'élément solide



Etape m
Activation des éléments composant la deuxième couche de poudres



Etape p
Incrémentation spatiale du flux laser
Suppression de l'élément poudre irradié à l'étape p-1 et activation de l'élément solide



Etape q
Refroidissement final

Les géométries de la pièce à créer et du support, en forme de parallélépipèdes, sont générées par notre programme, avec des dimensions paramétrables (Figure III-4 : Principe du calcul découplé). A partir des géométries, le maillage est établi. Les différentes étapes pour chaque éléments représentant un « grain » de poudre sont ainsi définies de même que la mise à jour des conditions aux limites thermiques et mécaniques dépendantes du temps en fonction de la trajectoire du faisceau laser. Enfin, les propriétés thermomécaniques des matériaux, ici la poudre et l'acier maraging solide fonction de la température sont aussi prises en compte par notre programme de mise en données.

L'option *MODEL CHANGE, avec les paramètres *ADD et *REMOVE disponibles dans ABAQUS®, permet l'activation progressive des éléments afin de modéliser la solidification de la poudre fondue. La définition des groupes d'éléments représentant la poudre ainsi que la pièce solide, ainsi que la discrétisation en temps de l'analyse thermique et mécanique sont automatiquement réalisées par notre programme de mise en données. Ce programme codé sous VBA permet donc de créer les fichiers d'entrée ou fichier d'instructions (fichier .inp) pour ABAQUS® afin de réaliser les calculs. Les fichiers générés comportent 40913 lignes d'instructions et ont une taille de 1.18 Mo pour des maillages de 9000 éléments

Ce fichier d'instructions ABAQUS® permet de réaliser le calcul en plusieurs étapes correspondant au procédé SLM (Tableau III-1 : Instruction de déroulement du modèle SLM) :

- Tout d'abord, lors de la première étape, les éléments poudres et solides représentant la pièce à créer sont désactivés. Seuls les éléments composant le support sont actifs.
- Au cours de la deuxième étape, les éléments « poudres » correspondant à la première couche de poudre sont activés.
- Ensuite, les éléments « poudres » correspondant à la surface soumis au faisceau du laser sont chauffés un à un. Pour ce faire, un flux volumique est imposé à ces éléments. Lorsque le laser avance d'un élément, l'élément « poudre » chauffé est désactivé et l'élément « solide » correspondant est activé avec les propriétés thermique et mécanique de l'acier maraging à l'état solide. Ce chauffage par le laser décrit une trajectoire d'aller / retour bien définie afin de fabriquer la pièce voulue.
- Une fois la première couche de poudre chauffée, les éléments composant la deuxième couche de poudre sont activés.
- Puis, les éléments « poudres » de la deuxième couche sont chauffés de la même manière que lors de la première couche, mais avec une trajectoire laser d'aller / retour tournée de 90°.
- Ce processus d'ajout de couche et de leur chauffage est itéré ainsi de suite, pour finalement obtenir la pièce complète.
- Enfin, une dernière étape correspondant à un refroidissement final est établie.

3.5.2. La modélisation thermique

La prédiction du champ de température en 3D au cours de la fusion laser de poudres métalliques, comportant de multiples couches est assez complexe à mettre en œuvre. Les propriétés matériaux thermo dépendantes et les conditions aux limites non-linéaires donnent lieu à des modélisations complexes et coûteuses en temps de calculs. L'ajout de couches de poudre et leur balayage par le faisceau laser influence le transfert de chaleur et l'apparition de contraintes thermiques dans le matériau solide lors de la solidification.

3.5.2.1. Le maillage

En fonction de la géométrie du support et de la pièce à fabriquer, le maillage peut être défini en choisissant la taille de l'élément. Les éléments utilisés pour réaliser le calcul thermique sont des éléments linéaires de diffusion thermique de type DC3D8, composés de 8 nœuds, de formes parallélépipédiques (hexaèdres), avec comme unique degré de liberté la température à chaque nœuds. En s'approchant de la zone de construction de la pièce, un raffinement du maillage a été introduit en prévision de l'apparition de très forts gradients de température et de contraintes. Puis les éléments définissant la pièce à fusionner, possèdent des dimensions représentatives du procédé. C'est à dire que nos éléments possèdent une épaisseur correspondante à l'épaisseur d'une couche de poudre, soit 40 μm , puis une largeur et longueur qui correspondent au diamètre du faisceau laser, soit 100 μm . Au total, le maillage est composé de 9000 éléments (Tableau III-2 : Nombre d'éléments du maillage).

Tableau III-2 : Nombre d'éléments du maillage

Nombre d'éléments du support	4000
Nombre d'élément de la poudre	4000
Nombre d'élément du solide à créer	1000
Total	9000

3.5.2.2. Les conditions aux limites thermiques

Les conditions aux limites thermiques du procédé sont les suivantes :

- Un flux de chaleur volumique qui représente l'apport d'énergie du faisceau laser dans la poudre. Ce flux, dont l'unité est en $\text{W}\cdot\text{mm}^{-3}$, est calculé de la façon suivante (Figure III-5 : Flux de chaleur volumique) à partir des paramètres comme la puissance du laser P (Tableau III-3 : Paramètres thermiques du procédé), son rendement η , et des dimensions de l'élément avec e (la hauteur) et d (la largeur et longueur). Pour un rendement de 10%, ce flux vaut $50\,000\ \text{W}\cdot\text{mm}^{-3}$. Cette source est spécifiée en utilisant l'option *DFLUX dans ABAQUS®.

Afin de représenter le déplacement du laser, la source de chaleur se translate d'un élément à partir de sa position toutes les 100 μs . Cela correspond au temps que met le laser pour traverser un élément de 100 μm de long à une vitesse de 1000 $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$. Dans notre cas, pour une section de fabrication de 1 mm par 1 mm, le temps du parcours du laser est de 10 ms.

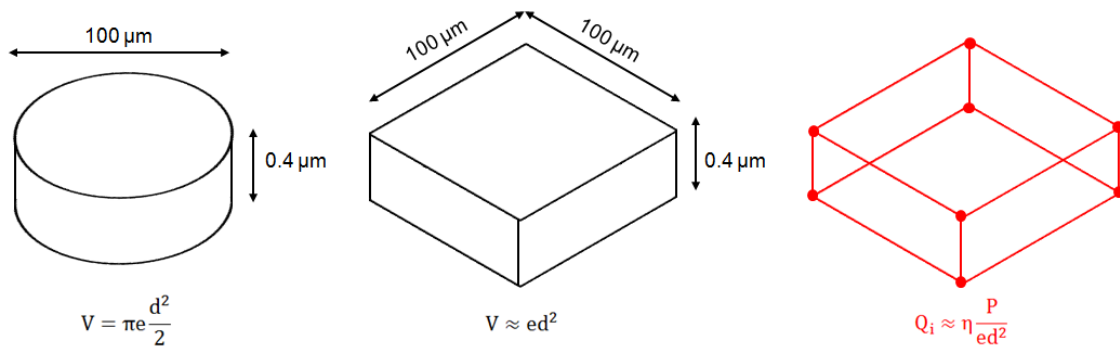


Figure III-5 : Flux de chaleur volumique

- La convection représente le transfert de chaleur par déplacement de masse de gaz à la surface de la pièce. Elle est définie par la formule suivante :

$$q_{\text{conv}}(t) = h \cdot (T - T_0) \quad \text{Eq. III-1}$$

Où h est le coefficient superficiel d'échange convectif déterminé pour la surface de contact avec l'air. Elle est établie avec l'option *FILM dans ABAQUS®. Un flux de convection est imposé sur la surface de la poudre, les cotés du support et sur la surface du matériau solide nouvellement créé. Sur la surface de la poudre et de la pièce créée, la convection est considérée de type naturel, dont le coefficient de convection thermique a pour valeur $10 \text{ W.m}^{-2}.\text{°C}^{-1}$. Sur la face inférieure du support, ce coefficient est plus important et vaut $100 \text{ W.m}^{-2}.\text{°C}^{-1}$ pour représenter au mieux le contact thermique avec le piston soutenant le support de fabrication de la pièce.

- Le rayonnement correspond aux pertes de chaleur d'un corps par propagation d'ondes électromagnétiques. Ce flux de rayonnement est défini sur la surface de la poudre et du solide créé par la formule suivante :

$$q_{\text{rad}}(t) = \xi \cdot \sigma_{\text{SB}} \cdot (T^4 - T_0^4) \quad \text{Eq. III-2}$$

Où ξ est l'émissivité des matériaux, prise égale à 0.9 et σ_{SB} la constante de Stefan Boltzmann, ayant pour valeur $5.67 \cdot 10^{-8} \text{ W.m}^{-2}.\text{°C}^{-4}$. Ce rayonnement est défini avec l'option *RADIATION dans ABAQUS®.

- L'ensemble du lit de poudre est modélisé pour prendre en compte les échanges thermiques entre la matière fusionnée et l'environnement pulvérulent qui l'entoure, du fait qu'en réalité la pièce est noyée dans le bain de poudre. Le contact thermique poudre / solide est supposé parfait. C'est-à-dire qu'il n'y a pas de résistance thermique entre les éléments poudres et solides.

Les conditions de rayonnement et de convection sont mises à jour en fonction du déplacement du laser. En effet, lorsque l'élément poudre est remplacé par l'élément solide, les conditions de rayonnement et de convection qui étaient présentes sur la poudre disparaissent du fait de sa désactivation. Il faut donc réactiver ces conditions pour l'élément solide. Enfin, le temps d'étalement de la poudre par le racleur est pris égal à 8 s.

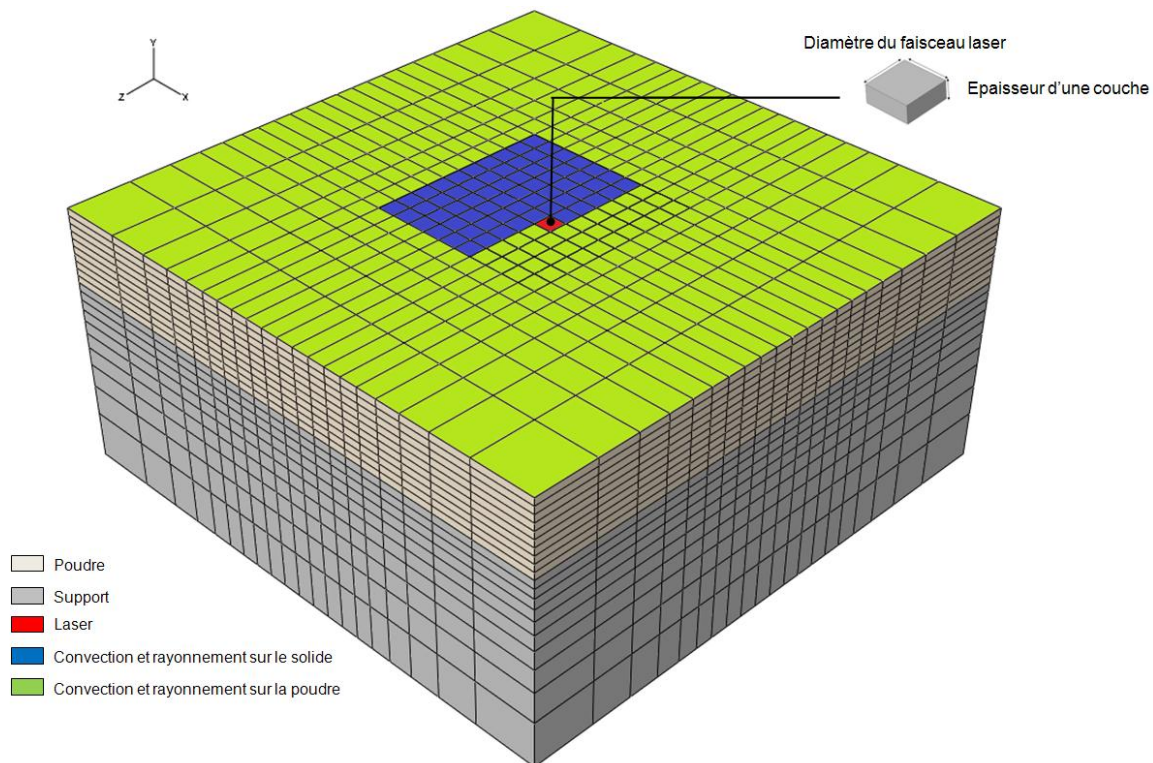


Figure III-6 : Conditions aux limites thermiques

Tableau III-3 : Paramètres thermiques du procédé

Puissance du laser	200 W
Vitesse du laser	1000 mm.s ⁻¹
Diamètre du laser	100 μm
Hauteur de couche	40 μm
Rendement	10%
Température de l'enceinte	40°C
Temps ajout de couche	8 s
Temps de refroidissement final	1800 s
Coefficient de convection poudre et solide	10 W.m ⁻² .°C ⁻¹
Coefficient de convection du support	100 W.m ⁻² .°C ⁻¹
Emissivité	0.9

3.5.2.3. Les paramètres thermiques

Les éléments représentant le support et le solide possèdent les caractéristiques thermiques de l'acier maraging à l'état de solide, les éléments poudres possèdent les caractéristiques thermiques du maraging à l'état pulvérulent. Le tableau ci-dessous (Tableau III-4 : Propriétés thermiques des matériaux) présente les propriétés thermiques des matériaux utilisées pour la modélisation numérique multicouche. Comme vu dans le chapitre II, la poudre peut être considérée comme isolante du fait de sa faible conductivité thermique par rapport au matériau solide. Sa densité est deux fois moins élevée que celle du solide mais elle possède le même coefficient de chaleur spécifique.

Tableau III-4 : Propriétés thermiques des matériaux

	Matériau poudre	Matériau solide
Densité	4 000 kg.m ⁻³	8 000 kg.m ⁻³
Conductivité thermique	0.25 W.m ⁻¹ .°C ⁻¹	15 W.m ⁻¹ .°C ⁻¹
Chaleur spécifique	450 J.kg ⁻¹ .°C ⁻¹	450 J.kg ⁻¹ .°C ⁻¹

3.5.3. La modélisation mécanique

Une fois le calcul thermique terminé, les résultats des champs température stockés sur disque sont ensuite utilisés pour effectuer le calcul mécanique. Un fichier d'instruction est généré par notre programme et comporte le même nombre d'étapes (ou STEP) que celui utilisé pour la partie thermique. Ce fichier comporte les propriétés thermomécaniques de l'acier maraging ainsi que les conditions aux limites mécaniques. Lorsqu'un élément poudre a été irradié et que le laser s'est déplacé d'un élément, cet élément poudre est remplacé par un élément solide. Ce processus se réitère ainsi de suite, pour finalement aboutir à la création de la pièce solide.

3.5.3.1. Le maillage

Le maillage pour l'étude mécanique est le même que celui de la partie thermique par rapport à la position des nœuds et la numérotation des éléments. Seul le type des éléments changent. Ce sont des éléments linéaires à intégration réduite de type C3D8R, toujours composés de 8 nœuds, de formes parallélépipédiques, ayant comme degrés de liberté les trois déplacements dans les trois directions de l'espace (x, y, z). Au total, comme pour l'analyse thermique, le problème à résoudre est composé de 9000 éléments.

ABAQUS® utilise des techniques numériques pour intégrer les variables sur le volume de chaque élément. L'utilisation de la quadrature de Gauss permet d'évaluer la réponse du matériau au niveau de chaque point d'intégration pour chaque élément. La valeur de la température aux points d'intégration utilisés pour calculer les contraintes thermiques dépend de l'ordre des éléments, premier ou second ordre. Dans notre cas, les éléments utilisés sont de type linéaire, c'est-à-dire du premier ordre. A partir de cette méthode, la température moyenne est calculée au niveau du point d'intégration du C3D8R et ainsi la déformation thermique est constante dans tout le volume de l'élément.

3.5.3.2. Les conditions aux limites mécaniques

Au cours de la fabrication d'une pièce par le procédé SLM, le support sur lequel va être construite la pièce est bridé sur le piston, de manière à empêcher sa déformation. Pour nos calculs mécaniques, la face inférieure du support ne peut se déformer suivant l'axe y, et les 4 nœuds composant les coins du support sont bloqués suivant les axes x et z (Figure III-7 : Conditions aux limites mécaniques). Ce bridage est actif de la première étape du calcul mécanique jusqu'à la dernière qui correspond au refroidissement final.

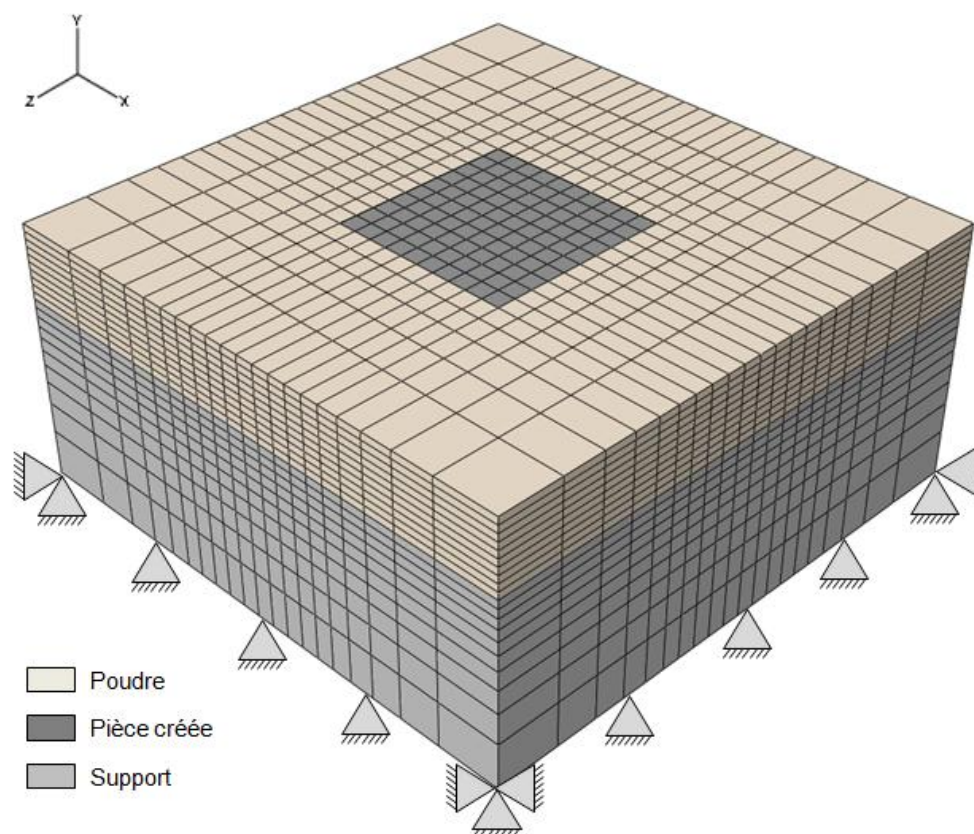


Figure III-7 : Conditions aux limites mécaniques

3.5.3.3. Les paramètres mécaniques

Concernant les propriétés mécaniques de la poudre, elles sont choisies de manière à obtenir un matériau très souple, qui ne puisse pas engendrer de contraintes sous l'effet par exemple des dilatations de la pièce chauffée ou des contractions lors du refroidissement. De plus, le matériau poudre est supposé purement élastique dans nos calculs mécaniques (Tableau III-5 : Propriétés mécaniques de la poudre). Le support et la pièce à fabriquer possèdent les propriétés mécaniques de l'acier maraging à l'état solide précédemment caractérisées (voir chapitre II) pour une gamme de température allant de 20° à 1200°C. Le matériau solide suit une loi de comportement élastoplastique utilisant le critère de Von Mises et une règle d'écrouissage isotrope. Pour notre étude, l'intégration d'un sous programme utilisateur UEXPAN, permet de calculer la déformation thermique à partir de l'incrément de température et du coefficient de dilatation thermique qui est fonction de la température et de la phase dans laquelle se trouve le matériau solide. Ce sous-programme utilisateur prend en compte les changements de phase pour le calcul du coefficient de dilatation thermique.

Tableau III-5 : Propriétés mécaniques de la poudre

Module de Young	1600 MPa
Coefficient d'expansion thermique	0.000001 °C ⁻¹

Pour des températures au-delà de 1200°C, où la caractérisation mécanique est beaucoup plus complexe, le module de Young est fixé à une valeur de 20 GPa (Figure III-8 : Evolution

du module de Young en fonction de la température). De même, pour la limite élastique et les courbes de contrainte / déformation plastique (Figure III-9 : Courbes de traction en fonction de la déformation plastique pour différentes températures). Les données sont prises égales ou proche de celles caractérisées à 1200°C. Cela permet de représenter la faible rigidité du matériau pour des températures très importantes. Ces courbes sont établies sous forme de tableau dans ABAQUS® avec la contrainte d'écoulement définie en fonction de la déformation plastique et de la température. De plus, nous avons introduit dans notre modèle la notion de température de recuit ou température d'annealing. Cela permet de prendre en compte l'annulation des contraintes résiduelles et des déformations plastiques accumulées par le matériau lorsque celui-ci atteint une température égale ou supérieure à cette température de recuit. Cependant, ce phénomène de recuit dépend de la température et de la durée de chauffage. Les données existantes sur la température de recuit correspondent à un chauffage de plusieurs heures. Or pour notre procédé, le chauffage à haute température ne dure que quelques millisecondes. En l'absence de données fiables disponibles dans la littérature pour la température de recuit en fonction de la durée de chauffage, la valeur de ce paramètre régissant l'annulation de la déformation plastique a été choisie arbitrairement proche de la température de fusion. Ce phénomène est pris en compte sous ABAQUS® avec l'option *ANNEAL TEMPERATURE, choisie égale à la température de fusion : 1410°C.

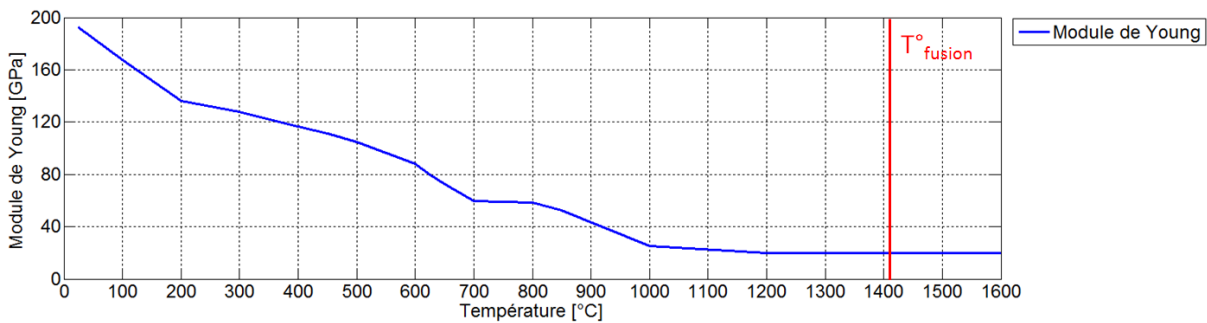


Figure III-8 : Evolution du module de Young en fonction de la température

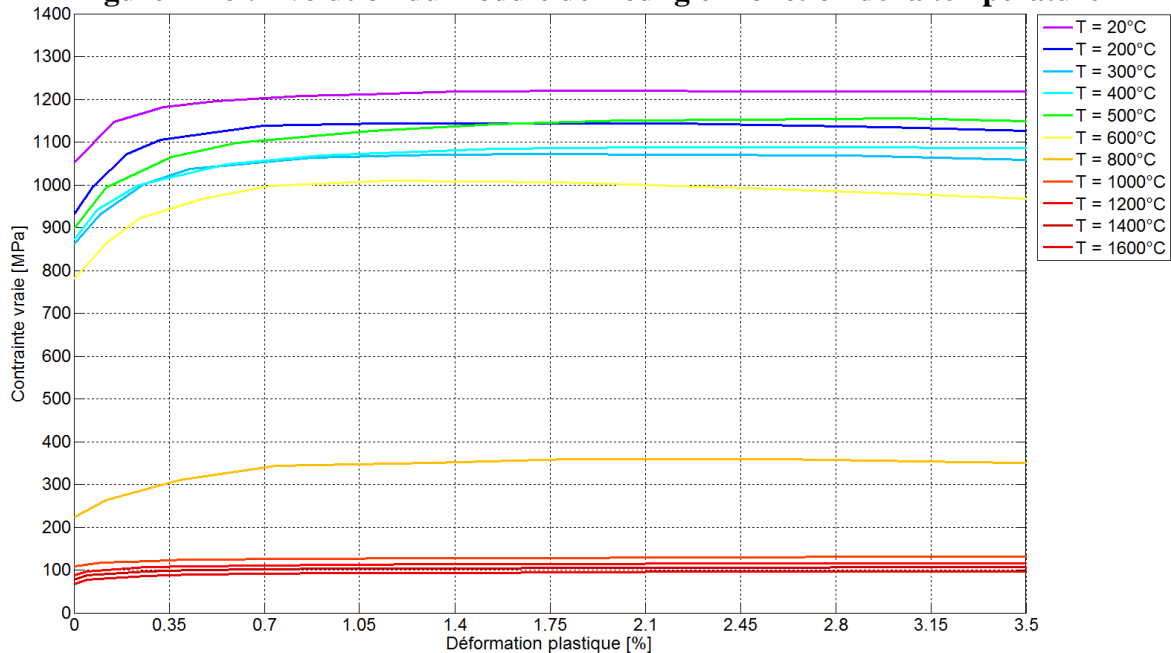


Figure III-9 : Courbes de traction en fonction de la déformation plastique pour différentes températures

Le calcul mécanique prend en compte l'hypothèse des grands déplacements car les déformations locales au point de chauffe peuvent atteindre quelques pourcents. Elle est représentée avec le paramètre NLGEOM utilisé dans l'option *STEP. Lorsque ce paramètre est spécifié, la plupart des éléments sont formulés dans la configuration actuelle, c'est à dire en utilisant les positions nodales courantes.

3.6. Analyses des résultats numériques

Le PC utilisé pour réaliser ces calculs est un DELL composé de 6 processeurs de 2.4 GHz, de 12 Go de mémoire vive et d'un disque dur SAS tournant à 15000 rpm. Les données portant sur le calcul thermique et mécanique sont indiquées dans le tableau suivant (Tableau III-6 : Temps de calcul et taille des fichiers résultats). Le temps de calcul pour effectuer la partie thermique est d'environ 9h et celui pour la partie mécanique est de 24h. Ces temps de calcul sont assez longs et peuvent l'être encore plus si nous augmentons la taille de la pièce à créer. De plus le fichier .fil enregistre les températures en chaque nœud et à chaque pas de temps au cours du calcul thermique pour réaliser ultérieurement le calcul mécanique et possède une taille de 20.7 Go, qui n'est pas négligeable. Les fichiers .odb sont des fichiers résultats lu par le post-traitement d'ABAQUS®. Ces fichiers sont plus faibles en taille que le fichier .fil car nous ne stockons qu'en quelques points particulier du modèle toutes les informations (températures, déplacement, contraintes,...) à chaque pas de temps. Pour les autres points, les informations sont enregistrées tous les 1000 incréments afin d'obtenir des tailles de fichier raisonnables.

Tableau III-6 : Temps de calcul et taille des fichiers résultats

	Temps CPU	Taille fichier .fil	Taille fichier .odb
Calcul thermique	9h32	20.7 Go	5.09 Go
Calcul mécanique	24h22	-	2.52 Go

3.6.1. Résultats thermiques

La figure ci-dessous (Figure III-10 : Cartographie de la température pour la première couche à différents instants) présente l'évolution de la cartographie du champ de température pour la première couche de poudre à des instants différents, lorsque le laser balaye la surface. Les tracés montrent que les températures sont élevées, pouvant atteindre 1600°C dans la zone irradiée par le laser. Une trainée de chaleur derrière la source laser, est observée lors de son déplacement, avec des refroidissements rapides qui accompagnent la solidification de la matière. Cette formation d'une trainée est observée par Ding avec la simulation numérique du procédé WAALM (Wire and Arc Additive Layer Manufacturing), similaire au procédé LENS, ainsi que par Tian avec la simulation du frittage de céramique [Ding11], [Tian10]. Le motif du balayage implique que des zones sont en phase de solidification tandis que d'autres sont en phase de chauffage. Ces cycles de chauffage et de refroidissement induisent des cycles de dilatation et de contraction de la matière. Enfin, la poudre environnante agit comme un isolant thermique car elle chauffe très peu lors de la fusion et la chaleur se diffuse essentiellement à l'intérieur de la pièce construite, phénomène que l'on retrouve dans les études de Zaeh [Zaeh11].

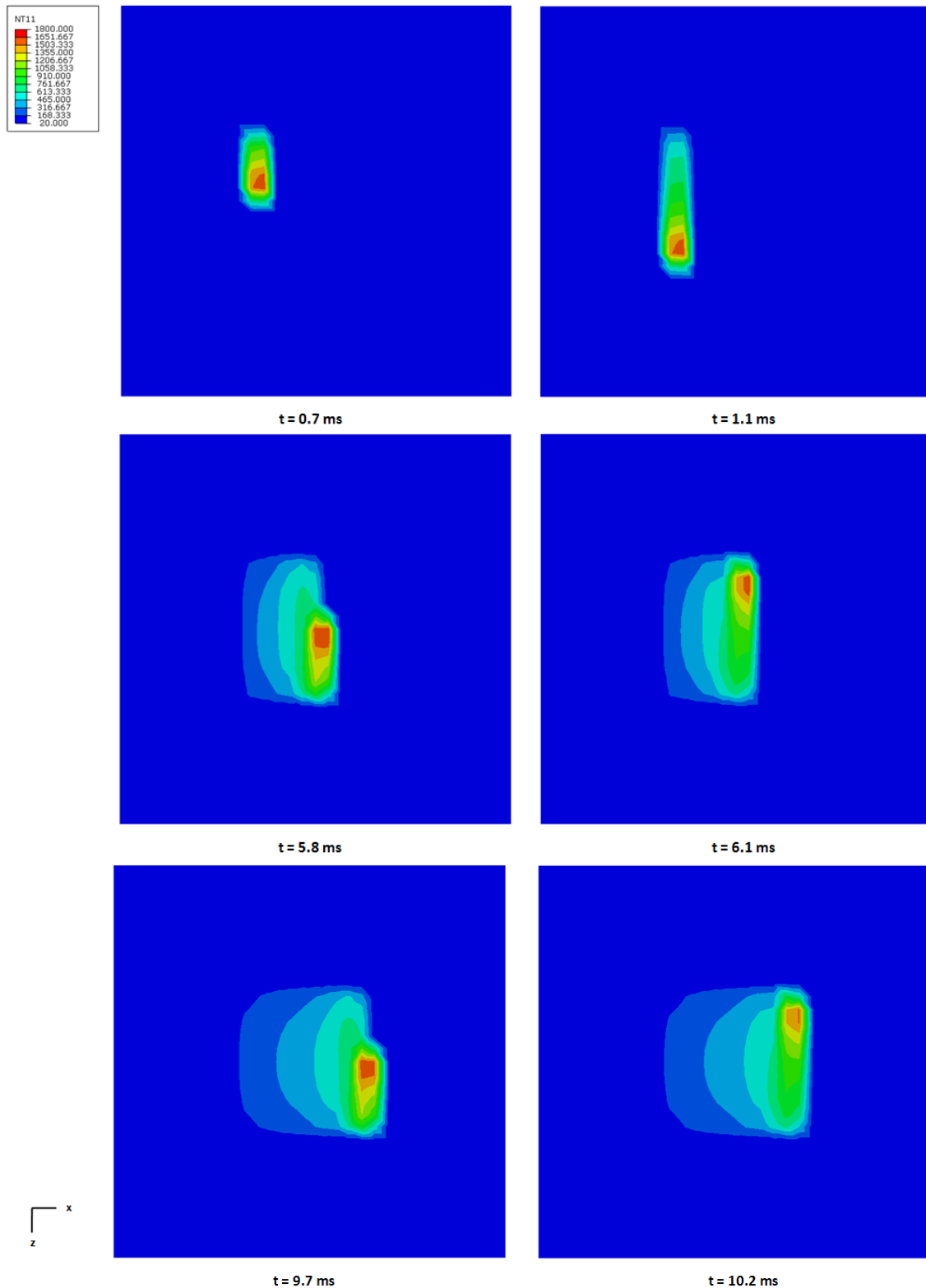


Figure III-10 : Cartographie de la température pour la première couche à différents instants

Ci-dessous est présenté le profil de température le long de la ligne d'analyse A-A (Figure III-11 : Profil de température le long de l'axe A-A). La trainée de chaleur derrière le laser possède un niveau de température assez important ainsi que dans les cordons

précédemment chauffés. Cela est due à la vitesse du faisceau laser. La chaleur générée par le laser dispose de peu de temps pour se dissiper par conduction dans la pièce, en raison du faible temps d'exposition de la poudre irradiée par le laser, soit 100 μ s. La température sur la surface de la 5^{ème} couche prédite par le modèle numérique est d'environ 1650°C au cours de la chauffe.

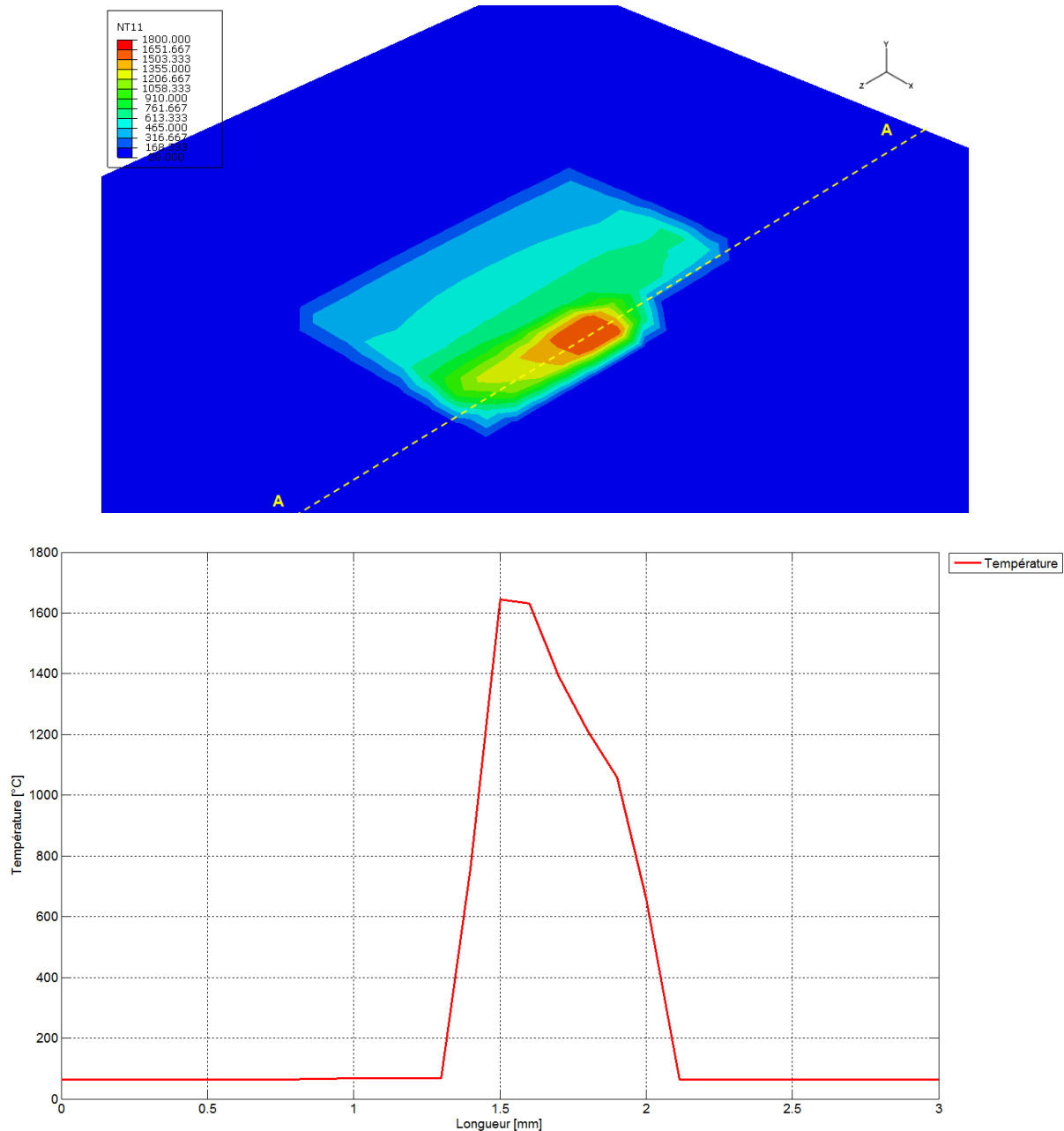


Figure III-11 : Profil de température le long de l'axe A-A

Le profil de température suivant la profondeur donne de plus amples informations sur notre modèle numérique ainsi que sur la compréhension des champs de température induits dans le procédé SLM. La distribution de la température selon l'axe B-B lors de l'ajout de la 5^{ème} couche est représentée ci-dessous (Figure III-12 : Cartographie et profil de la température lors de la fusion de la 5^{ème} couche). Les résultats montrent que les températures importantes sont très localisées à la surface de la couche. La température, à partir de la dernière couche

fusionnée jusqu'à la face inférieure du support, diminue brusquement, passant de 1650°C à 40°C. Ce profil de température montre également que le gradient thermique dans l'épaisseur de la pièce est important. La profondeur de la zone fondue par le laser, où les températures sont supérieures au point de fusion de l'acier maraging, 1410°C, est très faible, de l'ordre de 35 µm. Les couches précédentes ne sont pas refondues ainsi que la surface du support, comme indiqué sur le graphique dans le cas de la fusion de la 5^{ème} couche. Ces résultats sont comparables à ceux trouvés par Jendrzejewski [Jendrzejewski04a].

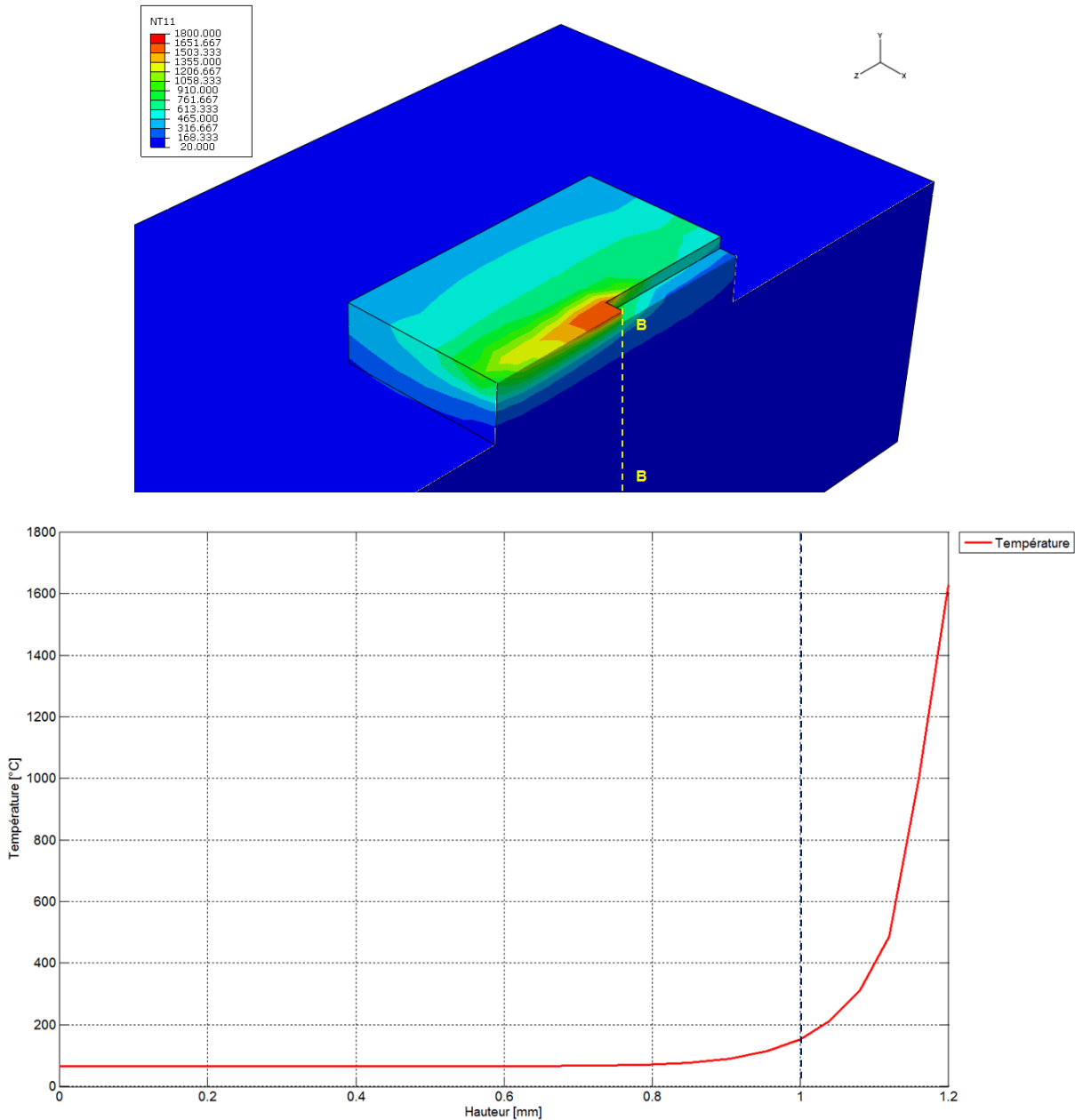


Figure III-12 : Cartographie et profil de la température lors de la fusion de la 5^{ème} couche

D'après la représentation du flux thermique à travers l'ensemble pièce / support (Figure III-13 : Cartographie du flux thermique), la chaleur se dissipe principalement vers le bas dans la pièce. Cela justifie l'augmentation de la température du support. De plus, nous pouvons observer que les pertes de chaleur par convection et rayonnement sur la surface de la couche

sont négligeables, montrant que le transfert de chaleur par conduction interne est le phénomène prépondérant.

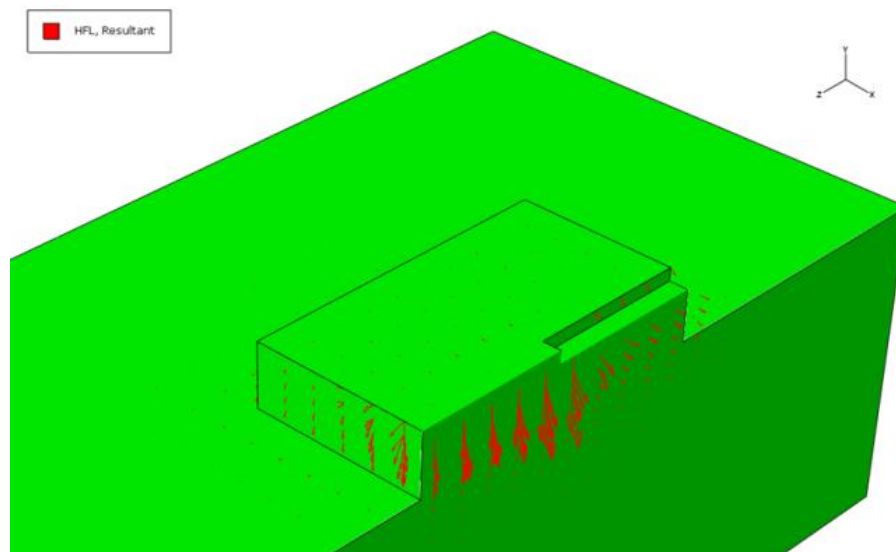


Figure III-13 : Cartographie du flux thermique

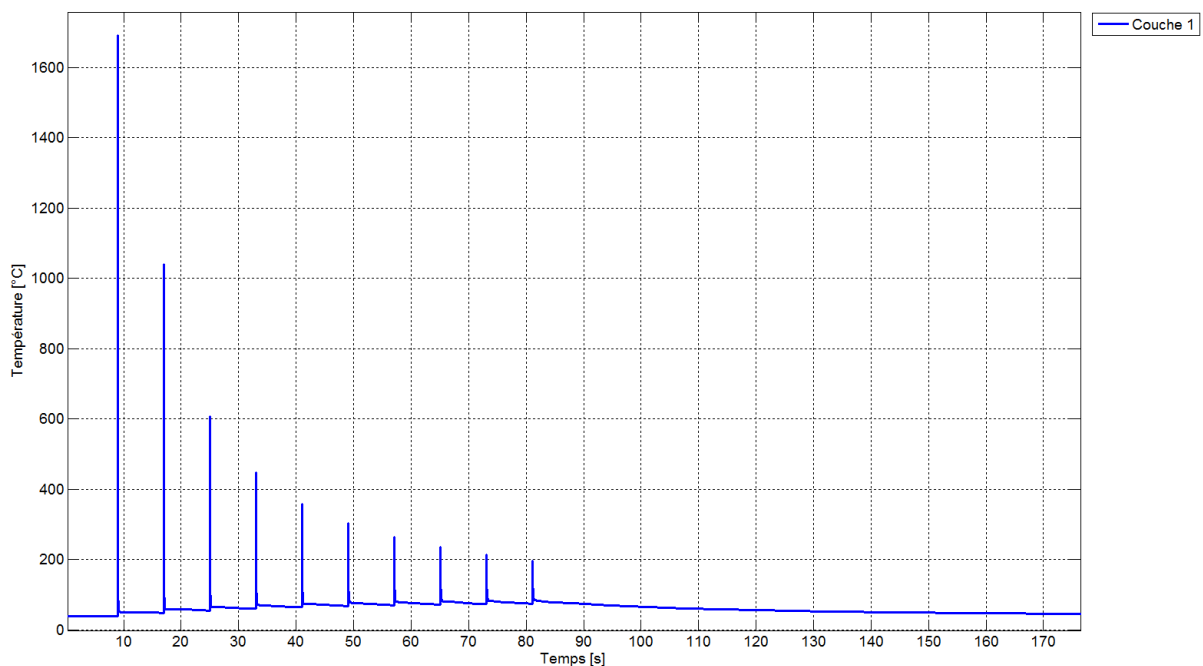


Figure III-14 : Evolution de la température pour la première couche lors du procédé

De plus, Roberts a étudié l'influence du coefficient de convection sur l'évolution de la température [Roberts12], montrant que les refroidissements observés sont dus essentiellement à l'échange de chaleur entre la zone fondue et la matière solide environnante. Ces observations concordent avec l'analyse de Badrossamay, déclarant que le principal transfert de chaleur se fait par conduction dans le solide crée et son support et que la convection et le rayonnement peuvent être supposés négligeables sans perdre en précision dans l'établissement du modèle numérique [Badrossamay07]. Cependant, ces conditions aux limites par convection et rayonnement sont à prendre en compte dans le cas d'un déplacement

lent du laser permettant à la chaleur de s'accumuler dans le système. Puis de se stabiliser, augmentant ainsi les pertes thermiques par convection et rayonnement aux surfaces libres.

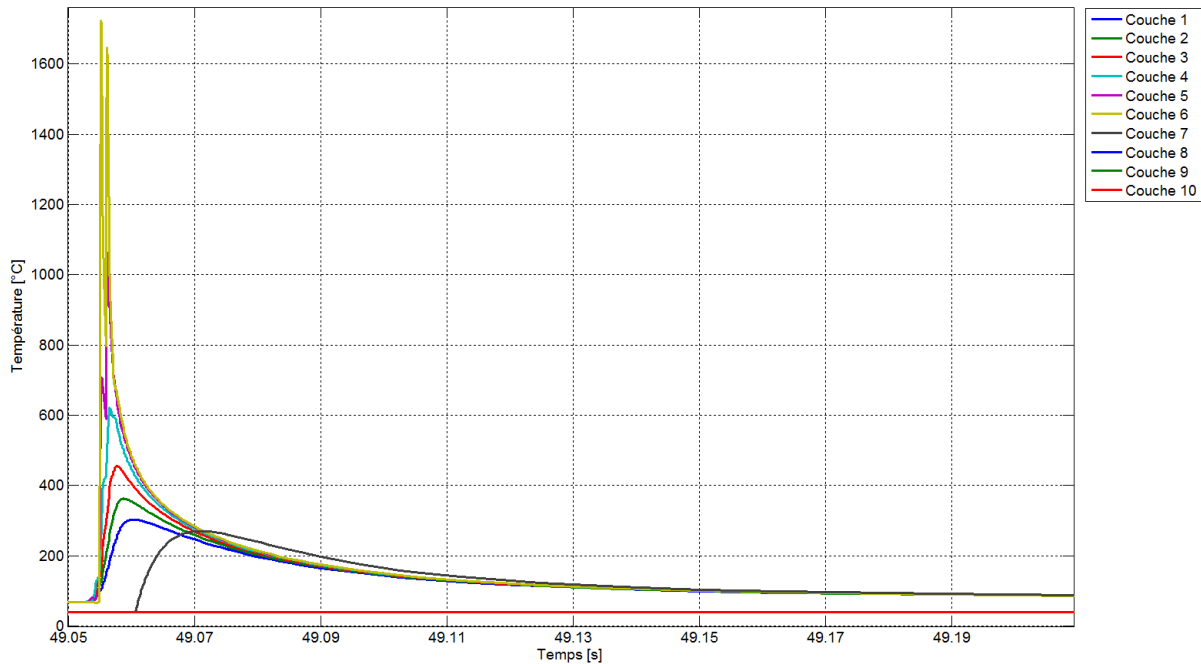


Figure III-15 : Evolution de la température de plusieurs couches lors du procédé

L'évolution de la température du centre de la surface de la première couche au cours du procédé est représentée dans la figure ci-dessus (Figure III-14 : Evolution de la température pour la première couche lors du procédé). Les pics de températures simulées correspondent pour la première couche analysée à l'ajout des 10 couches de poudres successives. Le premier pic de température, le plus élevé, correspond à l'irradiation laser de la première couche, la couche observée, puis les pics secondaires, bien inférieurs en amplitude, proviennent de la conduction de la chaleur vers le bas lorsque le laser balaye les couches suivantes. Ces pics secondaires sont similaires à ceux observés dans les études de soudage multipasse ou de déposition multicouche [Mufti08], [Ding11], [Chin96], [Longuet06], [Long08], réalisées par les auteurs Mufti, Ding, Chin, Longuet et Long ainsi que dans le procédé SLM de poudres métalliques réalisé par Roberts [Roberts12]. Ces pics secondaires s'affaiblissent en amplitude lorsqu'il y a 'augmentation du nombre de couches, puis finissent par disparaître. Le nombre de couche et le balayage laser affecte l'histoire thermique des couches précédentes, donc du matériau sous-jacent. Lorsque le spot laser a fini de balayer la surface d'une couche, l'étape de l'étalement par le racleur de la couche de poudre suivante intervient et elle dure environ 8 secondes. Cette durée permet à la chaleur de se dissiper à travers tout le système pour atteindre un nouvel état d'équilibre transitoire. Cependant, nous pouvons noter que le support accumule un peu de chaleur entre deux couches successives car la température de sa surface inférieure augmente lorsque le nombre de couches fusionnées augmente. La température, qui atteint un état d'équilibre au cours de l'étalement est représentée par des sections de température horizontales entre les pics suivant l'évolution de la température pendant le procédé.

Le tableau ci-dessous (Tableau III-7 : Température atteinte lors de la fusion des couches et après refroidissement) indique que les couches de poudres déposées sont chauffées avant d'être fondues par le laser. L'ensemble pièce / support chauffe lorsque une couche est balayée

par le laser, puis au cours de la déposition de la couche suivante, avec l'activation des éléments poudres, la chaleur accumulée est transmise à cet ensemble par conduction. Par exemple, la couche de poudre n°8 est chauffée à une température d'environ 72°C et la couche n°10 à une température de 74.5°C. Ce constat explique que les températures maximales atteintes sur la surface d'une couche augmentent lorsque l'on s'approche de la dernière couche de la pièce à réaliser.

Tableau III-7 : Température atteinte lors de la fusion des couches et après refroidissement

Couche	Température maximale atteinte dans la couche lors de la chauffe [°C]	Température après solidification (avant fusion de la couche suivante) [°C]
1	1690	40
2	1703	48.74
3	1710	55.44
4	1715	60.57
5	1719	64.52
6	1722	67.58
7	1725	69.97
8	1726	71.83
9	1728	73.30
10	1729	74.46

3.6.2. Résultats mécaniques

Dans les analyses mécaniques qui vont suivre, les composantes des contraintes seront établies dans le système de coordonnées cartésiennes (x, y et z) :

- avec σ_{xx} ou S11 dans ABAQUS®.
- avec σ_{zz} ou S33 dans ABAQUS®.
- Avec la contrainte normale, σ_{yy} ou S22 dans ABAQUS®, composante de la contrainte résiduelle agissant perpendiculairement à la surface horizontale.

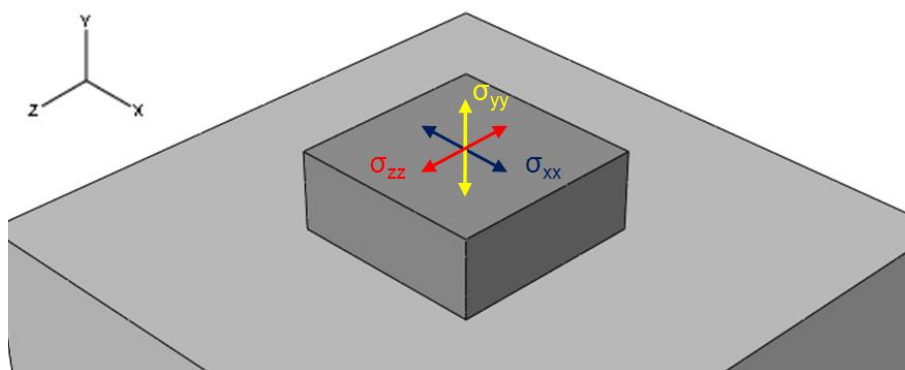


Figure III-16 : Direction des composantes des contraintes

3.6.2.1. Analyses des contraintes

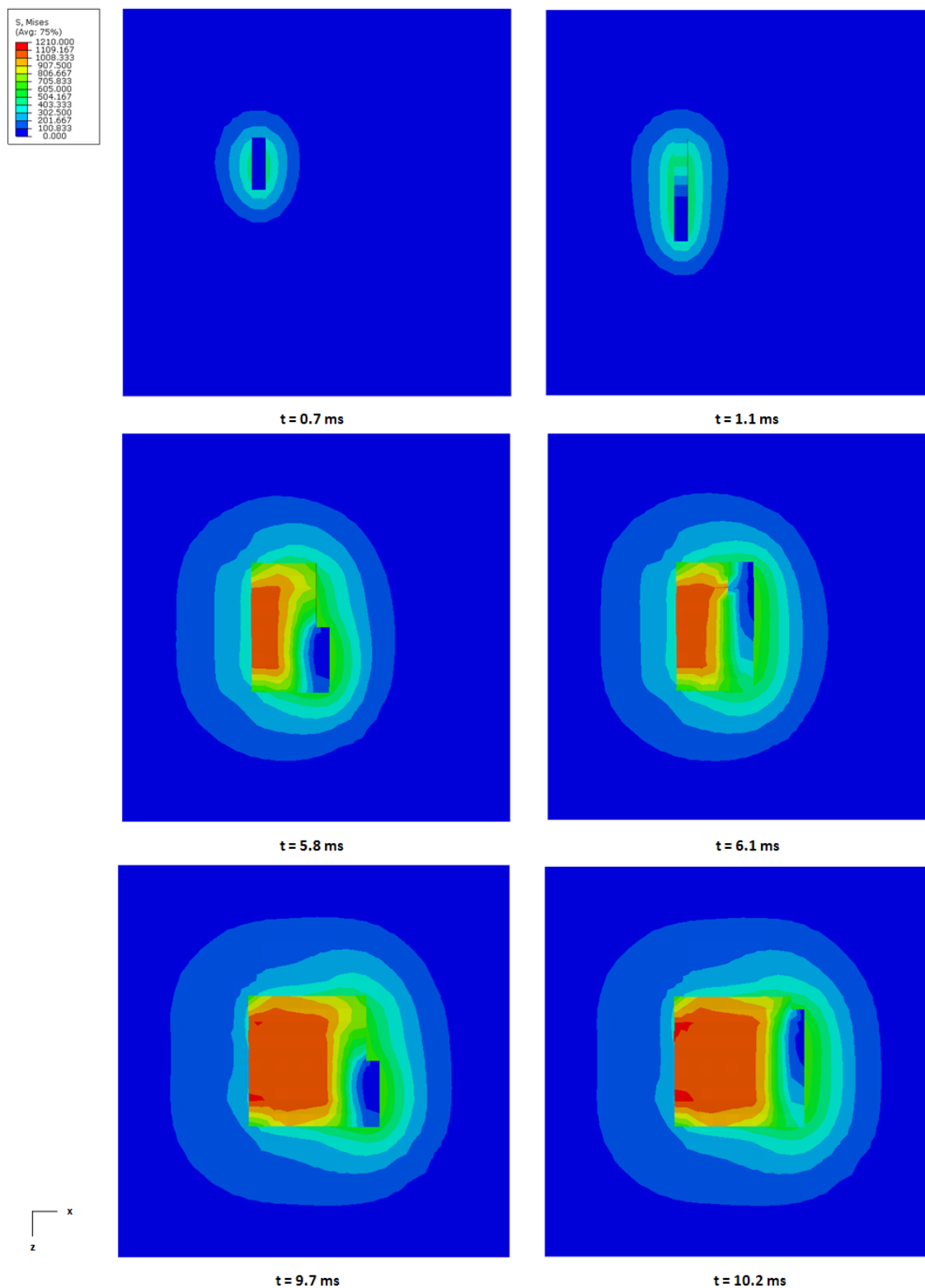


Figure III-17 : Cartographie de la contrainte de Von Mises pour la première couche

La figure ci-dessus présente l'évolution de la contrainte de Von Mises sur la surface de la première couche lors de la fusion (Figure III-17 : Cartographie de la contrainte de Von

Mises pour la première couche). Au point d'impact du faisceau laser, les contraintes de Von Mises sont très faibles car les températures présentes sont proches du point de fusion et les propriétés mécaniques très faibles.

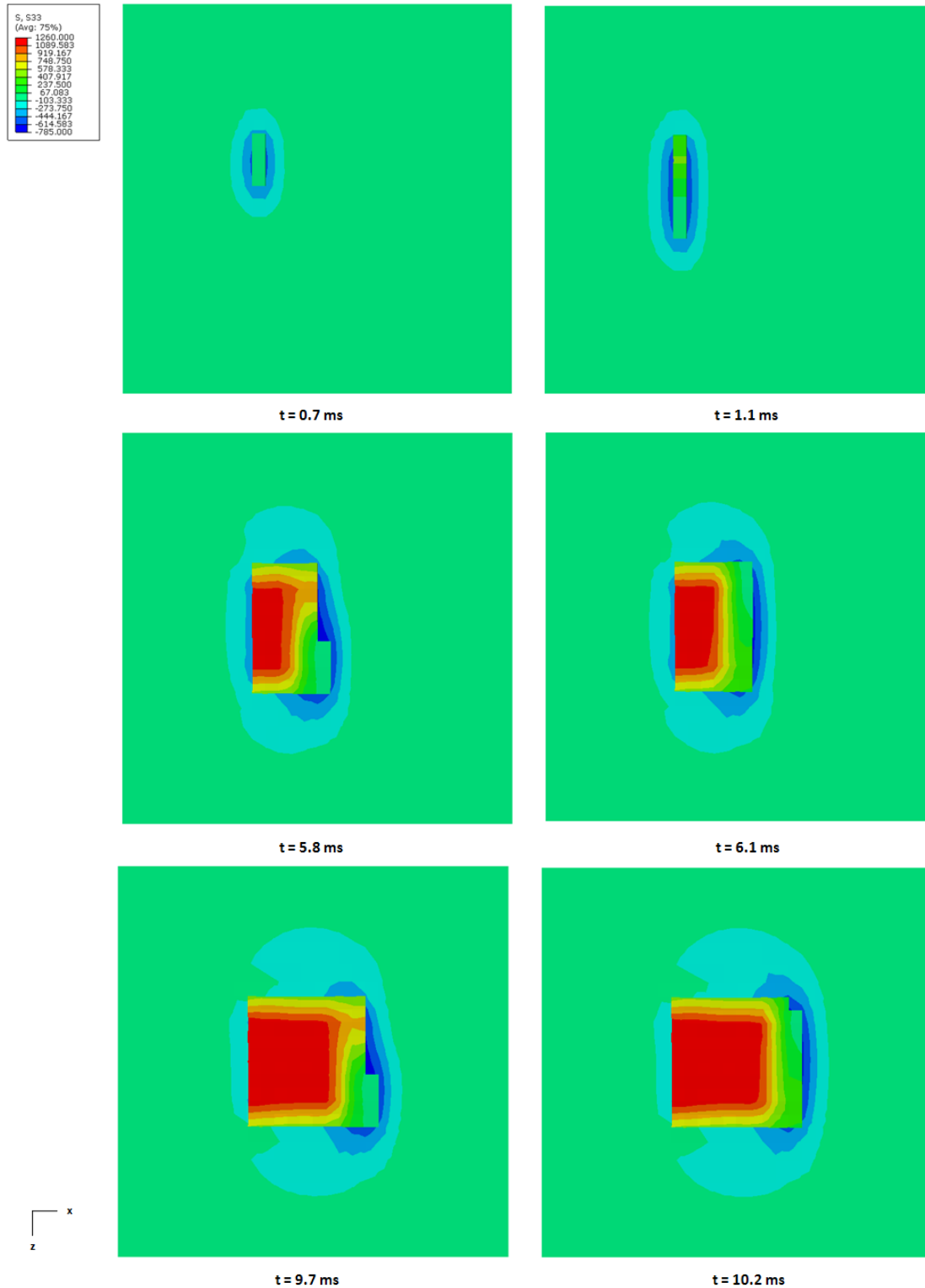


Figure III-18 : Cartographie de la contrainte σ_{zz} pour la première couche

Au bout de 1.1 ms, lorsque le laser finit de balayer la première passe, la contraintes de Von Mises augmente dans les zones en cours de refroidissement. Ensuite à l’instant 9.7 ms, les premiers cordons sont refroidis et présentent des contraintes de Von Mises importantes, proche de la limite élastique de l’acier maraging à la température ambiante.

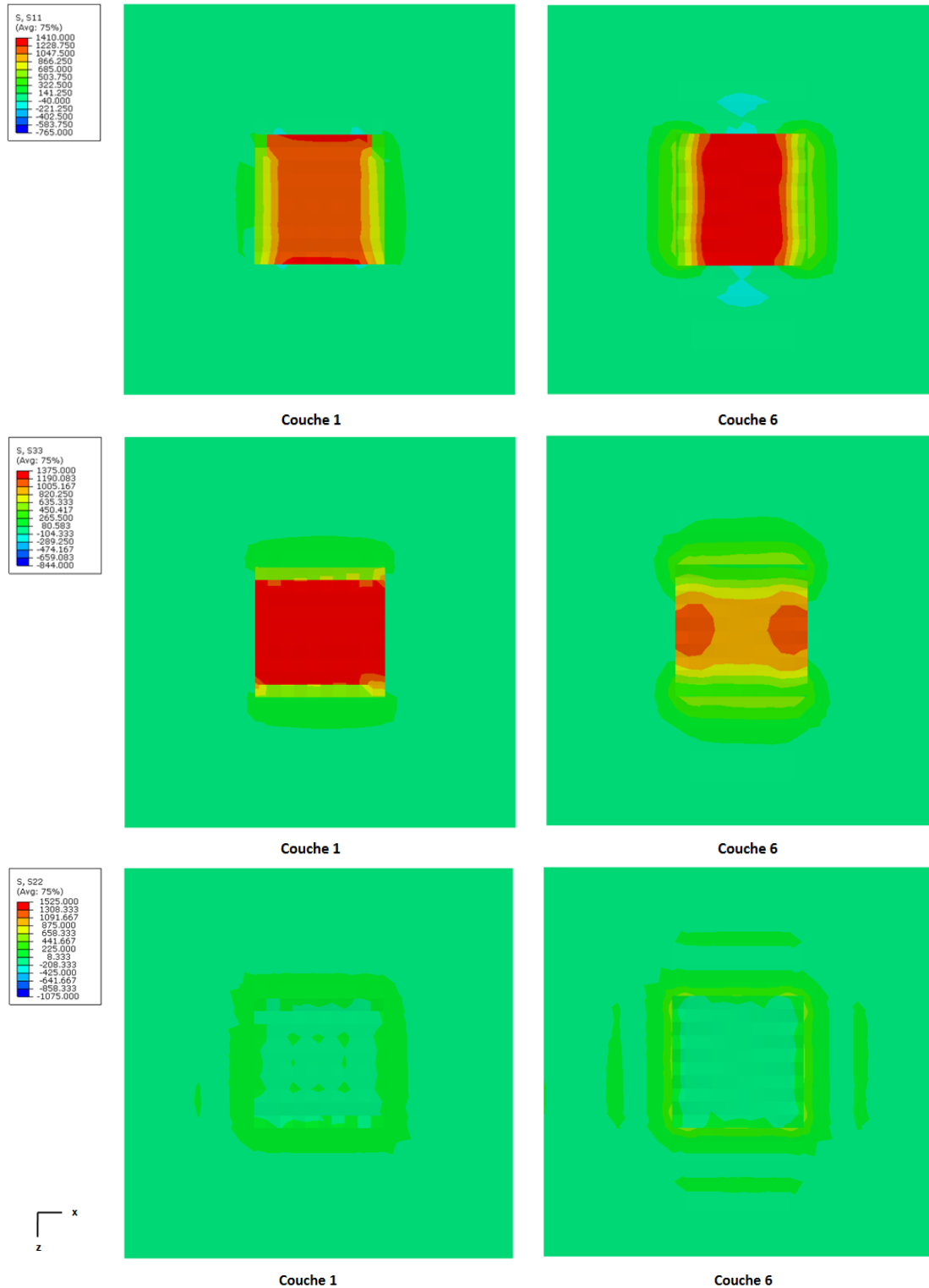


Figure III-19 : Cartographie des contraintes σ_{xx} , σ_{yy} et σ_{zz} à la fin de la fusion de la première et de la sixième couche

De plus l'évolution des contraintes σ_{zz} sur la surface de la pièce créée à différents instants au cours du procédé (Figure III-18 : Cartographie de la contrainte σ_{zz} pour la première couche) est analysée. Ces contraintes peuvent être assimilées à des contraintes longitudinales, c'est-à-dire orientées dans le sens du laser. Des contraintes de compression sont observées dans la zone fondue par le laser lors du chauffage, puis se transforme rapidement en contraintes de traction lorsque la source laser s'éloigne de la zone chauffée et que le matériau se contracte en refroidissant. L'état de contraintes dans la zone solide qui vient d'être fusionnée passe d'un état de compression (chauffe) à un état de traction (refroidissement). Afin de garantir l'équilibre mécanique, les contraintes dans le support deviennent des contraintes de compression.

Ce changement rapide de la contrainte thermique est alors accompagné d'une augmentation lente et progressive vers une valeur de contrainte d'équilibre, aux alentours de 1250 MPa, dépassant la limite élastique du matériau à la température ambiante. L'apparition de contraintes élevées de traction derrière et des contraintes de compression sous le laser sont en accord avec l'analyse du champ de contraintes observé par Tian lors de la simulation du procédé SLS de céramique [Tian10], de même que Nickel lors de l'étude de la déposition métallique de poudres fondues [Nickel01]. De plus, les contraintes longitudinales sont similaires d'une passe à l'autre, du fait de cycles thermiques similaires.

La figure ci-dessus présente la répartition des composantes des contraintes résiduelles à la fin de la fusion de la première et la sixième couche Figure III-19 : Cartographie des contraintes σ_{xx} , σ_{yy} et σ_{zz} à la fin de la fusion de la première et de la sixième couche. Nous pouvons observer que la contrainte normale, σ_{yy} est très faible par rapport aux contraintes σ_{xx} et σ_{zz} . Les valeurs de ces contraintes normales sont comprises entre -50 MPa et 50 MPa, bien inférieures en comparaison des 1150 MPa obtenues pour la composante σ_{xx} et des 1250 MPa pour la composante σ_{zz} . Les valeurs des contraintes atteintes dans la première couche montrent que les contraintes σ_{zz} sont un peu plus élevées que les contraintes σ_{xx} . Les contraintes σ_{zz} sont orientées dans le sens du cordon et sont donc plus élevées que celles dans le sens transversal, σ_{xx} . Ces observations sont en accord avec les résultats de Roberts et de ceux obtenus dans les procédés de soudage [Beaurin12], [Roberts12]. A la fin de la solidification de la 6^{ème} couche, les contraintes σ_{xx} sont un peu plus élevées, avec 1350 MPa que les contraintes σ_{zz} avec 950 MPa du fait que la trajectoire du laser ait été tournée d'un angle de 90° par rapport à celle de la première couche. En fait les couches 1, 3, 5, 7, 9 possèdent la même trajectoire et les couches 2, 4, 6, 8, 10 une trajectoire orthogonale.

Les distributions des composantes des contraintes de cisaillement sont présentées ci-dessous (Figure III-20 : Cartographie des contraintes σ_{xy} , σ_{xz} et σ_{yz} à la fin de la fusion de la première et de la sixième couche), à la fin du refroidissement de la première et de la sixième couche. L'amplitude de ces contraintes sont plus faibles que celle observée dans la Figure III-19, atteignant des valeurs maximales autour de 500 MPa. Les contraintes σ_{xz} sont élevées dans les coins de la pièce à l'interface avec le support, avec pour valeurs 300 ou -300 MPa lorsque 6 couches ont été ajoutées. Elles sont moins élevées dans le cas de la première couche construite. Les contraintes σ_{xy} et σ_{yz} sont plus importantes que les contraintes σ_{xz} aux bords de la pièce à l'interface avec le support, possédant des valeurs proches de 500 ou -500 MPa. Elles sont moins importantes dans la pièces avec des niveaux proches de 300 et -300 MPa.

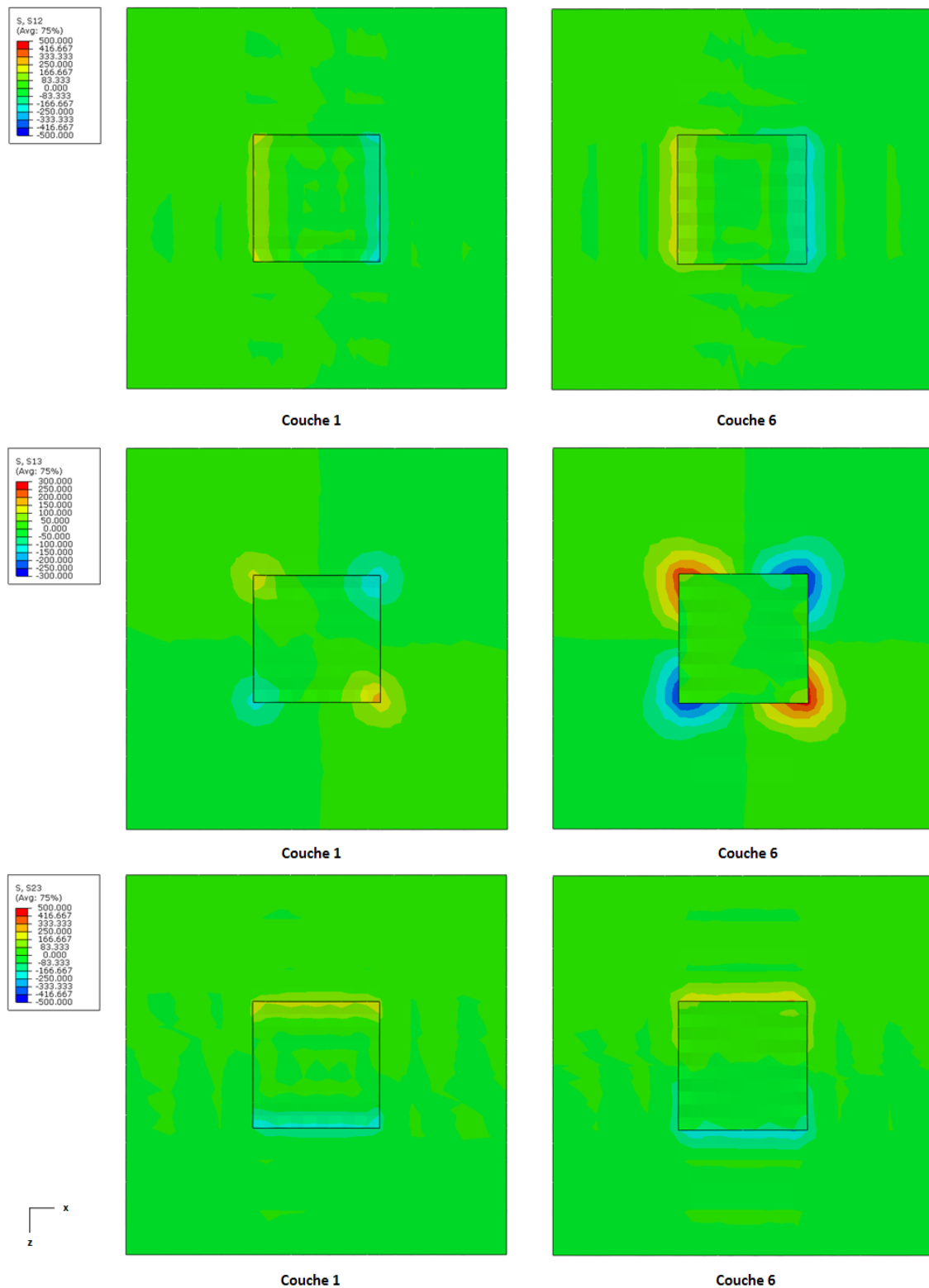


Figure III-20 : Cartographie des contraintes σ_{xy} , σ_{xz} et σ_{yz} à la fin de la fusion de la première et de la sixième couche

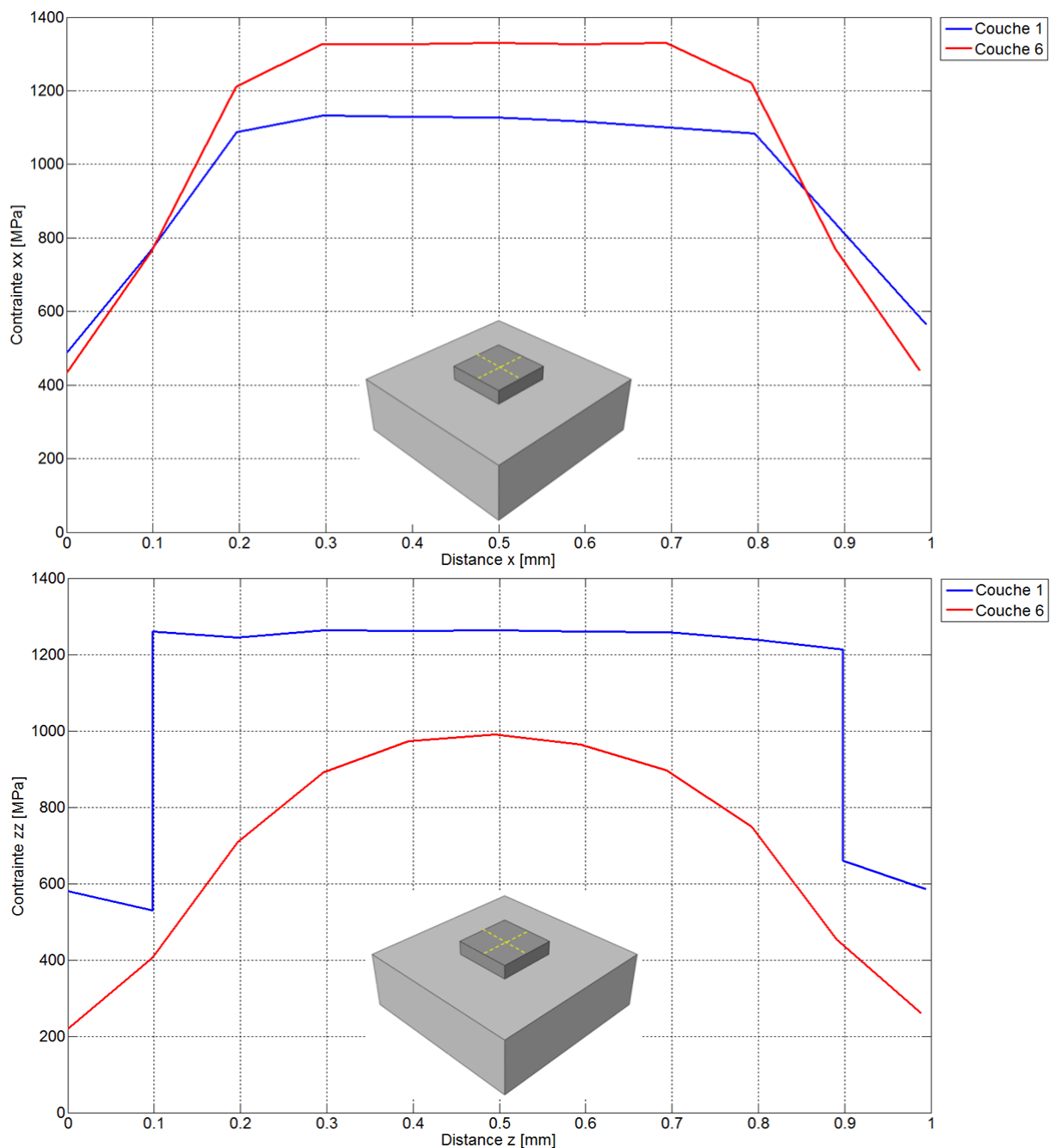


Figure III-21 : Profil des contraintes σ_{xx} et σ_{zz} sur la surface de la pièce

La distribution des contraintes le long de la surface de la première couche solidifiée est présentée sur la figure ci-dessus (Figure III-21 : Profil des contraintes σ_{xx} et σ_{zz} sur la surface de la pièce). Ces contraintes sont faibles sur les bords de la pièce créée et importantes au centre. Cette tendance est observée sur la surface des couches successives après leur fusion. Ceci vient du fait que les bords des couches solides sont libres de se déformer car ils sont entourés de poudre. Dans la première couche, les contraintes σ_{zz} orientées le long du laser sont plus importantes que les contraintes transversales σ_{xx} . Cette tendance est inversée dans la couche 6 du fait de la trajectoire du laser.

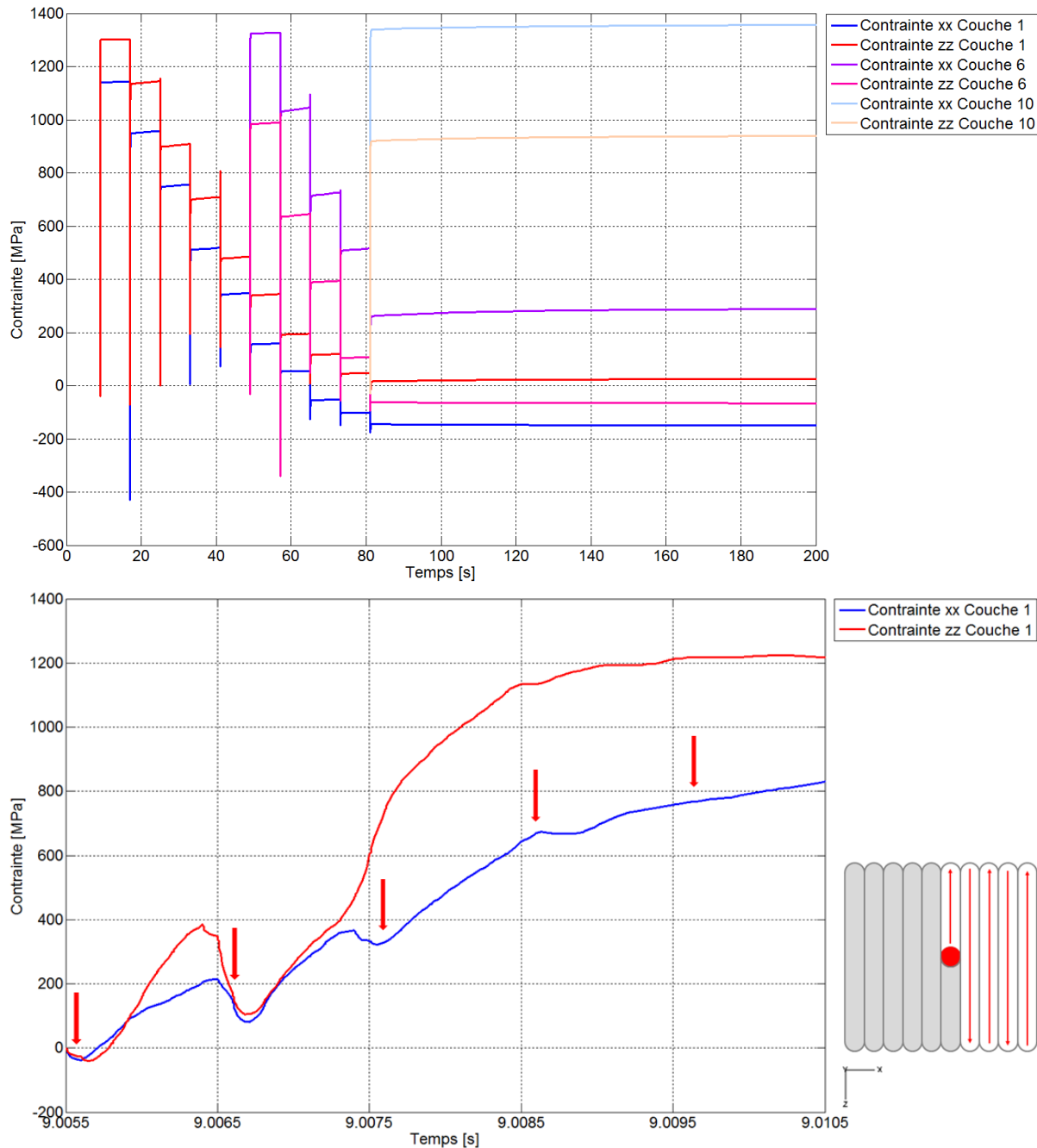


Figure III-22 : Evolution des contraintes σ_{xx} et σ_{zz} en fonction du temps pour différentes couches

Les graphiques ci-dessus présentent l'évolution des contraintes σ_{xx} et σ_{zz} au centre des couches 1, 6 et 10 (Figure III-22 : Evolution des contraintes σ_{xx} et σ_{zz} en fonction du temps pour différentes couches). Pour la première couche, la diminution de la contrainte σ_{zz} en contrainte de compression, est induite par le passage du laser au point de mesure. Les autres diminutions correspondent aux chauffage des passes adjacentes. L'ajout de la deuxième couche après solidification introduit des contraintes de compression dans les couches précédentes, qui réduisent les contraintes de traction présentes dans ces couches. Ces contraintes atteignent très rapidement une valeur de contrainte correspondant à un état d'équilibre. Cela suggère que le temps d'étalement de la poudre par le racleur n'affecte pas

l'évolution des contraintes dans notre cas. L'addition séquentielle de couches solides affecte donc la distribution des contraintes dans le matériau sous-jacent.

La contrainte hydrostatique nous renseigne sur l'état de contrainte dans la pièce. C'est à dire si il y a des zones qui ont tendance à se contracter du fait que les contraintes de traction présentes diminuent afin de retrouver un équilibre, ou des zones ayant tendance à s'étendre inversement. La durée de vie en fatigue d'une pièce est réduite lorsque cette contrainte hydrostatique est positive car elle augmente la taille des porosités présentes dans la pièce et donc le risque de fissuration. Cette contrainte hydrostatique est calculée à partir de la formule suivante, avec σ_I , σ_{II} et σ_{III} les contraintes principales :

$$\sigma_H = -\frac{1}{3}(\sigma_I + \sigma_{II} + \sigma_{III}) \quad \text{Eq. III-3}$$

Sous l'interface entre le support et la pièce (Figure III-23 : Cartographie de la contrainte hydrostatique (vue en coupe)), une zone possède une contrainte hydrostatique positive, présentant donc un risque d'apparition de fissures. En revanche, les zones dans laquelle cette contrainte est négative, par exemple sur la surface de la pièce, le risque d'obtenir des fissures est diminué.

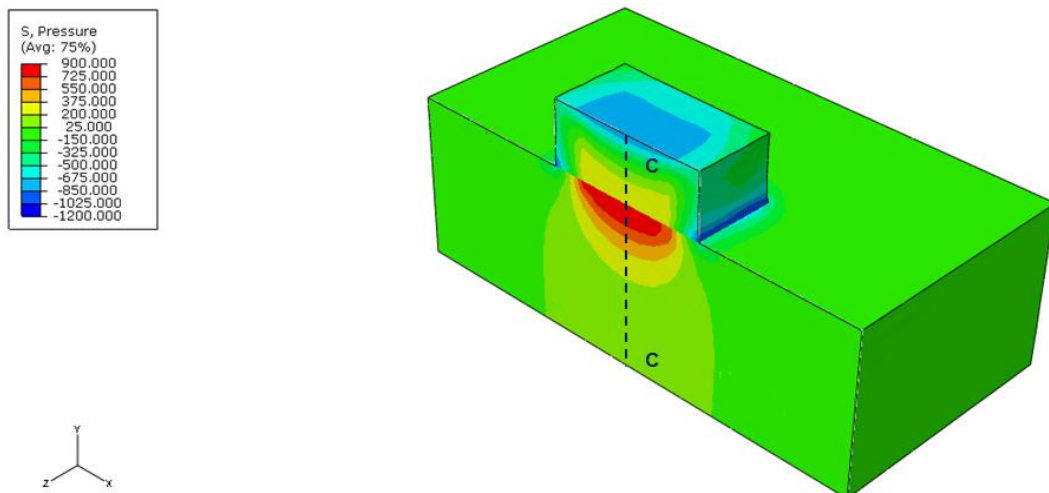


Figure III-23 : Cartographie de la contrainte hydrostatique (vue en coupe)

La distribution des contraintes suivant la hauteur peut révéler quelques caractéristiques importantes associées à la fusion successive de couches de poudre. Le graphique ci-dessous (Figure III-24 : Profil des contraintes σ_{xx} et σ_{zz} en fonction de la hauteur à différentes couches) présente le profil des contraintes σ_{xx} et σ_{zz} en fonction de la hauteur dans le support et la pièce créée une fois les couches solidifiées. Au cours de la solidification de la première couche, les contraintes présentes σ_{xx} et σ_{zz} , se trouvent dans un état de traction sur la surface et dans un état de compression dans le support vers l'interface avec la pièce. Lors de la solidification de la deuxième couche, les contraintes σ_{xx} et σ_{zz} sont toujours en traction dans la couche venant d'être fusionnée, mais pour la couche précédente, elles sont un peu plus faibles. En effet, la chaleur venant de la 2^{ème} couche génère dans la 1^{ère} couche un relâchement des contraintes de traction en induisant de la compression. Ces contraintes de compression sont des contraintes de réaction, générées de façon à résister aux contraintes de traction engendrées dans la nouvelle couche solidifiée. De plus, comme observé précédemment, les

contraintes σ_{xx} sont un peu plus grandes que les contraintes σ_{zz} une couche sur deux. Les contraintes sur la face inférieure du support, qui sont en traction, ne sont pas très élevées du fait que le support épais est bloqué sur cette face, empêchant sa flexion.

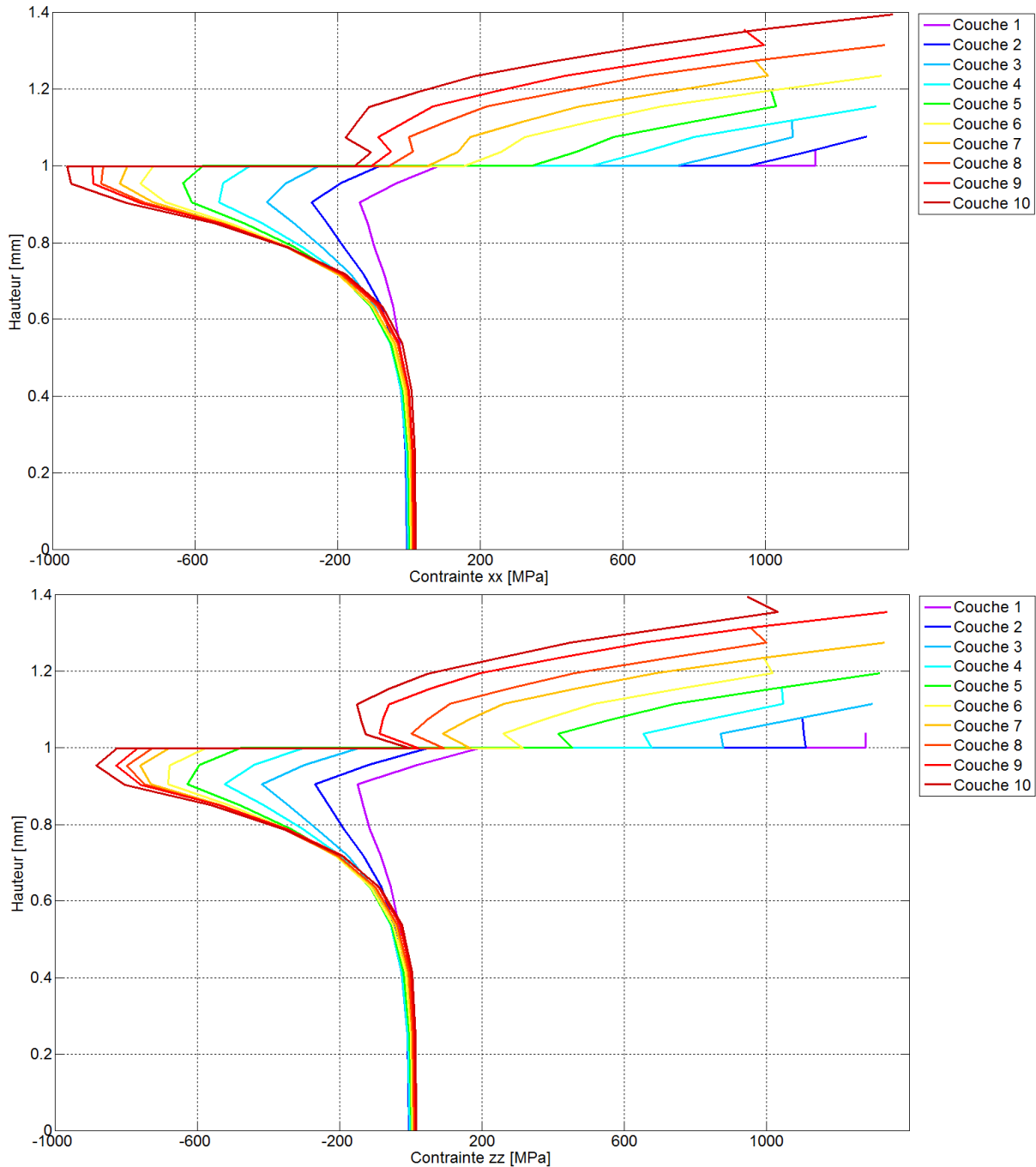


Figure III-24 : Profil des contraintes σ_{xx} et σ_{zz} en fonction de la hauteur à différentes couches

De plus, l'enlèvement du support sur lequel la pièce est construite introduit un relâchement des contraintes résiduelles dans la pièce, mais introduit aussi des pertes de tolérances dimensionnelles avec des effets de gauchissements de la pièce. Si le moment est très faible dans la pièce, il y aura peu de déformation. En revanche, la présence de contraintes

de traction à partir de la mi-hauteur de la pièce jusqu'à sa surface supérieure induit un moment important et la pièce aura plus de chance de se déformer par flexion.

3.6.2.2. Analyse des déformations

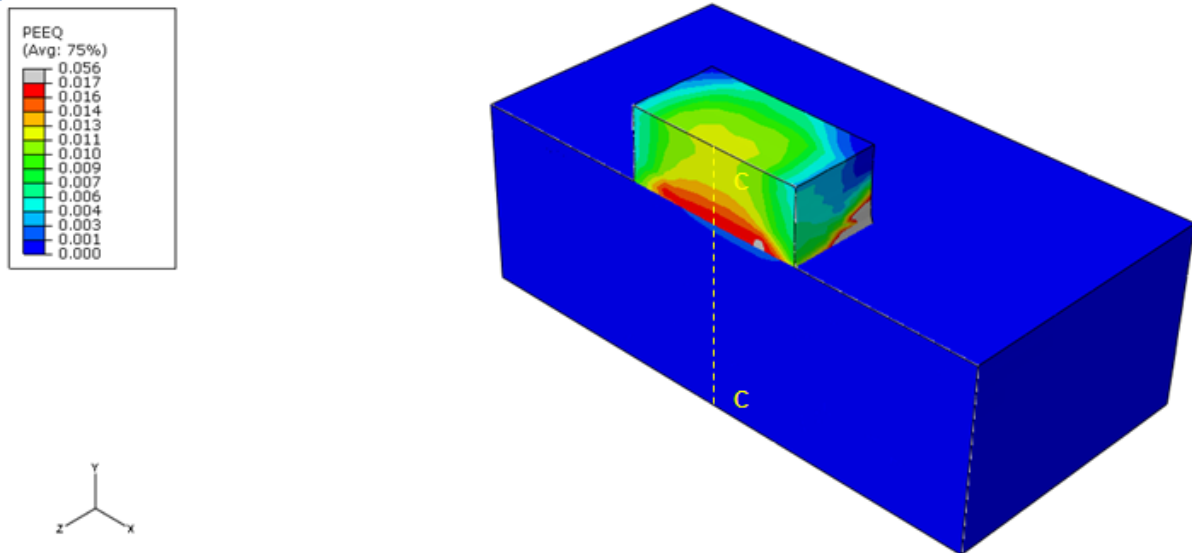


Figure III-25 : Cartographie de la déformation plastique cumulée (vue en coupe)

La figure ci-dessus (Figure III-25 : Cartographie de la déformation plastique cumulée (vue en coupe)) présente la déformation plastique cumulée à la fin du procédé, après refroidissement à la température ambiante. Les déformations plastiques résiduelles sont très importantes sur les bords de l'interface entre le support et la pièce créée, atteignant 0.056. D'après la vue en coupe de l'ensemble pièce fabriquée / support, elle atteint au centre 0.017, puis diminue dans les couches fusionnées supérieures pour atteindre 0.011. Cette tendance est vérifiée à partir de la vue en coupe présentant le profil de la déformation plastique cumulée en fonction de la hauteur au centre de la pièce. Cette déformation plus faible dans les couches supérieures vient du fait que la pièce peut se déformer sans être empêchée par le support plus massif, retenant les déformations. Les déformations plastiques sont nulles dans le support exceptées à l'interface avec la pièce construite. Ces résultats sont similaires à ceux observés par l'étude de Zhao concernant la simulation de la déposition multipasse [Zhao12]. Cette déformation plastique cumulée nous indique d'une part si la pièce s'est beaucoup déformée, et d'autre part si cette déformation s'est accumulée lors du cyclage thermique. C'est à dire que lorsqu'une couche se solidifie après le passage du laser, celle-ci se contracte et présente des déformations résiduelles. Puis lorsque le laser chauffe la couche supérieure, la chaleur diffusée génère une dilatation, donc une déformation supplémentaire si la température est inférieure à la température de recuit dans la couche. Ainsi, la déformation plastique cumulée représente l'addition des valeurs des déformations plastiques lors des cycles de dilatations et de contractions induites par le procédé. Cette accumulation de la dissipation plastique représente l'état d'érouissage du matériau.

La courbure convexe (Figure III-26 : Vue en coupe du déplacement suivant y à la fin du procédé) de l'ensemble support / pièce est provoquée par la dilatation de la surface de la pièce, qui est plus grande que celle de la surface inférieure du support au cours du chauffage.

Une fois le chauffage terminé, pendant le refroidissement, la surface se contracte et l'effet inverse se produit avec l'augmentation du déplacement vertical.

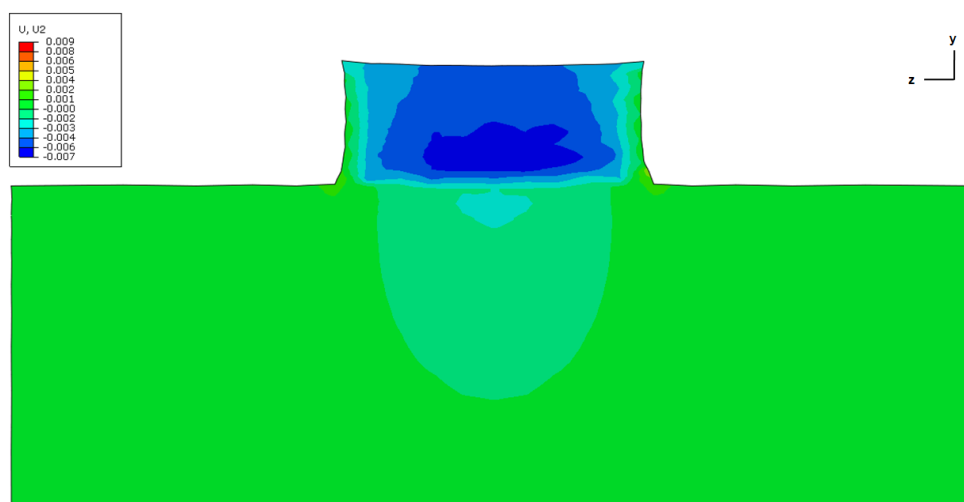


Figure III-26 : Vue en coupe du déplacement suivant y à la fin du procédé

3.7. Bilan

Pour résumer, notre modélisation thermomécanique permet d'analyser les champs de température et de contraintes apparaissant au cours du procédé SLM de l'acier maraging. Bien que dans le processus de fusion laser, les phénomènes fluidiques, présentes dans le bain de fusion, existent, elles n'ont cependant pas été prises en compte. Les températures et contraintes prédites par notre modèle numérique concordent avec les observations faites par d'autres auteurs pour des procédés similaires.

L'analyse des résultats permet de comprendre le développement des gradients thermiques, des contraintes thermiques et des contraintes résiduelles au cours de la fusion laser de poudres métalliques. Les principales conclusions de l'analyse sont les suivantes :

- Les cordons balayés par le laser possèdent des cycles de température similaires, de même pour les contraintes résiduelles hormis sur les bords de la pièce.
- L'ajout d'une couche modifie la répartition des contraintes dans les couches sous-jacentes.
- La poudre isole thermiquement la zone de balayage laser. Le support ainsi que les couches créées agissent comme un conducteur de chaleur et contribue à la création de contraintes thermiques et de contraintes résiduelles.
- La température augmente faiblement entre chaque déposition de poudre, lorsque la chaleur se diffuse dans le système.
- La contrainte normale à la surface horizontale est beaucoup plus faible que les autres composantes des contraintes résiduelles.

- Les valeurs des contraintes résiduelles sont limitées par la limite élastique du maraging à la température ambiante et de son écoulement plastique conduisant à un écrouissage.
- Les contraintes résiduelles sont très élevées sur la surface de la pièce créée. Leur distribution en fonction de la hauteur montre que ces contraintes diminuent avec la hauteur, donnant lieu à des contraintes de compression sous l'interface support / pièce afin d'assurer l'équilibre mécanique.

La précision du modèle mécanique dépend fortement de la formulation de l'écrouissage du matériau. Un modèle d'écrouissage cinématique peut donner des informations supplémentaires sur la prédiction des champs de contraintes résiduelles par rapport au modèle isotrope. Roberts trouve dans ces travaux avec le même procédé une meilleure précision pour le modèle d'écrouissage cinématique par rapport au modèle isotrope [Roberts12]. Un modèle d'écrouissage cinématique est en cours de développement et nécessite des essais expérimentaux de caractérisation concernant l'acier maraging. Des essais de traction / compression cycliques pour différents niveaux de température seront nécessaires afin d'utiliser ce modèle.

Chapitre IV

Les essais expérimentaux

4.1. Introduction

D'après Kruth [Kruth10], les contraintes résiduelles sont créées en raison du mécanisme du gradient de température (TGM comme vu dans la chapitre I). En effet, les couches sous-jacentes entravent l'expansion des couches supérieures. Dans ce cas, la limitation de l'expansion de la couche chauffée induit une contrainte de compression dans le matériau. Lors du refroidissement, les couches fondues supérieure rétrécissent par contraction thermique (freinées par les couches solidifiées inférieures), ce qui entraîne une contrainte de traction dans la couche supérieure et une contrainte de compression dans les couches inférieures.

Quelques auteurs ont mesuré expérimentalement les contraintes résiduelles présentées dans les pièces fabriquées par fabrication additive. Branner et Zaeh [Branner10], [Zaeh10] ont utilisé la méthode de diffraction de neutrons pour mesurer les contraintes. Cette méthode est aussi utilisée par Wang pour mesurer la distribution des contraintes résiduelles dans des pièces fabriquées par dépôt de matière métallique [Wang08], ou encore par Moat pour le même type d'étude avec en plus une comparaison avec la méthode du contour [Moat11]. Vilaro [Vilaro12] utilise plutôt la méthode de mesure par diffraction de rayons X pour étudier l'influence des traitements thermiques sur la répartition des contraintes internes.

La méthode du perçage incrémental permet de mesurer à des endroits spécifiques ces contraintes présentes dans les pièces fabriquées par fusion laser sélective [Casavola08], [Mufti08], [Knowles12]. Shiomi [Shiomi04], Furumoto [Furumoto10] et Aziz [Aziz12] ont employé la méthode du retraitement de couches successives afin de mesurer leur distribution en fonction de la hauteur de pièce créée et d'étudier l'influence des paramètres du procédé (température de la plaque support, position des pièces) permettant de les réduire. Enfin la mesure des distorsions [Kruth10], [Roberts12] nous renseigne sur leur répartition.

4.2. Les différentes techniques de mesure de contraintes résiduelles

Les différentes méthodes de mesure des contraintes résiduelles peuvent être classées en trois catégories, les techniques destructives, les semi destructives et les non destructives. Pour rappel, les contraintes résiduelles sont définies en tant que contraintes restantes dans une pièce après fabrication en l'absence de forces extérieures appliquées. Leurs origines sont diverses et induites par des :

- différences de vitesses de refroidissement dans une pièce
- différences de l'écoulement plastique
- transformations de phases avec variation de volume

Les techniques destructives et semi destructives, appelées également méthode mécanique, reposent sur la mesure des déformations dues à la libération des contraintes résiduelles lors de l'enlèvement de matière de la pièce. Les méthodes non destructives comprennent les rayons X, la diffraction de neutrons, les techniques utilisant des ultrasons ou du des phénomènes magnétiques. Ces techniques mesurent généralement un ensemble de paramètres liés aux niveaux de contraintes résiduelles. Ces méthodes sont très importantes pour inspecter par exemple l'endommagement lié à la fatigue dans de nombreuses structures, ponts, plates-formes offshore [Rossini12].

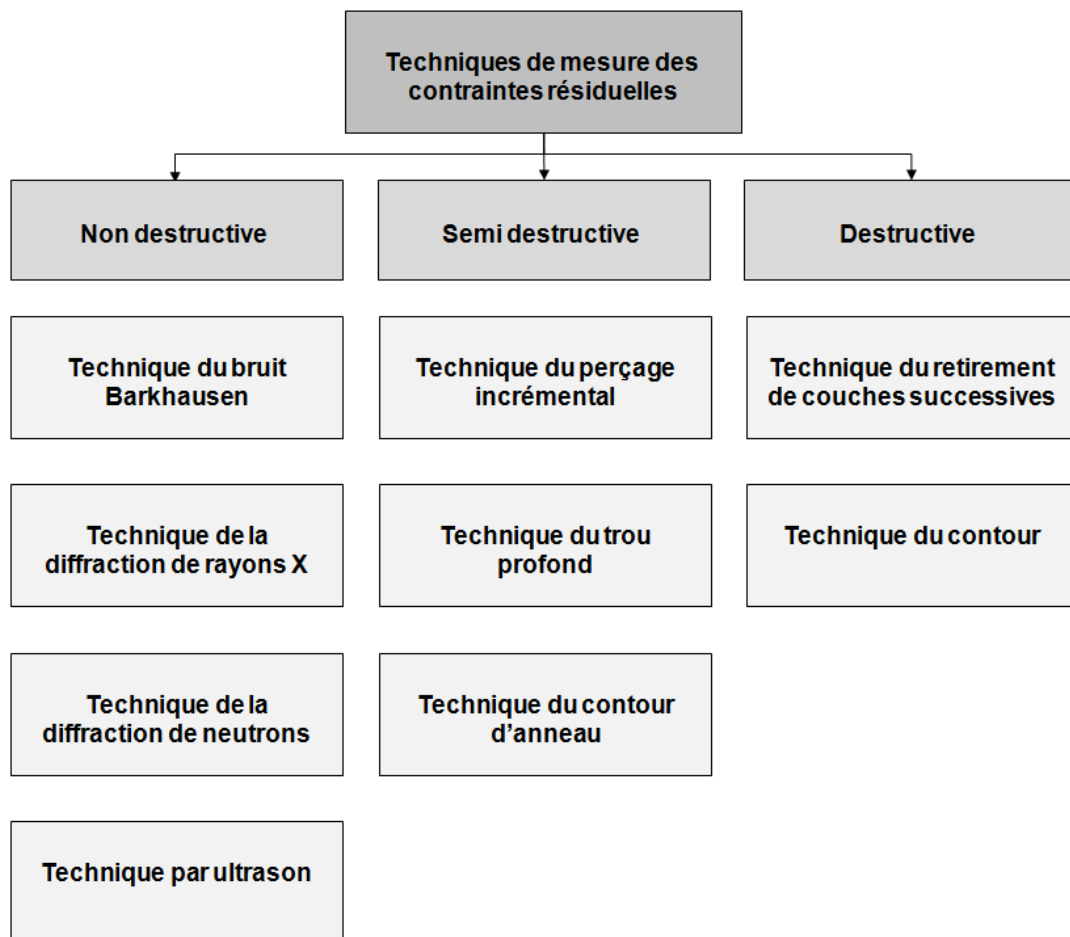


Figure IV-1 : Les techniques de mesures des contraintes résiduelles

Les techniques destructives analysent la relaxation des contraintes produites dans une pièce métallique lorsque de la matière est enlevée. En mesurant la déformation provoquée par la relaxation résultant de l'équilibrage mécanique, les valeurs des contraintes résiduelles présentes dans la partie enlevée peuvent être déterminées en fonction de la déformation obtenue.

Tableau IV-1 : Comparaison des différentes techniques [Rossini12]

Technique	Avantages	Inconvénients
Diffraction par rayon X	Versatile Grande variété de matériaux Macro et micro contraintes Généralement accessible	Système principalement en laboratoire Petits composants Mesure primaire
Perçage incrémental	Rapide et simple Portable Généralement disponible Grande variété de matériaux	Interprétation des données Semi destructive Sensibilité limitée Résolution limitée
Diffraction de neutrons	Pénétration et résolution optimale Profil 3D Macro et micro contraintes	Réservée aux spécialistes Système seulement en laboratoire Peu disponible
Bruit Barkhausen	Très rapide Portable	Applicable sur des matériaux ferromagnétiques Microstructures
Retirement de couches successives	Relativement simple Grande variété de matériaux Rapide Peu dispendieuse	Limitée à des formes simples Destructive
Ultrason	Disponible Rapide Peu dispendieuse Portable	Résolution limitée Mesure sur tout le volume, pas de profil en fonction de la profondeur
Contour	Portable Grandes pièces Grande variété de matériaux	Destructive Interprétation des données Sensibilité limitée Résolution limitée
Perçage de trou profond	Pièces épaisses Grande variété de matériaux	Interprétation des données Semi destructive
Synchrotron	Améliore pénétration et résolution du rayon X Profil en profondeur Rapide Macro et micro contraintes	Réservée aux spécialistes Système seulement en laboratoire Peu disponible

La description de chacune des méthodes de mesures ne sera pas abordée hormis celle de la technique de mesure par enlèvement de couches successives, qui présente un intérêt

particulier en rapport avec notre procédé. Le tableau ci-dessus présente les avantages et les inconvénients des différentes techniques.

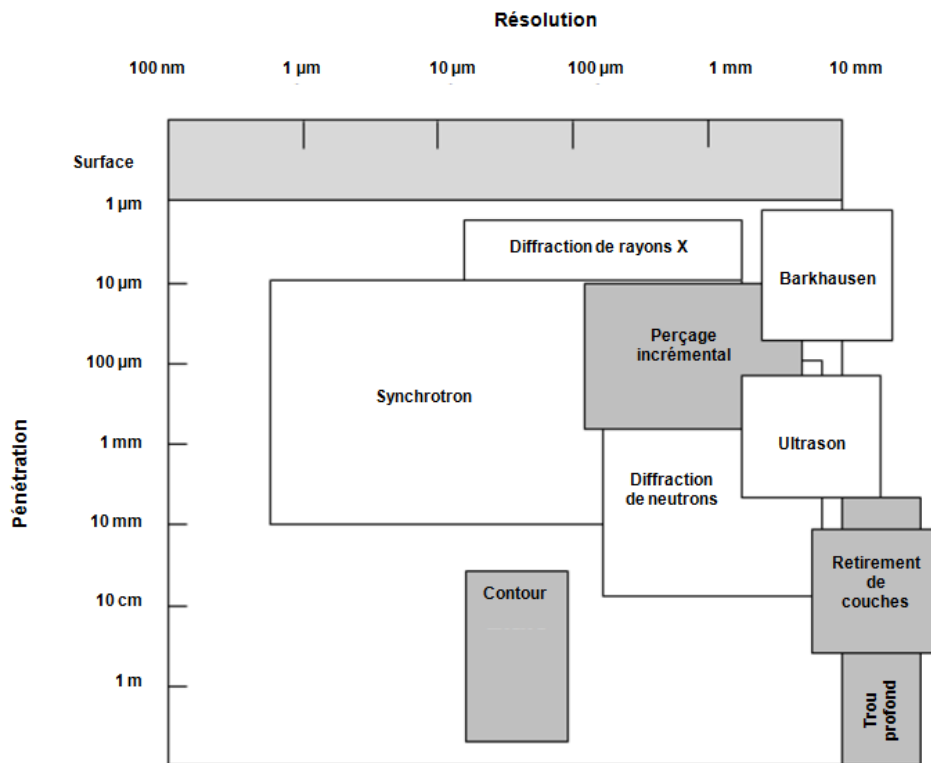


Figure IV-2 : Résolution et pénétration des différentes techniques [Rossini12]

La figure ci-dessus présente le niveau de pénétration et de résolution des méthodes destructives ou non destructives de mesure de contraintes.

4.3. La méthode par ajout successif de couches

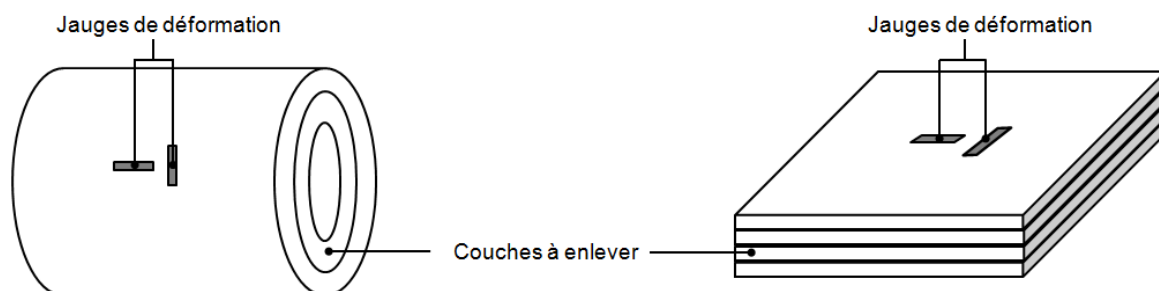


Figure IV-3 : Technique du retirement de couches successives

La méthode de retirement de couches successives est une méthode qui permet de déterminer les contraintes internes dues à l'enlèvement de couches. Son principe repose sur l'équilibre des contraintes et des moments internes lorsque de fines couches sont enlevées au fur et à mesure à l'aide de méthode d'usinage chimique, électrochimique ou par usinage conventionnel. Les déformations engendrées par le rééquilibrage des contraintes internes sont mesurées et les contraintes résiduelles sont calculées à partir de théories supposant un

comportement élastique du matériau. Ces déformations sont mesurées à l'aide de jauges de déformation ou de capteurs de déplacements (Figure IV-3 : Technique du retraitement de couches successives). La précision dépend de l'instrument de mesure utilisé.

4.3.1. Théorie et protocole expérimental

La technique du retraitement de couches successives a retenu notre attention, au lieu de mesurer les déformations à l'aide de jauges de déformation fixées lors de l'usinage des couches, elles pourraient être mesurées lors de la fusion des couches au cours du procédé. Du point de vue théorique, voici les hypothèses à prendre en compte dans les calculs [Boyer] :

- Etat de contrainte constante dans chaque couche de la pièce
- Raisonnement suivant les axes principaux des contraintes, sont donc supposés connus à priori, ou déterminés à partir de la mesure des déformations
- Les contraintes suivant l'épaisseur sont négligées : $\sigma_3 = 0$

Nous regardons dans un premier temps l'effet de l'ajout d'une couche quelconque i , située entre les cotes X_i et X_{i+1} (Figure IV-4 : Principe de la méthode par ajout de couche). Dans la suite, $\sigma(u,i)$ représentera la contrainte créée dans la couche de cote u , après ajout de la $i^{\text{ème}}$ couche. En particulier, $\sigma(u,n)$ désignera donc la contrainte finale au point de cote u , que nous voulons mesurer.

- $\Delta X_i = X_{i+1} - X_i$ est l'épaisseur de la couche ajoutée
- $X'_i = \frac{X_i + X_{i+1}}{2}$ est la cote moyenne de la couche

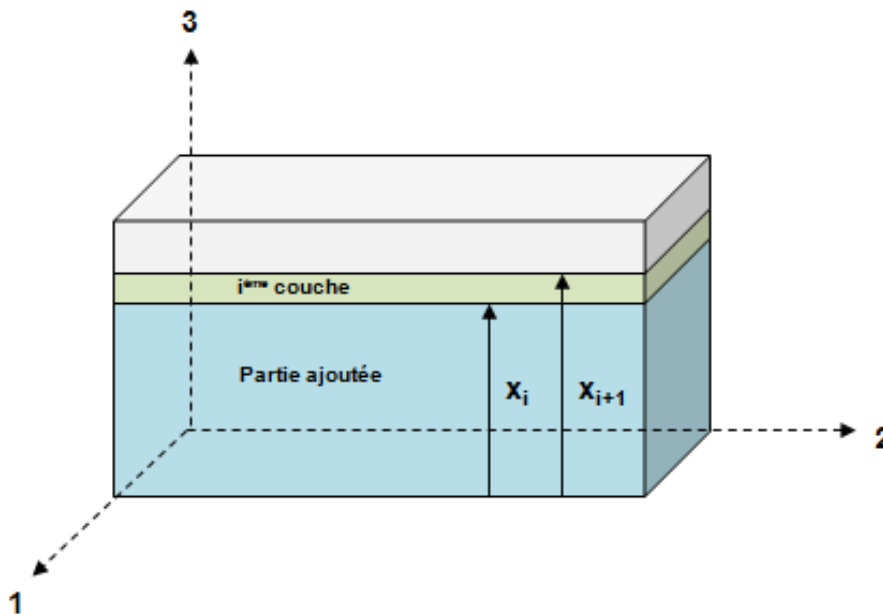


Figure IV-4 : Principe de la méthode par ajout de couche

L'effort, lors de l'ajout de la couche i , à compenser par la variation des contraintes résiduelles dans l'ensemble de la pièce afin de conserver l'auto équilibrage, est (pour la direction 1) :

$$\begin{cases} \Delta F_1 = \sigma_1(X'_i, i) \cdot \Delta X_i & \text{Eq. IV-1} \\ \Delta M_1 = \sigma_1(X'_i, i) \cdot \Delta X_i \cdot X'_i & \text{Eq. IV-2} \end{cases}$$

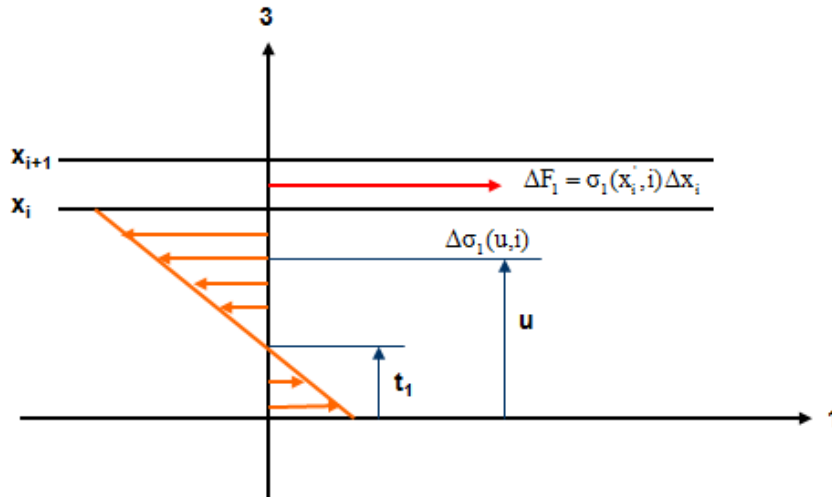


Figure IV-5 : Répartition des contraintes lors de l'ajout d'une couche

Exprimons que les variations de contraintes résiduelles correspondent à une flexion élastique autour d'un axe de flexion de cote t_1 . Cette variation est linéaire et peut s'écrire : $\Delta\sigma_1(u, i) = \alpha_1(u - t_1)\Delta X_i$ où α_1 et t_1 sont des constantes à déterminer.

Pour conserver l'équilibre, on doit avoir :

$$\begin{cases} \Delta F_1 = - \int_0^{X_i} \alpha_1 \cdot (u - t_1) \cdot \Delta X_i \cdot du & \text{Eq. IV-3} \\ \Delta M_1 = - \int_0^{X_i} u \alpha_1 \cdot (u - t_1) \cdot \Delta X_i \cdot du & \text{Eq. IV-4} \end{cases}$$

Soit en intégrant :

$$\begin{cases} \Delta F_1 = -\alpha_1 \cdot \Delta X_i \cdot \left(\frac{X_i^2}{2} - t_1 \cdot X_i \right) & \text{Eq. IV-5} \end{cases}$$

$$\begin{cases} \Delta M_1 = -\alpha_1 \cdot \Delta X_i \cdot \left(\frac{X_i^3}{3} - t_1 \cdot \frac{X_i^2}{2} \right) & \text{Eq. IV-6} \end{cases}$$

D'où compte tenu des relations précédentes, un système de deux équations à deux inconnues α_1 et t_1 :

$$\left\{ \begin{array}{l} \sigma_1(X'_i, i) = -\alpha_1 \cdot X_i \cdot \left(\frac{X_i}{2} - t_1\right) \end{array} \right. \quad \text{Eq. IV-7}$$

$$\left\{ \begin{array}{l} X'_i \cdot \sigma_1(X'_i, i) = -\alpha_1 \cdot X_i^2 \cdot \left(\frac{X_i}{3} - \frac{t_1}{2}\right) \end{array} \right. \quad \text{Eq. IV-8}$$

La solution du système est la suivante :

$$\left\{ \begin{array}{l} t_1 = X_i \frac{3X'_i - 2X_i}{3(2X'_i - X_i)} \end{array} \right. \quad \text{Eq. IV-9}$$

$$\left\{ \begin{array}{l} \alpha_1 = -\frac{6(2X'_i - X_i) \cdot \sigma_1(X'_i, i)}{X_i^3} \end{array} \right. \quad \text{Eq. IV-10}$$

D'où l'équation fondamentale :

$$\Delta\sigma_1(u, i) = -\frac{6(2X'_i - X_i) \cdot \sigma_1(X'_i, i)}{X_i^3} \left[u - X_i \frac{3X'_i - 2X_i}{3(2X'_i - X_i)} \right] \Delta X_i \quad \text{Eq. IV-11}$$

Nous avons une équation analogue pour $\Delta\sigma_2(u, i)$ en remplaçant σ_1 par σ_2 . Regardons maintenant la signification de la mesure de déformation relevée sur la face opposée à l'ajout de couches. L'ajout de la $i^{\text{ème}}$ couche entraîne sur cette face des variations de contrainte, d'après la formule précédente :

$$\left\{ \begin{array}{l} \Delta\sigma_1(0, i) = 2\sigma_1(X'_i, i) \frac{3X'_i - 2X_i}{X_i^2} \Delta X_i \end{array} \right. \quad \text{Eq. IV-12}$$

$$\left\{ \begin{array}{l} \Delta\sigma_2(0, i) = 2\sigma_2(X'_i, i) \frac{3X'_i - 2X_i}{X_i^2} \Delta X_i \end{array} \right. \quad \text{Eq. IV-13}$$

Les déformations $\Delta\varepsilon_1(0, i)$ et $\Delta\varepsilon_2(0, i)$ relevées lors de l'ajout de la $i^{\text{ème}}$ couche, sont liées aux contraintes par la loi de Hooke en supposant que les matériaux sont élastiques.

$$\left\{ \begin{array}{l} \Delta\varepsilon_1(0, i) = \frac{1}{E} [\Delta\sigma_1(0, i) - \nu\Delta\sigma_2(0, i)] \end{array} \right. \quad \text{Eq. IV-14}$$

$$\left\{ \begin{array}{l} \Delta\varepsilon_2(0, i) = \frac{1}{E} [\Delta\sigma_2(0, i) - \nu\Delta\sigma_1(0, i)] \end{array} \right. \quad \text{Eq. IV-15}$$

Soit en inversant les formules :

$$\left\{ \begin{array}{l} \Delta\sigma_1(0, i) = \frac{E}{1 - \nu^2} [\Delta\varepsilon_1(0, i) - \nu\Delta\varepsilon_2(0, i)] \end{array} \right. \quad \text{Eq. IV-16}$$

$$\left\{ \begin{array}{l} \Delta\sigma_2(0, i) = \frac{E}{1 - \nu^2} [\Delta\varepsilon_2(0, i) - \nu\Delta\varepsilon_1(0, i)] \end{array} \right. \quad \text{Eq. IV-17}$$

Finalement, compte tenu des relations précédentes, nous obtenons les contraintes de la couche i , après fusion de la couche i :

$$\left\{ \begin{array}{l} \sigma_1(X'_i, i) = \frac{E}{1 - \nu^2} [\Delta\varepsilon_1(0, i) - \nu\Delta\varepsilon_2(0, i)] \frac{X_i^2}{2(3X'_i - 2X_i) \cdot \Delta X_i} \end{array} \right. \quad \text{Eq. IV-18}$$

$$\left\{ \begin{array}{l} \sigma_2(X'_i, i) = \frac{E}{1 - \nu^2} [\Delta\varepsilon_2(0, i) - \nu\Delta\varepsilon_1(0, i)] \frac{X_i^2}{2(3X'_i - 2X_i) \cdot \Delta X_i} \end{array} \right. \quad \text{Eq. IV-19}$$

Pour avoir la contrainte dans la couche i après fusion, il faut superposer les contraintes de la couche i après fusion jusqu'à X_i et les effets des ajouts des $n-i$ couches suivantes :

$$\left\{ \begin{array}{l} \sigma_1(X'_i, n) = \sigma_1(X'_i, i) + \sum_{j=i+1}^n \Delta\sigma_1(X'_i, j) \end{array} \right. \quad \text{Eq. IV-20}$$

$$\left\{ \begin{array}{l} \sigma_2(X'_i, n) = \sigma_2(X'_i, i) + \sum_{j=i+1}^n \Delta\sigma_2(X'_i, j) \end{array} \right. \quad \text{Eq. IV-21}$$

Compte tenu des relations précédentes, ces formules s'écrivent encore :

$$\left\{ \begin{array}{l} \sigma_1(X'_i, n) = \sigma_1(X'_i, i) \\ + \sum_{j=i+1}^n \frac{E}{1 - \nu^2} [\Delta\varepsilon_1(0, j) - \nu\Delta\varepsilon_2(0, j)] \cdot \left[\frac{3X'_i(2X'_j - X_j)}{X_j(3X'_j - 2X_j)} - 1 \right] \end{array} \right. \quad \text{Eq. IV-22}$$

$$\left\{ \begin{array}{l} \sigma_2(X'_i, n) = \sigma_2(X'_i, i) \\ + \sum_{j=i+1}^n \frac{E}{1 - \nu^2} [\Delta\varepsilon_2(0, j) - \nu\Delta\varepsilon_1(0, j)] \cdot \left[\frac{3X'_i(2X'_j - X_j)}{X_j(3X'_j - 2X_j)} - 1 \right] \end{array} \right. \quad \text{Eq. IV-23}$$

Soit finalement en considérant les ordonnées des couches positives :

$$\left\{ \begin{array}{l} \sigma_1(X'_i, n) = \frac{E}{1 - \nu^2} \left\{ \begin{array}{l} [\Delta\varepsilon_1(0, i) - \nu\Delta\varepsilon_2(0, i)] \frac{X_i^2}{2(3X'_i - 2X_i) \cdot \Delta X_i} \\ - \sum_{j=i+1}^n [\Delta\varepsilon_1(0, j) - \nu\Delta\varepsilon_2(0, j)] \cdot \left[\frac{3X'_i(2X'_j - X_j)}{X_j(3X'_j - 2X_j)} - 1 \right] \end{array} \right\} \end{array} \right. \quad \text{Eq. IV-24}$$

$$\left\{ \begin{array}{l} \sigma_2(X'_i, n) = \frac{E}{1 - \nu^2} \left\{ \begin{array}{l} [\Delta\varepsilon_2(0, i) - \nu\Delta\varepsilon_1(0, i)] \frac{X_i^2}{2(3X'_i - 2X_i) \cdot \Delta X_i} \\ - \sum_{j=i+1}^n [\Delta\varepsilon_2(0, j) - \nu\Delta\varepsilon_1(0, j)] \cdot \left[\frac{3X'_i(2X'_j - X_j)}{X_j(3X'_j - 2X_j)} - 1 \right] \end{array} \right\} \end{array} \right. \quad \text{Eq. IV-25}$$

Ce sont ces deux formules que nous allons utiliser pour exploiter les mesures expérimentales. Ainsi, à partir des données suivantes :

- les caractéristiques élastiques du matériau, E et ν
- le nombre de couches ajoutées n
- les cotes des couches : X_1, X_2, \dots, X_{n+1} (X_1 étant l'épaisseur initiale, ou la hauteur du support)
- les $2n$ mesures de variations de déformation : $(\Delta\varepsilon_1^1, \Delta\varepsilon_2^1), \dots, (\Delta\varepsilon_1^n, \Delta\varepsilon_2^n)$

Nous obtenons par calcul le champ de contraintes résiduelles dans la plaque.

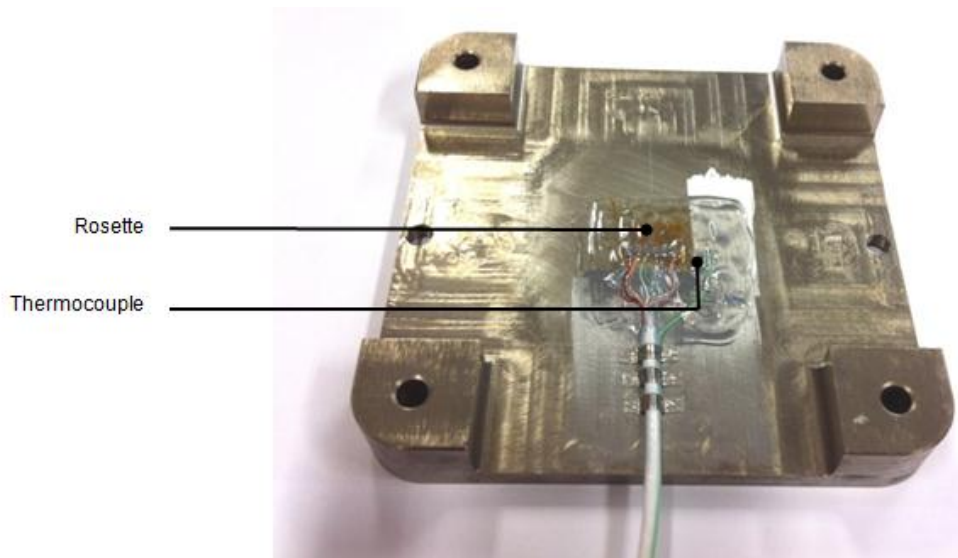


Figure IV-6 : Plaque instrumentée

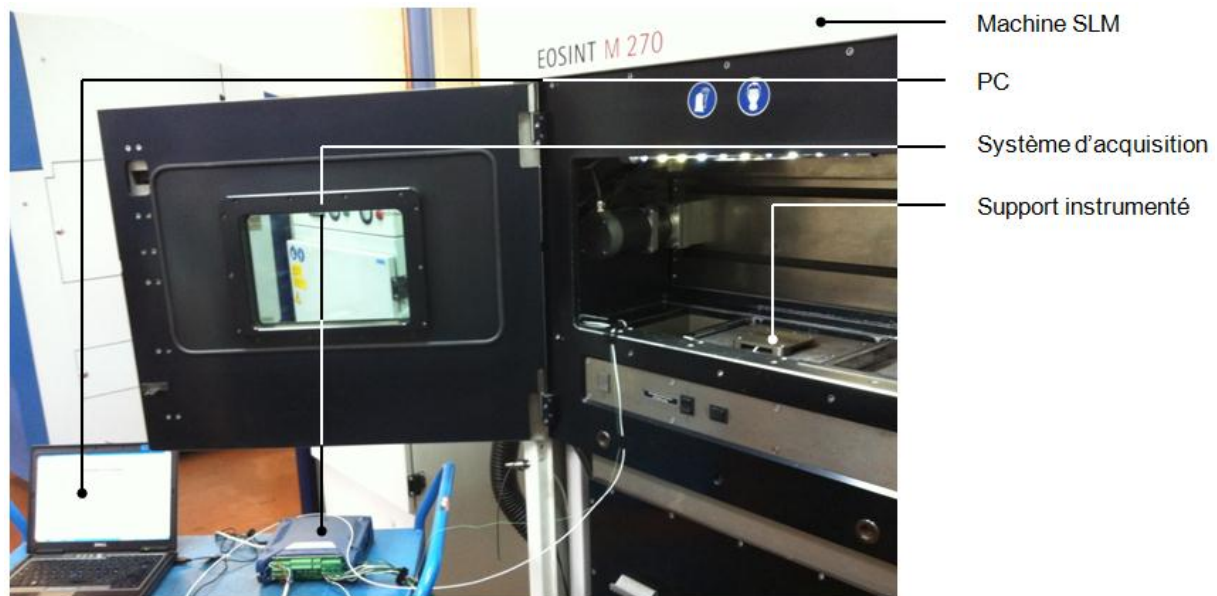
Nos essais ont été réalisés sur la machine EOS M270 du PEP. Elle est composée d'un laser Nd:YAG délivrant une puissance de 200 W, dont le diamètre du faisceau laser est de 100 μm . L'épaisseur de la couche de poudre peut être fixée à 20 ou 40 μm . La direction du balayage du faisceau laser tourne d'un angle de 67° après chaque ajout de couche solidifiée. L'atmosphère de la chambre de fabrication est alimentée en azote afin d'éviter les problèmes d'oxydation au cours du procédé. La poudre utilisée est composée d'acier maraging et possède un diamètre moyen d'environ 35 μm .

La plaque support est conçue en forme de table pour permettre la liaison par des fils entre les capteurs et le système d'acquisition pour le traitement des données (Figure IV-6 : Plaque instrumentée). Le support a une épaisseur de 5 mm pour une longueur et une largeur de 100 mm. Son épaisseur est choisie de manière à obtenir des déformations importantes mesurables par les jauges de déformation tout en évitant d'obtenir une température supérieure à 260°C pendant la fusion afin d'éviter leurs décollements. Un thermocouple de type K est également fixé à proximité de la rosette de jauges de déformations afin d'enregistrer l'évolution de la température pour le calcul de la déformation thermique à compenser pour nos calculs. La rosette et le thermocouple sont positionnés au centre de la plaque sur le dessous du support.

Tableau IV-2 : Paramètres expérimentaux

	Epaisseur de couche	Temps de refroidissement entre deux couches	Hauteur de pièce créée
Support 1	40 μm	8 s	10 mm
Support 2	20 μm	34 s	5 mm
Support 3	40 μm	34 s	10 mm

La pièce fabriquée par le procédé SLM est un parallélépipède carré de 10 mm de haut (correspondant à l'ajout de 250 couches d'épaisseur de 40 μm) et 50 mm de côté. Le support instrumenté est serré par des vis sur le plateau de la machine et les jauges et le thermocouple sont reliés à un dispositif d'acquisition de données FRONTDAQ (Figure IV-7 : Dispositif expérimental). Trois plaques instrumentées sont utilisées pour étudier l'influence de l'épaisseur de la couche de poudres et le temps de refroidissement entre l'étalement de deux couches successives. Les paramètres expérimentaux sont indiqués dans le tableau ci-dessus (Tableau IV-2 : Paramètres expérimentaux).

**Figure IV-7 : Dispositif expérimental**

Enfin, les formules basées sur l'auto équilibrage des contraintes résiduelles ne tiennent pas compte de toute action extérieure, comme le serrage du support. Cette forte hypothèse doit être vérifiée par la mesure des effets de la flexion.

4.3.2. Analyse des résultats

L'évolution des déformations et de la température a été enregistrée au cours de la fabrication. La rosette possédant trois jauges de déformations avec une orientation tous les 45° permet de déterminer les déformations principales et leurs directions sur la surface inférieure du support, lorsque le faisceau laser se déplace dans différentes directions, couche par couche. Les déformations principales sont calculées à partir des formules classiques.

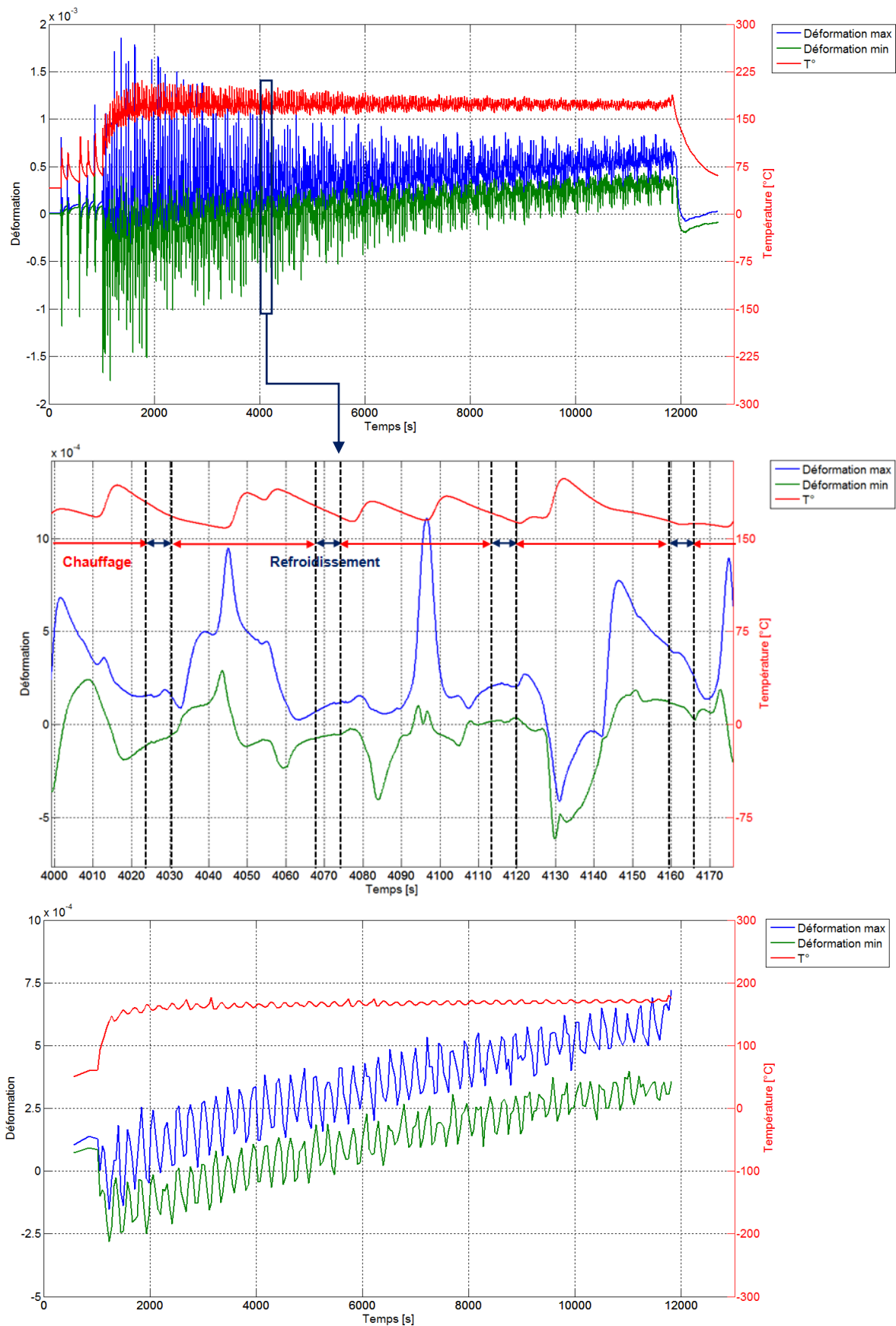


Figure IV-8 : Evolution et relevé des déformations principales et de la température au cours du procédé pour le support 1

Après la fusion de chaque couche et un certain temps de refroidissement (de 8 ou 35 s), les valeurs des déformations et de la température sont relevées et lissées (Figure IV-8 : Evolution et relevé des déformations principales et de la température au cours du procédé). La valeur des déformations principales augmentent au cours de la fabrication et peuvent atteindre 500 $\mu\text{m}/\text{m}$, tandis que l'évolution de la température est assez stationnaire, atteignant 165 °C avant le refroidissement final, pour le cas n°1. L'augmentation du niveau des déformations couche par couche indique que les contraintes résiduelles sont en traction dans la dernière couche solidifiée d'après notre modèle théorique. De plus, les valeurs des déformations principales sont très semblables, montrant un état de contrainte bi-axial sur la surface du support.

En utilisant le relevé des déformations totales, nous pouvons déduire la variation des déformations mécaniques entre chacune des couches après correction de la déformation thermique. Une fois les variations obtenues, les équations : Eq. IV-24 et Eq. IV-25 permettent d'obtenir la distribution des contraintes principales dans la pièce fabriquée et le support. Elles sont présentées dans la figure suivante pour les trois cas décrits dans le Tableau IV-2. Ces résultats correspondent à la somme des contraintes résiduelles et celles issues de la flexion du support serré sur le piston de la machine. La discontinuité du champ de contraintes à l'interface entre le support et les premières couches fusionnées ne respecte pas le principe de l'équilibre interne.

Cette approximation irréaliste provient de deux hypothèses erronées : la répartition des contraintes dans la nouvelle couche ajoutée n'est pas uniforme et le matériau au voisinage de la fusion a un comportement élastoplastique du à l'adoucissement lié à la température. L'accommodation plastique doit être introduite dans le calcul pour les premières couches. L'hypothèse de flexion simple correspondant à une contrainte linéaire surestime la distribution des contraintes résiduelles après calcul. En effet, la contrainte ne peut être linéaire au voisinage de la première couche solidifiée car le support est mou par conduction. Le thermocouple et la rosette ne sont pas collés au même endroit sur la face inférieure du support, une distance de 0.5 mm les sépare. La correction thermique de la déformation totale mesurée doit tenir compte du gradient thermique sur la surface. Il a été considéré que ce gradient thermique est homogène et que les températures du thermocouple et de la rosette sont égales. Après correction de la déformation thermique, les variations de déformations mécaniques relevées sont lissées avant le calcul de la répartition des contraintes.

Le graphique ci-dessous (Figure IV-9 : Distribution des contraintes pour une hauteur de fabrication de 5 mm (gauche) et 10 mm (droite)) présente la distribution des contraintes longitudinales en fonction de la hauteur dans le support et la pièce créée. Etant donné que la hauteur de la pièce fabriquée pour le cas du support 2 est de 5 mm, nous avons utilisé notre formule pour les supports 1 et 3 (avec une épaisseur de couche de 40 μm) en ne tenant compte que des 125 premières couches fusionnées. Nous obtenons ainsi une hauteur de fabrication de 5 mm afin de comparer les résultats pour les trois cas testés à iso hauteur (graphique de gauche). Le graphique de droite présente la distribution finale des contraintes une fois la pièce construite pour les trois supports. La distribution des contraintes transversales n'est pas représentée du fait de l'état de bi axialité. Les résultats des trois essais montrent que les contraintes longitudinales sont en état de traction dans la dernière couche fusionnée. A l'interface du support et de la pièce créée, elles sont en compression et sur la face inférieure du support, la où sont posées les jauges, elles sont en état de traction.

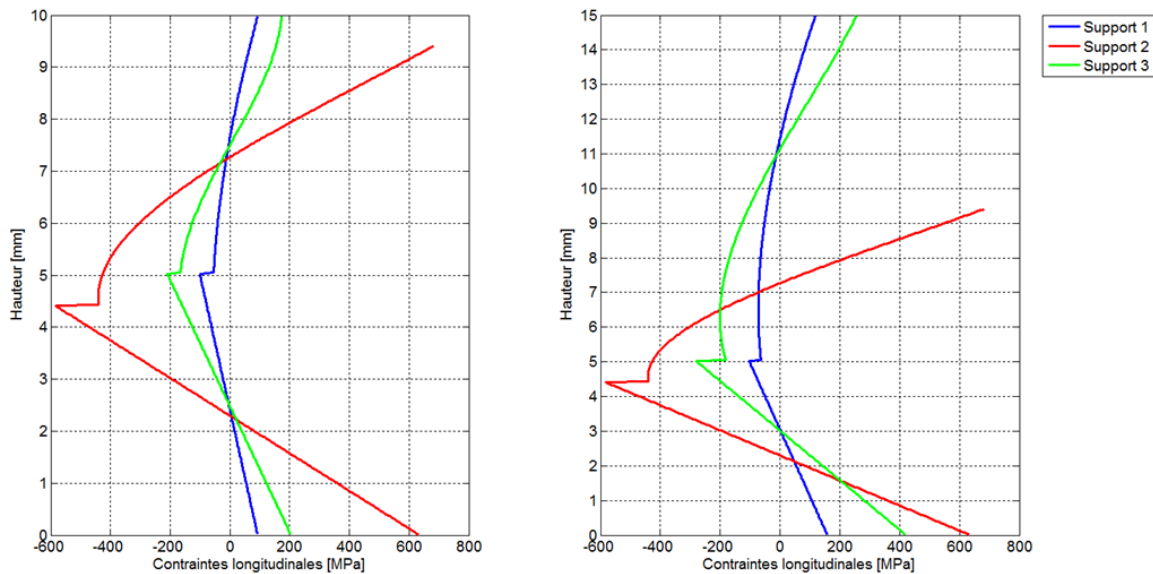


Figure IV-9 : Distribution des contraintes pour une hauteur de fabrication de 5 mm (gauche) et 10 mm (droite)

L'essai effectué avec une épaisseur de couche de poudre de 20 μm et un long temps de refroidissement, pour une épaisseur finale de fabrication de 5 mm, conduit aux contraintes internes les plus élevées, avec des valeurs proches de 700 MPa. Dans les autres cas, pour une épaisseur de couche de poudre de 40 μm et une hauteur finale de fabrication de 10 mm, le niveau des contraintes internes se situent autour de 200 MPa. Les auteurs [Branner10], [Casavola08], [Furumoto10] trouvent une répartition similaire à la notre pour les contraintes suivantes le long de l'épaisseur de l'ensemble pièce / support. Cependant, leurs amplitudes ne sont pas proches de la limite élastique du maraging (environ 1200 MPa). Cela peut venir du fait de la faible épaisseur, de 5 mm de nos plaques support, réduisant sa rigidité et augmentant la déformation sous l'effet des contraintes.

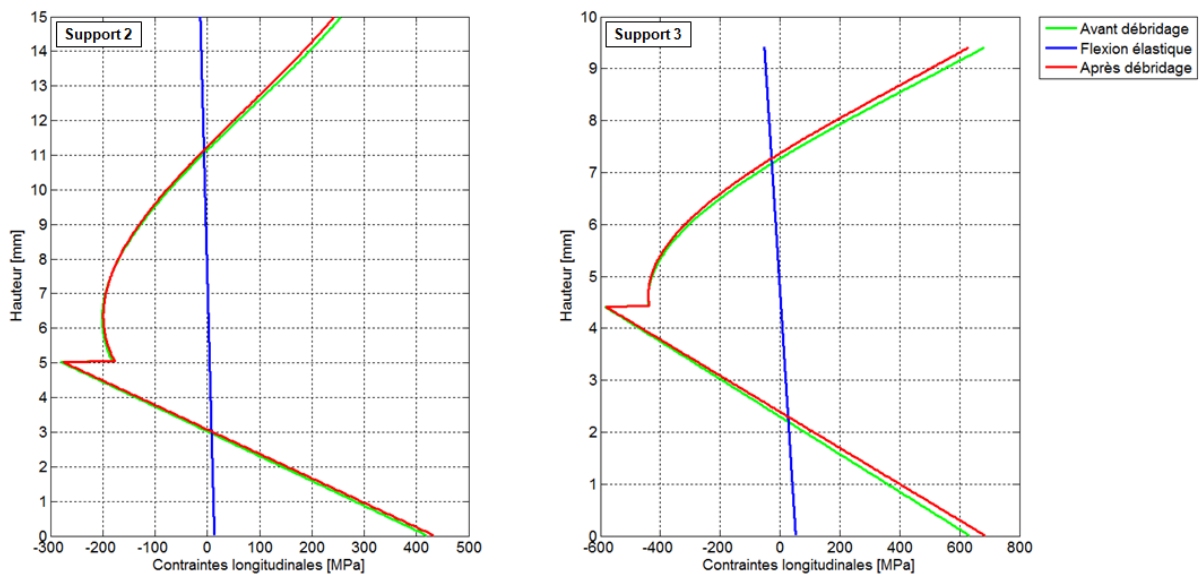


Figure IV-10 : Distribution des contraintes avant et après débridage des supports

Les valeurs des contraintes sont calculées pour un support serré supposé ne présenter aucune flexion, cependant, la flexion effective de la plaque doit être introduite pour estimer les contraintes résiduelles. L'enregistrement des déformations par les jauges se termine seulement après le desserrage des boulons fixant le support. La variation des déformations après desserrage permet le calcul du moment de flexion dans l'ensemble support / pièce créée. Pour le support 3, la contrainte maximale de flexion est égale à 13 MPa tandis que pour le support 2, elle vaut 52 MPa (Figure IV-10 : Distribution des contraintes avant et après débridage des supports). Cela montre que l'hypothèse qui néglige les effets de flexion semble être vérifiée et permet donc d'appliquer la formule calculant les contraintes internes lors de l'ajout des couches par fusion.

4.4. Mesure de la déformée

4.4.1. Mesure avec le système ROMER

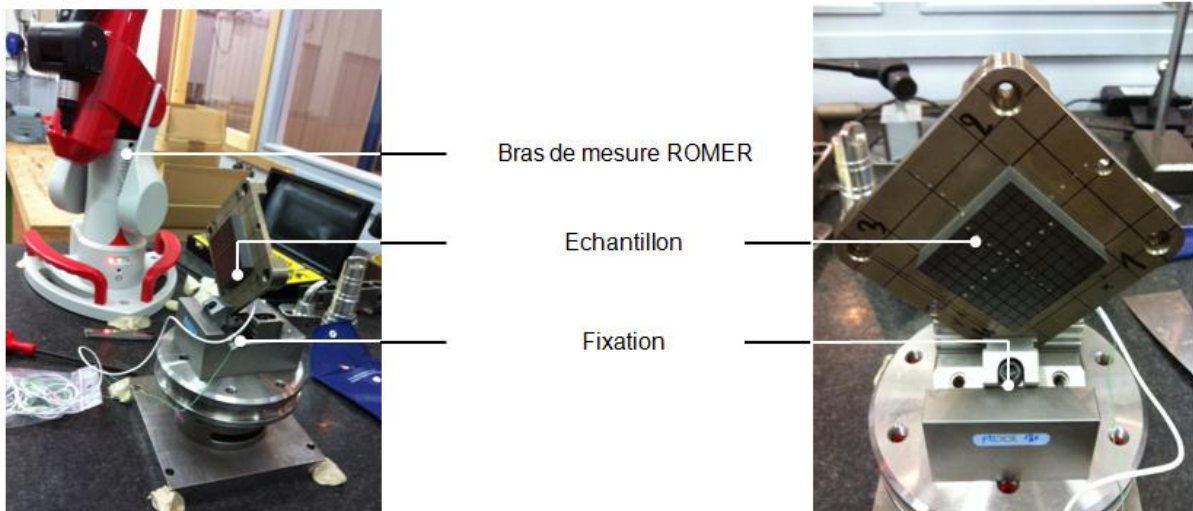


Figure IV-11 : Système de mesure ROMER

La géométrie des trois supports déformés est ensuite mesurée à l'aide d'un bras ROMER, appareil qui permet de réaliser des mesures métrologiques. Les mesures sont effectuées sur la surface supérieure des plaques (Figure IV-11 : Système de mesure ROMER). Une spline 2D a été utilisée sous MatLab pour interpoler les coordonnées des points mesurés pour chaque cas (Figure IV-12 : Distorsions de la surface des supports).

4.4.2. Analyse des résultats

Les résultats montrent que le support 2, avec une hauteur de pièce créée de 5 mm, présente la plus grande courbure, avec une amplitude de 0.9 mm. Le support 3, avec une hauteur de pièce fabriquée de 10 mm, présente une amplitude de flexion de 0.6 mm. Dans le cas du support 1, pour une épaisseur de couche de poudre de 40 μm et un temps de refroidissement faible (8 s), il présente une amplitude de 0.2 mm. Ce cas est particulier car ce support était mal serré du fait qu'une seule vis maintenait la plaque fixée sur la machine. Les déformations sont évidemment très sensibles aux conditions de serrage du support.

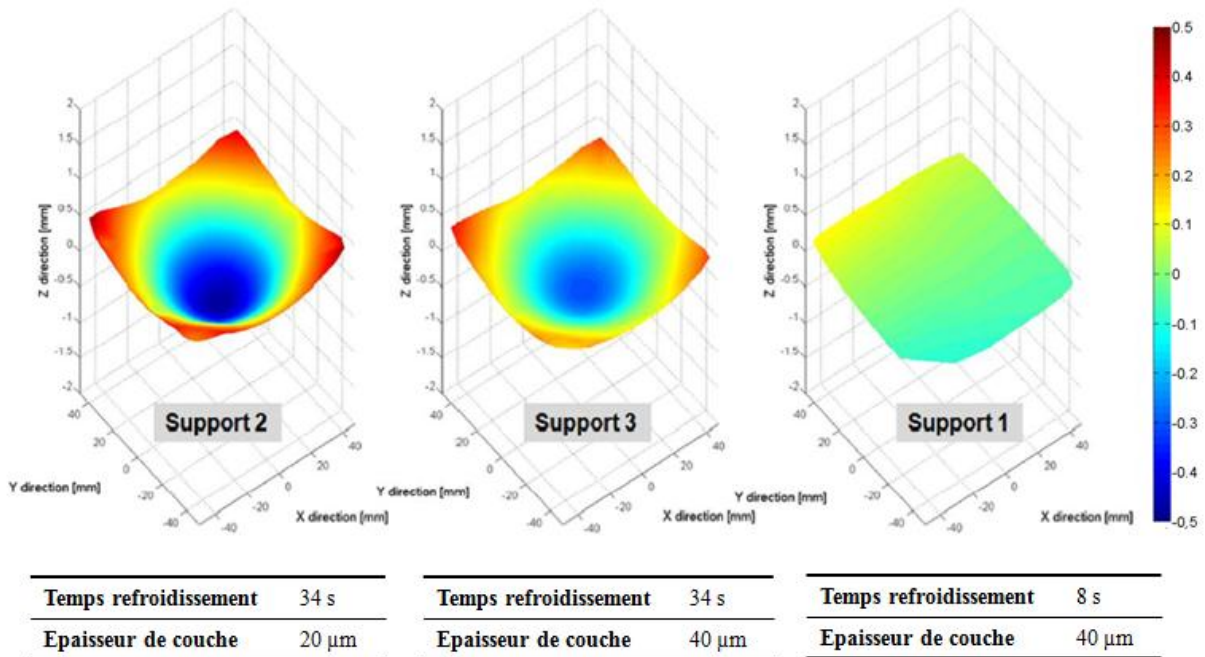


Figure IV-12 : Distorsions de la surface des supports

4.5. Comparaison avec le modèle numérique

4.5.1. Mise en données

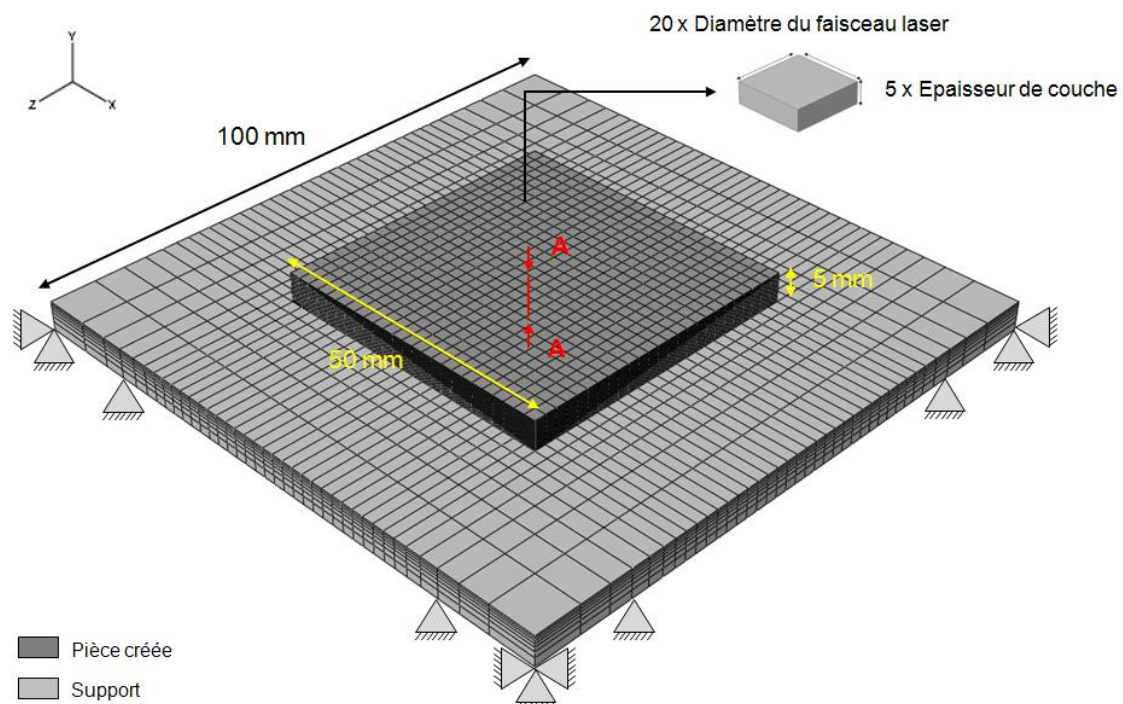


Figure IV-13 : Géométrie, maillage et conditions aux limites mécaniques de l'ensemble support / pièce

En pratique, les pièces construites par le procédé SLM comprennent des milliers de couches qui rendent très difficile la réalisation de calculs numériques en raison de la limite en taille des fichiers et du temps de calculs. En utilisant notre modèle pour des éléments définis à la taille du faisceau laser, soit de 100 μm de côté et 40 μm d'épaisseur, leur nombre nécessaire à la représentation du modèle d'une pièce dont les dimensions sont de 50 mm de côté et 10 mm de hauteur serait conséquent. Il faudrait pour modéliser géométriquement la pièce créée lors de nos essais expérimentaux 62 500 000 éléments et autant d'étapes de calculs transitoires nécessaires, ce qui souligne l'un des points bloquant de notre modélisation à l'échelle des paramètres du laser. Pour palier à cela, nous avons donc utilisé une modélisation moins réaliste du procédé afin d'obtenir des temps de calculs raisonnables et des tailles de fichiers moins volumineux. Ainsi, à partir de cette méthode, le déplacement pas à pas du faisceau laser n'est pas représenté. De plus nous avons aussi augmenté la taille des éléments afin de gagner en temps de calculs, malgré une probable perte en précision de nos résultats. Les pieds de la plaque en forme de table utilisés dans nos essais ne seront pas représentés dans notre modèle. En fait, les zones aux quatre coins du support sont bloquées afin de définir le bridage par les vis. Enfin, le temps de déposition de la poudre par le racleur est fixé à 34 s et le refroidissement final à 30 min.

4.5.2. Résultats mécaniques

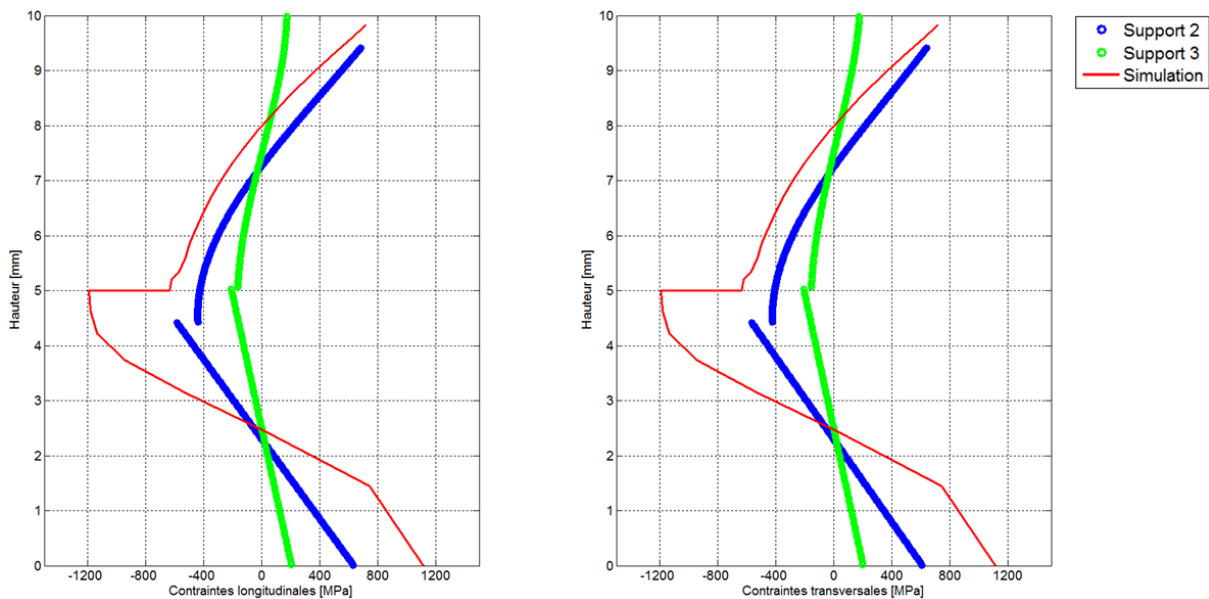


Figure IV-14 : Comparaison de la distribution des contraintes mesurées expérimentalement par rapport à celles obtenues par simulation numérique

Le graphique ci-dessus compare la distribution des contraintes en fonction de la hauteur entre celles obtenues expérimentalement et celles obtenues numériquement le long de A-A (Figure IV-14 : Comparaison de la distribution des contraintes mesurées expérimentalement par rapport à celles obtenues par simulation numérique). La distribution des contraintes transversales et longitudinales calculée numériquement présente des tendances similaires à celle obtenue analytiquement à partir de mesures de variation de déformations. Cependant notre modèle numérique surestime les contraintes résiduelles. Elles atteignent des valeurs proches de 800 MPa dans la dernière couche fusionnée au lieu des 600 MPa trouvées expérimentalement dans le cas d'une pièce fabriquée avec un faible temps d'étalement de la

poudre et une hauteur de couche de 20 μm . De même à l'interface entre la pièce et le support, nous trouvons numériquement des contraintes de compression de l'ordre de -1200 MPa au lieu de -600 MPa. Cet écart est d'autant plus important en comparaison avec le cas d'une pièce créée par strate de 40 μm . Ce décalage, entre les résultats numériques et expérimentaux, peut venir de la taille des éléments utilisés dans notre modèle ou de l'absence de trajectoire laser, influençant directement sur les gradients thermiques générés au cours du procédé. Aussi, ces écarts ont au moins deux origines : la première étant que dans nos essais expérimentaux, l'hypothèse d'élasticité n'est pas valable pour les premières couches déposées sur le support, et que la flexibilité du support diminue la déformation plastique dans les couches fusionnées.

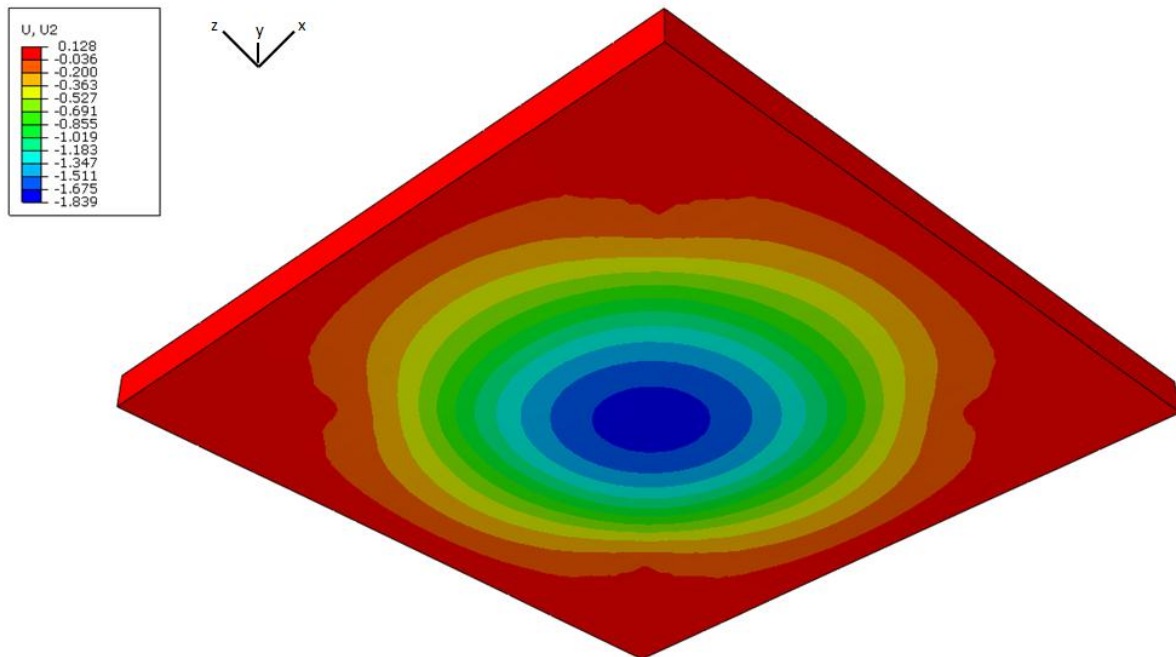


Figure IV-15 : Champs de déplacement suivant y sur la face inférieure du support

Ci-dessus sont présentés les champs de déplacement vertical (suivant y) de la face inférieure de la plaque de construction, à la fin du procédé, avant l'étape du déridage (Figure V-15 : Cartographies des contraintes σ_{xx} de la pièce en construction). Nous trouvons une courbure de même sens que celles trouvées expérimentalement à l'aide du bras ROMER mais de plus grande amplitude de flexion, d'environ 1.8 mm au lieu de 0.9 mm obtenue dans le cas présentant le plus de déformées.

4.6. Bilan et perspectives

Les études expérimentales de mesure des contraintes résiduelles avec des jauges de déformations au cours du procédé SLM couplé à la méthode du retraitement de couches successives modifiée permet d'estimer la distribution de ces contraintes dans la pièce. Les contraintes résiduelles sont très importantes dans le cas d'une pièce fabriquée avec une épaisseur de couche de poudre de 20 μm et un long temps de refroidissement. Elles sont moins importantes pour une épaisseur de couche de 40 μm , puis pour un temps de refroidissement court. Les déformations relevées sur les supports sont élevées car les

contraintes internes génèrent de sévères flexions. Les effets de flexion sont assez sensibles aux conditions aux limites, comme par exemple au serrage qui produit des niveaux de contraintes de flexion égal à 8% de l'amplitude des contraintes résiduelles dans le plus mauvais des cas testés.

Une façon de minimiser les gradients de température (qui semblent provoquer des contraintes résiduelles élevées) serait par exemple d'équiper la machine de fusion de façon à obtenir un lit de poudre chauffé. Cela réduirait la sévérité du gradient de température au voisinage du faisceau laser et donc du niveau des contraintes résiduelles. En guise de perspective, il serait intéressant de mesurer les contraintes résiduelles générées pour chaque couche fusionnée avec une plaque support chauffée. Cependant, des précautions seront à prendre en compte comme le chauffage de la jauge, plus particulièrement de la colle qui la maintient sur la plaque de mesure. Différentes stratégies de trajectoire laser pourront être aussi envisagées, ainsi que l'analyse de l'influence des paramètres laser tels que la vitesse du laser, le taux de recouvrement sur le niveau des déformations et des contraintes résiduelles. Enfin, la méthode du retraitement de couches successives pourra être utilisée dans le cas de nos 3 plaques testées afin d'ajuster ou valider notre méthode, et aussi d'étudier l'influence de quelques traitements thermiques (recuit, vieillissement) sur le niveau des contraintes. Enfin des essais supplémentaires avec notre méthode pourraient être envisagés en considérant un support plus épais, composé de rainures favorisant le passage des câbles reliant les jauges et le sonde de température. Cependant, il faudra vérifier si les déformations induites sont mesurables. Nous pouvons aussi tenter de développer une théorie simplifiée prenant en compte la plastification des premières couches déposées et de la couche supérieure du support.

Chapitre V

Étude paramétrique du procédé SLM

5.1. Introduction

Les paramètres du procédé tels que la puissance du laser, sa vitesse de balayage peuvent être ajustés afin de modifier les propriétés du matériau des pièces fabriquées par procédés additifs (densité, résistance mécanique,...). Ces propriétés sont également connues pour influencer le niveau et la répartition des contraintes résiduelles dans les pièces construites. Des travaux ont étudié l'effet de certains de ces paramètres sur la répartition des contraintes résiduelles. Afin d'optimiser les paramètres du procédé minimisant les contraintes résiduelles générées lors de la fusion laser de poudre métallique, il est important de comprendre leur influence vis-à-vis de leur répartition. Une étude paramétrique combinant l'ensemble de ces paramètres serait nécessaire afin d'étudier cela, mais serait très coûteuse en temps de calcul ou en nombre d'essais expérimentaux. Par conséquent, un certain nombre de ces paramètres seront étudiés en utilisant le modèle numérique précédemment développé pour des pièces de petites tailles, bien que celui-ci semble surestimer le niveau des contraintes. Ces paramètres étudiés sont l'épaisseur de la couche de poudre, la température du support, la trajectoire du laser, ainsi que l'épaisseur et la forme géométrique du support (embase, support composé de colonnes). Etant donné que les contraintes σ_{xx} et σ_{zz} font parties des variables les plus importantes à analyser, elles seront utilisées comme base de comparaison lors de l'étude paramétrique. Enfin, pour chaque cas, seul le paramètre étudié varie indépendamment des autres afin d'effectuer l'analyse comparative.

5.2. Influence de l'épaisseur du support

5.2.1. Mise en donnée

La fusion laser de poudres métalliques s'effectue normalement sur un support. Lors de la solidification de la première couche, la poudre fondue se lie avec le support et induit d'importantes déformations. Dans certains cas, un agent facilitant est nécessaire afin d'améliorer la liaison, comme par exemple l'ajout de poudre de titane dans un mélange Fe-FeB [Kruth07]. Cela a comme conséquence de développer des contraintes résiduelles dans les couches créées ainsi que des contraintes dans l'ensemble pièce / support.

Les différences de propriétés du matériau entre le support et la poudre à fusionner, en particulier la conduction, la dilatation thermique et la rigidité introduisent des conditions de non-concordance entre le support et la pièce et influencent donc la distribution du champ de contraintes internes. Mercelis et Kruth ont utilisé un modèle 2D s'appuyant sur la théorie de la flexion afin de montrer l'influence de l'épaisseur du support sur le profil des contraintes résiduelles [Mercelis06]. Leur étude montre que le niveau des contraintes résiduelles est

dépendant de la hauteur du support. La relaxation des contraintes lors de l'enlèvement des couches a été observée et augmente en fonction de la hauteur de la plaque support.

L'effet de l'épaisseur du support sur le niveau des contraintes résiduelles et des déformations est étudié à l'aide de notre modèle numérique. Les paramètres du procédé sont résumés dans le tableau suivant (Tableau V-1 : Paramètres du procédé pour l'étude de l'épaisseur du support). L'analyse porte sur la création d'une pièce composée de 10 couches de poudre à fusionner sur un support d'une épaisseur de 0.5 mm et sur un autre d'une épaisseur de 1 mm. Les dimensions géométriques de la pièce à créer ainsi que du support, hormis son épaisseur, sont identiques à celles utilisées dans le chapitre III.

Tableau V-1 : Paramètres du procédé pour l'étude de l'épaisseur du support

Puissance du laser	200 W
Vitesse du laser	1000 mm.s ⁻¹
Diamètre du laser	100 µm
Trajectoire du laser	Aller / retour
Hauteur de couche	40 µm
Rendement	10%
Température de l'enceinte	40°C
Temps ajout de couche	8 s
Temps de refroidissement final	1800 s
Epaisseur du support	0.5 mm / 1 mm

5.2.2. Analyses thermiques

Le tableau ci-dessous présente la température maximale atteinte sur la surface de chaque couche de poudre lors de la fusion par le laser ainsi que la température atteinte par le système une fois la couche suivante étalée, comparable à un refroidissement.

Tableau V-2 : Température atteinte lors de la fusion des couches et après refroidissement pour les deux épaisseurs de support

Couche	Température maximale atteinte dans la couche lors de la chauffe		Température après solidification (avant fusion de la couche suivante)	
	Epaisseur 0.5 mm	Epaisseur 1 mm	Epaisseur 0.5 mm	Epaisseur 1 mm
1	1688°C	1688°C	40°C	40°C
2	1709°C	1704°C	54°C	49°C
3	1714°C	1707°C	63°C	55°C
4	1724°C	1717°C	68°C	60°C
5	1723°C	1716°C	72°C	64°C
6	1730°C	1724°C	74°C	67°C
7	1729°C	1722°C	76°C	70°C
8	1733°C	1728°C	77°C	72°C
9	1729°C	1725°C	77°C	73°C
10	1734°C	1730°C	78°C	74°C

Nous pouvons observer que les températures maximales atteintes pour chaque couche sont plus importantes dans le cas du support avec une épaisseur de 0.5 mm que celui avec une épaisseur de 1 mm. De même que pour les températures atteintes par l'ensemble pièce / support une fois la couche suivante ajoutée, juste avant sa fusion. Cela montre que pour le support d'une épaisseur de 1 mm, la chaleur provenant de la fusion par le laser des couches de poudres se diffuse dans celui-ci par conduction. Pour le support d'une épaisseur de 0.5 mm, la chaleur répartie dans celle-ci est plus importante par rapport au support d'une épaisseur de 1 mm du fait d'un plus faible volume diffusant la chaleur par conduction. Cette chaleur accumulée dans le support s'évacue ensuite sous celui-ci par contact thermique avec le plateau représenté dans notre modèle par un transfert thermique de convection. Du point de vue thermique, une plaque support plus épaisse, initialement froide, a tendance à plus refroidir la pièce au cours de sa fabrication qu'un support moins épais.

5.2.3. Analyses mécaniques

Concernant l'analyse mécanique la figure suivante présente la cartographie des contraintes σ_{xx} et σ_{zz} dans l'ensemble pièce / support pour une épaisseur de support de 0.5 mm et celui d'une épaisseur de 1 mm. Ces contraintes dans la pièce créée sont identiques dans les deux cas, avec des valeurs importantes, de l'ordre de 1400 MPa dans la dernière couche fusionnée, et -900 MPa à l'interface pièce / support.

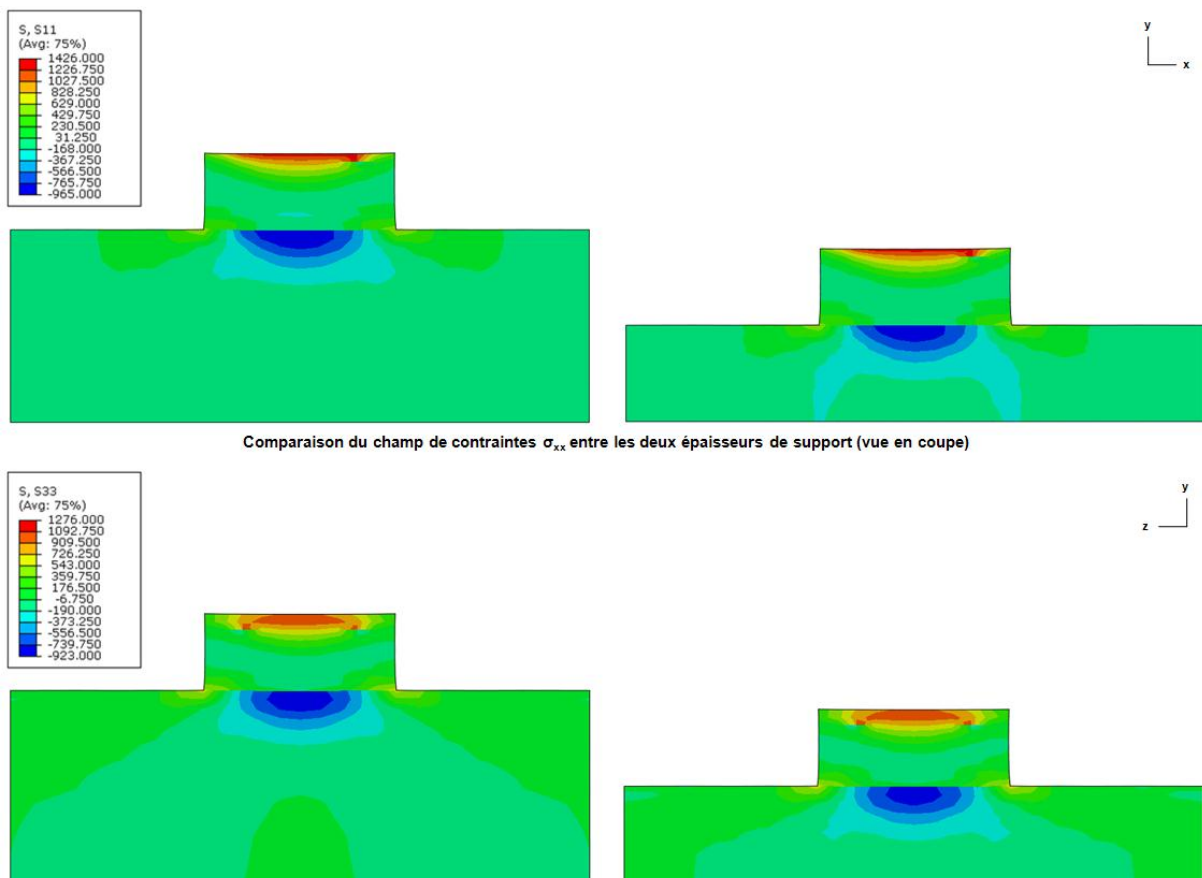


Figure V-1 : Cartographies des contraintes σ_{xx} et σ_{zz} pour les différentes épaisseurs de supports

Les différences constatées entre les deux cas sont donc très faibles, voire non significatives. En fait le bridage de la plaque sur sa surface inférieure empêche sa flexion quelque soit son épaisseur. Si nous utilisons une géométrie de plaque similaire aux essais expérimentaux menés dans le chapitre IV, les résultats pourront être différents avec la flexion du support. Les contraintes seront susceptibles de se relaxer avec un accroissement des déformations pour un support mince, moins rigide. La réduction de la rigidité du support permet aux contraintes créées dans la pièce de se libérer par déformation du support. En pratique, lorsqu'il y a beaucoup de couches construites sur un support mince, la distorsion augmente et entraîne une perte significative en précision dans la pièce créée comme observé expérimentalement pour le procédé DMLS par Branner [Branner10].

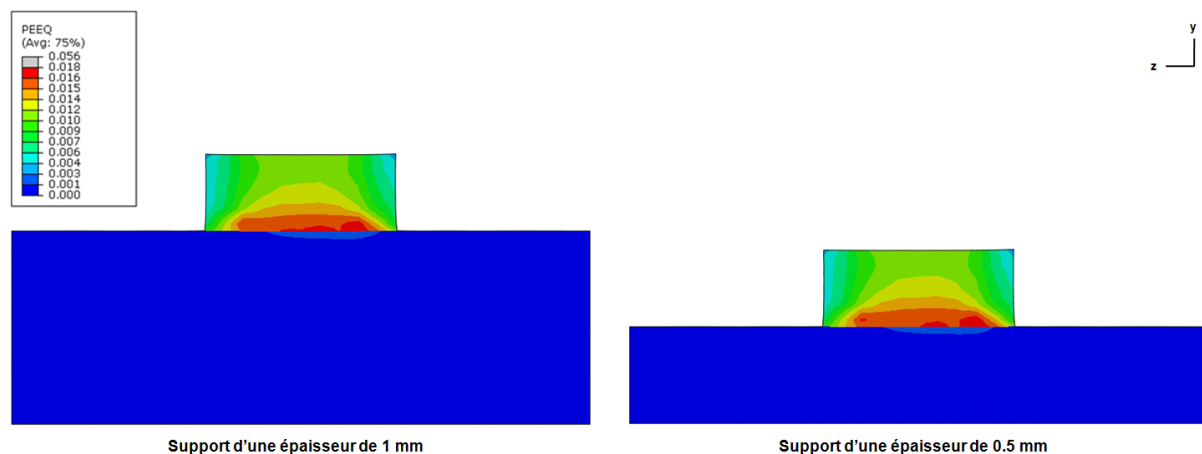


Figure V-2 : Cartographies de la déformation plastique cumulée pour les différentes épaisseurs de supports

Cette étude montre que les contraintes résiduelles ne dépendent pas à priori de l'épaisseur du support dans le cas d'un bridage de sa face inférieure. En pratique, pour de grandes pièces, les supports utilisés possèdent de grandes épaisseurs afin de limiter leur déformation. Cependant certaines applications de fusion laser de poudres métalliques pour l'électronique comme celles étudiées par Im avec la production de prototypes de circuits imprimés multicouches exigent la fusion laser de pistes métalliques sur des supports minces [Im07]. Dans de tels cas, une attention doit être faite sur la façon dont les supports sont bloqués afin d'éviter les pertes de précisions.

5.3. Influence de la forme du support

5.3.1. Mise en données

En fonction des applications, des plaques d'acier peuvent être utilisés comme support de base pour la fusion laser de poudres métalliques. Elles sont plus économiques, possèdent une microstructure stable et sont facilement usinables, permettant de créer des formes souhaitées afin de produire des pièces finies. Dans d'autres cas, une structure d'appui striée à paroi mince peut être utilisée favorisant ainsi le détachement de la pièce fabriquée lors du post-traitement. Nous allons nous intéresser ici à l'influence de la forme du support sur les contraintes résiduelles. Trois formes de support ont été testées, l'un sans embase, l'autre présentant une

embase et un autre composé de colonnes. Les dimensions des types de support sont les suivantes (Figure V-3 : Différentes géométries de support (avec embase ou colonnes)):

- Le support sans embase possède les mêmes dimensions que celui utilisé dans le chapitre III,
- Le support avec embase possède une épaisseur de 0.4 mm pour une hauteur d'embase de 0.6 mm et de 1 mm de cotés,
- Le support avec colonnes a les dimensions que celui avec une embase, dont les colonnes font 0.1 mm de coté.

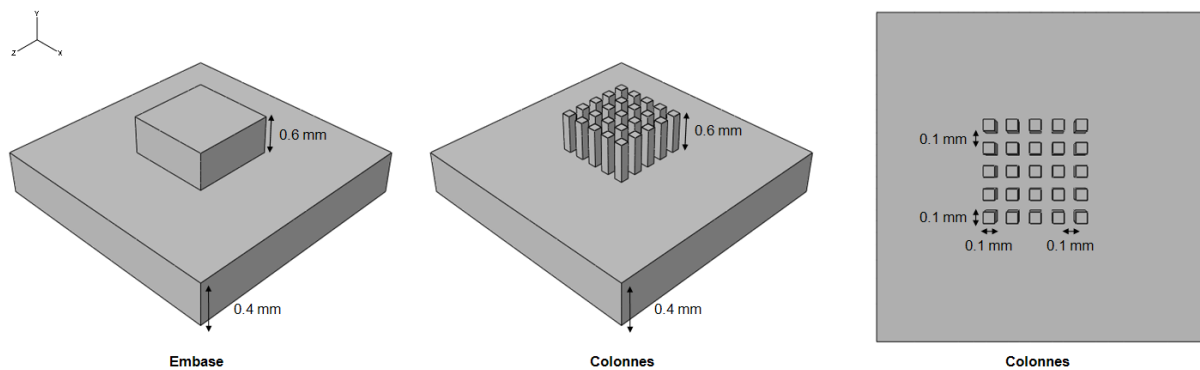


Figure V-3 : Différentes géométries de support (avec embase ou colonnes)

La pièce à fabriquer est toujours composée de 10 couches d'acier maraging, dont les dimensions correspondent à celles utilisées dans le chapitre III. Les paramètres pour les calculs sont résumés dans le Tableau V-1.

5.3.2. Analyses thermiques

Concernant l'analyse thermique, nous avons représenté dans le tableau ci-dessous les températures atteintes de la surface inférieure du support après la solidification des couches fondues successives (Tableau V-3 : Températures atteintes après refroidissement des couches) pour les trois formes de support envisagées. Nous pouvons voir que la température augmente dans la plaque support dans le cas d'une embase par rapport au cas sans embase lorsque le nombre de couches ajoutées augmentent. Cela vient du fait que le support sans embase présente plus de volume pour diffuser par conduction la chaleur provenant des couches supérieures chauffées par le laser. De même, le support comprenant des colonnes chauffe le plus par rapport aux deux autres géométries. Bien que les colonnes ralentissent la conduction de la chaleur dans la plaque support, le volume permettant à la chaleur de se diffuser est plus faible que celui des autres géométries. D'où l'augmentation en température du support à la fin de chaque dépôt des couches. Bien que les températures atteintes dans les supports soient faibles dans le cas de pièces de petites dimensions (pour rappel, nos pièces font 1 mm x 1 mm x 0.4 mm), ces températures peuvent être plus importantes dans le cas de grandes pièces.

Tableau V-3 : Températures atteintes après refroidissement des couches

Température après solidification (avant fusion de la couche suivante)			
Couche	Support	Embase	Colonnes
1	40°C	40°C	40
2	49°C	50.5°C	51
3	55°C	58°C	59
4	60°C	63.5°C	64.5
5	64°C	67.5°C	68.5
6	67°C	70.5°C	71.5
7	70°C	73°C	73.5
8	72°C	74.5°C	75.5
9	73°C	76°C	77
10	74°C	77°C	78

5.3.3. Analyses mécaniques

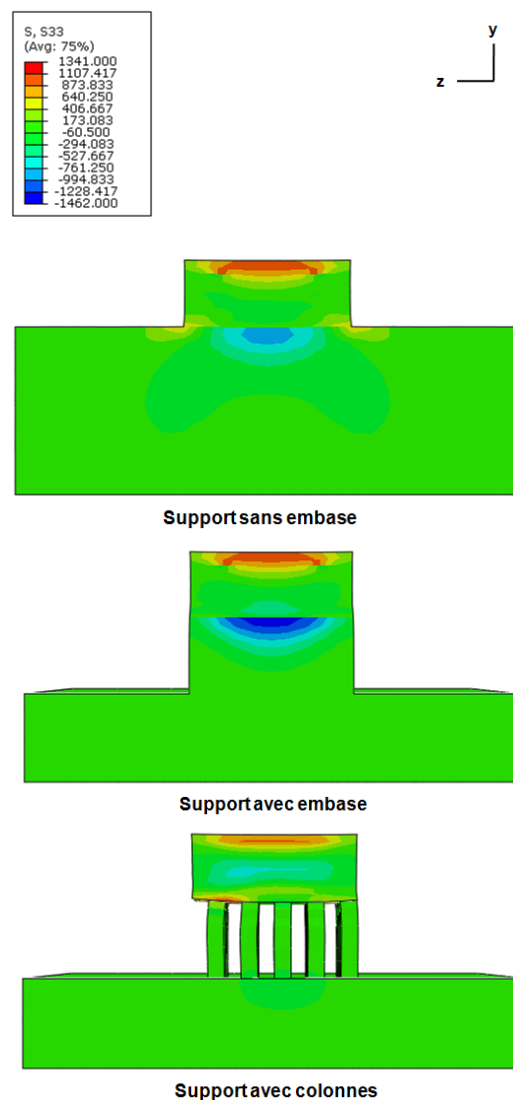


Figure V-4 : Comparaison des contraintes σ_{zz} pour différentes formes de supports

Les figures ci-dessous présentent à la fin du procédé la répartition du champ de contraintes σ_{zz} et des déformations plastiques cumulées pour les trois formes de support étudiées (Figure V-4 : Comparaison des contraintes σ_{zz} pour différentes formes de supports et Figure V-5 : Comparaison de la déformation plastique cumulée pour différentes formes de supports). Nous pouvons observer que le support avec embase présente des niveaux de contraintes internes assez importants par rapport au support sans embase, dans la dernière couche fusionnée ainsi que dans le support à l'interface sous la pièce créée. Les résultats pour le support composé de colonnes nous montrent que la pièce présente des contraintes de traction dans les premières et les dernières couches ajoutées et des contraintes de compression dans la partie centrale. En effet, les contraintes résiduelles présentes dans cette pièce sont déjà en équilibre. Dans les deux autres cas, la pièce possède un moment de flexion plus important venant du fait que les contraintes sont en état de traction sur la face supérieure de la pièce et de compression et sur sa face inférieure. Cette répartition provoquera le fléchissement de la pièce lorsque celle-ci sera retirée du support.

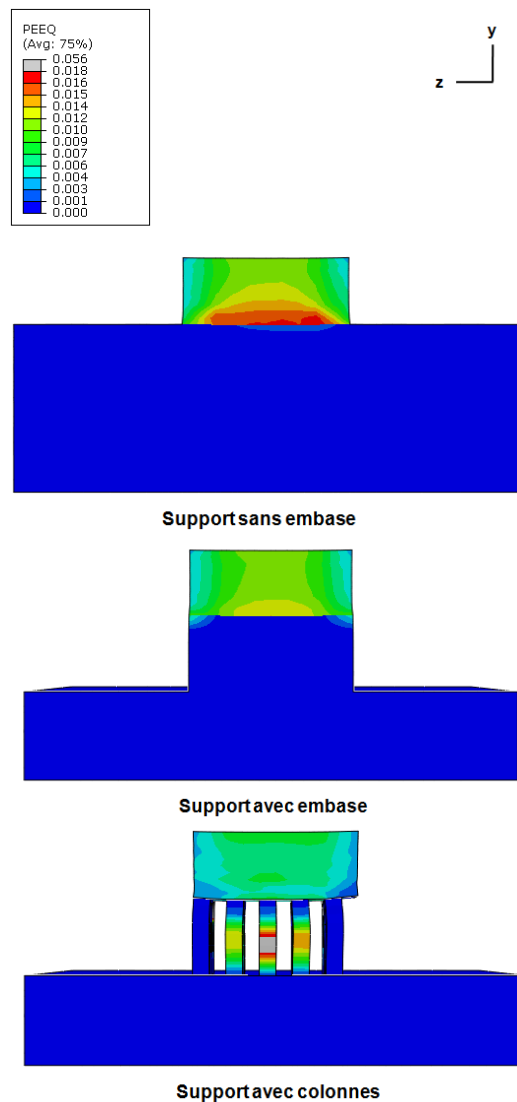


Figure V-5 : Comparaison de la déformation plastique cumulée pour différentes formes de supports

Concernant la cartographie des champs de déformations plastiques cumulées, elles sont les moins élevées en amplitude dans le cas du support avec des colonnes. Au cours de la solidification des couches fondues, ces colonnes permettent à la pièce de se déformer librement tandis que dans les autres cas, le support plus massif l'en empêche.

5.4. Influence de la trajectoire du laser

5.4.1. Mise en données

Nous allons ensuite nous intéresser à l'influence de différentes trajectoires laser sur la répartition des contraintes résiduelles. Le modèle géométrique (dimensions, taille des éléments) du support, de la pièce à créer, ainsi que les paramètres de mise en données sont identiques à ceux utilisés lors de l'étude précédente, hormis bien sûr sur la trajectoire de balayage du laser. Six balayages laser ont été étudiés : une trajectoire d'aller et retour continue du laser (noté AR), une trajectoire d'aller et retour espacé (noté ARE), une trajectoire en spirale qui part du coin de la pièce vers l'intérieur de celle-ci (noté SPI) et une autre allant du centre de la pièce vers l'extérieur (noté SPE), une trajectoire en zigzag (noté ZZ) et une dernière point par point (noté PP), où l'on fusionne la matière par des points espacés sur la surface de la poudre (Figure V-6 : Les différentes trajectoires laser étudiées).

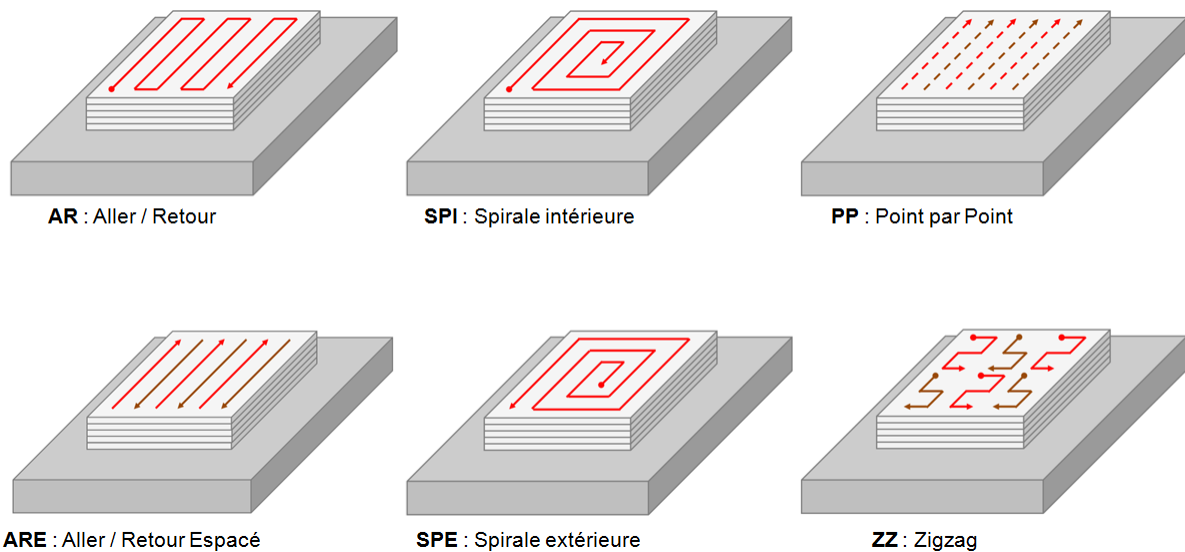


Figure V-6 : Les différentes trajectoires laser étudiées

5.4.2. Analyses thermiques

La figure suivante présente la cartographie des champs de températures pour les différentes trajectoires laser au cours de la construction de la pièce (Figure V-7 : Cartographies des champs de température pour les différentes trajectoires laser à un instant t). Les gradients thermiques sont très disparates d'un type de trajectoire à une autre, de même que les températures maximales atteintes. La stratégie de fabrication de la pièce point par point présente des niveaux de température plus faibles que dans les autres cas. Ces températures dépendent fortement de la position du laser, elles seront d'autant plus

importantes que le laser chauffe des zones de plus en plus proches. Par exemple, la température atteinte au point d'impact du laser pour la trajectoire en zigzag se situe autour de 1815°C. Pour la trajectoire en point par point, elle atteint 1500°C.

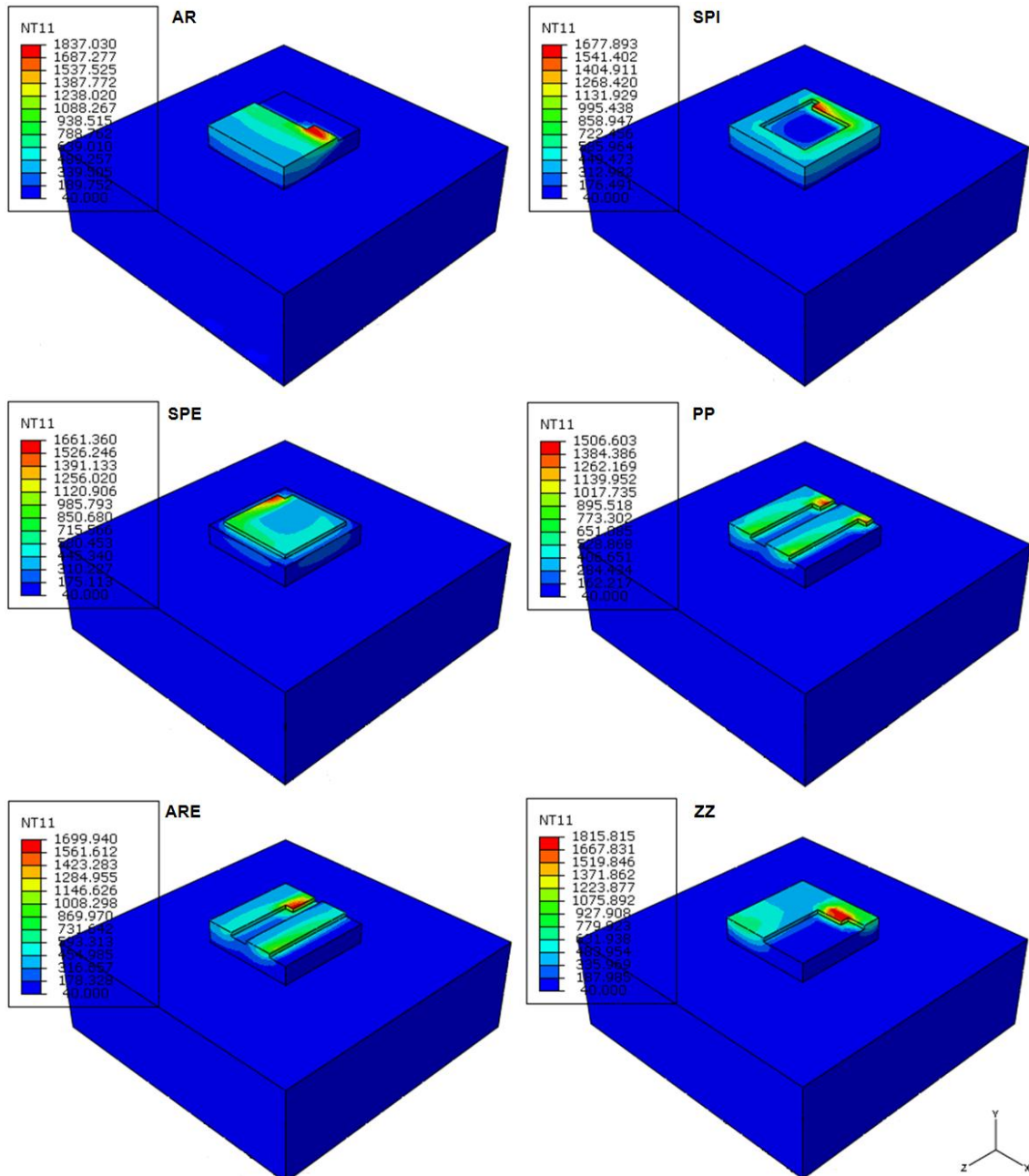


Figure V-7 : Cartographies des champs de température pour les différentes trajectoires laser à un instant t

5.4.3. Analyses mécaniques

En analysant la répartition du champ des contraintes de Von Mises à la fin du procédé (Figure V-8 : Cartographies des contraintes de Von Mises pour les différentes trajectoires à la fin de la fabrication), peu de différences sont constatées, avec des niveaux de contraintes élevés sur les cotés des pièces créées à proximité de l'interface avec le support et dans la

dernière couche fusionnée. A l'intérieur de la pièce, l'amplitude de ces contraintes sont faibles dans le cas des trajectoires en zigzag, point par point et en aller / retour espacé. Des simulations supplémentaires sur le débridage du support et son élimination nous renseigneraient davantage sur le relâchement des contraintes ainsi que sur la déformation des pièces.

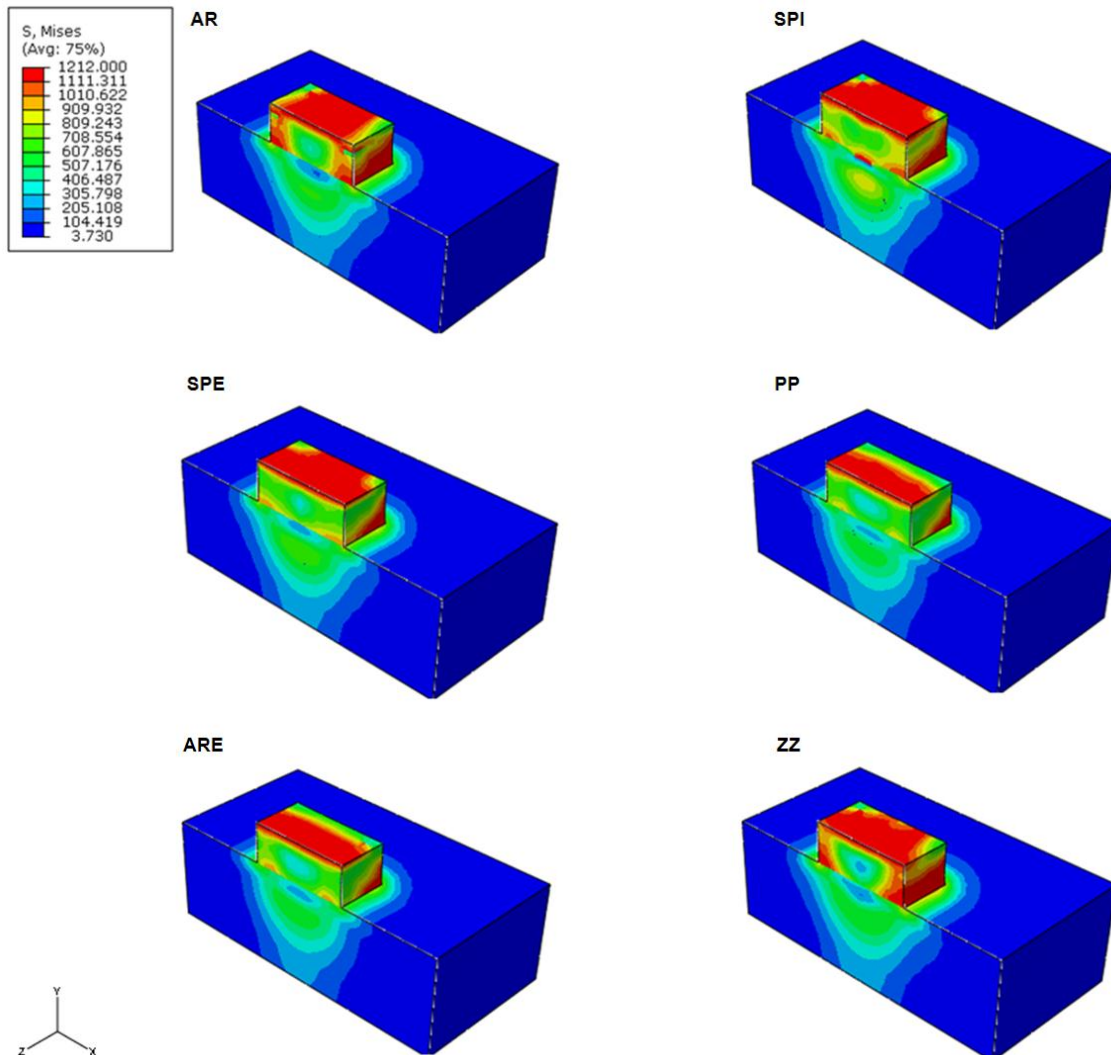


Figure V-8 : Cartographies des contraintes de Von Mises pour les différentes trajectoires à la fin de la fabrication

En regardant de plus près les champs de déformations plastiques cumulées dans les pièces à la fin du procédé pour les 6 trajectoires laser (Figure V-8 : Cartographies des contraintes de Von Mises pour les différentes trajectoires à la fin de la fabrication), nous remarquons que le balayage point par point du laser génère le moins de déformations plastiques. Pour cette trajectoire, les gradients de température ainsi que l'amplitude maximale des températures atteintes sont les plus faibles par rapport aux autres cas. La déformation plastique cumulée peut atteindre 0.6%. Au contraire, les trajectoires en forme de spirale, vers l'intérieur, est celle qui conduit à la déformation plastique la plus élevée, avec des valeurs proches de 2.1%. Nickel et Klingbeil, ont étudié le procédé de déposition métallique pour trois stratégies de balayage laser comprenant une trajectoire en aller / retour, une trajectoire

spirale vers l'intérieur et une autre allant vers l'extérieur [Nickel99], [Klingbeil02]. Leurs résultats montrent que les trajectoires en spirale sont celles qui induisent le plus de déflexion.

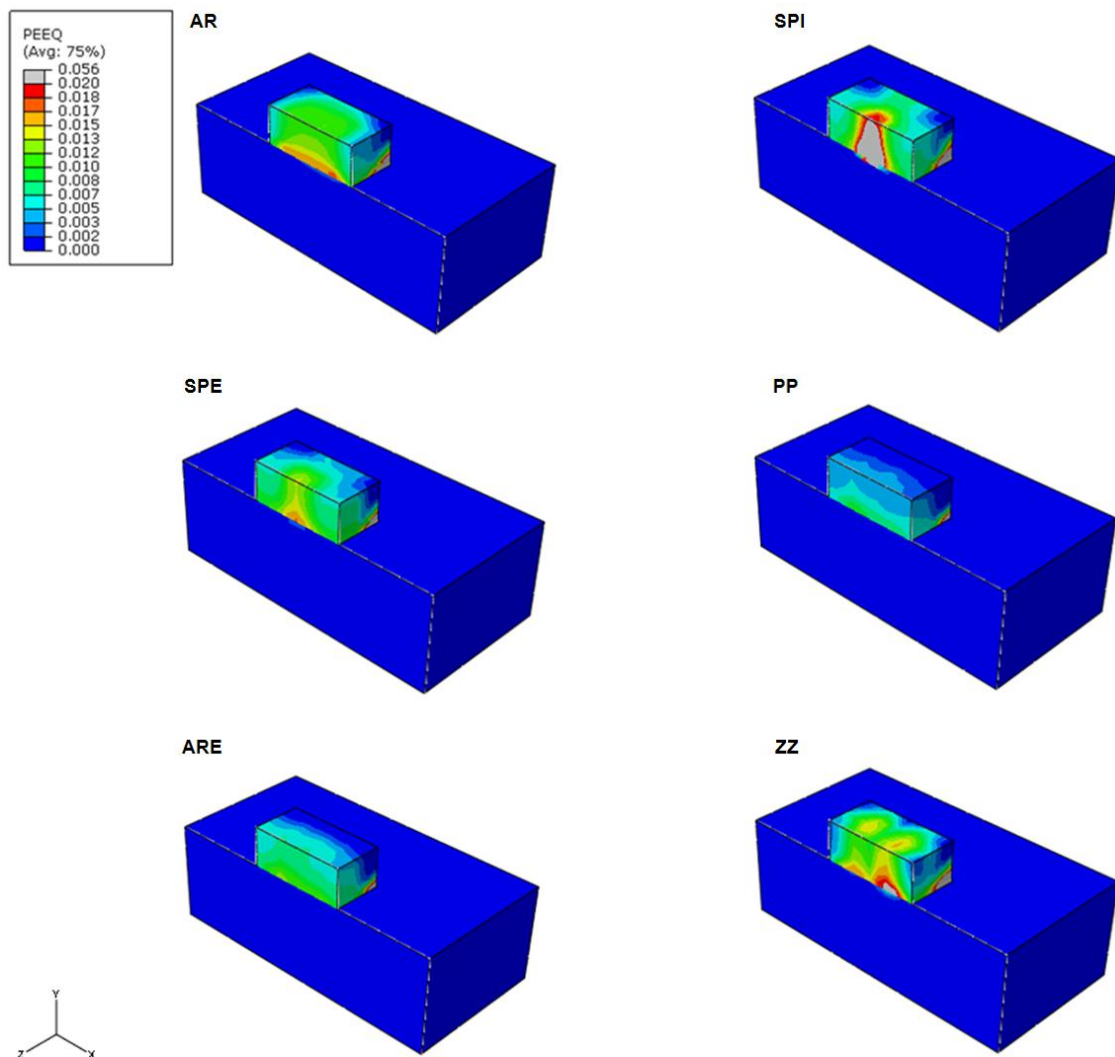


Figure V-9 : Cartographies du champ de déformation plastique cumulée pour différentes trajectoires à la fin de la fabrication

5.5. Influence de la hauteur des couches de poudres

5.5.1. Mise en données

Le nombre de couches nécessaires pour la réalisation d'une pièce en fusion laser est déterminé par la hauteur des couches de poudres. Dans la fabrication de matériaux à gradient fonctionnel utilisant le dépôt laser de poudres métalliques, la hauteur de la couche est une variable qui détermine les gradients de composition nécessaires à l'obtention des caractéristiques de pièces souhaitées [Yakovlev05]. Dans ces opérations, faire varier la hauteur de la couche en fonction de la hauteur de la pièce permet de produire des pièces possédant les caractéristiques désirées. Néanmoins, la quantité de poudre fondue à fournir ainsi que la profondeur du bain de fusion dépendent de l'épaisseur de la couche. Olakanmi

montre que la densité de frittage laser de poudres en Al-12Si diminue lorsque la hauteur de la couche augmente [Olahanmi11]. Il en découle que la densification ainsi que la consolidation de la matière en fusion a un impact sur les gradients de température qui détermine ensuite les champs de contraintes résiduelles dans les couches.

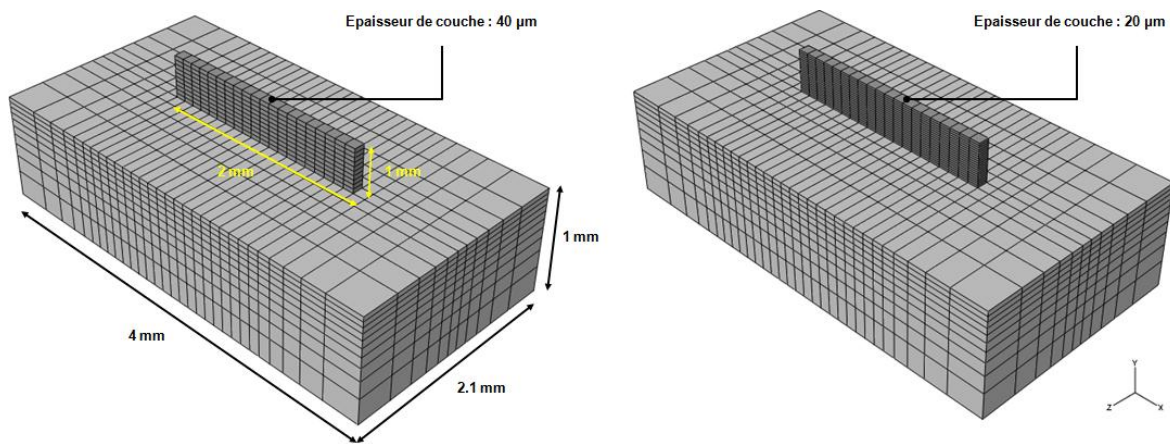


Figure V-10 : Dimensions et maillages du modèle pour 40 µm et 20 µm

La géométrie utilisée pour cette étude est modifiée par rapport aux études paramétriques précédentes, elle est remplacée par la construction d'une pièce en forme de mur, possédant les caractéristiques de l'acier maraging. Du point de vue dimensionnel, elle a une longueur de 2 mm, une largeur de 0.1 mm et une hauteur de 0.4 mm. Quant au support, ses dimensions sont de 4 mm de long, 2.1 mm de large et 1 mm de hauteur. Deux hauteurs de couche sont étudiées, une de 40 µm et une de 20 µm, qui pour une hauteur de pièce de 0.4 mm, correspondent respectivement à l'ajout de 10 couches et 20 couches de poudres. Les paramètres de mise en données sont résumés dans le Tableau V-1, avec comme variable la hauteur de couche, qui est choisie à 20 ou 40 µm. Enfin, l'apport de chaleur est modélisé par un modèle de flux de type volumique, cependant, en changeant la hauteur des couches, ce flux volumique change aussi. Il est donc ajusté pour la hauteur de couche de 20 µm.

5.5.2. Analyses thermiques

La figure ci-dessous présente l'évolution de la température de la première couche au cours du procédé pour le cas d'une pièce fabriquée par couche de 40 µm et 20 µm (Figure V-11 : Evolution de la température de la première couche). Les températures maximales atteintes, provenant de la fusion de la première couche, sont dans les deux cas très proches de 1550°C. Puis les pics secondaires de température correspondant à la diffusion de la chaleur des couches suivantes chauffées différemment. Ces pics secondaires sont plus élevés dans le cas d'une hauteur de couche de 20 µm, par exemple pour le deuxième pic, la température atteinte est de 800°C pour la hauteur de couche de 20 µm et 750°C pour la hauteur de couche de 40 µm. Au fur et à mesure que la construction de la pièce avance, l'amplitude de ces pics de température diminue ainsi que l'écart entre ces pics dans les deux cas testés. Enfin, pour le cas d'une pièce fabriquée à partir de 20 couches de 20 µm, la première couche subit 20 cycles de montée et de descente en température, par rapport aux 10 cycles pour une pièce fabriquée à partir de 10 couches de 40 µm. Toutefois, l'intensité de ces cycles supplémentaires est très faible.

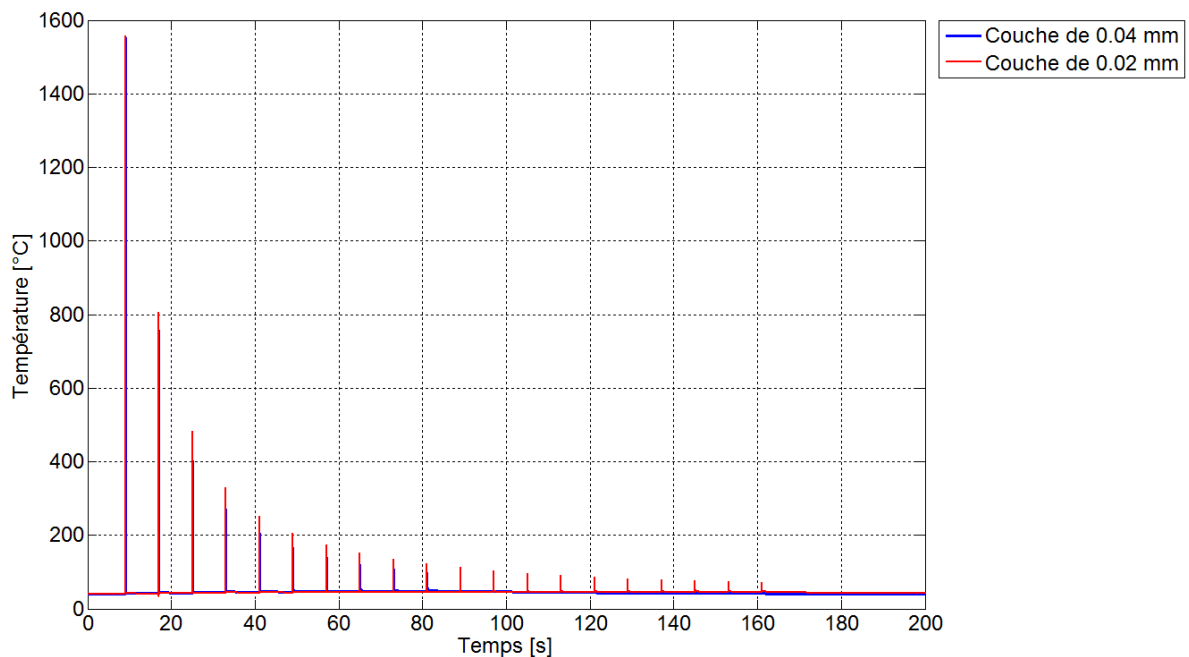
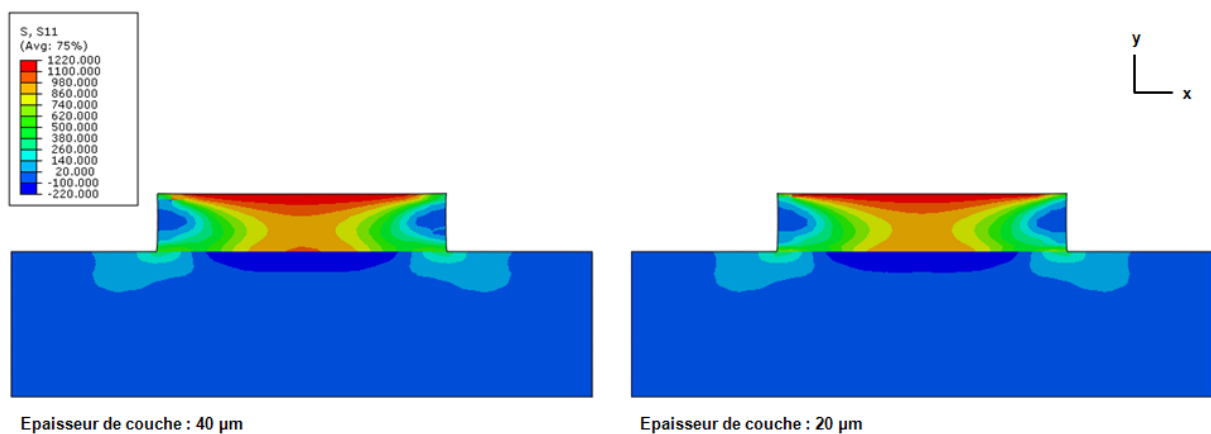


Figure V-11 : Evolution de la température de la première couche

5.5.3. Analyses mécaniques

Figure V-12 : Cartographie des contraintes σ_{xx}

Ci-dessus sont présentés les champs de contraintes σ_{xx} pour les deux hauteurs de couche analysées à la fin de la construction de la pièce, après le refroidissement final (Figure V-12 : Cartographie des contraintes σ_{xx}). Peu de différences sont constatées dans les deux cas. La distribution des contraintes σ_{xx} est identique dans les deux cas. Les contraintes sont légèrement plus élevées à la surface de la pièce construite à partir de couches de 40 μm . Roberts dans ses études trouve l'inverse, c'est-à-dire que l'amplitude des contraintes augmente faiblement lorsque la hauteur des couches de poudres diminue [Roberts12]. En analysant la déformation plastique cumulée dans les deux cas (Figure V-13 : Cartographie des déformations plastiques cumulées), nous pouvons voir que la pièce composée de 20 couches d'une épaisseur de 20 μm présente plus de déformation plastique que celle composée de 10 couches de 40 μm . Cela vient du fait que la pièce composée de 20 couches présente plus de cyclage thermique et mécanique que celle composée de 10 couches.

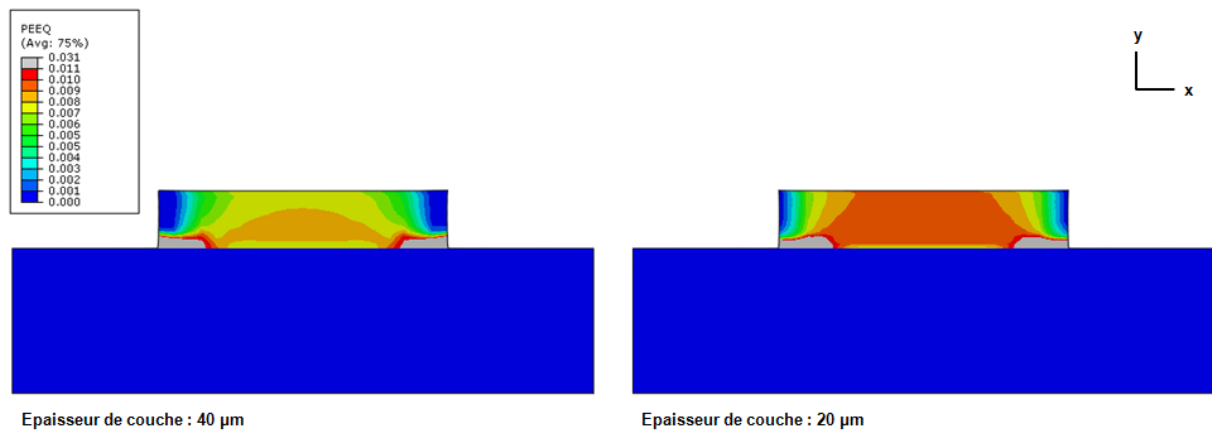


Figure V-13 : Cartographie des déformations plastiques cumulées

Les résultats de cette étude montrent que le niveau des contraintes résiduelles n'est pas sensible à la hauteur de la couche, ce qui n'est pas le cas de la déformation plastique cumulée, représentant les cyclages. Dai trouve que le niveau des contraintes résiduelles augmente lorsque la hauteur de couche diminue, dans l'étude du procédé DMLS de poudre de nickel [Dai06]. Il a également constaté que l'augmentation de la hauteur de couche réduit le gradient thermique en augmentant l'effet dissipateur de chaleur du support. Ainsi pour une même quantité d'énergie thermique fournie à la surface de la poudre, la hauteur de couche est directement proportionnelle aux gradients thermiques générés.

5.6. Influence du préchauffage du support

5.6.1. Mise en données

Dans les procédés de fusion laser de poudres métalliques, Le chauffage du matériau est suivi par deux étapes distinctes de refroidissement. La première correspondant au refroidissement localisé et rapide de la poudre fondue après le chauffage par le laser. La deuxième due au refroidissement, plus lent, des couches construites et du support pour atteindre la température ambiante à la fin de la construction. Ces étapes sont retrouvées par Dai et Shaw. Selon leurs analyses, le préchauffage du support réalise une double fonction, qui est de contrôler la vitesse de refroidissement et aussi de faciliter la liaison de la matière en fusion [Dai04]. La vitesse de refroidissement est un facteur important qui détermine la structure métallurgique finale des matériaux fondus par le laser. Selon Fischer, des vitesses de refroidissement élevées au cours du procédé SLS de poudres de titane augmentent la dureté des pièces fabriquées [Fischer04b]. De même, Shiomi a observé expérimentalement que l'augmentation de la température du support au cours du procédé SLS réduit le niveau des contraintes résiduelles [Shiomi04].

Nous allons examiner l'effet du préchauffage du support sur le niveau des contraintes internes à l'aide du modèle précédemment développé. Deux températures de préchauffage seront utilisées, la première, celle de référence, fixée à 40°C et la deuxième, plus élevée, fixée à 800°C. L'ensemble des paramètres de calculs sont répertoriés dans le Tableau V-1 : Paramètres du procédé pour l'étude de l'épaisseur du support, hormis le rendement du laser, ajusté à 5% dans le cas du préchauffage de 800°C du fait d'une plus faible absorption du laser

à cette température. Pour cette étude, nous avons repris la même géométrie que celle utilisée pour l'étude de différentes épaisseurs des couches de poudres. La pièce à fabriquer est toujours composée de 10 couches de poudres d'acier maraging. Les pertes de chaleur par convection et rayonnement sont établies à la température du support chauffée, 40°C ou 800°C. Une fois la pièce construite, la phase de refroidissement finale vers la température ambiante (40°C dans les deux cas) est établie.

5.6.2. Analyses thermiques

Le graphique ci-dessous présente l'évolution de la température de la première couche solidifiée au cours du temps pour les deux cas de préchauffage du support (Figure V-14 : Evolution de la température de la première couche). La température atteinte lors de la fusion de la première couche se situe autour de 1550°C, puis lors de la fusion des couches suivantes, cette température diminue avec des pics d'amplitude plus faible. Dans le cas du préchauffage à 800°C du support, ces pics de températures secondaires sont plus faibles du fait de la chauffe. Les gradients thermiques sont donc moins élevés dans le cas d'une chauffe du support. Ces résultats sont similaires aux travaux de Jendrzejewski concernant l'étude du préchauffage de support au cours du procédé de rechargement laser de poudres métalliques [Jendrzejewski04b]. Une fois la pièce créée, l'étape correspondant au refroidissement final à lieu à la température ambiante.

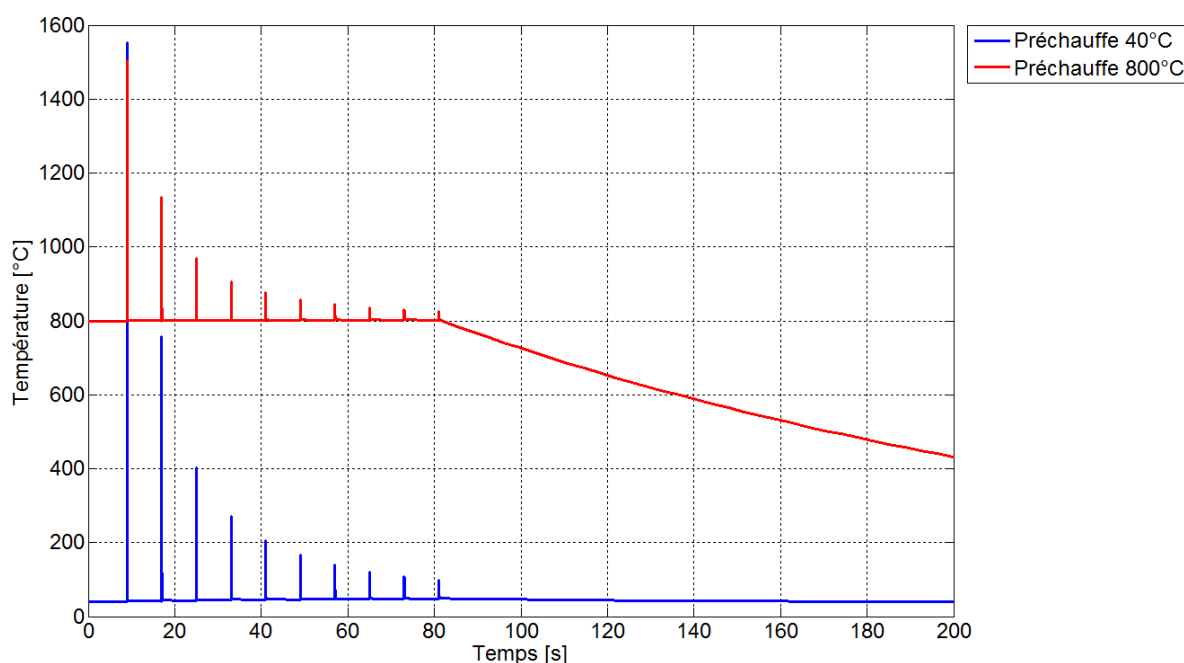


Figure V-14 : Evolution de la température de la première couche

5.6.3. Analyses mécaniques

Ci-dessous sont présentées les répartitions des contraintes résiduelles σ_{xx} au cours du procédé et à la fin pour les deux configurations de préchauffage testées (Figure V-15 : Cartographies des contraintes σ_{xx} de la pièce en construction). Nous pouvons voir une

diminution assez significative des contraintes internes lorsque le support est chauffé à 800°C. Les résultats sont aussi comparables aux études menées par Jendrzejewski [Jendrzejewski06].

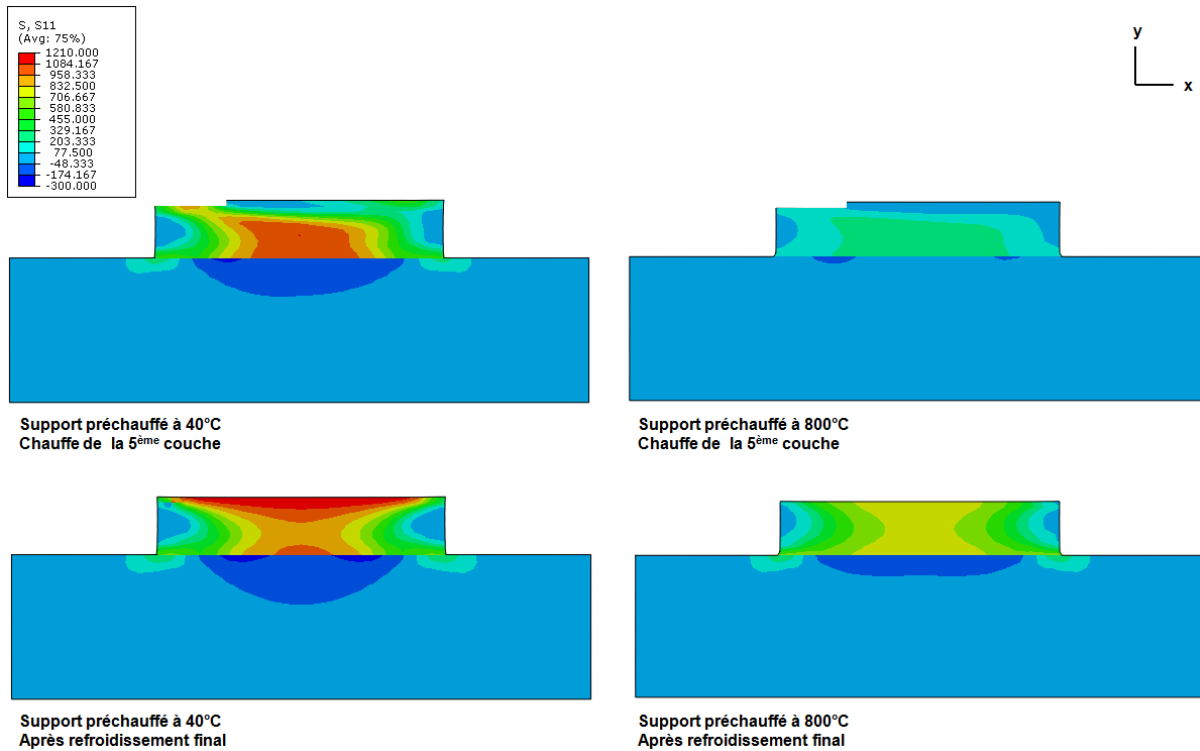


Figure V-15 : Cartographies des contraintes σ_{xx} de la pièce en construction

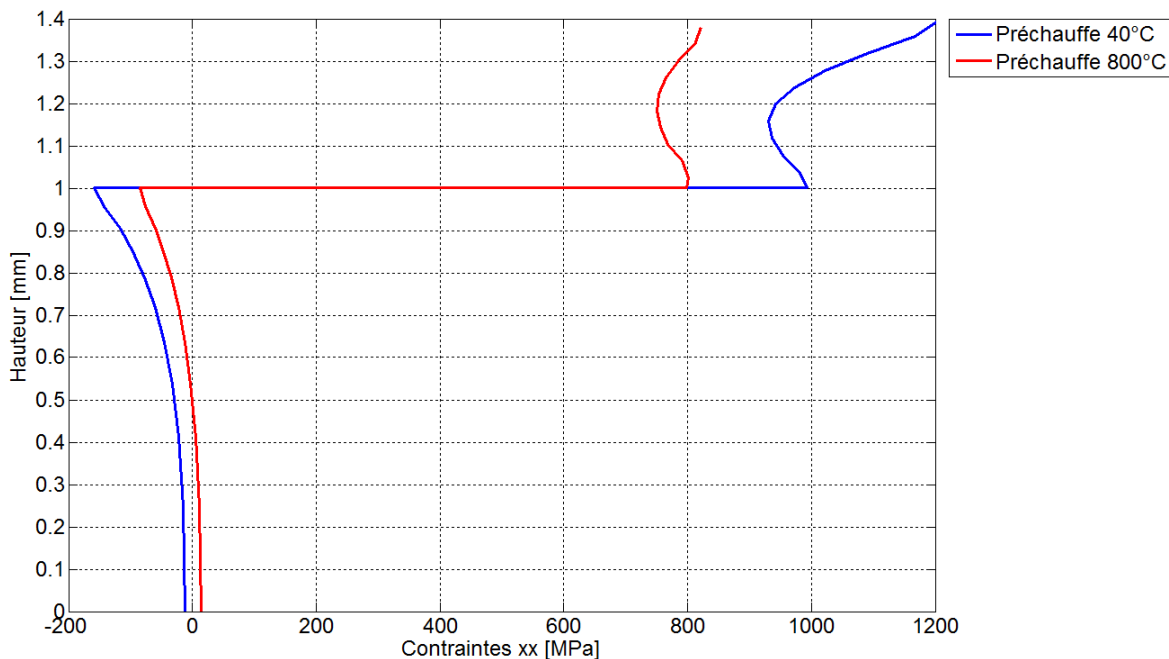


Figure V-16 : Evolution des contraintes σ_{xx} en fonction de la hauteur A-A

La figure ci-dessus présente la variation des contraintes σ_{xx} en fonction de l'épaisseur support / pièce dans les deux cas testés (Figure V-16 : Evolution des contraintes σ_{xx} en fonction de la hauteur). Nous pouvons constater que les contraintes diminuent lorsque le support est chauffé à 800°C, passant de 1200 MPa à environ 800 MPa à la surface de la pièce

créée. De même qu'à l'interface support / pièce. Les contraintes de compression sous cette interface diminuent du fait de la diminution des contraintes de traction dans la pièce. La limite élastique à 800°C de l'acier maraging est de 200 MPa, rendant le matériau plus mou. La distribution des contraintes le long de l'épaisseur est similaire dans les deux cas envisagés.

Concernant la distribution des déformations plastiques cumulées dans la pièce construite, les résultats numériques montrent que leurs valeurs maximales diminuent aussi, passant de 0.8%, pour un support chauffé à 40°C, à 0.2%, pour celui chauffé à 800°C à l'interface. Le préchauffage du support à une température de 800°C a un effet positif en réduisant les déformations plastiques.

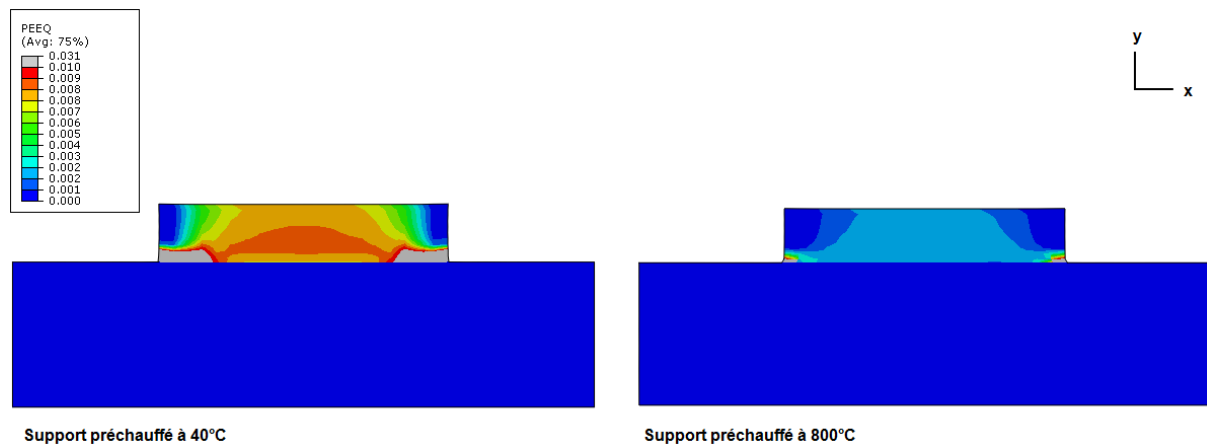


Figure V-17 : Cartographies des déformations plastiques cumulées entre un support chauffé à 40°C et 800°C

Cette étude montre que la température de préchauffage du support ou de la chambre de construction est un moyen efficace de réduire l'amplitude des contraintes résiduelles dans les pièces fabriquées par fusion laser métallique. Zaeh propose d'améliorer la fabrication des matériaux résistants en chauffant le support afin de réduire les gradients de température [Zaeh11]. De façon à diminuer considérablement les contraintes résiduelles, le scénario idéal serait de maintenir le support à une température proche du point de fusion du matériau. Cela permettrait à la poudre de fondre et de se solidifier suivit d'un refroidissement lent et uniforme à la température ambiante, sans grands écarts de températures. Ce principe est utilisé au cours du procédé SEBM, avec la fusion sélective de poudres métalliques par un faisceau d'électrons. Les résultats montrent une réduction importante des contraintes résiduelles dans les pièces construites. Le préchauffage du support à des températures plus élevées pourrait être applicable, mais serait coûteux et préjudiciable vis-à-vis de la performance de certains composants de la machine.

5.7. Bilan

Dans ce chapitre, l'impact de certains paramètres de fabrication sur les contraintes résiduelles et les déformations plastiques ont été étudié à l'aide de notre modèle numérique précédemment développé. Les paramètres analysés sont la hauteur de couche, l'épaisseur du support, sa température de préchauffage, sa forme et la stratégie de balayage du laser. La plupart des résultats trouvés sont similaires aux analyses réalisées dans les travaux de recherches antérieurs dans le domaine de la fabrication rapide.

Les principaux enseignements de ces études sont que :

- La variation de l'épaisseur du support, lorsque sa face inférieure est bloquée, n'affecte pas le niveau des contraintes résiduelles et des déformations plastiques,
- La diminution de l'épaisseur de couche n'a pas d'impact sur les contraintes résiduelles mais sur la déformation plastique cumulée, avec une légère augmentation,
- De même, la trajectoire du laser influence le niveau des déformations plastiques cumulées, du fait des gradients thermiques hétérogènes entre les différentes stratégies de balayage,
- La température de préchauffage du support est le paramètre qui possède le plus d'influence sur le niveau des contraintes résiduelles. L'augmentation de la température du support, dans notre cas à une valeur de 800°C, permet de réduire de manière assez significative les gradients de température dans la pièce et par conséquent les contraintes résiduelles.
- La forme du support influence la répartition des contraintes résiduelles dans la pièce créée ainsi que dans la plaque support. La forme du support présentant des colonnes permet d'obtenir une pièce équilibrée mécaniquement, c'est-à-dire qu'après élimination du support, il y aura peu de déformations dues à l'auto-équilibre des contraintes internes.

Enfin, d'autres paramètres peuvent avoir un impact sur les contraintes résiduelles, comme le recouvrement du laser, le matériau composant le support, la vitesse de balayage du laser, ...

Conclusion et perspectives

Le procédé de fusion laser sélective, appartenant à la famille de la fabrication additive, présente de nombreux avantages (flexibilité géométrique,...) mais aussi quelques inconvénients, comme la présence de contraintes résiduelles, dont les effets doivent être réduits. Une bonne maîtrise du procédé est importante afin d'augmenter la qualité des pièces construites.

L'objectif de ces travaux était d'analyser, modéliser et simuler l'apparition des contraintes résiduelles au cours du procédé SLM de poudres métalliques. Le principal matériau utilisé au PEP et caractérisé dans le cadre de notre étude est l'acier maraging. Ces essais d'identification sont complexes car effectués à haute température. Ils ont néanmoins permis d'identifier les températures de changement de phase et les phénomènes de dilatation induits. Par contre, il reste à analyser la plasticité de transformation de ce matériau. Les essais devraient être aussi complétés pour déterminer plus précisément la température de recuit annulant les déformations plastiques. Pour être complet, il faudrait identifier séparément les propriétés de l'austénite et de la martensite pour calculer les propriétés mécaniques à chaque température en fonction de la proportion relative des deux phases. Un autre volet expérimental reste encore à explorer pour identifier le coefficient d'échange thermique entre la poudre et le solide solidifié. Une étude afin d'établir la pertinence de ces travaux a été effectuée, soulignant les avantages et les limites des modèles analytiques et numériques utilisés par les chercheurs, ainsi que les nombreux paramètres (procédé et matériau) influençant la répartition des contraintes résiduelles. Cela a conduit à développer un modèle 3D multicouche permettant de prédire les champs de température et la distribution des champs de contraintes induites au cours de procédé SLM avec des éléments de taille représentative des épaisseurs de couches réelles et des diamètres du faisceau laser.

Le modèle établi prend en compte des paramètres liés au procédé tels que la source mobile de chaleur générée par le laser, les propriétés du matériau dépendantes de la température, les changements d'état du matériau lors de la fabrication de plusieurs couches de poudre. La technique d'ajout et de suppression des éléments, "element birth /death", a été utilisée dans notre modèle pour simuler l'ajout des couches de poudres au cours du procédé et la création de la pièce solide au fur et à mesure de l'avancée du laser.

Les mécanismes qui génèrent le développement des contraintes résiduelles ont été identifiés, notamment les gradients de température, importants et localisés, ou encore la solidification et la contraction de la matière fondue par le laser sur les couches précédentes et le support lors du refroidissement. Les contraintes résiduelles peuvent nuire à la qualité ainsi qu'aux fonctionnalités des pièces fabriquées, en réduisant par exemple leur tenue en fatigue. La minimisation de ces contraintes résiduelles permettrait de réduire le risque d'apparition de fissures lors de la fabrication. Les paramètres liés au procédé SLM sont nombreux et peuvent affecter le niveau et la répartition des contraintes résiduelles générées dans les couches ainsi que dans le support métallique sur lequel elles sont construites. Avant d'étudier les moyens d'optimiser ces paramètres, il est important d'analyser et de comprendre comment chacun de ces paramètres affectent le niveau et la distribution de ces contraintes.

Dans l'établissement du modèle numérique, une modélisation thermomécanique non couplée a été utilisée prenant en compte les changements de phase allotropique de l'acier maraging solide comme décrite dans le chapitre II et III. Les champs de température calculés à partir de l'analyse thermique sont utilisés comme données d'entrée pour l'analyse mécanique afin d'obtenir la répartition des champs de contraintes internes. En l'absence de mesures de température sur la surface des couches de poudre et dans la pièce, les champs de températures calculées se sont révélés proches de ceux trouvés dans la bibliographie, de même que pour la distribution des contraintes résiduelles. En outre, le modèle thermique pourrait être rendu plus efficace par l'activation des éléments fondus à des températures qui pourraient être mesurées expérimentalement ou obtenus à partir d'un modèle de calcul validé pour un ensemble de paramètres du procédé. Le choix d'un modèle d'écouissage cinématique permettrait de fournir plus de précision sur le niveau des contraintes résiduelles car plus réaliste que le modèle d'écouissage isotrope. Les principaux résultats, thermiques et mécaniques, fournis par le modèle numérique sont que :

- Des cycles rapides de température conduisent à des gradients thermiques, élevés et localisés dans les zones irradiées par le laser,
- Des zones différentes possèdent des cycles de températures similaires,
- Le chauffage des couches de poudre affecte l'histoire thermique des couches sous-jacentes lors de la diffusion de la chaleur. Ces résultats sont semblables à ceux obtenus pour les procédés de soudage multipasse,
- La conduction est le principal transfert thermique avec les flux de chaleur se diffusant vers le support massif et froid,
- La température de l'ensemble pièce / support augmente, dépassant légèrement la température de l'enceinte de construction au cours de l'ajout des couches,
- De faibles contraintes de compression apparaissent dans la zone chauffée par le laser, mais se transforment rapidement en contraintes de traction lorsque la source laser se déplace,
- Les contraintes résiduelles sont en traction sur la surface de la dernière couche solidifiée, et diminuent dans la profondeur,
- Ces contraintes sont limitées par la limite élastique caractérisée de l'acier maraging à la température ambiante,
- L'intensité des composantes σ_{xx} et σ_{zz} dépendent de la trajectoire du laser,
- La distribution des composantes σ_{xx} et σ_{zz} sont similaires dans l'épaisseur de l'ensemble pièce / support.

Des essais expérimentaux de mesure des contraintes résiduelles ont été réalisés, elles s'appuient sur la méthode du retraitement de couches successives adaptée au procédé. Cette méthode consiste à mesurer les variations de déformation sous la plaque support au cours de la fusion de chaque couche. Ces mesures permettent de remonter ainsi aux contraintes

internes créer dans la couche à partir de formules théoriques respectant l'équilibre mécanique dans le système. Notre modèle numérique a été utilisé afin de le comparer aux mesures. Cependant, ce modèle a été remanié en raison des temps de calculs assez importants et surestime l'amplitude des contraintes internes. Des essais supplémentaires seront nécessaires afin de valider notre méthode de mesures, en la comparant par exemple à la méthode de l'enlèvement successif des couches ou à la méthode du perçage incrémental sur les pièces construites. En raison des temps de calculs et de la taille des fichiers résultats, nous avons proposé une modification du modèle afin d'effectuer une comparaison avec les résultats expérimentaux. L'un des moyens de gagner du temps de calculs est de modéliser la fusion en une seule étape de la couche de poudre, ou d'augmenter la taille des éléments poudres et solides. Néanmoins, les résultats numériques semblent encore surestimer les contraintes internes ainsi que les déformations.

Enfin, le modèle numérique développé dans le chapitre III a été utilisé pour réaliser une étude paramétrique pour déterminer l'impact de plusieurs paramètres du procédé sur les contraintes résiduelles. Ces paramètres étudiés sont l'épaisseur du support, différentes géométries du support, son préchauffage, l'épaisseur des couches de poudres et différentes trajectoires laser. Concernant l'étude paramétrique, nous observons que :

- Différentes épaisseurs de support n'influencent pas le niveau et la répartition des contraintes résiduelles avec l'hypothèse d'un support bloqué sur sa face inférieure. Cela ne serait probablement pas le cas pour un support présentant une géométrie proche de celle utilisée dans les essais expérimentaux de mesure, et pourrait entraîner une perte en précision dans la pièce créée,
- La température de préchauffage du support est le paramètre qui présente la plus grande incidence sur l'amplitude des contraintes résiduelles. La température du support proche de la température de fusion de l'acier maraging permet de réduire ces contraintes. Cependant la vitesse de refroidissement vers l'ambiante doit être lente afin d'assurer un niveau de contrainte moins important. En chauffant le support à 800°C, les contraintes maximales se situent autour de 800 MPa au lieu de 1200 MPa pour un support chauffé à 40°C,
- La réduction de la hauteur de couche n'entraîne pas une diminution des contraintes résiduelles mais entraîne cependant une augmentation de la déformation plastique cumulée.
- Les différentes stratégies de balayage du laser n'ont à priori pas d'impact sur la répartition des contraintes résiduelles mais plutôt sur la déformation plastique. Les gradients thermiques dépendent fortement de la trajectoire du laser et impactent sur le niveau des déformations plastiques. La trajectoire point par point est celle qui génère le moins de déformations plastiques.
- Pour les différentes formes de support, la répartition des contraintes résiduelles diffèrent. Le support composé de colonnes permet d'obtenir une pièce présentant des contraintes internes déjà équilibrées, minimisant sa déformation après retraitement du support.

En conclusion, les travaux présentés dans cette thèse soulignent le potentiel de la modélisation numérique du procédé SLM. Elle a pour objectif de comprendre le développement des contraintes résiduelles et des déformations apparaissant dans le procédé de fusion laser de poudres métalliques. L'étude paramétrique permet d'améliorer la sélection des paramètres du procédé, mais aussi d'éliminer les problèmes coûteux et les difficultés liées au post-traitement. Elle fournit des données permettant de proposer des recommandations afin d'optimiser le procédé. Enfin, les applications pratiques des résultats de ces travaux permettront aux utilisateurs d'améliorer leurs expériences vis-à-vis du procédé SLM, ou de procédés similaires.

Bibliographie

- [Attar11] Attar E. Simulation of Selective Electron Beam Melting Processes. PhD thesis, Erlangen : University of Erlangen, 2011, 150 p.
- [Aziz12] Aziz M.S.A., Ueda T., Furumoto T., et al. Study on Machinability of Laser Sintered Materials Fabricated By Layered Manufacturing System : Influence of Different Hardness of Sintered Materials. *Procedia CIRP*, 2012, vol. 4, pp. 79 – 83.
- [Badrossamay07] Badrossamay M. et Childs T.H.C. Further studies in selective laser melting of stainless and tool steel powders. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, 2007, vol. 47, n°5, pp. 779 – 784.
- [Bai06] Bai P.K., Cheng J., Liu B., et al. Numerical simulation of temperature field during selective laser sintering of polymer-coated molybdenum powder. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2006, vol. 16, pp. 603 – 607.
- [Beaman97] Beaman J.J., Barlow J.W., Bourell D.L., et al. *Solid freeform fabrication : A new direction in manufacturing*. Dordrecht, Boston : Kluwer Academic Publishers, 1997, 330 p.
- [Beaurin12] Beaurin G. Simulation et étude expérimentale des contraintes résiduelles dans les dépôts durs NOREM des matériels de robinetterie. Thèse MEGA, Villeurbanne : INSA de Lyon, Juin 2012, 227 p.
- [Boillat02] Boillat E., Kolossov S., et Glardon R. A three dimensional FEM-simulation of the selective laser sintering process with locally refined meshes and non-constant thermal conductivity. *Solid Freeform Fabrication Proceedings*, 2002, pp. 357 – 367.
- [Bourell94] Bourell D.L., Crawford R.H., Marcus H.L., et al. Selective laser sintering of metals. *Manufacturing science and engineering*, 1994, pp. 519 – 528.
- [Boyer] Boyer J.C. et Boivin M. Modélisation de la trempe et du détensionnement par traction des tôles épaisses d'alliage d'aluminium. Rapport interne, Villeurbanne : INSA de Lyon.
- [Branner10] Branner G. Modellierung transienter Effekte in der Struktursimulation von Schichtbauverfahren. PhD thesis, Munich : University of Munich, 2010, 252 p.
- [Cajner10] Cajner F., Landek D. et Leskovsek V. Surface modifications of maraging steels used in the manufacture of moulds and dies. *Materials and technology*, 2010, vol. 44, n°2, pp. 85 – 91.

- [Casavola08] Casavola C., Campanelli S.L. and Pappalettere C. Experimental analysis of residual stresses in the selective laser melting process. Proceedings of 2008 SEM International Conference and Exposition, 2 – 5 June, Orlando, Florida, USA, 2008, 8 p.
- [Chen07] Chen W.L., Yang Y.C. et Lee H.L. Estimating the absorptivity in laser processing by inverse methodology. Applied Mathematics and Computation, 2007, vol. 190, pp. 712 – 721.
- [Chin96] Chin R.K., Beuth J.L. et Amon C.H. Thermomechanical Modeling of Successive Material Deposition in Layered Manufacturing. Proceedings of the Solid Freeform Fabrication Symposium, August, University of Texas at Austin, 1996, pp. 507 – 514.
- [Contuzzi11] Contuzzi N., Campanelli S.L. et Ludovico A.D. 3D finite element analysis in the selective laser melting process. International Journal of Simulation Modelling, 2011, vol. 10, n°3, pp. 113 – 121.
- [Costa05] Costa L., Vilar R., Reti T., et al. Rapid tooling by laser powder deposition : Process simulation using finite element analysis. Acta Materialia, 2005, vol. 53, n°14, pp. 3987 – 3999.
- [Crafer93] Crafer P.J. et Oakley R. Laser Processing in Manufacturing. London : Chapman & Hall, 1993, 189 p.
- [Dai04] Dai K., Li X.X. et Shaw L. Comparisons between Thermal Modeling and Experiments : Effects of Substrate Preheating. Rapid Prototyping Journal, 2004, vol. 10, n°1, pp. 24 – 34.
- [Dai05] Dai K. et Shaw L. Finite element analysis of the effect of volume shrinkage during laser densification. Acta Materialia, 2005, vol. 53, n°18, pp. 4743 – 4754.
- [Dai06] Dai K. et Shaw L. Parametric studies of multi-material laser densification. Materials Science and Engineering : A, 2006, vol. 430, n°1 – 2, pp. 221 – 229.
- [Das91] Das P. Lasers and Optical Engineering. New York : Springer – Verlag, 1991, 470 p.
- [Defauchy11] Defauchy D., Regnier G., Peyre P. et al. Direct manufacturing of thermoplastic parts by powder laser sintering : Comparison of coalescence simulations and Frenkel based physical model. 27th Annual Meeting of the Polymer Processing Society, 9 – 14 Juin, Marrakech, Marrocco, 2011, 7 p.
- [Defaux05] Defaux M. Euromold 2004 : les progrès de l'outillage rapide. Harvest, 2005, n°86, pp. 17 – 21.

-
- [Ding11] Ding J., Colegrove P., Mehnen J. et al. Thermo-mechanical analysis of Wire and Arc Additive Layer Manufacturing process on large multi-layer parts. *Computational Materials Science*, 2011, vol. 50, n°12, pp. 3315 – 3322.
- [Dong09] Dong L., Makradi A., Ahzi S. et al. Three-dimensional transient finite element analysis of the selective laser sintering process. *Journal of Materials Processing Technology*, 2009, vol. 209, n°2, pp. 700 – 706.
- [Fischer04a] Fischer P., Locher M., Romano V. et al. Temperature measurements during selective laser sintering of titanium powder. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2004, vol. 44, n° 12 – 13, pp. 1293 – 1296.
- [Fischer04b] Fischer P., Romano V., Weber H.P. et al. Pulsed laser sintering of metallic powders. *Thin Solid Films*, 2004, vol. 453 – 454, pp. 139 – 144.
- [Frewin99] Frewin M.R. et Scott D.A. Finite Element Method of Pulsed Laser Welding. *Welding Research Supplement*, 1999, vol. 78, n°1, pp. 15 – 22.
- [Furumoto10] Furumoto T., Ueda T., Aziz A. et al. Study on reduction of residual stress induced during rapid tooling process : influence of heating conditions on residual stress. *Key Engineering Materials*, 2010, Vol. 447 – 448, pp. 785 – 789.
- [Gao08] Gao Y., Xing J., Zhang J. et al. Research on measurement method of selective laser sintering (SLS) transient temperature. *Optik – International Journal for Light and Electron Optics*, 2008, vol. 119, n°13, pp. 618 – 623.
- [Griffith97] Griffith M., Harwell L., Romero J. et al. Multi-Material Processing by LENS. *Proceedings of the 1997 Solid Freeform Fabrication Symposium*, 11 – 13 August, Austin, 1997, pp. 387 – 393.
- [Gürtler13] Gürtler F.J., Karg M., Leitz K.H. et al. Simulation of Laser Beam Melting of Steel Powders using the Three-Dimensional Volume of Fluid Method. *Physics Procedia*, 2013, vol. 41, pp. 881 – 886.
- [Gusarov03] Gusarov A.V., Laoui T., Froyen L. et al. Contact thermal conductivity of a powder bed in selective laser sintering. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 2003, vol. 46, n°6, pp. 1103 – 1109.
- [Gusarov05] Gusarov A.V. et Kruth J.P. Modelling of radiation transfer in metallic powders at laser treatment. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 2005, vol. 48, pp. 3423 – 3434.

- [Gusarov10] Gusarov A.V. et Smurov I. Modeling the interaction of laser radiation with powder bed at selective laser melting. *Physics Procedia*, 2010, vol. 5, pp. 381 – 394.
- [Haenny73] Haenny. Etude de la fragilité (KIC) et du comportement sous sollicitation de fatigue de l'acier maraging en fonction de son état structural et des propriétés mécaniques correspondantes. Thèse EPFL, Lausanne, 1973.
- [Hu02] Hu Z., Kovacevic R. et Labudovic M. Experimental and numerical modeling of buckling instability of laser sheet forming. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, 2002, vol. 42, n°13, pp. 1427 – 1439.
- [Hussein13] Hussein A., Hao L., Yan C. et al. Finite element simulation of the temperature and stress fields in single layers built without-support in selective laser melting. *Materials and Design*, 2013, vol. 52, pp. 638 – 647.
- [Im07] Im Y.G., Cho B.H., Seo S.H. et al. Functional prototype development of multi-layer board (MLB) using rapid prototyping technology. *Journal of Materials Processing Technology*, 2007, vol. 187 – 188, pp. 619 – 622.
- [Jacobs92] Jacobs P. *Rapid Prototyping and Manufacturing : Fundamentals of Stereolithography*. Dearborn, Michigan : Society of Manufacturing Engineers, 1992, 434 p.
- [Jamal01] Jamal N.M. Finite Element Analysis of Curl Development in the Selective Laser Sintering Process. PhD thesis, Leeds : University of Leeds, September 2001, 285 p.
- [Jendrzejewski04a] Jendrzejewski R., Kreja I. et Sliwinski G. Temperature distribution in laser-clad multi-layers. *Materials Science and Engineering A*, 2004, vol. 379, n°1 – 2, pp. 313 – 320.
- [Jendrzejewski04b] Jendrzejewski R., Sliwinski G., Krawczuk M. et al. Temperature and stress fields induced during laser cladding. *Computers and Structures*, 2004, vol. 82, n°7 – 8, pp. 653 – 658.
- [Jendrzejewski06] Jendrzejewski R., Sliwinski G., Krawczuk M. et al. Temperature and stress during laser cladding of double-layer coatings. *Surface & Coatings Technology*, 2006, vol. 201, n°6, pp. 3328 – 3334.
- [Jepson97] Jepson L., Beaman J.J., Bourell D.L. et al. SLS Processing of Functionally Gradient Materials. *Proceedings of the Solid Freeform Fabrication Symposium*, August, Austin, 1997, pp. 67 – 80.
- [Jhabvala10] Jhabvala J. Study of the consolidation process under macro- and microscopic thermal effects in selective laser sintering and selective laser melting. PhD thesis, Lausanne : EPFL, 2010, 155 p.

- [Jones49] Jones F.W. et Pumphrey W.I. Free Energy and Metastable States in the Iron-Nickel and Iron-Manganese Systems. *Journal of the Iron and Steel Institute*, 1949, vol. 163, pp. 121 – 131.
- [Joo09] Joo B.D., Jang J.H., Lee J.H. et al. Selective laser melting of Fe-Ni-Cr layer on AISI H13 tool steel. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2009, vol. 19, n°4, pp. 921 – 924.
- [Kapoor03] Kapoor R., Kumar L. et Batra I.S. A dilatometric study of the continuous heating transformations in 18wt.% Ni maraging steel of grade 350. *Materials Science and Engineering A*, 2003, vol. 352, n°1 – 2, pp. 318 – 324.
- [Kempen11] Kempen K., Yasa E., Kruth J.P. et al. Microstructure and mechanical properties of Selective Laser Melted 18Ni-300 steel. *Physics Procedia*, 2011, vol. 12, pp. 255 – 263.
- [Klingbeil02] Klingbeil N.W., Beuth J.L., Chin R.K. et al. Residual stress-induced warping in direct metal solid freeform fabrication. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2002, vol. 44, n°1, pp. 57 – 77.
- [Knowles12] Knowles C.R. Residual Stress Measurement and Structural Integrity Evaluation of SLM Ti-6Al-4V. PhD thesis, University of Cape Town, July 2012, 231 p.
- [Kolossovo5] Kolossovo S. Non-linear model and finite element simulation of the selective laser sintering process. PhD thesis, Lausanne : EPFL, 2005, 109 p.
- [Kruth04] Kruth J.P., Froyen L., Van Vaerenbergh et al. Selective laser melting of iron-based powder. *Journal of Materials Processing Technology*, 2004, vol. 149, n°1 – 3, pp. 616 – 622.
- [Kruth05] Kruth J.P., Vandenbroucke B., Van Vaerenbergh J. et al. Benchmarking of different SLS/SLM processes as rapid manufacturing techniques. *International Conference of Polymers & Moulds Innovation (PMI)*, 20 – 23 April, Gent, 2005, pp. 1 – 7.
- [Kruth07] Kruth J.P., Levy G., Klocke F. et al. Consolidation phenomena in laser and powder-bed based layered manufacturing. *CIRP Annals – Manufacturing Technology*, 2007, vol. 56, n°2, pp. 730 – 759.
- [Kruth10] Kruth J.P., Badrossamay M., Yasa E. et al. Part and material properties in selective laser melting of metals. *Proceedings of the 16th International Symposium on Electromachining*, 19 – 23 April, Shanghai, 2010, pp. 3 – 14.

- [Lee05] Lee D.G., Jang K.C., Kuk J.M. et al. The influence of niobium and aging treatment in the 18%Ni maraging steel. *Materials Processing Technology*, 2005, vol. 162 – 163, pp. 342 – 349.
- [Lee07] Lee Y.J., Kung M.C., Lee I.K. et al. Effect of lath microstructure on the mechanical properties of flow-formed C-250 maraging steels. *Materials Science and Engineering A*, 2007, vol. 454 – 455, pp. 602 – 607.
- [Lenoir03] Lenoir F.X. Prototypage rapide : entre gadget et révolution industrielle. *Plastiques & Elastomère Magazine*, 2003, n°55 – 8 (11/03), pp. 24 – 27.
- [Li95] Li X. et Yin Z. Reverted austenite during aging in 18Ni(350) maraging steel. *Materials Letters*, 1995, vol. 24, n°4, pp. 239 – 242.
- [Long08] Long R., Liu W., Xing F. et al. Numerical simulation of thermal behavior during laser metal deposition shaping. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, 2008, vol. 18, pp. 691 – 699.
- [Longuet06] Longuet A., Colin C., Peyre P. et al. Modélisation de la fabrication directe de pièces par projection laser : application au Ti-6Al-4V. *Conférence Matériaux*, 13 – 17 Novembre, Dijon, 2006, pp. 1 – 11.
- [Longuet09] Longuet A., Robert Y., Aeby-Gautier E. et al. A multiphase mechanical model for Ti-6Al-4V : Application to the modeling of laser assisted processing. *Computational Materials Science*, 2009, vol. 46, n°3, pp. 761 – 766.
- [Lundbäck11] Lundbäck A. et Lindgren L.E. Modelling of metal deposition. *Finite Elements in Analysis and Design*, 2011, vol. 47, n°10, pp. 1169 – 1177.
- [Maisonneuve06] Maisonneuve J., Colin C., Bienvenu Y. et al. Etude des phénomènes thermiques associés à la fabrication directe de pièces en TA6V par projection laser. *Conférence Matériaux*, 13 – 17 Novembre, Dijon, 2006, pp. 1 – 12.
- [Matsumoto02] Matsumoto M., Shiomi M., Osakada K. et al. Finite element analysis of single layer forming on metallic powder bed in rapid prototyping by selective laser processing. *International Journal of machine Tools & Manufacture*, 2002, vol. 42, n°1, pp. 61 – 67.
- [Mercelis06] Mercelis P. et Kruth J.P. Residual stresses in selective laser sintering and selective laser melting. *Rapid Prototyping Journal*, 2006, vol. 12, n°5, pp. 254 – 265.
- [Moat11] Moat R.J., Pinkerton A.J., Li L. et al. Residual stresses in laser direct metal deposited Waspaloy. *Materials Science and Engineering : A*, 2011, vol. 528, n°6, pp.2288 – 2298.

-
- [Mufti08] Mufti R.A. Mechanical and microstructural investigation of weld based rapid prototyping. PhD thesis, Ghulam Ishaq Khan Institute of Engineering Sciences and Technology, December 2008, 258 p.
- [Nagayanna01] Nagayanna K., Terasaki T., Tanaka K. et al. Mechanical properties of a Cr-Ni-Mo-Al-Ti maraging steel in the process of martensitic transformation. *Materials Science and Engineering A*, 2001, vol. 308, pp. 25 – 37.
- [Nickel99] Nickel A.H. Analysis of thermal stresses in shape deposition manufacturing of metal parts. PhD thesis, Stanford University, October 1999, 150 p.
- [Nickel01] Nickel A.H., Barnett D.M. et Prinz F.B. Thermal stresses and deposition patterns in layered manufacturing. *Materials Science and Engineering A*, 2001, vol. 317, n°1, pp. 59 – 64.
- [Niebling02] Niebling F., Otto A. et Geiger M. Analyzing the DMLS-process by a macroscopic FE-model. *Solid Freeform Fabrication Symposium*, 2002, pp. 384 – 392.
- [Olayanmi11] Olayanmi E.O., Cochrane R.F. et Dalgarno K.W. Densification mechanism and microstructural evolution in selective laser sintering of Al-12Si powders. *Journal of Materials Processing Technology*, 2011, vol. 211, n°1, pp. 113 – 121.
- [Papadakis12] Papadakis L., Branner G. et Schober A. Numerical Modeling of Heat Effects during Thermal Manufacturing of Aero Engine Components. *Proceedings of the World Congress on Engineering*, vol. 3, July 4 – 6, London, UK, 2012, 6 p.
- [Patat10] Patat L. Modélisation de la fusion laser de poudres métalliques. Master de Recherche – Génie Mécanique. Villeurbanne : INSA de Lyon, 2010, 84 p.
- [Patil07] Patil R.B. et Yadava V. Finite element analysis of temperature distribution in single metallic powder layer during metal laser sintering. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, 2007, vol. 47, n°7 – 8, pp. 1069 – 1080.
- [Pilipenko01] Pilipenko A. Computer Simulation of Residual Stress and Distorsion of Thick Plates in Multi-electrode Submerged Arc Welding – Their Mitigation Techniques. PhD thesis, Trondheim, Norway : Norwegian University of Science and Technology, July, 2001, 222 p.
- [Plati06] Plati A., Tan J.C. et Golosnoy I.O. Residual Stress Generation during Laser Cladding of Steel with a Particulate Metal Matrix Composite. *Advanced Engineering Materials*, 2006, vol. 8. n°7, pp. 619 – 624.


- [Radaj92] Radaj D. Heat Effects of Welding. New York : Springer-Verlag, 1992, 348 p.
- [Ready71] Ready J.F. Effects of high-power laser radiation. New York : Academic Press, 1971, 433 p.
- [Roberts12] Roberts I.A. Investigation of residual stresses in the laser melting of metal powders in additive layer manufacturing. PhD thesis, University of Wolverhampton, September 2012, 246 p.
- [Rombouts05] Rombouts M., Froyen I. et Gusarov A.V. Light extinction in metallic powder beds : Correlation with powder structure. Journal of Applied Physics, 2005, vol. 98, n°1, 9 p.
- [Rossini12] Rossini N.S., Dassisti M. et Benyounis K.Y. Methods of Measuring Residual Stresses in Components. Materials and Design, 2012, vol. 35, pp. 572 – 588.
- [Saint-Germain06] Saint-Germain B., Ott S. et Gabriel F. Simulation des distorsions induites par soudage MAG d'un assemblage bras-plaque en acier ferritique. Conférence Matériaux, 13 – 17 Novembre, Dijon, 2006.
- [Santos06] Santos E.C., Shiomi M. et Osakada K. Rapid manufacturing of metal components by laser forming. International Journal of Machine Tools & Manufacture, 2006, vol. 46, n°12 – 13, pp. 1459 – 1468.
- [Shellabear04] Shellabear M. et Nyrhilä O. DMLS-Development history and state of the art. Proceedings of 4th International conference on Laser Assisted Net Shape Engineering (LANE), September 21 – 24, Erlangen, 2004, pp. 393 – 404.
- [Shiomi99] Shiomi M., Yoshidome A., Abe F. et al. Finite element analysis of melting and solidifying processes in laser rapid prototyping of metallic powders. International Journal of Machine Tools & Manufacture, 1999, vol. 39, n°2, pp. 237 – 252.
- [Shiomi04] Shiomi M., Osakada K., Nakamura K. et al. Residual stress within metallic model made by Selective Laser Melting process. CIRP Annals - Manufacturing Technology, 2004, vol. 53, n°1, pp. 195 – 198.
- [Simchi06] Simchi A. Direct laser sintering of metal powders : Mechanism, kinetics and microstructural features. Materials Science and Engineering A, 2006, vol. 428, n°1 – 2, pp. 148 – 158.
- [Taylor04] Taylor C.M. Direct laser sintering of stainless steel : thermal experiments and numerical modeling. PhD Thesis, University of Leeds, School of Mechanical Engineering, February 2004, 266 p.

- [Tewari00] Tewari R., Mazumder S., Batra I.S. et al. Precipitation in 18 wt% Ni maraging steel of grade 350. *Acta materialia*, 2000, vol. 48, n°5, pp. 1187 – 1200.
- [Thummler93] Thummler F. et Oberacker R. *An Introduction to Powder Metallurgy. The Institute of Materials series on powder metallurgy*, London : Institute of Materials, 1993, 332 p.
- [Tian10] Tian X., Sun B., Heinrich J.G. et al. Stress relief mechanism in layer-wise laser directly sintered porcelain ceramics. *Materials Science and Engineering A*, 2010, vol. 527, n°7 – 8, pp. 1695 – 1703.
- [Tolochko00] Tolochko N.K., Laoui T., Khlopkov Y.V. et al. Absorptance of powder materials suitable for laser sintering. *Rapid Prototyping Journal*, 2000, vol. 6, n°3, pp. 155 – 160.
- [Tolochko03] Tolochko N.K., Arshinov M.K., Gusarov A.V. et al. Mechanisms of selective laser sintering and heat transfer in Ti powder. *Rapid Prototyping Journal*, 2003, vol. 9, n°5, pp. 314 – 326.
- [Total13] Total Materia. *Maraging Tool Steels* [en ligne]. Disponible sur : <<http://www.keytometals.com/page.aspx?ID=CheckArticle&site=kts&NM=231>> (consulté le 03.06.2013).
- [Totten02] Totten G.E., Howes M.A.H. et Inoue T. *Handbook of residual stress and deformation of steel*. ASM International, Materials Park, OH, USA, 2002, 499 p.
- [Vandenbroucke07] Vandenbroucke B. et Kruth J.P. Selective laser melting of biocompatible metals for rapid manufacturing of medical parts. *Rapid Prototyping Journal*, 2007, vol. 13, n°4, pp. 196 – 203.
- [Van Rooyen06] Van Rooyen C., Burger H.P. et Kazadi B.P. Comparison of CO₂ and Nd:YAG Laser Welding of Grade 250 Maraging Steel. *The 59th Annual Assembly of the International Institute of Welding*, 28 August – 1 September, Quebec, Canada, 2006, 9 p.
- [Vilaro12] Vilaro T., Colin C., Bartout J.D. et al. Microstructural and mechanical approaches of the selective laser melting process applied to a nickel-base superalloy. *Materials Science and Engineering A*, 2012, vol. 534, pp. 446 – 451.
- [Wang06] Wang L. et Felicelli S. Analysis of thermal phenomena in LENS deposition. *Material Science and Engineering A*, 2006, vol. 435 – 436, n°6, pp. 625 – 631.
- [Wang07] Wang L. et Felicelli S.D. Process Modeling in Laser Deposition of Multilayer SS410 Steel. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 2007, vol. 129, n°6, pp. 1028 – 1034.

- [Wang08] Wang L., Felicelli S.D. et Pratt P. Residual stresses in LENS-deposited AISI 410 stainless steel plates. *Materials Science and Engineering A*, 2008, vol. 496, n°1 – 2, pp. 234 – 241.
- [Wohlers09] Wohlers T. Wohlers report 2009 : State of the Industry. Annual Worldwide Progress Report. Fort Collins, Col. : Wohlers Associates, 2009, 250 p.
- [Yakovlev05] Yakovlev A., Trunova E., Grevey D. et al. Laser-assisted direct manufacturing of functionally graded 3D objects. *Surface and Coatings technology*, 2005, vol. 190, n°1, pp. 15 – 24.
- [Yasa10] Yasa E., Kempen K., Kruth J.P. et al. Microstructure and mechanical properties of maraging steel 300 after Selective Laser Melting. *Solid Freeform Fabrication Symposium Proceedings*, 12 – 14 August, University of Texas at Austin, USA, 2010, pp. 383 – 396.
- [Zaeh10] Zaeh M. et Branner G. Investigation on residual stresses and deformation in selective laser melting. *Production Engineering*, 2010, vol. 4, n°1, pp. 35 – 45.
- [Zaeh11] Zaeh M.F. et Ott M. Investigations on heat regulation of additive manufacturing processes for metal structures. *CIRP Annals-Manufacturing Technology*, 2011, vol. 60, n°1, pp. 259 – 262.
- [Zain-ul-abdein09] Zain-ul-abdein M. Experimental investigation and numerical simulation of laser beam welding induced residual stresses and distortions in AA 6056-T4 sheets for aeronautic application. PhD thesis, Villeurbanne : INSA de Lyon, September 2009, 265 p.
- [Zhao12] Zhao H., Zhang G., Yin Z. et al. Three-dimensional finite element analysis of thermal stress in single-pass multi-layer weld-based rapid prototyping. *Journal of Materials Processing Technology*, 2012, vol. 212, n°1, pp. 276 – 285.

Annexes




1. Fiche maraging EOS



3TRPD Ltd

Material Specification
Maraging Steel 1.2709
(EOS MS1)

Application: EOS MS1 is a pre-alloyed ultra high strength steel in fine powder form. Its composition corresponds to US classification 18% Ni Maraging 300, European 1.2709 and German X3NiCoMoTi 18-9-5. This kind of steel is characterised by having very good mechanical properties, and being easily heat-treatable using a simple thermal age-hardening process to obtain excellent hardness and strength. Ideal for many tooling applications such as tools for injection moulding, die casting of light metal alloys, punching, extrusion, it is also good for high performance industrial and engineering parts, for example aerospace and motor racing applications. Standard processing parameters use full melting of the entire geometry, typically with 40 µm layer thickness. Using standard parameters, the mechanical properties are fairly uniform in all directions. Parts built from EOS MS1 are easily machinable after the building process and can be easily post-hardened to more than 50 HRC by age-hardening at 490°C for 6 hours. In both as-built and age-hardened states the parts can be machined, spark-eroded, welded, micro shot-peened, polished and coated if required. Unexposed powder can be re-used.

Typical applications:


- Heavy duty injection moulds and inserts for moulding all standard thermoplastics using standard injection parameters, with achievable tool life of up to millions of parts.
- Die casting moulds for small series in light alloys.
- Parts requiring particularly high strength and hardness.

Technical Data:													
Minimum recommended Layer Thickness:	40 µm												
Minimum Wall Thickness:	0.4 mm												
Volume Rate:	between 2-4 mm ³ /s												
Age hardening shrinkage*	0.08%												
Physical and Chemical Properties:													
Relative Density with Standard Parameters	approx. 100% (8 g/cm ³)												
Material composition	<table border="0" style="width: 100%;"> <tr> <td>Fe 64.6-69.35 wt%</td> <td>Mo 4.5-5.2 wt%</td> <td>Cr max 0.5 wt%</td> </tr> <tr> <td>Ni 17-19 wt%</td> <td>Ti 0.6-0.8 wt%</td> <td>C max 0.03 wt%</td> </tr> <tr> <td>Co 8.5-9.5 wt%</td> <td>Al 0.05-0.15 wt%</td> <td>P, S - each max 0.01 wt%</td> </tr> <tr> <td>Mn, Si - each max 0.1 wt%</td> <td></td> <td></td> </tr> </table>	Fe 64.6-69.35 wt%	Mo 4.5-5.2 wt%	Cr max 0.5 wt%	Ni 17-19 wt%	Ti 0.6-0.8 wt%	C max 0.03 wt%	Co 8.5-9.5 wt%	Al 0.05-0.15 wt%	P, S - each max 0.01 wt%	Mn, Si - each max 0.1 wt%		
Fe 64.6-69.35 wt%	Mo 4.5-5.2 wt%	Cr max 0.5 wt%											
Ni 17-19 wt%	Ti 0.6-0.8 wt%	C max 0.03 wt%											
Co 8.5-9.5 wt%	Al 0.05-0.15 wt%	P, S - each max 0.01 wt%											
Mn, Si - each max 0.1 wt%													
Mechanical Properties at 20°C (vertical orientation):													
	As built	After age-hardening*											
Ultimate Tensile Strength (MPIF 10)	1100 MPa ± 100 MPa	1950 MPa ± 100 MPa											
Yield strength (Rp 0.2%)	1000 MPa ± 100 MPa	1900 MPa ± 100 MPa											
Elongation at break	8% ± 3%	2% ± 1%											
Young's Modulus	180 GPa ± 20 GPa												
Hardness	33-37 HRC	50-54 HRC											
Ductility (Notched Charpy impact test)	45 J ± 10 J	11 J ± 4 J											
Surface roughness	- after shot-peening - after polishing Ra 4-6.5 µm Rz up to < 0.5 µm												
Thermal Properties:													
Thermal conductivity (at 20°C)	15 ± 0.8 W/m°C	20 ± 1 W/m°C											
Specific heat capacity	450 ± 20 J/kg°C	450 ± 20 J/kg°C											
Maximum operating temperature	400°C												

Source: EOS

* Age hardening: 490 °C / 6h / air cooling

To obtain a quotation, simply email your 3D CAD data to post@3trpd.co.uk
 or call us for free advice on +44 (0)1635 580284
www.3trpd.co.uk/dmls

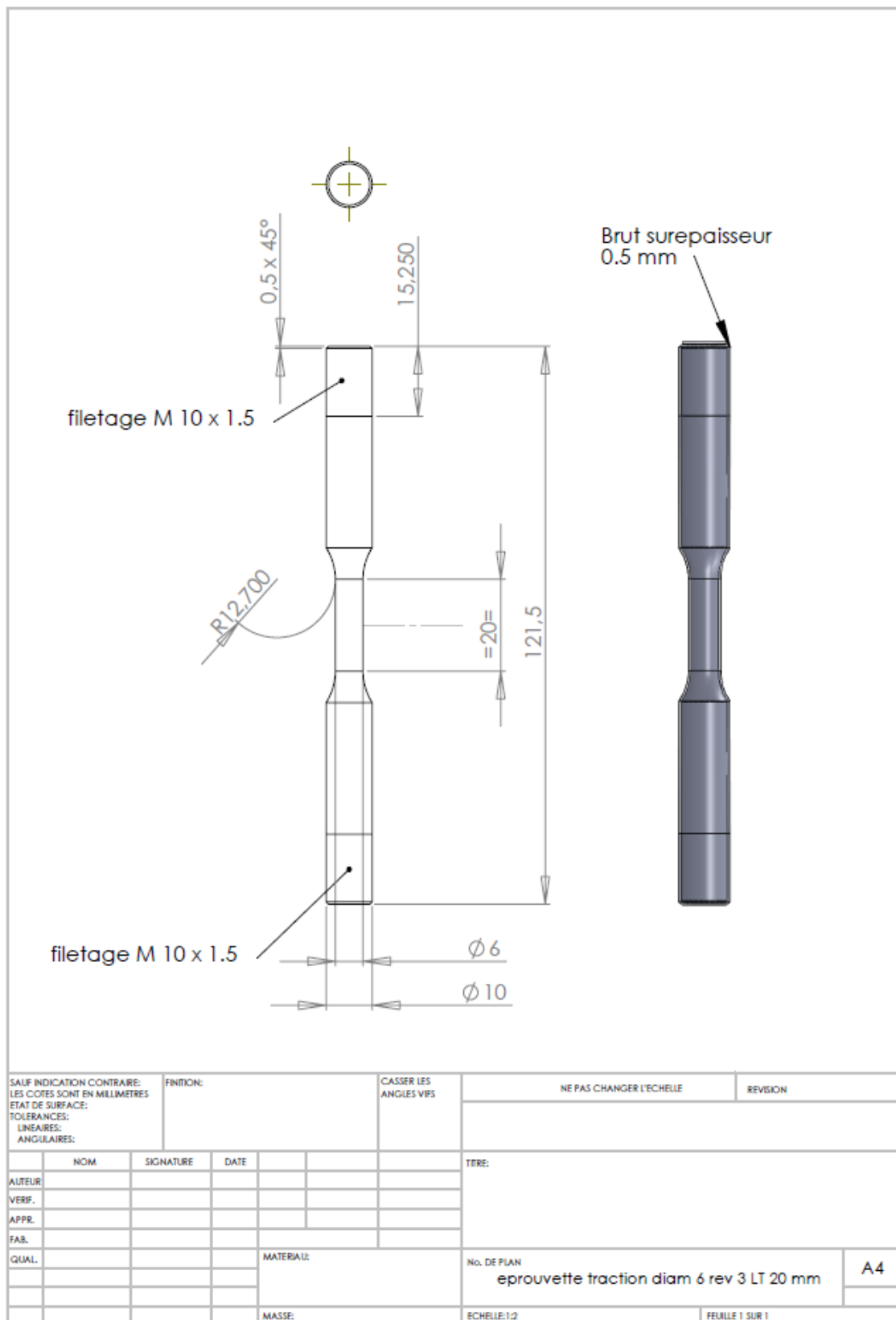


ISO 9001:2000 & ISO 13485:2003
 Medical Devices certifications

2. Plan des éprouvettes pour la dilatométrie

SAUF INDICATION CONTRAIRE: LES COTES SONT EN MILLIMETRES		FINITION:		CASSER LES ANGLES VIFS		NE PAS CHANGER L'ECHELLE		REVISION	
ETAT DE SURFACE:									
TOLERANCES:									
LINEAIRES:									
ANGULAIRES:									
	NOM	SIGNATURE	DATE			TITRE:			
AUTEUR									
VERIF.									
APPR.									
FAB.									
QUAL.					MATERIAU:	NO. DE PLAN			A4
						Dilato6mm			
					MASSE:	ECHELLE:1:2		FEUILLE 1 SUR 1	

3. Plan des éprouvettes pour la dilatométrie



4. Fichier .inp pour le calcul thermique avec ABAQUS®

```
*HEADING
** Définition des nœuds et de leurs coordonnées 3D
*NODE, NSET = BASE
1, 0, 0, 0
2, 0, 0, .3448276
3, 0, 0, .5747126
4, 0, 0, .7471264
5, 0, 0, .8850574
6, 0, 0, 1
7, .3448276, 0, 0
8, .3448276, 0, .3448276
9, .3448276, 0, .5747126
10, .3448276, 0, .7471264
11, .3448276, 0, .8850574
12, .3448276, 0, 1
13, .5747126, 0, 0
14, .5747126, 0, .3448276
15, .5747126, 0, .5747126
16, .5747126, 0, .7471264
17, .5747126, 0, .8850574
18, .5747126, 0, 1
19, .7471264, 0, 0
20, .7471264, 0, .3448276
21, .7471264, 0, .5747126
22, .7471264, 0, .7471264
23, .7471264, 0, .8850574
...
9678, 2.114943, 1.4, 2.114943
9679, 2.252874, 1.4, 2.114943
9680, 2.425288, 1.4, 2.114943
9681, 2.655173, 1.4, 2.114943
9682, 3, 1.4, 2.114943
9683, 2.114943, 1.4, 2.252874
9684, 2.252874, 1.4, 2.252874
9685, 2.425288, 1.4, 2.252874
9686, 2.655173, 1.4, 2.252874
9687, 3, 1.4, 2.252874
9688, 2.114943, 1.4, 2.425288
9689, 2.252874, 1.4, 2.425288
9690, 2.425288, 1.4, 2.425288
9691, 2.655173, 1.4, 2.425288
9692, 3, 1.4, 2.425288
9693, 2.114943, 1.4, 2.655173
9694, 2.252874, 1.4, 2.655173
9695, 2.425288, 1.4, 2.655173
9696, 2.655173, 1.4, 2.655173
9697, 3, 1.4, 2.655173
9698, 2.114943, 1.4, 3
9699, 2.252874, 1.4, 3
9700, 2.425288, 1.4, 3
9701, 2.655173, 1.4, 3
9702, 3, 1.4, 3
** Définition des éléments du support et des nœuds les constituants
*ELEMENT, Type=DC3D8, ELSET=Support
9704, 1, 7, 448, 442, 2, 8, 449, 443
9705, 7, 13, 454, 448, 8, 14, 455, 449
```


9706, 13, 19, 460, 454, 14, 20, 461, 455
 9707, 19, 25, 466, 460, 20, 26, 467, 461
 9708, 25, 31, 472, 466, 26, 32, 473, 467
 9709, 31, 37, 478, 472, 32, 38, 479, 473
 9710, 37, 43, 484, 478, 38, 44, 485, 479
 9711, 43, 49, 490, 484, 44, 50, 491, 485
 ...
 13696, 4372, 4373, 5255, 5254, 4382, 4383, 5265, 5264
 13697, 4373, 4374, 5256, 5255, 4383, 4384, 5266, 5265
 13698, 4374, 4375, 5257, 5256, 4384, 4385, 5267, 5266
 13699, 4375, 4401, 5283, 5257, 4385, 4406, 5288, 5267
 13700, 4401, 4402, 5284, 5283, 4406, 4407, 5289, 5288
 13701, 4402, 4403, 5285, 5284, 4407, 4408, 5290, 5289
 13702, 4403, 4404, 5286, 5285, 4408, 4409, 5291, 5290
 13703, 4404, 4405, 5287, 5286, 4409, 4410, 5292, 5291
 *SOLID SECTION, ELSET=Support, MATERIAL=Maraging
 ** Affectation des propriétés de l'acier maraging à l'état de solide
 ** Définition des éléments de la poudre et des nœuds les constituants
 *ELEMENT, Type=DC3D8, ELSET=Poudre
 13704, 4852, 4858, 5299, 5293, 4853, 4859, 5300, 5294
 13705, 4858, 4864, 5305, 5299, 4859, 4865, 5306, 5300
 13706, 4864, 4870, 5311, 5305, 4865, 4871, 5312, 5306
 13707, 4870, 4876, 5317, 5311, 4871, 4877, 5318, 5312
 13708, 4876, 4882, 5323, 5317, 4877, 4883, 5324, 5318
 13709, 4882, 4888, 5329, 5323, 4883, 4889, 5330, 5324
 13710, 4888, 4894, 5335, 5329, 4889, 4895, 5336, 5330
 13711, 4894, 4900, 5341, 5335, 4895, 4901, 5342, 5336
 ...
 17696, 9223, 9224, 9665, 9664, 9233, 9234, 9675, 9674
 17697, 9224, 9225, 9666, 9665, 9234, 9235, 9676, 9675
 17698, 9225, 9226, 9667, 9666, 9235, 9236, 9677, 9676
 17699, 9226, 9252, 9693, 9667, 9236, 9257, 9698, 9677
 17700, 9252, 9253, 9694, 9693, 9257, 9258, 9699, 9698
 17701, 9253, 9254, 9695, 9694, 9258, 9259, 9700, 9699
 17702, 9254, 9255, 9696, 9695, 9259, 9260, 9701, 9700
 17703, 9255, 9256, 9697, 9696, 9260, 9261, 9702, 9701
 *SOLID SECTION, ELSET=Poudre, MATERIAL=Poudre
 ** Affectation des propriétés de l'acier maraging à l'état de poudre
 ** Définition des éléments de la pièce a créée et des nœuds les constituants
 *ELEMENT, Type=DC3D8, ELSET=Solide
 17704, 4887, 4893, 5334, 5328, 5028, 5038, 5479, 5469
 17705, 4893, 4899, 5340, 5334, 5038, 5048, 5489, 5479
 17706, 4899, 4905, 5346, 5340, 5048, 5058, 5499, 5489
 17707, 4905, 4911, 5352, 5346, 5058, 5068, 5509, 5499
 17708, 4911, 4917, 5358, 5352, 5068, 5078, 5519, 5509
 17709, 4917, 4923, 5364, 5358, 5078, 5088, 5529, 5519
 17710, 4923, 4929, 5370, 5364, 5088, 5098, 5539, 5529
 17711, 4929, 4935, 5376, 5370, 5098, 5108, 5549, 5539
 ...
 18696, 9025, 9035, 9476, 9466, 9026, 9036, 9477, 9467
 18697, 9035, 9045, 9486, 9476, 9036, 9046, 9487, 9477
 18698, 9045, 9055, 9496, 9486, 9046, 9056, 9497, 9487
 18699, 9055, 9065, 9506, 9496, 9056, 9066, 9507, 9497
 18700, 9065, 9075, 9516, 9506, 9066, 9076, 9517, 9507
 18701, 9075, 9085, 9526, 9516, 9076, 9086, 9527, 9517
 18702, 9085, 9095, 9536, 9526, 9086, 9096, 9537, 9527
 18703, 9095, 9105, 9546, 9536, 9096, 9106, 9547, 9537
 *SOLID SECTION, ELSET=Solide, MATERIAL=Maraging
 ** Affectation des propriétés de l'acier maraging à l'état de solide

** Groupe d'éléments de la face inférieure du support

*ELSET,ELSET=Support_Inf

9704

9705

9706

9707

...

10100

10101

10102

10103

** Groupe d'éléments de la face gauche du support

*ELSET,ELSET=Support_G

9704

10104

10504

10904

...

12484

12884

13284

13684

** Groupe d'éléments de la face droite du support

*ELSET,ELSET=Support_D

9723

10123

10523

10923

...

12503

12903

13303

13703

** Groupe d'éléments de la face avant du support

*ELSET,ELSET=Support_Av

10084

10484

10884

11284

...

12503

12903

13303

13703

** Groupe d'éléments de la face arrière du support

*ELSET,ELSET=Support_Ar

9704

10104

10504

10904

...

12123

12523

12923

13323

** Groupe d'éléments pour enregistrer tous les résultats

*ELSET, ELSET=ELRESUL

9904

9905

```
9906
9907
...
18669
18679
18689
18699
** Groupe de nœuds pour enregistrer tous les résultats
*NSET, NSET=NODRESUL
131, 132
141, 142
151, 152
161, 162
...
9504, 9494
9505, 9495
9506, 9496
9507, 9497
** Groupe de nœuds pour tracer les graphiques
*NSET, NSET=Profil
231
672
1113
1554
1995
2436
2877
3318
3759
4200
5082
5523
5964
6405
6846
7287
7728
8169
8610
9051
9492
** Propriétés thermiques de l'acier maraging à l'état de solide
*MATERIAL, NAME=Maraging
*SPECIFIC HEAT
450
*DENSITY
.000008
*CONDUCTIVITY
.015
** Propriétés thermiques de l'acier maraging à l'état de poudre
*MATERIAL, NAME=Poudre
*SPECIFIC HEAT
450
*DENSITY
.000004
*CONDUCTIVITY
.00025
** Condition initiale de température
*Initial conditions, Type= TEMPERATURE
```

```
BASE , 40.
** Constantes physiques pour le calcul thermique
*PHYSICAL CONSTANTS, absolute zero=-273., stefan boltzmann=5.67e-14
** Désactivation des éléments poudres et solides
** STEP EFFACER TOUS ELEMENTS Step 1
*STEP,INC=10000
*HEAT TRANSFER, DELTMX = 20.
0.5,1,0.05,1.
*MODEL CHANGE,REMOVE
Solide
Poudre
*NODE FILE, NSET=BASE, FREQ=1
NT
*OUTPUT, Field, variable=Preselect, frequency=1000
*OUTPUT, Field, frequency=1
*ELEMENT OUTPUT, ELSET=ELRESUL, POSITION=INTEGRATION POINTS
HFL
*NODE OUTPUT, NSET=NODRESUL
NT
*END STEP
** Activation des éléments de la première couche de poudre
** STEP AJOUT COUCHE 1 Step 2
*STEP,INC=10000
*HEAT TRANSFER, DELTMX = 20.
0.0001,8.,0.0000005,8.
** Création de l'ensemble des éléments correspondant à la première couche de poudre
*ELSET,ELSET=COUCHE_POUDRE 1
13704
13705
13706
13707
13708
...
14100
14101
14102
14103
*MODEL CHANGE,ADD=STRAIN FREE
COUCHE_POUDRE 1
** Convection et rayonnement imposées sur la surface de la poudre
*FILM, OP=New
Support_Inf, F3, 40., 0.0001
Support_G, F6, 40., 0.00001
Support_D, F4, 40., 0.00001
Support_Av, F2, 40., 0.00001
Support_Ar, F1, 40., 0.00001
COUCHE_POUDRE 1, F5, 40., 0.00001
*RADIATE, OP=NEW
COUCHE_POUDRE 1, R5, 40., 0.9
** Enregistrement de la température en un fichier .fil pour le calcul mécanique
*NODE FILE, NSET=BASE, FREQ=1
NT
** Enregistrement de la température en tous points qu'à la fin du step
*OUTPUT, Field, variable=Preselect, frequency=1000
** Enregistrement de la température du groupe de noeuds résultats pour chaque incrément
*OUTPUT, Field, frequency=1
*ELEMENT OUTPUT, ELSET=ELRESUL, POSITION=INTEGRATION POINTS
HFL
*NODE OUTPUT, NSET=NODRESUL
```

```
NT
**RESTART, WRITE, frequency=1000
*END STEP
** Chauffe laser du premier élément poudre de la première couche
**Step 3 Couche 1
*STEP,INC=10000
*HEAT TRANSFER, DELTMX = 20.
.000001, .0001, .00000001, .0001
*DFLUX, OP=NEW
13809, BF, 50000
*NODE FILE, NSET=BASE, FREQ=1
NT
*OUTPUT, Field, variable=Preselect, frequency=1000
*OUTPUT, Field, frequency=1
*ELEMENT OUTPUT, ELSET=ELRESUL, POSITION=INTEGRATION POINTS
HFL
*NODE OUTPUT, NSET=NODRESUL
NT
*END STEP
** Chauffe laser du deuxième élément poudre de la première de couche et changement de l'élément
** poudre précédemment chauffé en élément solide avec mise à jour des conditions de convection et
** de rayonnement
**Step 4 Couche 1
*STEP,INC=10000
*HEAT TRANSFER, DELTMX = 20.
.000001, .0001, .00000001, .0001
*DFLUX, OP=NEW
13829, BF, 50000
*MODEL CHANGE,REMOVE
13809
*MODEL CHANGE,ADD=STRAIN FREE
17704
*FILM, OP=MOD
17704, F5, 40., 0.00001
*RADIATE, OP=MOD
17704, R5, 40., 0.9
*NODE FILE, NSET=BASE, FREQ=1
NT
*OUTPUT, Field, variable=Preselect, frequency=1000
*OUTPUT, Field, frequency=1
*ELEMENT OUTPUT, ELSET=ELRESUL, POSITION=INTEGRATION POINTS
HFL
*NODE OUTPUT, NSET=NODRESUL
NT
*END STEP
** Chauffe laser du troisième élément poudre de la première couche et changement de l'élément
** poudre précédemment chauffé en élément solide avec mise à jour des conditions de convection et
** de rayonnement
**Step 5 Couche 1
*STEP,INC=10000
*HEAT TRANSFER, DELTMX = 20.
.000001, .0001, .00000001, .0001
*DFLUX, OP=NEW
13849, BF, 50000
*MODEL CHANGE,REMOVE
13829
*MODEL CHANGE,ADD=STRAIN FREE
17714
*FILM, OP=MOD
```

```
17714, F5, 40., 0.00001
*RADIATE, OP=MOD
17714, R5, 40., 0.9
*NODE FILE, NSET=BASE, FREQ=1
NT
*OUTPUT, Field, variable=Preselect, frequency=1000
*OUTPUT, Field, frequency=1
*ELEMENT OUTPUT, ELSET=ELRESUL, POSITION=INTEGRATION POINTS
HFL
*NODE OUTPUT, NSET=NODRESUL
NT
*END STEP
...
** Processus répété jusqu'à l'obtention de la première couche de solide
**Step 103 Couche 1
*STEP,INC=10000
*HEAT TRANSFER, DELTMX = 20.
.000001, .0001, .00000001, .0001
*DFLUX, OP=NEW
*MODEL CHANGE,REMOVE
13818
*MODEL CHANGE,ADD=STRAIN FREE
17713
*FILM, OP=MOD
17713, F5, 40., 0.00001
*RADIATE, OP=MOD
17713, R5, 40., 0.9
*NODE FILE, NSET=BASE, FREQ=1
NT
*OUTPUT, Field, variable=Preselect, frequency=1000
*OUTPUT, Field, frequency=1
*ELEMENT OUTPUT, ELSET=ELRESUL, POSITION=INTEGRATION POINTS
HFL
*NODE OUTPUT, NSET=NODRESUL
NT
*END STEP
** Fin de la fusion de la première couche
** Activation des éléments de la première couche de poudre
** STEP AJOUT COUCHE 2 Step 104
*STEP,INC=10000
*HEAT TRANSFER, DELTMX = 20.
0.0001,8.,0.0000005,8.
** Création de l'ensemble des éléments correspondant à la deuxième couche de poudre
*ELSET,ELSET=COUCHE_POUUDRE 2
14104
14105
14106
14107
14108
...
14500
14501
14502
14503
*MODEL CHANGE,ADD=STRAIN FREE
COUCHE_POUUDRE 2
*FILM, OP=New
Support_Inf, F3, 40., 0.0001
Support_G, F6, 40., 0.00001
```

```

Support_D, F4, 40., 0.00001
Support_Av, F2, 40., 0.00001
Support_Ar, F1, 40., 0.00001
COUCHE_POUDRE 2, F5, 40., 0.00001
*RADIATE, OP=NEW
COUCHE_POUDRE 2, R5, 40., 0.9
*NODE FILE, NSET=BASE, FREQ=1
NT
*OUTPUT, Field, variable=Preselect, frequency=1000
*OUTPUT, Field, frequency=1
*ELEMENT OUTPUT, ELSET=ELRESUL, POSITION=INTEGRATION POINTS
HFL
*NODE OUTPUT, NSET=NODRESUL
NT
**RESTART, WRITE, frequency=1000
*END STEP
** Chauffe laser du premier élément poudre de la deuxième couche
**Step 105 Couche 2
*STEP,INC=10000
*HEAT TRANSFER, DELTMX = 20.
.000001, .0001, .00000001, .0001
*DFLUX, OP=NEW
14398, BF, 50000
*NODE FILE, NSET=BASE, FREQ=1
NT
*OUTPUT, Field, variable=Preselect, frequency=1000
*OUTPUT, Field, frequency=1
*ELEMENT OUTPUT, ELSET=ELRESUL, POSITION=INTEGRATION POINTS
HFL
*NODE OUTPUT, NSET=NODRESUL
NT
*END STEP
** Chauffe laser du deuxième élément poudre de la deuxième couche et changement de l'élément
** poudre précédemment chauffé en élément solide avec mise à jour des conditions de convection et
** de rayonnement
**Step 106 Couche 2
*STEP,INC=10000
*HEAT TRANSFER, DELTMX = 20.
.000001, .0001, .00000001, .0001
*DFLUX, OP=NEW
14397, BF, 50000
*MODEL CHANGE,REMOVE
14398
*MODEL CHANGE,ADD=STRAIN FREE
17903
*FILM, OP=MOD
17903, F5, 40., 0.00001
*RADIATE, OP=MOD
17903, R5, 40., 0.9
*NODE FILE, NSET=BASE, FREQ=1
NT
*OUTPUT, Field, variable=Preselect, frequency=1000
*OUTPUT, Field, frequency=1
*ELEMENT OUTPUT, ELSET=ELRESUL, POSITION=INTEGRATION POINTS
HFL
*NODE OUTPUT, NSET=NODRESUL
NT
*END STEP
...

```

```
** Processus répété jusqu'à l'obtention de la deuxième couche de solide
**Step 1021 Couche 10
*STEP,INC=10000
*HEAT TRANSFER, DELTMX = 20.
.000001, .0001, .00000001, .0001
*DFLUX, OP=NEW
*MODEL CHANGE,REMOVE
17418
*MODEL CHANGE,ADD=STRAIN FREE
18613
*FILM, OP=MOD
18613, F5, 40., 0.00001
*RADIATE, OP=MOD
18613, R5, 40., 0.9
*NODE FILE, NSET=BASE, FREQ=1
NT
*OUTPUT, Field, variable=Preselect, frequency=1000
*OUTPUT, Field, frequency=1
*ELEMENT OUTPUT, ELSET=ELRESUL, POSITION=INTEGRATION POINTS
HFL
*NODE OUTPUT, NSET=NODRESUL
NT
*END STEP
** Fin de la fusion de la deuxième couche
** Ajout de la couche de poudre suivante
** Processus de chauffe des éléments poudres et de leur changement en éléments solides
** Répétition de ces étapes puis refroidissement final de la pièce créée et du support
** STEP REFROIDISSEMENT FINAL Step 1022
*STEP,INC=10000
*HEAT TRANSFER, DELTMX = 20.
0.0001,1800.,0.000001,1800.
*DFLUX, OP=NEW
*FILM, OP=MOD
*RADIATE, OP=MOD
*NODE FILE, NSET=BASE, FREQ=1
NT
*OUTPUT, Field, variable=Preselect, frequency=1000
*OUTPUT, Field, frequency=1
*ELEMENT OUTPUT, ELSET=ELRESUL, POSITION=INTEGRATION POINTS
HFL
*NODE OUTPUT, NSET=NODRESUL
NT
**RESTART, WRITE, frequency=1000
*END STEP
```


5. Fichier .inp pour le calcul mécanique avec ABAQUS®

```
*HEADING
** Définition des nœuds et de leurs coordonnées 3D
*NODE, NSET = BASE
1, 0, 0, 0
2, 0, 0, .3448276
3, 0, 0, .5747126
4, 0, 0, .7471264
5, 0, 0, .8850574
6, 0, 0, 1
7, .3448276, 0, 0
8, .3448276, 0, .3448276
9, .3448276, 0, .5747126
10, .3448276, 0, .7471264
11, .3448276, 0, .8850574
12, .3448276, 0, 1
13, .5747126, 0, 0
14, .5747126, 0, .3448276
15, .5747126, 0, .5747126
16, .5747126, 0, .7471264
17, .5747126, 0, .8850574
18, .5747126, 0, 1
19, .7471264, 0, 0
20, .7471264, 0, .3448276
21, .7471264, 0, .5747126
22, .7471264, 0, .7471264
23, .7471264, 0, .8850574
...
9678, 2.114943, 1.4, 2.114943
9679, 2.252874, 1.4, 2.114943
9680, 2.425288, 1.4, 2.114943
9681, 2.655173, 1.4, 2.114943
9682, 3, 1.4, 2.114943
9683, 2.114943, 1.4, 2.252874
9684, 2.252874, 1.4, 2.252874
9685, 2.425288, 1.4, 2.252874
9686, 2.655173, 1.4, 2.252874
9687, 3, 1.4, 2.252874
9688, 2.114943, 1.4, 2.425288
9689, 2.252874, 1.4, 2.425288
9690, 2.425288, 1.4, 2.425288
9691, 2.655173, 1.4, 2.425288
9692, 3, 1.4, 2.425288
9693, 2.114943, 1.4, 2.655173
9694, 2.252874, 1.4, 2.655173
9695, 2.425288, 1.4, 2.655173
9696, 2.655173, 1.4, 2.655173
9697, 3, 1.4, 2.655173
9698, 2.114943, 1.4, 3
9699, 2.252874, 1.4, 3
9700, 2.425288, 1.4, 3
9701, 2.655173, 1.4, 3
9702, 3, 1.4, 3
** Définition des éléments du support et des nœuds les constituants
*ELEMENT, Type=C3D8R, ELSET=Support
9704, 1, 7, 448, 442, 2, 8, 449, 443
9705, 7, 13, 454, 448, 8, 14, 455, 449
```

9706, 13, 19, 460, 454, 14, 20, 461, 455
9707, 19, 25, 466, 460, 20, 26, 467, 461
9708, 25, 31, 472, 466, 26, 32, 473, 467
9709, 31, 37, 478, 472, 32, 38, 479, 473
9710, 37, 43, 484, 478, 38, 44, 485, 479
9711, 43, 49, 490, 484, 44, 50, 491, 485
...
13696, 4372, 4373, 5255, 5254, 4382, 4383, 5265, 5264
13697, 4373, 4374, 5256, 5255, 4383, 4384, 5266, 5265
13698, 4374, 4375, 5257, 5256, 4384, 4385, 5267, 5266
13699, 4375, 4401, 5283, 5257, 4385, 4406, 5288, 5267
13700, 4401, 4402, 5284, 5283, 4406, 4407, 5289, 5288
13701, 4402, 4403, 5285, 5284, 4407, 4408, 5290, 5289
13702, 4403, 4404, 5286, 5285, 4408, 4409, 5291, 5290
13703, 4404, 4405, 5287, 5286, 4409, 4410, 5292, 5291
*SOLID SECTION, ELSET=Support, MATERIAL=Maraging
** Affectation des propriétés de l'acier maraging à l'état de solide
** Définition des éléments de la poudre et des nœuds les constituants
*ELEMENT, Type=C3D8R, ELSET=Poudre
13704, 4852, 4858, 5299, 5293, 4853, 4859, 5300, 5294
13705, 4858, 4864, 5305, 5299, 4859, 4865, 5306, 5300
13706, 4864, 4870, 5311, 5305, 4865, 4871, 5312, 5306
13707, 4870, 4876, 5317, 5311, 4871, 4877, 5318, 5312
13708, 4876, 4882, 5323, 5317, 4877, 4883, 5324, 5318
13709, 4882, 4888, 5329, 5323, 4883, 4889, 5330, 5324
13710, 4888, 4894, 5335, 5329, 4889, 4895, 5336, 5330
13711, 4894, 4900, 5341, 5335, 4895, 4901, 5342, 5336
...
17696, 9223, 9224, 9665, 9664, 9233, 9234, 9675, 9674
17697, 9224, 9225, 9666, 9665, 9234, 9235, 9676, 9675
17698, 9225, 9226, 9667, 9666, 9235, 9236, 9677, 9676
17699, 9226, 9252, 9693, 9667, 9236, 9257, 9698, 9677
17700, 9252, 9253, 9694, 9693, 9257, 9258, 9699, 9698
17701, 9253, 9254, 9695, 9694, 9258, 9259, 9700, 9699
17702, 9254, 9255, 9696, 9695, 9259, 9260, 9701, 9700
17703, 9255, 9256, 9697, 9696, 9260, 9261, 9702, 9701
*SOLID SECTION, ELSET=Poudre, MATERIAL=Poudre
** Affectation des propriétés de l'acier maraging à l'état de poudre
** Définition des éléments de la pièce a créée et des nœuds les constituants
*ELEMENT, Type=C3D8R, ELSET=Solide
17704, 4887, 4893, 5334, 5328, 5028, 5038, 5479, 5469
17705, 4893, 4899, 5340, 5334, 5038, 5048, 5489, 5479
17706, 4899, 4905, 5346, 5340, 5048, 5058, 5499, 5489
17707, 4905, 4911, 5352, 5346, 5058, 5068, 5509, 5499
17708, 4911, 4917, 5358, 5352, 5068, 5078, 5519, 5509
17709, 4917, 4923, 5364, 5358, 5078, 5088, 5529, 5519
17710, 4923, 4929, 5370, 5364, 5088, 5098, 5539, 5529
17711, 4929, 4935, 5376, 5370, 5098, 5108, 5549, 5539
...
18696, 9025, 9035, 9476, 9466, 9026, 9036, 9477, 9467
18697, 9035, 9045, 9486, 9476, 9036, 9046, 9487, 9477
18698, 9045, 9055, 9496, 9486, 9046, 9056, 9497, 9487
18699, 9055, 9065, 9506, 9496, 9056, 9066, 9507, 9497
18700, 9065, 9075, 9516, 9506, 9066, 9076, 9517, 9507
18701, 9075, 9085, 9526, 9516, 9076, 9086, 9527, 9517
18702, 9085, 9095, 9536, 9526, 9086, 9096, 9537, 9527
18703, 9095, 9105, 9546, 9536, 9096, 9106, 9547, 9537
*SOLID SECTION, ELSET=Solide, MATERIAL=Maraging
** Affectation des propriétés de l'acier maraging à l'état de solide

```
** Groupe de nœuds de la face inférieure du support
*NSET,NSET=Support_Inf_Nd
1
7
13
19
...
438
439
440
441
** Conditions aux limites mécaniques
** Blocage des nœuds de la face inférieure du support suivant l'axe Y
*Boundary
Support_Inf_Nd, 2, 2
** Blocage des 4 coins du support inférieur suivant l'axe X et Z
1, ENCASTRE
361, ENCASTRE
121, ENCASTRE
441, ENCASTRE
** Groupe d'éléments pour enregistrer tous les résultats
*ELSET, ELSET=ELRESUL
9904
9905
9906
9907
...
18669
18679
18689
18699
** Groupe de nœuds pour enregistrer tous les résultats
*NSET, NSET=NODRESUL
131, 132
141, 142
151, 152
161, 162
...
9504, 9494
9505, 9495
9506, 9496
9507, 9497
** Groupe de noeuds pour tracer les graphiques
*NSET,NSET=Profil
231
672
1113
1554
1995
2436
2877
3318
3759
4200
5082
5523
5964
6405
6846
```

7287
7728
8169
8610
9051
9492
** Propriétés mécaniques de l'acier maraging à l'état de solide
*MATERIAL, NAME=Maraging
** Module de Young en fonction de la température
*ELASTIC
192818, .3, 25
167406, .3, 100
135972, .3, 200
127698, .3, 300
116383, .3, 400
111322, .3, 450
104470, .3, 500
88141, .3, 600
79951, .3, 625
72812, .3, 650
59868, .3, 700
58430, .3, 800
52374, .3, 850
25000, .3, 1000
20000, .3, 1200
20000, .3, 1400
** Appel du programme utilisateur pour le coefficient de dilatation thermique
*DEPVAR
2,
*EXPANSION, USER
** Courbes d'érouissage en fonction de la température
*PLASTIC
1052, 0, 20
1146, .001459, 20
1182, .00328, 20
1195, .005228, 20
1208, .008389, 20
1211, .010699, 20
1217, .014103, 20
1221, .0194, 20
1217, .0256, 20
1217, .03805, 20
931, 0, 200
995.6, .000695, 200
1073, .001954, 200
1105, .00318, 200
1139, .00695, 200
1144, .01129, 200
1144, .01561, 200
1143, .02216, 200
1134, .02993, 200
1122, .0379, 200
862, 0, 300
932, .000965, 300
1001, .002558, 300
1038, .004281, 300
1063, .008758, 300
1070, .013308, 300
1072, .017438, 300

1070, .021848, 300
1068, .028428, 300
1052, .039108, 300
873, 0, 400
941, .00086, 400
1000, .00237, 400
1047, .00558, 400
1069, .00908, 400
1084, .01553, 400
1087, .02093, 400
1088, .0271, 400
1086, .037, 400
1077, .04563, 400
899, 0, 500
994, .001179, 500
1066, .00359, 500
1098, .00599, 500
1126, .01095, 500
1141, .01549, 500
1151, .0202, 500
1153, .02476, 500
1156, .03045, 500
1146, .03635, 500
780, 0, 600
864, .00119, 600
922, .00246, 600
968, .00476, 600
997, .0072, 600
1009, .01152, 600
1006, .0178, 600
991, .0257, 600
967, .0351, 600
939, .0453, 600
224, 0, 800
263, .001183, 800
311, .003893, 800
344, .007413, 800
351, .013173, 800
359, .018223, 800
360, .025923, 800
350, .034623, 800
348, .041723, 800
327, .048923, 800
109.2, 0, 1000
117.6, .001035, 1000
121.1, .002869, 1000
123.6, .004081, 1000
126.4, .008537, 1000
127.4, .012887, 1000
128, .016837, 1000
129, .022587, 1000
130.7, .031177, 1000
131.1, .039527, 1000
87, 0, 1200
97, .0004729, 1200
106.6, .0026469, 1200
109.3, .0043769, 1200
113, .0096469, 1200
113.8, .0138969, 1200

```
114.5, .0189769, 1200
116, .0230069, 1200
116.2, .0326169, 1200
116.4, .0394469, 1200
77, 0, 1400
87, .0004729, 1400
96.6, .0026469, 1400
99.3, .0043769, 1400
103, .0096469, 1400
103.8, .0138969, 1400
104.5, .0189769, 1400
106, .0230069, 1400
106.2, .0326169, 1400
106.4, .0394469, 1400
100., 0., 1410
** Température d'annealing
*ANNEAL TEMPERATURE
1410
** Propriétés mécaniques de l'acier maraging à l'état de poudre
*MATERIAL, NAME=Poudre
** Module de Young
*ELASTIC
1600, .3
** Coefficient de dilatation thermique
*EXPANSION, ZERO=40.
0
** Ecouissage
*PLASTIC
10, 0
12, 1
** Désactivation des éléments poudres et solides
** STEP EFFACER TOUS ELEMENTS Step 1
*STEP,INC=10000, NLGEOM = yes
*STATIC
0.5,1,0.05,1.
** Lecture des résultats en température du fichier .fil pour le step n°1
*TEMPERATURE, FILE=3D_AR_TH,BSTEP= 1, BINC = 1
*MODEL CHANGE,REMOVE
Solide
Poudre
*OUTPUT, Field, variable=Preselect, frequency=1000
*OUTPUT, Field, frequency=1
*ELEMENT OUTPUT, ELSET=ELRESUL, POSITION=INTEGRATION POINTS
PEEQ, PEMAG, LE, PE, S
*NODE OUTPUT, NSET=NODRESUL
U
** Activation des éléments de la première couche de poudre
** STEP AJOUT COUCHE 1 Step 2
*STEP,INC=10000, NLGEOM = yes
*STATIC
0.0001, 8., 0.0000005, 8.
*ELSET,ELSET=COUCHE_POUFRE 1
13704
13705
13706
13707
...
14100
14101
```

```
14102
14103
** Lecture des résultats en température du fichier .fil pour le step n°2
*TEMPERATURE, FILE=3D_AR_TH,BSTEP= 2, BINC = 1
*MODEL CHANGE,ADD=STRAIN FREE
COUCHE_POUDDRE 1
** Enregistrement variables mécaniques en tous points qu'à la fin du step
*OUTPUT, Field, variable=Preselect, frequency=1000
** Enregistrement des variables mécaniques pour chaque incrément
*OUTPUT, Field, frequency=1
*ELEMENT OUTPUT, ELSET=ELRESUL, POSITION=INTEGRATION POINTS
PEEQ, PEMAG, LE, PE, S
*NODE OUTPUT, NSET=NODRESUL
U
**RESTART, WRITE, frequency=1000
*END STEP
** Calcul mécanique lors de la chauffe du premier élément poudre de la première couche
**Step 3 Couche 1
*STEP,INC=10000, NLGEOM = yes
*STATIC
.000001, .0001, .00000001, .0001
*TEMPERATURE, FILE=3D_AR_TH,BSTEP= 3, BINC = 1
*OUTPUT, Field, variable=Preselect, frequency=1000
*OUTPUT, Field, frequency=1
*ELEMENT OUTPUT, ELSET=ELRESUL, POSITION=INTEGRATION POINTS
PEEQ, PEMAG, LE, PE, S
*NODE OUTPUT, NSET=NODRESUL
U
*END STEP
** Calcul mécanique lors de la chauffe laser du deuxième élément poudre de la première couche et
** changement de l'élément poudre précédemment chauffé en élément solide
**Step 4 Couche 1
*STEP,INC=10000, NLGEOM = yes
*STATIC
.000001, .0001, .00000001, .0001
*TEMPERATURE, FILE=3D_AR_TH,BSTEP= 4, BINC = 1
*MODEL CHANGE,REMOVE
13809
*MODEL CHANGE,ADD=STRAIN FREE
17704
*OUTPUT, Field, variable=Preselect, frequency=1000
*OUTPUT, Field, frequency=1
*ELEMENT OUTPUT, ELSET=ELRESUL, POSITION=INTEGRATION POINTS
PEEQ, PEMAG, LE, PE, S
*NODE OUTPUT, NSET=NODRESUL
U
*END STEP
** Calcul mécanique lors de la chauffe laser du troisième élément poudre de la première couche et
** changement de l'élément poudre précédemment chauffé en élément solide
**Step 5 Couche 1
*STEP,INC=10000, NLGEOM = yes
*STATIC
.000001, .0001, .00000001, .0001
*TEMPERATURE, FILE=3D_AR_TH,BSTEP= 5, BINC = 1
*MODEL CHANGE,REMOVE
13829
*MODEL CHANGE,ADD=STRAIN FREE
17714
*OUTPUT, Field, variable=Preselect, frequency=1000
```

```
*OUTPUT, Field, frequency=1
*ELEMENT OUTPUT, ELSET=ELRESUL, POSITION=INTEGRATION POINTS
PEEQ, PEMAG, LE, PE, S
*NODE OUTPUT, NSET=NODRESUL
U
*END STEP
...
** Processus répété jusqu'à l'obtention de la première couche de solide
**Step 103 Couche 1
*STEP,INC=10000, NLGEOM = yes
*STATIC
.000001, .0001, .00000001, .0001
*TEMPERATURE, FILE=3D_AR_TH,BSTEP= 103, BINC = 1
*MODEL CHANGE,REMOVE
13818
*MODEL CHANGE,ADD=STRAIN FREE
17713
*OUTPUT, Field, variable=Preselect, frequency=1000
*OUTPUT, Field, frequency=1
*ELEMENT OUTPUT, ELSET=ELRESUL, POSITION=INTEGRATION POINTS
PEEQ, PEMAG, LE, PE, S
*NODE OUTPUT, NSET=NODRESUL
U
*END STEP
** Fin de la fusion de la première couche
** Activation des éléments de la première couche de poudre
** STEP AJOUT COUCHE 2 Step 104
*STEP,INC=10000, NLGEOM = yes
*STATIC
0.0001, 8., 0.0000005, 8.
** Création de l'ensemble des éléments correspondant à la deuxième couche de poudre
*ELSET,ELSET=COUCHE_POUUDRE 2
14104
14105
14106
14107
14108
...
14500
14501
14502
14503
*TEMPERATURE, FILE=3D_AR_TH,BSTEP= 104, BINC = 1
*MODEL CHANGE,ADD=STRAIN FREE
COUCHE_POUUDRE 2
*OUTPUT, Field, variable=Preselect, frequency=1000
*OUTPUT, Field, frequency=1
*ELEMENT OUTPUT, ELSET=ELRESUL, POSITION=INTEGRATION POINTS
PEEQ, PEMAG, LE, PE, S
*NODE OUTPUT, NSET=NODRESUL
U
**RESTART, WRITE, frequency=1000
*END STEP
** Calcul mécanique lors de la chauffe du premier élément poudre de la première couche
**Step 105 Couche 2
*STEP,INC=10000, NLGEOM = yes
*STATIC
.000001, .0001, .00000001, .0001
*TEMPERATURE, FILE=3D_AR_TH,BSTEP= 105, BINC = 1
```

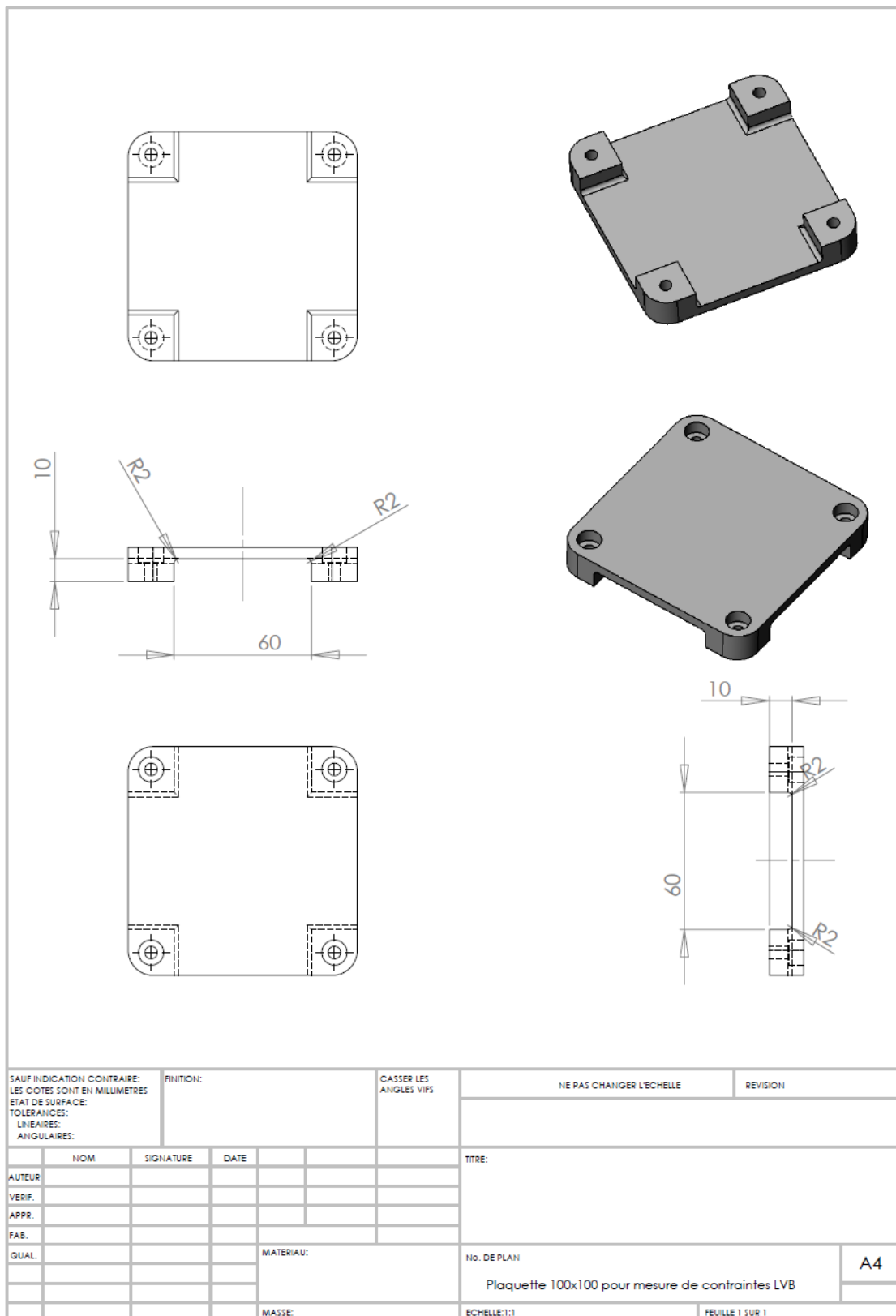


```

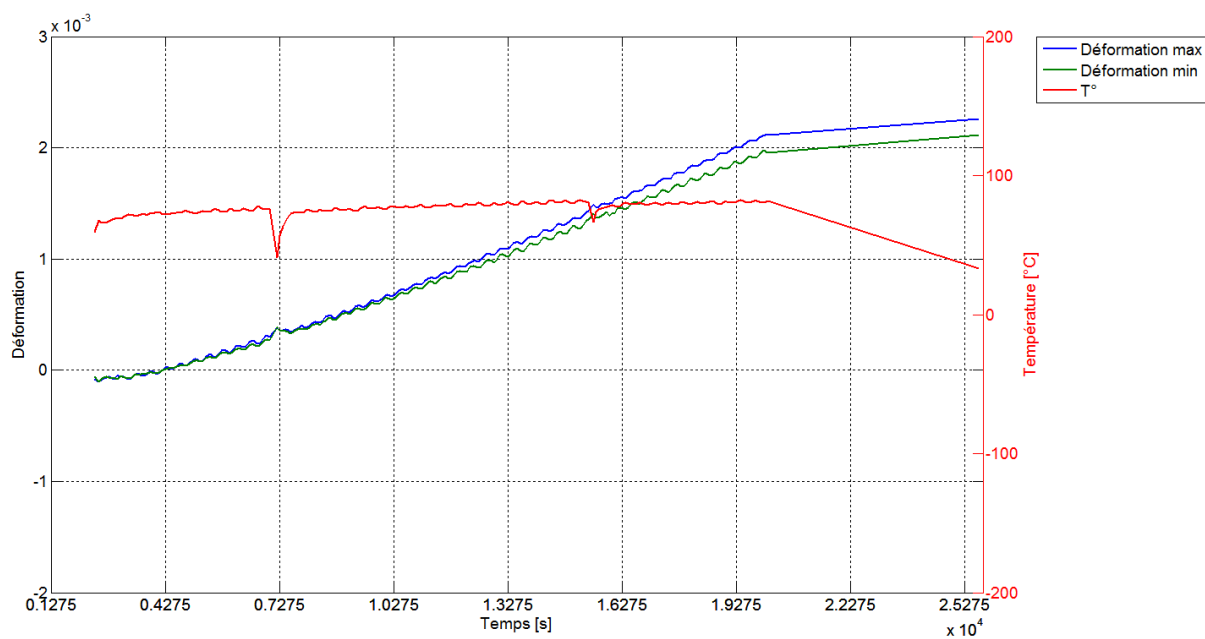
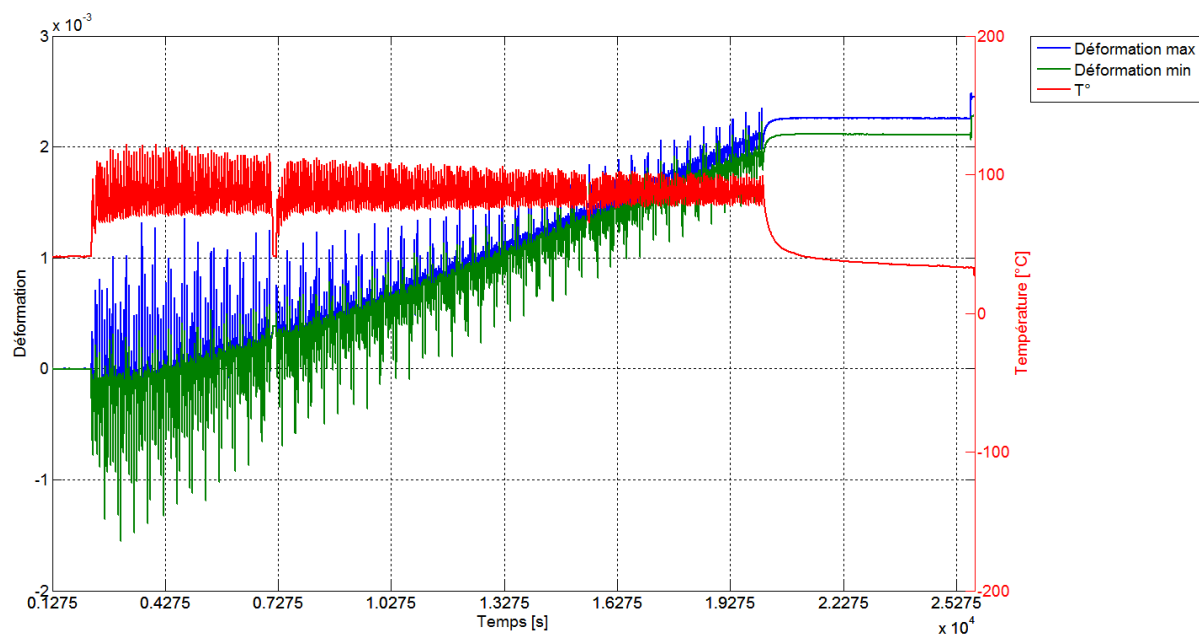
*OUTPUT, Field, variable=Preselect, frequency=1000
*OUTPUT, Field, frequency=1
*ELEMENT OUTPUT, ELSET=ELRESUL, POSITION=INTEGRATION POINTS
PEEQ, PEMAG, LE, PE, S
*NODE OUTPUT, NSET=NODRESUL
U
*END STEP
** Calcul mécanique lors de la chauffe laser du deuxième élément poudre de la deuxième couche et
** changement de l'élément poudre précédemment chauffé en élément solide
**Step 106 Couche 2
*STEP,INC=10000, NLGEOM = yes
*STATIC
.000001, .0001, .00000001, .0001
*TEMPERATURE, FILE=3D_AR_TH,BSTEP= 106, BINC = 1
*MODEL CHANGE,REMOVE
14398
*MODEL CHANGE,ADD=STRAIN FREE
17903
*OUTPUT, Field, variable=Preselect, frequency=1000
*OUTPUT, Field, frequency=1
*ELEMENT OUTPUT, ELSET=ELRESUL, POSITION=INTEGRATION POINTS
PEEQ, PEMAG, LE, PE, S
*NODE OUTPUT, NSET=NODRESUL
U
*END STEP
...
** Processus répété jusqu'à l'obtention de la deuxième couche de solide
**Step 1021 Couche 10
*STEP,INC=10000, NLGEOM = yes
*STATIC
.000001, .0001, .00000001, .0001
*TEMPERATURE, FILE=3D_AR_TH,BSTEP= 1021, BINC = 1
*MODEL CHANGE,REMOVE
17418
*MODEL CHANGE,ADD=STRAIN FREE
18613
*OUTPUT, Field, variable=Preselect, frequency=1000
*OUTPUT, Field, frequency=1
*ELEMENT OUTPUT, ELSET=ELRESUL, POSITION=INTEGRATION POINTS
PEEQ, PEMAG, LE, PE, S
*NODE OUTPUT, NSET=NODRESUL
U
*END STEP
** Fin de la fusion de la deuxième couche et ajout de la couche de poudre suivante
** Processus de chauffe des éléments poudres et de leur changement en éléments solides
** Répétition de ces étapes puis refroidissement final de la pièce créée et du support
** STEP REFROIDISSEMENT FINAL Step 1022
*STEP,INC=10000, NLGEOM = yes
*STATIC
0.0001,1800,.000001,1800.
*TEMPERATURE, FILE=3D_AR_TH,BSTEP= 1022, BINC = 1
*OUTPUT, Field, variable=Preselect, frequency=1000
*OUTPUT, Field, frequency=1
*ELEMENT OUTPUT, ELSET=ELRESUL, POSITION=INTEGRATION POINTS
PEEQ, PEMAG, LE, PE, S
*NODE OUTPUT, NSET=NODRESUL
U
*RESTART, WRITE, frequency=1000
*END STEP

```

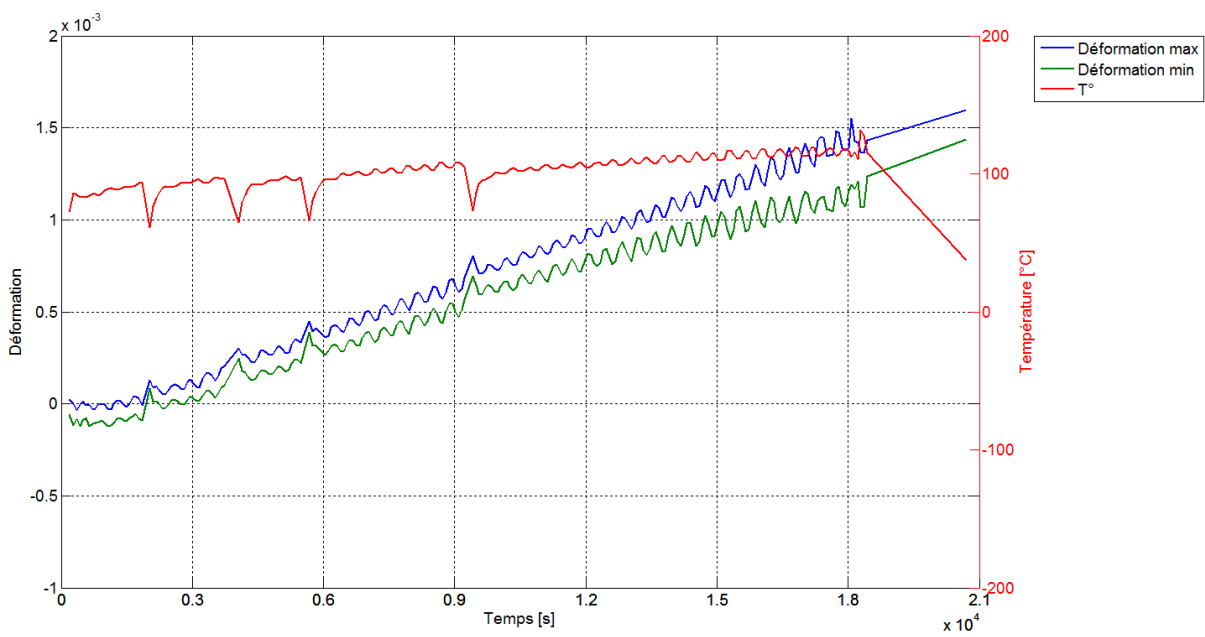
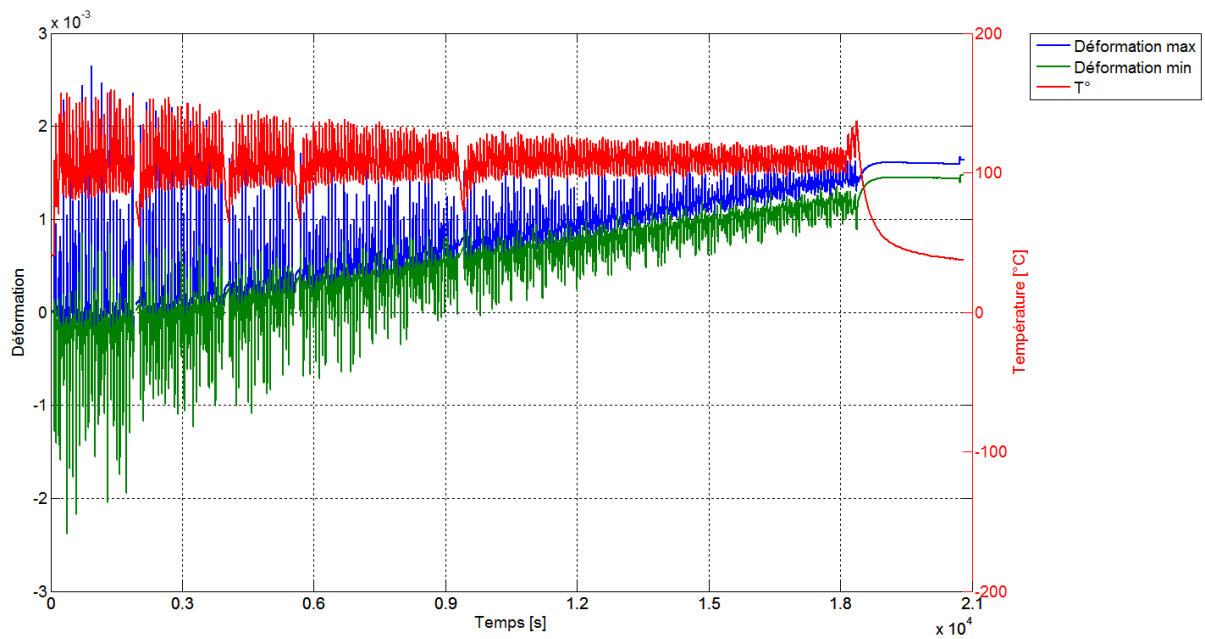
6. Plan de la plaque support



7. Relevé de mesures de la plaque testée n° 2



8. Relevé de mesures de la plaque testée n° 3



FOLIO ADMINISTRATIF

THESE SOUTENUE DEVANT L'INSTITUT NATIONAL DES SCIENCES APPLIQUEES DE LYON

NOM : VAN BELLE

DATE de SOUTENANCE : 13 novembre 2013

Prénoms : Laurent

TITRE : Analyse, modélisation et simulation de l'apparition de contraintes en fusion laser métallique

NATURE : Doctorat

Numéro d'ordre : 2013-ISAL-0116

Ecole doctorale : MEGA

Spécialité : Mécanique - Génie Mécanique - Génie Civil

RESUME :

Les procédés additifs, auxquels appartient la fusion laser de poudres métalliques, ont la capacité de créer des structures à géométries complexes, avec la possibilité d'intégrer des formes creuses, par exemple des canaux de refroidissement assurant un contrôle thermique optimum. Ce procédé permet de fabriquer des pièces en trois dimensions à partir de poudres métalliques, par fusion du matériau, couche par couche, en accord avec le modèle CAO.

Au cours du procédé, de nombreux cycles thermiques et d'importants gradients thermiques se produisent dans la pièce au cours de sa fabrication. Ces gradients de température induisent des déformations plastiques hétérogènes et de ce fait des contraintes résiduelles. Ces contraintes peuvent nuire à la qualité de la pièce obtenue, par exemple sa résistance mécanique.

Ces travaux ont pour objectifs de proposer un modèle numérique, s'appuyant sur la méthode des éléments finis afin d'étudier l'apparition des contraintes résiduelles lors du procédé de fusion laser de poudres métalliques. Le logiciel multiphysique ABAQUS® a été utilisé pour effectuer les analyses thermiques et mécaniques. La modélisation du déplacement de la source laser et la résolution du problème thermique permet de prédire l'évolution de la température dans la pièce et le support. La technique « d'ajout et de suppression des éléments » a été utilisée afin de simuler la fusion et la solidification de la matière au cours du procédé. Les propriétés mécaniques dépendantes de la température de l'acier maraging, utilisé dans notre cas, ont été obtenues à l'aide d'essais expérimentaux de caractérisations et intégrées dans le modèle. Les calculs sont réalisés de manière découplée, dans un premier temps le calcul thermique est effectué, puis les résultats sont utilisés pour réaliser le calcul mécanique et finalement prédire les champs de contraintes résiduelles.

Dans le cadre de ce travail, une méthode originale s'appuyant sur la technique de mesure des contraintes résiduelles par enlèvement de couches successives a été mise au point pour mesurer ces contraintes en direct au cours du procédé. Les résultats renseignent sur le niveau et la distribution des contraintes dans la pièce créée et le support. Deux paramètres ont été testés afin d'étudier leur influence sur le niveau des contraintes résiduelles : le temps d'étalement de la poudre entre deux couches successives et la hauteur des couches.

Le modèle numérique paramétrable permet d'analyser les effets de paramètres liés au procédé sur la répartition des contraintes résiduelles dans les pièces fabriquées. Les résultats montrent que la variation de l'épaisseur du support n'affecte pas la répartition des contraintes dans la pièce créée. Le préchauffage du support à une température de 800°C réduit les contraintes résiduelles. L'étude de quelques trajectoires laser montre leurs influences sur la répartition des déformations plastiques cumulées ainsi que la hauteur des couches de poudres ou de la forme du support (embase, colonnes).

MOTS-CLES : simulation numérique, fusion laser sélective, contraintes résiduelles

Laboratoire (s) de recherche : Laboratoire de Mécanique des Contacts et des Structures (LaMCoS)

Directeur de thèse : Jean-Claude BOYER

Présidente de jury : Emmanuelle VIDAL-SALLE

Composition du jury : Pascal MOGNOL, Jean-Michel BERGHEAU, Christophe COLIN, Claude DOCHE, Guillaume VANSTEENKISTE, Emmanuelle VIDAL-SALLE, Jean-Claude BOYER