



HAL
open science

Comportement dynamique des matériaux cellulaires issus de la fabrication additive pour l'allègement structural et la sécurité au crash et à l'impact

Hugo Carassus

► **To cite this version:**

Hugo Carassus. Comportement dynamique des matériaux cellulaires issus de la fabrication additive pour l'allègement structural et la sécurité au crash et à l'impact. Mécanique des structures [physics.class-ph]. Université Polytechnique Hauts-de-France, 2023. Français. NNT : 2023UPHF0003 . tel-04478052

HAL Id: tel-04478052

<https://theses.hal.science/tel-04478052>

Submitted on 26 Feb 2024

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

Thèse de doctorat
Pour obtenir le grade de Docteur de
l'UNIVERSITÉ POLYTECHNIQUE HAUTS-DE-FRANCE
et de l'INSA HAUTS-DE-FRANCE

Discipline, spécialité selon la liste des spécialités pour lesquelles l'École Doctorale est accréditée :
MECANIQUE

Présentée et soutenue par Hugo CARASSUS.

Le 13/01/2023, à Valenciennes

École doctorale :

École Doctorale Polytechnique Hauts-de-France (ED PHF n°635)

Unité de recherche :

Laboratoire d'Automatique, de Mécanique et d'Informatique Industrielles et Humaines (LAMIH – UMR CNRS 8201)

**Comportement dynamique des matériaux cellulaires issus de la fabrication additive
pour l'allègement structural et la sécurité au crash et à l'impact**

JURY

Président du jury

- Bouvier, Salima. Professeur des Universités, Roberval, UTC.

Rapporteur

- Zhao, Han. Professeur des Universités, LMPS, ENS Paris-Saclay/Universités Paris-Saclay.
- Czarnota, Christophe. Professeur des Universités, HDR, LEM3, Université de Lorraine.

Examineur

- Demarty, Yaël. Docteur, Institut franco-allemand de recherches de Saint-Louis.
- Haugou, Grégory. Maître de conférences, LAMIH, UPHF.
- Morvan, Hervé. Ingénieur de recherche, LAMIH, UPHF.
- Guérin, Jean-Dominique. Maître de conférences, LAMIH, INSA.

Directeur de thèse

- Markiewicz, Eric. Professeur des Universités, LAMIH, UPHF.

Invité

- Guerard Sandra. Maître de conférences, I2M, Arts et Métiers ParisTech.

This work is licensed under the Creative Commons Attribution International License (CC BY 4.0).
Please find more informations on <https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>



Remerciements

Ces travaux de recherche ont été menés dans le cadre d'une thèse de doctorat au laboratoire LAMIH (Laboratoire d'Automatique, de Mécanique et d'Informatique Industrielles et Humaines) sur le campus de l'Université des Hauts-de-France à Valenciennes. Ils sont financés par l'Institut Carnot ARTS et le conseil régional des Hauts-de-France. Je tiens à remercier ces institutions pour leur soutien et de m'avoir permis de réaliser cette thèse.

Je remercie également les membres de mon jury de thèse, Salima Bouvier, Yaël Demarty, Christophe Czarnota et Han Zhao, d'avoir accepté d'évaluer ces travaux.

Je tiens à remercier mon directeur de thèse, Eric Markiewicz, de m'avoir accordé sa confiance dès le début de cette thèse. Les conseils apportés tout du long de cette thèse, notamment concernant les qualités rédactionnelles spécifiques aux écrits scientifiques, m'ont permis de surmonter au mieux les différents obstacles rencontrés par le thésard. Je remercie grandement Hervé Morvan, Grégory Haugou, Jean-Dominique Guerin et Sandra Guerard pour m'avoir partagé leur savoir et de m'avoir accompagné durant ces 3 années de thèse. Votre soutien quotidien m'a permis de persévérer et de réussir à réaliser des choses qui ont pu me paraître parfois irréalisable. Je tiens à remercier Tarik Sadat, pour avoir su me remobiliser et aider à obtenir de superbes cartographies EBSD.

Merci aussi à Catherine Fourcart et Sabine Guilan-Houvenaghel pour leur aide sur les formalités administratives trop nombreuses rencontrées au cours de ces années de thèse.

Je souhaite remercier également les différents membres du LAMIH que j'ai eu la chance de rencontrer : Xavier Roothaer, Anthony Bracq, Jérémy Wouts, Yassine El Attaoui, Jérémy Sadet, Julien Proy, Martin Chauffer, Hans Bounghomba, Clément Moreau, Andrés Malo Estepa, Oussama Filali, Julie Lesmle, Robin Guibert, , Michel Watremez, Franck Lauro, Delphine Notta-Cuvier, Rémi Dellile, Fabien Béchet, Frédéric Robache, Cédric Hubert et tous ceux que je n'ai pas cités. De par votre gentillesse et votre convivialité, notamment au repas du midi, j'ai passé de belles années de thèse socialement.

Table des matières

Remerciements	3
Table des matières	4
Liste des acronymes	5
Liste des symboles.....	6
1. Introduction	7
2. Chapitre I : Étude bibliographique	13
3. Chapitre 2 : Analyse multi-échelles de l'influence de la direction de fabrication et de l'épaisseur sur les propriétés mécaniques des éprouvettes en 316L SS obtenues par SLM.....	71
4. Chapitre 3 : Étude expérimentale du comportement mécanique des structures TPMS en compression uniaxiale	115
5. Chapitre 4 : Modélisation numérique de la compression uniaxiale des structures TPMS	165
6. Conclusion.....	203
Annexes.....	209

Liste des acronymes

FA	Fabrication additive
CAO	Conception Assistée par Ordinateur
FDM	Fusion Deposition Material
SLA	StereoLithography Apparatus
SLM	Selective Laser Melting
SLS	Selective Laser Sintering
TPMS	Triply Periodic Minimal Surface
MEB	Microscope Electronique à Balayage
VER	Volume Élémentaire représentatif
GA	Gibson-Ashby
STL	STéréoLithographie
DMLS	Direct Metal Laser Sintering
EBM	Electron Beam Melting
SS	Stainless Steel
BD	Direction de fabrication (Building Direction)
YS	Limite d'élasticité (Yield Stress)
UTS	Contrainte maximale (Ultimate Tensile Stress)
CM	Procédés conventionnels (Conventionally Manufactured)
JC	Johnson-Cook
SD	Direction de scan (Scanning Direction)
TD	Direction de traction (Traction Direction)
EBSD	Electron BackScatter Diffraction
EF	Eléments finis
EA	Energie absorbée

Liste des symboles

$\bar{\rho}$	[1]	Densité relative
ρ	[kg·m ⁻³]	Masse volumique
ρ_s	[kg·m ⁻³]	Masse volumique du matériau constitutif
σ_{pl}	[MPa]	Contrainte plateau
ε_d	[1]	Déformation à densification
W_v	[J·cm ⁻³]	Energie volumique
SEA	[J·g ⁻¹]	Energie spécifique absorbée
P	[W]	Puissance du laser
s	[m·s ⁻¹]	Vitesse de scan
h	[m]	Ecart du vecteur
l	[m]	Epaisseur de couche
E_v	[J·m ⁻³]	Densité d'énergie volumique
r	[1]	Coefficient de Lankford
m	[1]	Sensibilité à la vitesse de déformation
σ	[MPa]	Contrainte d'écoulement
$\dot{\varepsilon}$	[s ⁻¹]	Vitesse de déformation
$\varepsilon_i, \varepsilon_r, \varepsilon_t$	[1]	Déformation élastique des ondes incidente, réfléchie et transmise
$\sigma_{0,1}$	[MPa]	Contrainte pour une déformation de 0,1
t	[1]	Paramètre niveau régissant les équations des structures TPMS
S_v	[mm ⁻¹]	Surface volumique des structures TPMS
e_{min}	[mm]	Epaisseur minimale des structures TPMS
$\eta(\varepsilon)$	[1]	Energie absorbée efficace
$\dot{\varepsilon}_{moy}$	[s ⁻¹]	Vitesse de déformation macroscopique moyenne

1. Introduction

Afin de concourir au développement durable des activités dans les secteurs des transports et de la défense, l'utilisation de structures légères apparait comme un moyen efficace pour réduire la consommation d'énergie et les émissions de gaz à effet de serre. La réduction de la masse des véhicules doit cependant se faire tout en garantissant *a minima* des niveaux de sécurité attendus. Dans cette optique, les matériaux cellulaires sont des candidats intéressants car ils présentent un bon ratio entre capacité d'absorption d'énergie et masse. Ils sont d'ailleurs aujourd'hui de plus en plus utilisés comme structures d'absorption d'énergie et/ou de protection dans de nombreuses applications de transport et de défense (**Figure 1-1**).

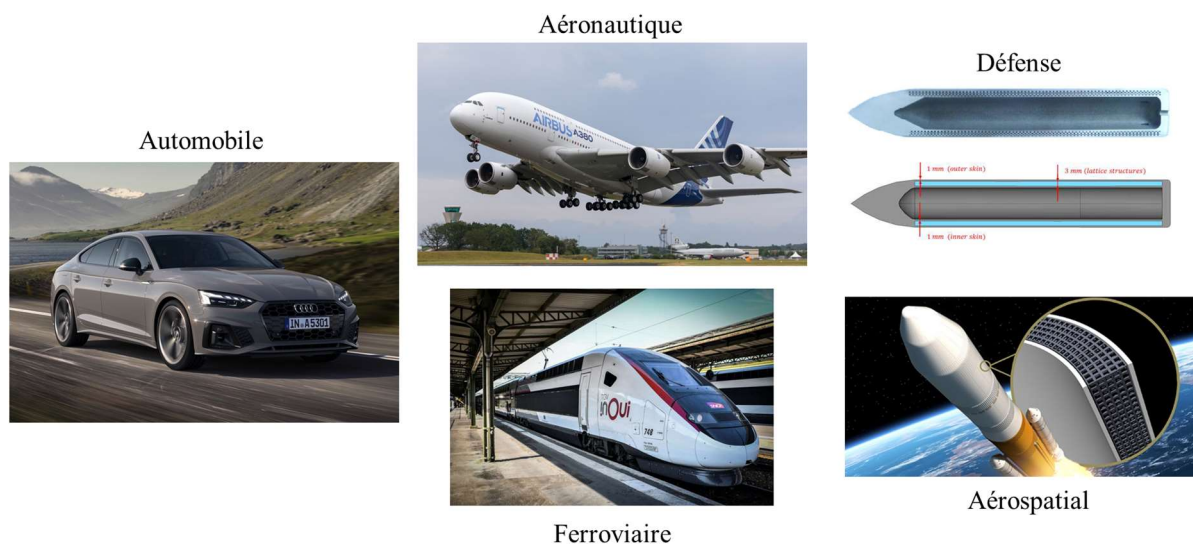


Figure 1-1 : Domaines d'utilisation des matériaux cellulaires.

Les matériaux cellulaires sont généralement définis comme des matériaux bio-inspirés avec des influences provenant de matériaux « vivants » tels que les nids d'abeilles, les plantes et les structures osseuses [1] (**Figure 1-2a-c**). Les premiers travaux scientifiques menés sur les matériaux cellulaires remontent au XVII^{ème} siècle avec Hooke [2] et son étude sur le bois. La microstructure du bois est décrite à cette époque comme un assemblage de plusieurs cellules. De nos jours, les matériaux cellulaires conçus et élaborés par l'Homme tels que les mousses ou les structures en nids d'abeilles sont largement présents dans l'industrie (**Figure 1-2d-f**). La finalité pour ces matériaux est de protéger l'intégrité d'un système ou les fonctions vitales d'un être vivant [3]. C'est le cas, par exemple, de la réduction des dommages et blessures subies par les passagers d'une voiture lors d'un accident, de la protection des satellites aux impacts de météorites ou encore de la protection du radôme des avions aux impacts d'oiseaux.

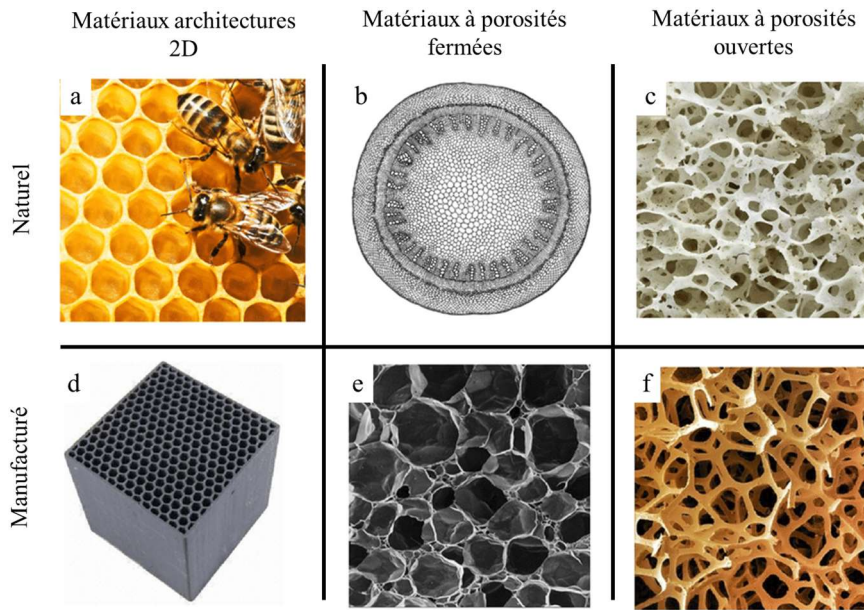


Figure 1-2 : Matériaux cellulaires d'origine naturelle (a,b,c) et manufacturés (d,e,f) [4] : (a) nids d'abeilles, (b) section d'une tige de plante herbacée (*Ricinus communis*), (c) os coxal humain, (d) structure en nids d'abeilles de SiC, (e) Mousse de polyéthylène, (f) éponge synthétique.

Depuis la fin du XX^{ème} siècle, une nouvelle voie d'innovation est portée par la Fabrication Additive (FA). À partir d'un fichier numérique d'une pièce obtenue par Conception Assistée par Ordinateur (CAO), il s'agit de déposer ou de construire des strates de matière successivement en empilant verticalement des couches pour donner corps à la pièce (**Figure 1-3a**). De nombreux procédés existent, du plus répandu, le dépôt de fil fondu (FDM : Fusion Deposition Material), au plus ancien, la Stéréolithographie (SLA : StereoLithography Apparatus) en passant par la fusion/frittage sur lit de poudre (SLM : Selective Laser Melting / SLS Selective Laser Sintering) pour ne parler que des plus connus. Cette diversité de procédés se traduit également par un large choix de matériaux avec notamment les polymères, les alliages métalliques, ou encore les composites pour n'en citer que quelques-uns. Les grands groupes industriels (Safran, General Electric, Michelin, ...) sont très mobilisés et contribuent significativement au développement de la FA. Des géométries de plus en plus complexes et des formes « sans limite ou presque » peuvent alors être envisagées et réalisées, à l'image des structures lattices ou TPMS (Triply Periodic Minimal Surface) (**Figure 1-3b**). Ces dernières sont considérées comme des matériaux cellulaires architecturés en 3D dont la taille du motif élémentaire peut mesurer moins d'un millimètre.

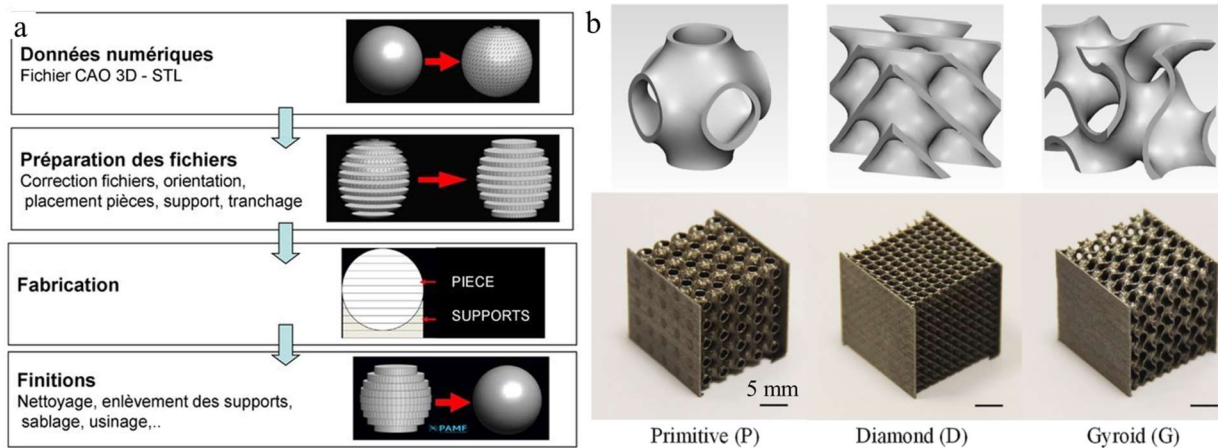


Figure 1-3 : Procédé de fabrication additive : (a) principe de fonctionnement [5] ; (b) les géométries des motifs TPMS élémentaires et les structures TPMS après fabrication [6].

Afin d'optimiser au maximum l'absorption d'énergie, le choix du matériau constitutif dans le cadre de ces travaux se porte sur l'acier inoxydable 316L, du fait de son excellent ratio rigidité/ductilité [7]. Cette caractéristique est tout particulièrement recherchée pour la conception d'absorbeurs d'énergie. Ce matériau sera élaboré par le procédé SLM qui est le plus adapté parmi ceux de la Fabrication Additive Métallique (FAM) pour générer des pièces aux géométries complexes et de faibles dimensions.

De par sa conception couche par couche, le procédé de fusion par laser sur lit de poudre génère des gradients thermiques très importants et supérieurs aux procédés conventionnels. La microstructure, et par conséquent le comportement mécanique, s'en trouvent affectés et différent de celui des matériaux issus de procédés conventionnels. Sans considérer les paramètres inhérents au procédé SLM, tels que la puissance du laser et la vitesse de scan, qui sont optimisés afin d'obtenir des pièces denses, il existe d'autres paramètres qui peuvent influencer la qualité de fabrication. Ces derniers sont généralement relatifs à la géométrie des pièces considérées. Il s'agit notamment de la direction de fabrication et de l'épaisseur de la pièce [7–9]. Ainsi, dans le but d'utiliser des pièces issues de la FAM pour des applications fonctionnelles d'absorbeur d'énergie, il est nécessaire d'appréhender préalablement l'influence de ces paramètres sur le comportement mécanique du matériau constitutif, dont l'état de l'art actuel est très limité.

Avec la montée en maturité des procédés de fabrication additive, les matériaux cellulaires à arrangement périodiques 3D tels que les structures lattices, auxétiques et TPMS ont attiré l'attention de nombreux chercheurs et d'industriels [10–12]. À la différence des structures 2D, le motif élémentaire se répète dans les trois dimensions de l'espace. Les structures lattices et auxétiques sont constituées d'éléments poutres. Les structures TPMS sont issues de développements mathématiques portant sur l'analyse des surfaces minimales [13,14]. Celles-ci sont définies comme ayant une courbure moyenne nulle et peuvent être approximées par des séries de Fourier comme des fonctions implicites. Les premiers travaux

étudiant ces matériaux issus de la FA ont révélé des propriétés mécaniques très intéressantes, quasi-similaires voire supérieures aux matériaux cellulaires conventionnels [15].

Au cours d'un chargement quasi-statique ou dynamique, le comportement mécanique fluctue d'un matériau cellulaire à l'autre en fonction de l'architecture de la structure, mais également du matériau constitutif choisi [16]. Il convient donc de considérer les influences de la géométrie et de la densité relative, et de quantifier la sensibilité à la vitesse de déformation en étudiant les évolutions des paramètres mécaniques et des mécanismes locaux des déformations induites. Il existe aujourd'hui peu de travaux de recherche sur ces matériaux cellulaires innovant, ne permettant pas de fournir de réponses vis-à-vis de leur comportement mécanique.

Les travaux de cette thèse sont organisés en quatre chapitres principaux. Le premier chapitre présente l'état de l'art du procédé de fabrication additive métallique et du comportement mécanique à l'absorption d'énergie des structures TPMS. Ce chapitre souligne que d'un point de vue du procédé de fabrication, la sensibilité à la vitesse de déformation et l'influence des paramètres liés au design (orientation et épaisseur de fabrication) sur le comportement mécanique n'ont pas été étudiés en profondeur. Concernant les absorbeurs d'énergie, il y a peu de travaux concernant le comportement dynamique des structures TPMS et la comparaison entre plusieurs types de géométries.

Le deuxième chapitre est alors dédié à la caractérisation du comportement mécanique du matériau constitutif. Des essais de traction à plusieurs vitesses de sollicitations et pour trois orientations de fabrication et épaisseurs d'éprouvette sont réalisés. Une analyse microstructurale est également accomplie. Des modèles de comportement matériau permettant de prendre en compte les spécificités induites par le procédé SLM sont identifiés.

Le troisième chapitre étudie les capacités d'absorption d'énergie cinétique des structures TPMS. Des essais de compression uniaxiale quasi-statique et dynamique sont effectués en considérant plusieurs densités relatives et géométries. Il sera alors possible de déterminer quels sont les paramètres dimensionnant pour des applications d'absorption d'énergie. Un outil de prédiction reposant sur l'utilisation d'abaque est proposé en considérant des chargements quasi-statique et dynamique.

Le quatrième chapitre traite de la modélisation numérique de la compression uniaxiale à plusieurs vitesses de sollicitation des structures TPMS en prenant en compte les spécificités du procédé grâce aux modèles de comportement matériau identifiés dans le Chapitre 2. Une validation entre les résultats numériques et expérimentaux sous différentes configurations (densité relative, géométrie et vitesse de sollicitation) est effectuée. Par l'étude des mécanismes locaux d'effondrement et de la répartition du chargement, les paramètres permettant d'optimiser l'absorption d'énergie sont identifiés. Grâce à la modélisation numérique, l'outil de prédiction présenté dans le Chapitre 3 est approfondi et étoffé avec l'identification de lois empiriques complémentaires.

La **Figure 1-4** résume l'organisation par chapitre des travaux et objectifs de cette thèse.

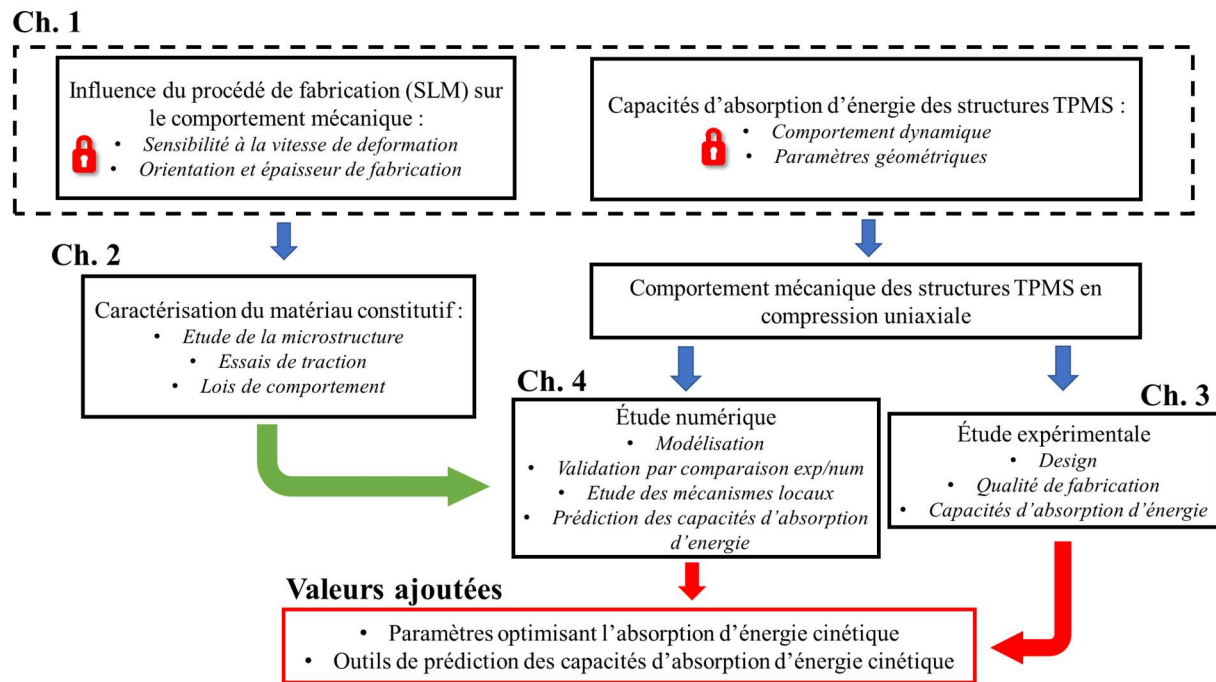


Figure 1-4 : Schéma illustrant l'organisation de la thèse par chapitre en détaillant les verrous identifiés dans l'état de l'art et les thématiques principales de chaque chapitre.

Ces travaux de recherche ont été menés dans le cadre d'une thèse de doctorat au LAMIH UMR CNRS (Laboratoire d'Automatique, de Mécanique et d'Informatique Industrielles et Humaines) sur le campus de l'Université Polytechnique Hauts-de-France à Valenciennes, en collaboration avec l'I2M UMR CNRS (Institut de Mécanique et d'Ingénierie). Ils ont été financés par l'Institut Carnot ARTS et le Conseil Régional des Hauts-de-France. Je tiens à remercier ces institutions pour leur soutien et de m'avoir permis de réaliser cette thèse.

Table des figures :

Figure 1-1 : Domaines d'utilisation des matériaux cellulaires.....	7
Figure 1-2 : Matériaux cellulaires d'origine naturelle (a,b,c) et manufacturés (d,e,f) [4] : (a) nids d'abeilles, (b) section d'une tige de plante herbacée (<i>Ricinus communis</i>), (c) os coxal humain, (d) structure en nids d'abeilles de SiC, (e) Mousse de polyéthylène, (f) éponge synthétique.....	8
Figure 1-3 : Procédé de fabrication additive : (a) principe de fonctionnement [5] ; (b) les géométries des motifs TPMS élémentaires et les structures TPMS après fabrication [6].....	9
Figure 1-4 : Schéma illustrant l'organisation de la thèse par chapitre.	11

Références :

- [1] Gibson LJ, Ashby MF. Cellular Solids: Structure and Properties. Cambridge Core 1997. <https://doi.org/10.1017/CBO9781139878326>.

- [2] Hooke R, Allestry J, Martyn J. *Micrographia, or, Some physiological descriptions of minute bodies made by magnifying glasses :with observations and inquiries thereupon.* London : Printed by Jo. Martyn and Ja. Allestry, printers to the Royal Society ... ;, 1665. <https://doi.org/10.5962/bhl.title.904>.
- [3] Harris JA, Winter RE, McShane GJ. Impact response of additively manufactured metallic hybrid lattice materials. *International Journal of Impact Engineering* 2017;104:177–91. <https://doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2017.02.007>.
- [4] Guévelou S. *Caractérisation des propriétés thermo-radiatives de mousses à structure numériquement contrôlée : vers le design d'absorbeurs solaires.* These de doctorat. Nantes, 2015.
- [5] Fabrication additive n.d. <https://www.cetim.fr/mecatheque/Axes-strategiques/Materiaux-et-Procedes/Fabrication-additive> (accessed April 21, 2022).
- [6] Zhang L, Feih S, Daynes S, Chang S, Wang MY, Wei J, et al. Energy absorption characteristics of metallic triply periodic minimal surface sheet structures under compressive loading. *Additive Manufacturing* 2018;23:505–15. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.08.007>.
- [7] Wang X, Muñoz-Lerma JA, Sánchez-Mata O, Attarian Shandiz M, Brochu M. Microstructure and mechanical properties of stainless steel 316L vertical struts manufactured by laser powder bed fusion process. *Materials Science and Engineering: A* 2018;736:27–40. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.08.069>.
- [8] Leicht A, Pauzon C, Rashidi M, Klement U, Nyborg L, Hryha E. Effect of part thickness on the microstructure and tensile properties of 316L parts produced by laser powder bed fusion. *Advances in Industrial and Manufacturing Engineering* 2021;2:100037. <https://doi.org/10.1016/j.aime.2021.100037>.
- [9] Leicht A, Klement U, Hryha E. Effect of build geometry on the microstructural development of 316L parts produced by additive manufacturing. *Materials Characterization* 2018;143:137–43. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2018.04.040>.
- [10] Blakey-Milner B, Gradl P, Snedden G, Brooks M, Pitot J, Lopez E, et al. Metal additive manufacturing in aerospace: A review. *Materials & Design* 2021;209:110008. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2021.110008>.
- [11] Novak N, Vesenjnak M, Krstulović-Opara L, Ren Z. Mechanical characterisation of auxetic cellular structures built from inverted tetrapods. *Composite Structures* 2018;196:96–107. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2018.05.024>.
- [12] Li X, Xiao L, Song W. Compressive behavior of selective laser melting printed Gyroid structures under dynamic loading. *Additive Manufacturing* 2021:102054. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2021.102054>.
- [13] Rajagopalan S, Robb RA. Schwarz meets Schwann: Design and fabrication of biomorphic and durataxic tissue engineering scaffolds. *Medical Image Analysis* 2006;10:693–712. <https://doi.org/10.1016/j.media.2006.06.001>.
- [14] Schoen AH. Reflections concerning triply-periodic minimal surfaces. *Interface Focus* 2012;2:658–68. <https://doi.org/10.1098/rsfs.2012.0023>.
- [15] Tancogne-Dejean T, Spierings AB, Mohr D. Additively-manufactured metallic micro-lattice materials for high specific energy absorption under static and dynamic loading. *Acta Materialia* 2016;116:14–28. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.05.054>.
- [16] Sun Y, Li QM. Dynamic compressive behaviour of cellular materials: A review of phenomenon, mechanism and modelling. *International Journal of Impact Engineering* 2018;112:74–115. <https://doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2017.10.006>.

2. Chapitre I : Étude bibliographique

Résumé :

Ce chapitre présente les états de l'art des matériaux cellulaires obtenus par fabrication additive métallique et des procédés de fabrication additive métallique. Dans le premier cas, l'objectif est d'étudier les paramètres importants à considérer dans le cas de structures destinées à des applications d'absorption d'énergie. Dans le deuxième cas, les paramètres liés au procédé de fabrication pouvant influencer la réponse mécanique sont déterminés. Une attention toute particulière est portée sur les paramètres limitant lors de la fabrication des matériaux cellulaires destinés à de l'absorption d'énergie. De ces études bibliographiques, il ressort que la caractérisation dynamique des matériaux cellulaires obtenus par fabrication additive est nécessaire à la vue des résultats intéressants existant en régime quasi-statique. Le couplage des essais à une analyse numérique est également à réaliser afin de déterminer localement les mécanismes de déformation en jeu. La réponse dynamique, notamment au regard des effets d'anisotropie et de précision de fabrication, reste relativement peu étudiée dans la caractérisation du comportement de l'acier 316L SS obtenue par fabrication additive métallique. Pourtant, ceci est primordial dans la définition de matériaux cellulaires pour des applications d'absorption d'énergie. Un intérêt particulier est ainsi apporté sur l'influence de la sensibilité à la vitesse de déformation sur le comportement mécanique.

Table des matières :

Introduction.....	15
1. Les matériaux cellulaires.....	15
1.1. Généralités.....	15
1.2. Comportement mécanique en compression des matériaux cellulaires	20
1.2.1. Courbe contrainte-déformation	20
1.2.2. Mécanismes de déformation.....	22
1.2.3. Capacité d'absorption d'énergie.....	23
1.3. Matériaux cellulaires obtenus par fabrication additive métallique.....	24
1.3.1. Qualité de fabrication	25
1.3.2. Chargement quasi-statique	26
1.3.3. Chargement dynamique.....	31
1.4. Conclusion.....	34
2. Fabrication additive.....	36
2.1. Principe et spécificités.....	36
2.2. La fabrication additive métallique.....	38
2.2.1. Principales méthodes de fabrication.....	38
2.2.2. La fabrication par SLM.....	40
2.3. Caractérisation des pièces fabriquées en 316L SS SLM.....	44
2.3.1. Poudre et microstructure.....	44
2.3.2. Comportement mécanique en traction uniaxiale	47
2.4. Conclusion.....	57
3. Résumé de l'étude bibliographique et conclusion.....	58

Introduction

Les matériaux cellulaires sont largement utilisés dans de nombreux secteurs de l'industrie des transports pour leur efficacité en termes de rigidité et de résistance par rapport au poids, et leurs capacités d'absorption d'énergie spécifique. L'essor de la fabrication additive depuis la fin du XXème siècle a permis la production de structures très complexes avec une grande précision et une contrôlabilité à l'échelle micrométrique. En conséquence, de nouveaux matériaux cellulaires combinant légèreté et grande capacité d'absorption d'énergie tels que les structures lattices se sont développées [1,2]. Leur utilisation dans les secteurs du transport terrestre ou aérien revêt alors un intérêt certain pour contribuer conjointement à l'allègement structural et à la sécurité en cas de crash et/ou d'impacts.

Ce chapitre est structuré en deux parties. Dans la première partie, les grandes catégories des matériaux cellulaires avec leurs spécificités respectives sont présentées afin d'en détailler les réponses mécaniques typiques. L'attention se porte ensuite plus particulièrement sur les structures TPMS obtenues par fabrication additive et les paramètres influents qui ont été identifiés concernant les capacités d'absorption d'énergie.

Dans la deuxième partie, le principe général de la fabrication additive, plus spécifiquement pour les matériaux métalliques, et les différentes technologies existantes sont détaillés. Le procédé SLM choisi dans cette étude est ensuite approfondi en présentant ses caractéristiques et les propriétés des pièces élaborées par celui-ci. Enfin, en considérant plus particulièrement l'acier 316L SS, les paramètres liés au design qui influent le plus sur les propriétés mécaniques des pièces sont identifiés et détaillés.

Toutes ces études sont entreprises en se concentrant sur l'effet de la vitesse d'impact (quasi-statique et dynamique) et des limites de design liées au procédé SLM pour la fabrication de structures TPMS.

1. Les matériaux cellulaires

1.1. Généralités

La famille des matériaux cellulaires est caractérisée par des structures formées d'un ensemble de cellules délimitées par des ligaments ou des surfaces qui forment son squelette. Certains, inspirés de la nature, sont très répandus dans les différents secteurs de l'industrie. Il est possible de citer les structures en nids-d'abeilles et les mousses (**Figure 2-1**) dont les résistances et rigidités spécifiques en font d'excellents candidats pour de multiples applications [3,4]. Un des paramètres principaux utilisés pour la caractérisation des matériaux cellulaires est la densité relative $\bar{\rho}$. Elle est définie par la formule suivante :

$$\bar{\rho} = \frac{\rho}{\rho_s} \quad (1)$$

où ρ est la masse volumique du matériau cellulaire et ρ_s la masse volumique du matériau constitutif. Les densités relatives considérées pour les matériaux cellulaires sont généralement comprises entre 0,05

et 0,3 [3]. C'est un des avantages majeurs de ces derniers puisque cela leur confère un excellent ratio rigidité/masse. Avec des valeurs de $\bar{\rho}$ supérieures à 0,3, il n'est plus question de matériau cellulaire, mais de matériau solide contenant des porosités isolées.

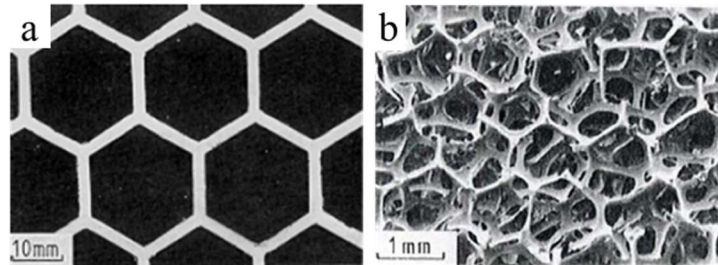


Figure 2-1 : Macrographies : (a) structure en nid-d'abeilles, (b) mousse à porosité ouverte [3].

Les quatre principaux domaines d'utilisation des matériaux cellulaires sont l'isolation thermique, le packaging/conditionnement, les éléments structurels et la flottabilité [3]. L'un des aspects de la protection de biens et/ou de personne consiste à absorber l'énergie de l'impacteur, atténuant ainsi l'effort transmis à la personne ou au bien à protéger. De par une réponse mécanique présentant un effort constant pour une grande plage de déformation, les matériaux cellulaires sont tout particulièrement bien adaptés pour ces applications. Les matériaux cellulaires naturels comme le bois ou l'os sont par nature optimisés en termes de masse et d'encombrement pour s'adapter au chargement imposé. Les secteurs industriels tels que l'automobile ou l'aéronautique s'en inspirent dans une recherche systématique d'allègement structural, dont l'intérêt est d'avoir un bon comportement mécanique pour une faible masse. Les structures sandwich en sont l'exemple le plus ancien et le plus courant. Les versions modernes sont généralement composées d'une peau en matériaux composites à fibres de carbone alors que l'âme peut être composée de mousses métalliques ou organiques, ou de structures en nids-d'abeilles fabriquées à partir de divers matériaux constitutifs (alliages d'aluminium, polymères, carton, ...) selon l'utilisation souhaitée (raideur, résistance, dissipation d'énergie ou encore isolation). Cela leur confère ainsi de bonnes propriétés en flexion et en compression tout en diminuant la masse. Les matériaux cellulaires sont le plus souvent de bons isolants thermiques avec leur faible densité relative qui résulte en une grande quantité d'air disponible. Ils sont aussi de bons isolants acoustiques en absorbant l'énergie engendrée par les ondes sonores.

La distinction entre les familles de matériaux cellulaires se fait par l'arrangement de leurs cellules. Il peut s'agir d'arrangement stochastique ou périodique. De cette distinction résulte alors l'attribution de propriétés différentes. Les matériaux cellulaires à arrangement stochastique sont principalement associés aux mousses qui ont pour particularité une répartition aléatoire de leurs cellules et une absence de motif générique. Elles sont appréciées pour des applications acoustiques et de protection d'équipement [4]. Le matériau constitutif de ces mousses peut être un polymère, un alliage métallique

ou une céramique. Elles peuvent être aussi bien à cellules fermées ou à cellules ouvertes, comme illustré en **Figure 2-2**. Les premières sont généralement obtenues par circulation de gaz à travers un bain de matière fusionnée qui est ensuite refroidie jusqu'à solidification. Dans l'autre cas, les mousses peuvent aussi être fabriquées par expansion de bulles gazeuses, mais également par frittage de poudre et dépôt de matière.

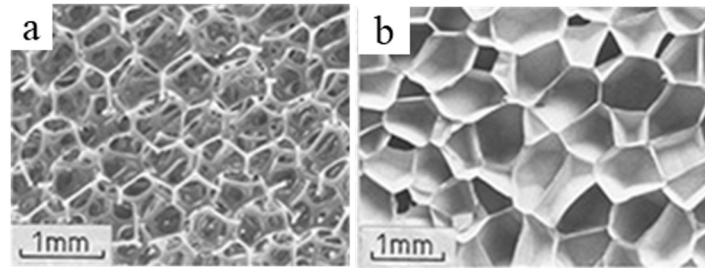


Figure 2-2 : Macrographies : (a) mousse en polyuréthane à cellules ouvertes, (b) mousse en polyéthylène à cellules fermées [3].

Les matériaux cellulaires à arrangement périodiques sont caractérisés par une répétition régulière d'un motif dans deux ou trois dimensions de l'espace. Parmi les structures 2D, les structures en nid-d'abeilles sont les plus courantes. Elles sont obtenues par la répétition d'un motif, généralement de forme hexagonale, mais qui peut aussi être rectangulaire ou cruciforme, dans deux dimensions de l'espace (**Figure 2-3a**). De par leur définition, ces matériaux cellulaires sont considérés orthotropes, avec une direction de chargement privilégiée. La popularité des structures en nid-d'abeilles est liée à une simplicité de fabrication et un faible coût de production. Les principales méthodes d'obtention sont l'expansion et la pré-ondulation, détaillées dans la **Figure 2-3b,c**. Le matériau le plus utilisé est l'alliage d'aluminium, séries 3000 et 5000, permettant d'obtenir un des ratios résistance/poids le plus élevé parmi les matériaux de structure [5]. Les autres matériaux employés sont le bois, les thermoplastiques ou encore le carton.

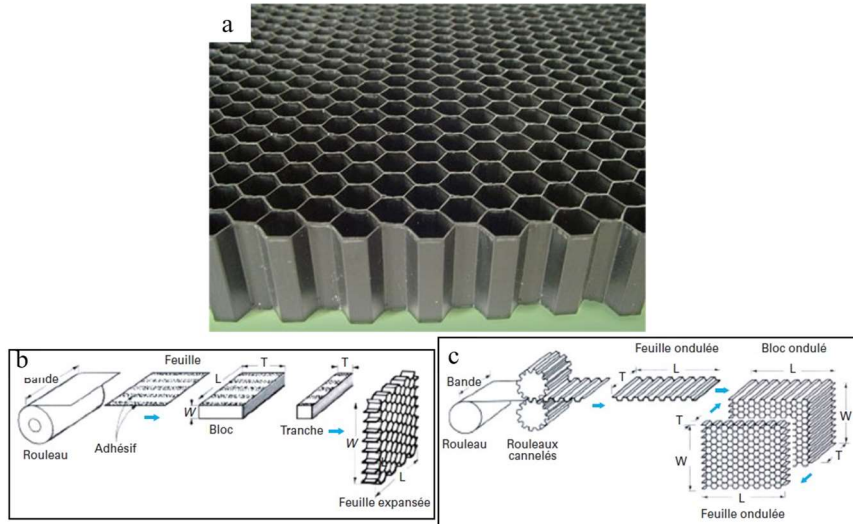


Figure 2-3 : Structures en nids-d'abeilles : (a) photo d'une structure en nids-d'abeilles avec un motif hexagonal, schémas présentant les procédés (b) d'expansion et (c) de pré-ondulation [5].

Avec l'accroissement de la maturité des procédés de FA depuis la fin du XXème siècle, les matériaux cellulaires à arrangement périodiques 3D tels que les structures lattices, auxétiques et TPMS (Triply Periodic Minimal Surface) ont suscité l'intérêt de beaucoup de chercheurs et d'industriels [6-8]. À la différence des structures 2D, le motif élémentaire se répète dans les trois dimensions de l'espace. Plusieurs exemples de motifs sont donnés dans la **Figure 2-4a**. Les structures lattices et auxétiques sont constituées d'éléments poutres qui sont agencés différemment selon les géométries considérées. Les structures TPMS sont issues de développements mathématiques portant sur l'analyse des surfaces minimales [9,10]. Celles-ci sont définies comme ayant une courbure moyenne nulle et peuvent être approximées par des séries de Fourier comme des fonctions implicites. Quelques exemples d'équations pour quatre motifs sont donnés ci-après :

- Gyroid

$$\cos(k_x x) \sin(k_y y) + \cos(k_y y) \sin(k_z z) + \cos(k_z z) \sin(k_x x) - t = 0 \quad 2$$

- Diamond

$$\sin(k_x x) \sin(k_y y) \sin(k_z z) + \cos(k_z z) \cos(k_y y) \sin(k_x x) + \cos(k_x x) \sin(k_y y) \cos(k_z z) + \cos(k_z z) \cos(k_x x) \cos(k_y y) - t = 0 \quad 3$$

- Primitive

$$\cos(k_x x) + \cos(k_y y) + \cos(k_z z) - t = 0 \quad 4$$

- IWP

$$2 * (\cos(k_x x) \sin(k_y y) + \cos(k_y y) \sin(k_z z) + \cos(k_z z) \sin(k_x x)) - (\cos(2k_x x) + \cos(2k_y y) + \cos(2k_z z)) - t = 0 \quad 5$$

où $k_i = \frac{2\pi * n_i}{L_i}$ avec $i = x, y, z$; n_i est le nombre de motifs et L_i la longueur du motif dans la direction i .

Le paramètre t est nommé le « paramètre niveau » et représente le décalage par rapport aux lignes de niveaux. De par leur définition mathématique, les structures TPMS ont une symétrie cubique. Il existe deux sous-familles de TPMS qui possèdent des propriétés distinctes :

- Les TPMS surfaciques, dont le nom courant est « Sheet TPMS », s’obtiennent à partir de l’épaississement uniforme de l’isosurface. Cette dernière définit la frontière surfacique entre le vide et le volume dans le cas où la densité relative est de 50%.
- Les TPMS squelettiques, dont le nom courant est « Skeletal TPMS », sont obtenus en faisant varier le paramètre niveau t qui est défini dans un intervalle propre à chaque motif ($t \in [-1,41 ; 1,41]$ pour le motif Gyroid [11]). La morphologie est plus ligamentaire et proche des structures lattices. L’épaisseur du motif n’est ici plus uniforme.

Ainsi, en se basant sur ces deux descriptions, un exemple du processus d’obtention à partir de l’équation niveau est donné dans la **Figure 2-4b** pour les TPMS Skeletal et Sheet Gyroid.

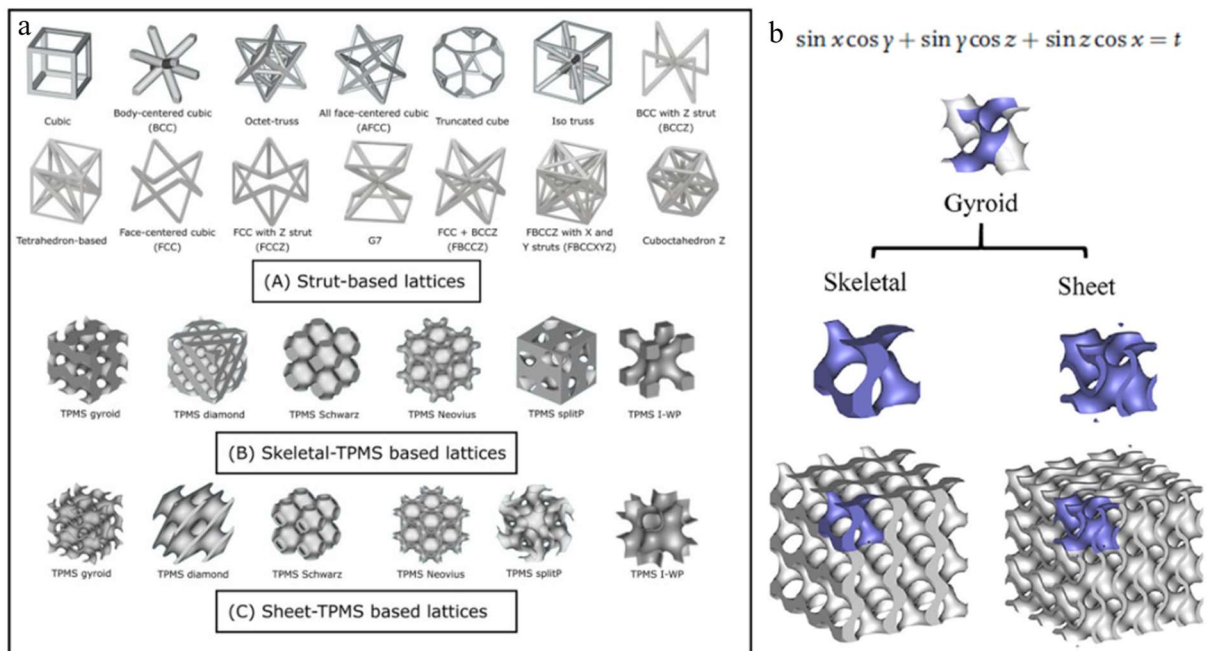


Figure 2-4 : Structures 3D : (a) exemples de différents motifs de structures lattices, Skeletal et Sheet TPMS [12], (b) déclinaisons du motif Gyroid en deux sous-familles Sheet et Skeletal [13].

Dans cette première section, les différentes familles de matériaux cellulaires et leur utilisation ont ainsi été présentées. Cette thèse s’intéresse tout particulièrement à l’aspect d’absorption d’énergie des matériaux cellulaires. Ainsi, le comportement mécanique en compression de ces derniers est détaillé dans la section suivante afin d’identifier les caractéristiques importantes des absorbeurs d’énergie.

1.2. Comportement mécanique en compression des matériaux cellulaires

1.2.1. Courbe contrainte-déformation

Le rôle d'un matériau cellulaire utilisé en tant qu'absorbeur d'énergie est de convertir l'énergie cinétique de l'impact en une autre énergie intrinsèque à caractère plastique, viscoplastique ou thermique [3]. Le comportement mécanique typique, théorique, d'un matériau cellulaire en compression uniaxiale est présenté en **Figure 2-5**. Trois phases caractéristiques sont à distinguer :

- Une phase où le matériau se comporte de manière élastique et linéaire (flexion ou compression des parois/ligaments). Le module apparent du matériau cellulaire E^* correspond à la pente à l'origine lors cette phase.
- Une phase plateau où la contrainte évolue de manière quasi constante ou avec une pente légèrement ascendante (lieu d'apparition des déformations plastiques par gauchissement, flexion ou flambement des parois/ligaments). La contrainte plateau σ_p est la moyenne de la contrainte au cours de cette phase.
- Une phase de densification marquée par une augmentation nette de la contrainte (les parois et les ligaments opposés entrent en contact). Cela se produit dès qu'une certaine déformation à densification ε_d est atteinte.

L'aire sous la courbe contrainte-déformation correspond à l'énergie volumique absorbée par le matériau cellulaire au cours de l'écrasement. Elle est définie par W_v et est mesurée jusqu'à la densification (ε_d) ou pour une déformation donnée. À des fins de comparaisons avec d'autres matériaux cellulaires, l'énergie spécifique absorbée SEA est généralement préférée [14–16]. Cette dernière s'obtient en divisant W_v par le produit de la densité du matériau constitutif ρ_s et la densité relative $\bar{\rho}$.

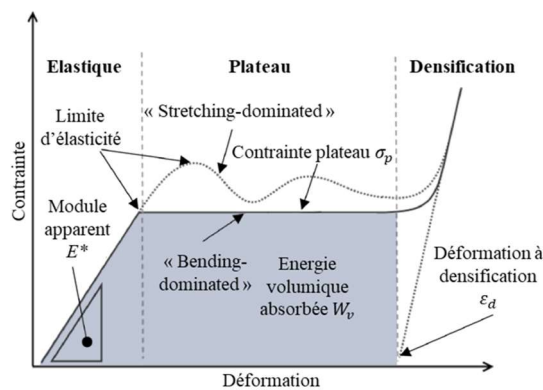


Figure 2-5 : Comportement typique d'un matériau cellulaire soumis à une compression uniaxiale : courbe contrainte-déformation présentant les deux comportements « stretching-dominated » et « bending-dominated » avec les paramètres mécaniques principaux.

Selon les propriétés géométriques du matériau cellulaire et les propriétés mécaniques du matériau constitutif, l'allure de la courbe contrainte-déformation correspondra soit à un comportement « stretching-dominated » (mécanisme de déformation lié à de la compression) soit à un comportement « bending-dominated » (mécanisme de déformation lié à du flambement). La **Figure 2-5** illustre les différences entre ces deux comportements en considérant les courbes contrainte-déformation. Une

rigidité accrue pour les matériaux « stretching-dominated » est généralement observée [17]. Rashed *et al.* [18] montrent que les matériaux cellulaires à cellule ouvertes ont un comportement « bending-dominated » alors que ceux à cellules fermées ont un comportement « stretching-dominated ».

Pour mieux appréhender le comportement des matériaux cellulaires, des modèles analytiques ont été développés de façon à les caractériser expérimentalement et valider les modèles numériques associés. Les travaux de Gibson et Ashby [1] permettent de caractériser le comportement de matériaux cellulaires à partir d'essais quasi-statiques menés sur des structures à différentes densités relatives. Les lois de Gibson et Ashby (GA) sont des lois puissances qui relient entre autres le module apparent (E^*), la contrainte plateau (σ_{pl}) et l'énergie spécifique absorbée (SEA) normalisés à la densité relative $\bar{\rho}$ à partir de trois couples de paramètres (C_1, m), (C_2, n), et (C_3, p) :

$$\frac{E^*}{E_s} = C_1(\bar{\rho})^m ; \frac{\sigma_{pl}}{\sigma_y} = C_2 * (\bar{\rho})^n ; \frac{SEA}{\sigma_y} = C_3 * (\bar{\rho})^p \quad (6)$$

où E_s est le module d'Young du matériau constitutif et σ_y la limite élastique du matériau constitutif. La **Figure 2-6** illustre une comparaison entre des structures lattices et TPMS. La valeur des exposants m, n et p permettent d'estimer le comportement du matériau. Par exemple dans le cas du module apparent E^* , si m est inférieur à 1,5, il s'agit d'un comportement « stretching-dominated » (Sheet TPMS et lattice octet) alors que si m est supérieur à 2, le comportement est plutôt « bending-dominated » (Skeletal Diamond et IWP). Entre 1,5 et 2, le comportement est alors une combinaison des deux autres comportements (Skeletal Gyroid, Kelvin et Gibson-Ashby) [19].

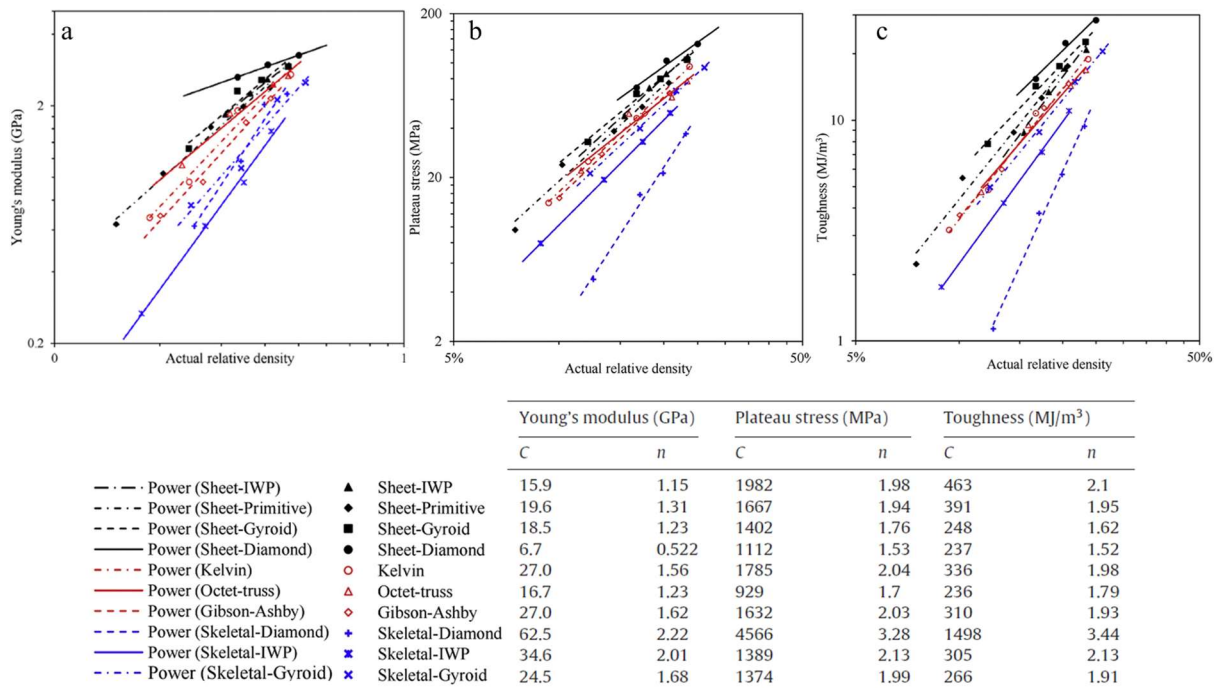


Figure 2-6 : Lois de GA pour différentes structures lattices et TPMS fabriquées en acier maraging par SLM [14] : (a) module apparent, (b) contrainte plateau, (c) SEA.

Parmi les matériaux cellulaires, il existe plusieurs types de courbes contrainte-déformation qui sont associées à des comportements mécaniques distincts. Ces comportements constatés sur les courbes contrainte-déformation sont aussi associés à différents mécanismes de déformation qui sont détaillés par la suite.

1.2.2. Mécanismes de déformation

Après avoir identifié les deux principaux comportements sur la courbe contrainte-déformation, il est intéressant de considérer les mécanismes de déformation en jeu au cours de la compression. Dans le cas des mousses et des nids d'abeilles, Gibson et Ashby [3] identifient trois mécanismes de déformation qui sont présentés sur la **Figure 2-7**. L'effondrement des cellules opérant sur la phase plateau est différent d'un mécanisme à l'autre et se traduit par :

- Un flambement élastique pour des mousses élastomères (caoutchouc), **Figure 2-7a**
- Un flambement plastique pour des mousses qui s'écrasent (métaux), **Figure 2-7b**
- Une rupture fragile pour des mousses céramiques, **Figure 2-7c**.

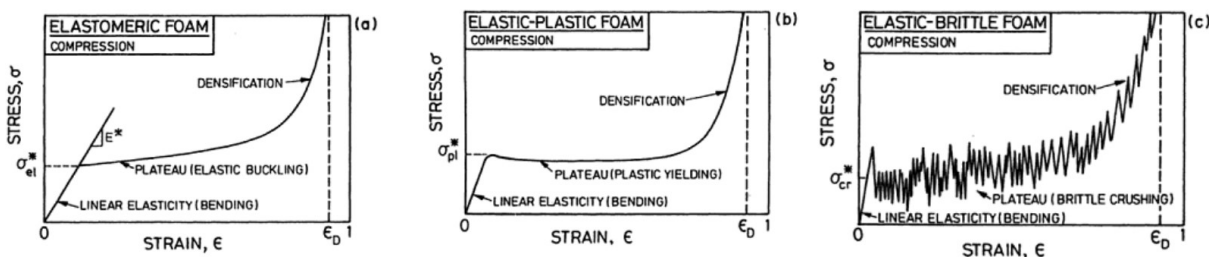


Figure 2-7 : Courbes contrainte-déformation schématiques : (a) mousse élastomère, (b) mousse élasto-plastique, (c) mousse fragile [3].

La **Figure 2-8** détaille les mécanismes de déformation de trois Sheet TPMS (Primitive, Diamond et Gyroid) et un lattice BCC en comparant les données expérimentales et numériques en régime quasi-statique. Grâce aux simulations numériques, il est possible d'observer la répartition des contraintes et déformations au sein de la structure, ce qui n'est pas possible avec seulement les images prises pendant les essais. Les structures Sheet Primitive et lattice BCC présentent des bandes de cisaillement diagonales. Elles sont mises en évidence par les flèches noires sur la **Figure 2-8e,h**. Celles-ci montrent également que c'est à l'interface avec les surfaces extérieures que les bandes de cisaillement sont amorcées. Les répartitions des contraintes de Von Mises dans les deux structures ne sont alors plus uniformes avec notamment une localisation importante au centre. À l'opposé, les structures Sheet Diamond et Gyroid se déforment de manière homogène avec une répartition uniforme des contraintes de Von Mises. Pour les structures TPMS et lattice, la déformation plastique se fait comme une combinaison de flambement, de flexion et de cisaillement en fonction de l'orientation de la géométrie par rapport à la direction de chargement [8,20,21].

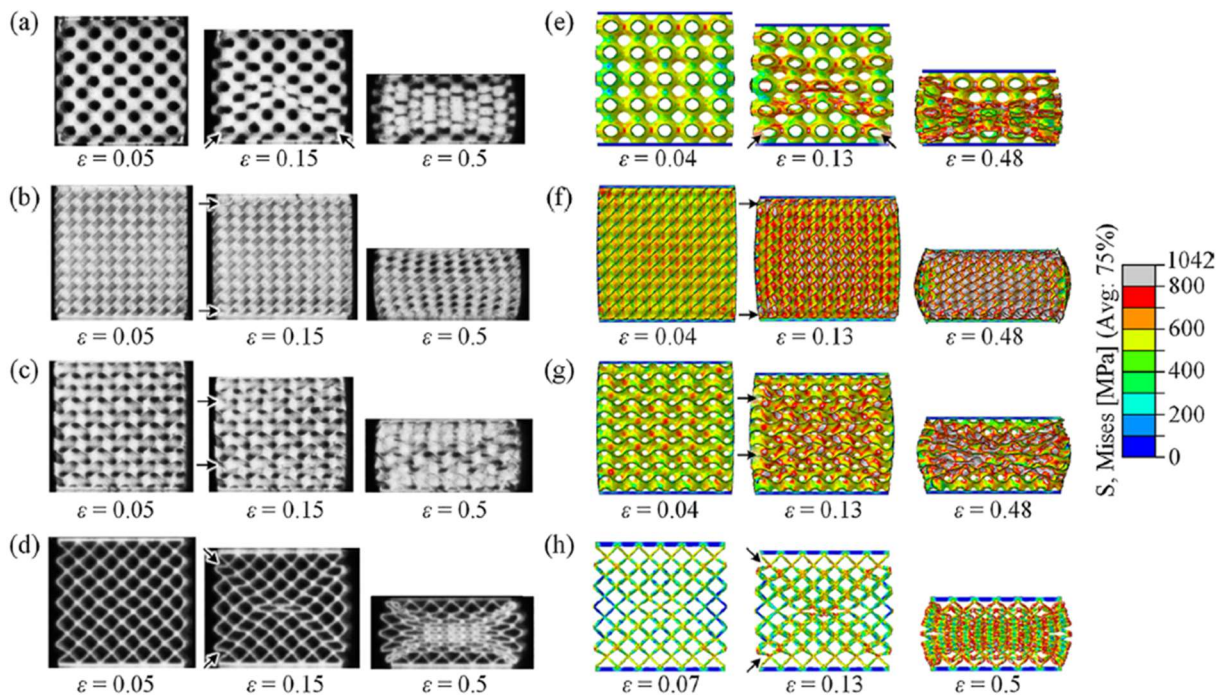


Figure 2-8 : Mécanismes de déformation pour trois niveaux de déformation : (a-d) essais expérimentaux et (e-h) simulations numériques des Sheet Primitive, Diamond, Gyroid et du lattice BCC, respectivement. Les flèches indiquent les couches où la localisation de la déformation se produit [14].

Dans l'optique de développer un absorbeur d'énergie idéal, c'est bien un mode de déformation stable et homogène qui est préférable. En effet, cela se traduit alors sur la courbe contrainte-déformation par l'absence de variation soudaine et d'une phase plateau stable propice à l'absorption d'énergie.

1.2.3. Capacité d'absorption d'énergie

Les performances d'un matériau cellulaire en tant qu'absorbeur d'énergie peuvent être évaluées par sa capacité à absorber l'énergie cinétique du choc. L'énergie spécifique absorbée SEA est considérée ici pour comparer les comportements des différents matériaux cellulaires et ainsi s'affranchir de la densité relative. La contrainte moyenne pendant la phase plateau, appelée contrainte plateau, est un autre paramètre qui permet de quantifier les performances d'un absorbeur d'énergie. Elle peut être définie sur une plage de déformation macroscopique allant de 0,1 à 0,4. Pour certains matériaux cellulaires, comme les structures en nids d'abeilles, les courbes contrainte-déformation présentent un pic d'entrée à la fin de la phase élastique. La valeur de la contrainte pic est alors généralement supérieure à la contrainte plateau. Dans ce cas, il convient de considérer à la fois la contrainte de ce pic et la contrainte plateau comme paramètres dimensionnants.

La **Figure 2-9** compare les capacités d'absorption d'énergie de plusieurs matériaux cellulaires en prenant en compte à la fois l'énergie spécifique absorbée et la contrainte plateau. Les structures TPMS

(police d'écriture rouge) et lattices, comme les structures en nids-d'abeilles, ont les valeurs les plus élevées pour les deux paramètres étudiés. D'autres travaux ont également démontré des capacités d'absorption d'énergie supérieures pour les matériaux architecturés en 3D issus de la FA [15,22,23]. Seules les structures en nids-d'abeilles, dans le cas d'un chargement selon l'axe orthotrope, sont aussi performantes que ces derniers [24]. Cependant, lorsque les structures en nids-d'abeilles ne sont pas comprimées selon leur direction orthotrope, mais selon une des deux autres directions, les propriétés d'absorption d'énergie sont réduites drastiquement [25,26]. Pour une structure en nids-d'abeilles en alliage d'aluminium AA3003, Liu *et al.* [27] constatent une variation du SEA de 9,6 à 0,096 J · g⁻¹ lorsque la direction de chargement passe d'axiale (orthotrope) à latérale. Plusieurs auteurs [1,28,29] ont remarqué que cette sensibilité à la direction du chargement pour les matériaux cellulaires imprimés en 3D est bien moindre grâce notamment à des différences géométriques moins marquées.

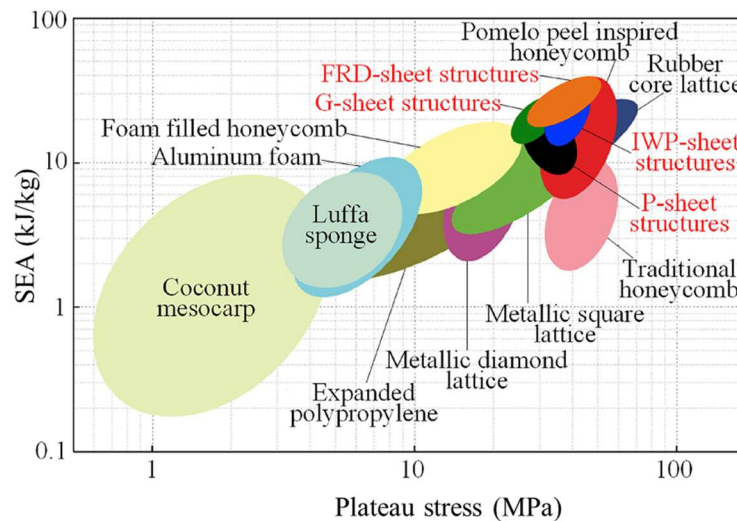


Figure 2-9 : Graphiques comparatif des matériaux cellulaires (en police rouge les Sheet TPMS) avec en ordonnée l'énergie spécifique absorbée et en abscisse la contrainte plateau [15].

La FA permet de concevoir des matériaux cellulaires qui présentent de meilleures capacités d'absorption d'énergie et ceci selon plusieurs directions de chargement. Pour ces raisons, nous nous intéressons dans la suite de l'étude aux matériaux cellulaires obtenus par FAM, et plus particulièrement aux structures TPMS.

1.3. Matériaux cellulaires obtenus par fabrication additive métallique

La littérature actuelle fait référence à de nombreux motifs de matériaux architecturés 3D obtenus par FAM, principalement des structures TPMS et lattices. La plupart des études sont relatives à leur comportement mécanique en compression quasi-statique. Quelques travaux sur le comportement en fatigue ont également été réalisés [29–32], mais ne sont pas considérés dans cette thèse. Nous nous

intéressons ici principalement aux paramètres influents de la réponse mécanique et des capacités d'absorption d'énergie pour des chargements de compression uniaxiale à plusieurs vitesses de déformation.

1.3.1. Qualité de fabrication

Avant d'étudier la réponse mécanique des matériaux cellulaires élaborés par FAM, il convient de juger de la qualité de fabrication de celles-ci. Le procédé de fusion sur lit de poudre SLM, généralement choisie pour la fabrication de structure TPMS [16,20,29,33], peut en effet générer des défauts internes tels que des porosités, mais également des défauts externes avec des distorsions géométriques. Ces défauts doivent être alors identifiés et quantifiés afin d'estimer les possibles répercussions sur le comportement mécanique macroscopique.

La **Figure 2-10a** montre, pour diverses structures TPMS, la densité relative réellement obtenue par FAM en comparaison avec la densité relative théorique souhaitée avec le modèle 3D de conception. L'écart est généralement compris entre 5% et 25% et augmente lorsque l'épaisseur minimale diminue, notamment lorsque cette dernière se rapproche de la limite de précision du procédé SLM, de l'ordre de 0,5 mm [14,33,34]. Cette diminution de densité relative s'explique principalement par une masse des structures TPMS qui est elle aussi moindre que celle théorique. La diminution de masse est causée soit par des défauts internes tels que les porosités, ou bien par une épaisseur de paroi inférieure à la valeur cible. La **Figure 2-10b** compare des images prises au MEB (Microscope Electronique à Balayage) avec le modèle numérique pour trois Sheet TPMS (Primitive, IWP et Gyroid). Les épaisseurs des structures TPMS sont bien inférieures au modèle numérique et l'écart est d'autant plus important que l'épaisseur est faible.

La **Figure 2-10c,d** permet d'observer que l'épaisseur des structures TPMS après fabrication varie en fonction de l'orientation de la géométrie. Zhang et al [14] remarquent ainsi que les surfaces orientées selon la direction de fabrication ont une épaisseur inférieure à la valeur théorique alors que celles horizontales (perpendiculaires à la direction de fabrication) ont une épaisseur supérieure. Les surfaces orientées à 45°, en diagonales, sont celles qui ont le moins d'écart avec le modèle numérique. Il convient de préciser que ce qui est observé au centre des structures TPMS, grâce aux images CT, est représentatif de ce qui est visible en surface [8,35].

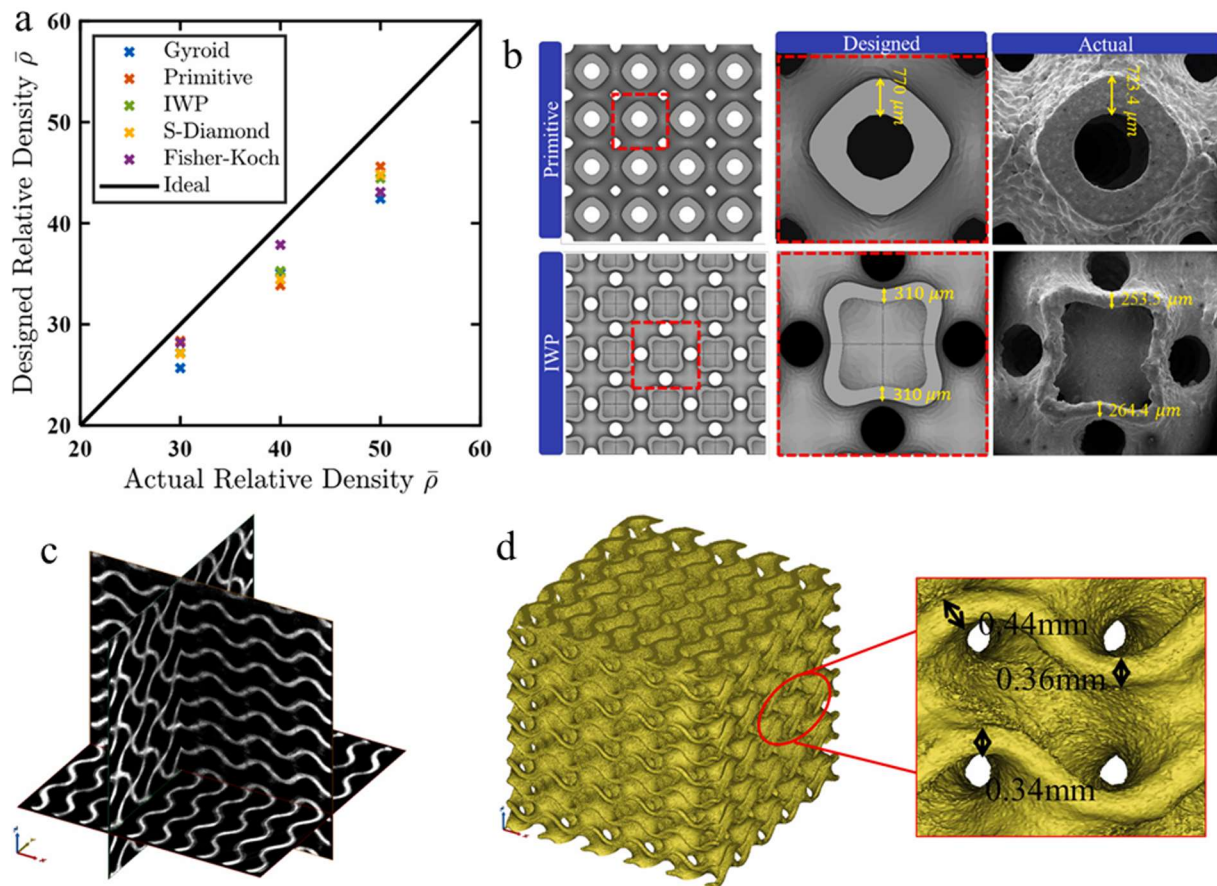


Figure 2-10 : Qualité de fabrication des Sheet TPMS : (a) graphique comparant la densité relative mesurée et celle théorique pour les cinq Sheet TPMS, (b) mesures de l'épaisseur des parois du modèle numérique et de la structure imprimée des motifs Primitive et IWP [33] ; (c) images CT (Computed Tomography) et (d) reconstruction 3D du Sheet Gyroid après fabrication [8].

À cause des défauts de fabrication liés au procédé SLM, les structures TPMS après fabrication ont une masse moindre, et donc une densité relative inférieure, à celle visée. Lors de l'analyse des données issues des essais de compression sur ces structures, les variations engendrées par le procédé doivent ainsi être prises en compte afin d'exploiter au mieux les résultats observés.

1.3.2. Chargement quasi-statique

La majorité des travaux actuels sur les structures TPMS recensés dans la littérature considèrent des chargements de compression quasi-statique. Ces derniers comparent les réponses mécaniques en considérant plusieurs paramètres tels que l'influence du nombre de motifs, la géométrie, la densité relative ou encore la direction de chargement.

La définition du Volume Élémentaire Représentatif (VER), via l'influence du nombre de motifs sur la réponse mécanique, est un sujet peu traité pour les structures TPMS, surtout expérimentalement. Dans la plupart des études, une répétition de quatre motifs minimum est supposée nécessaire et suffisante en

se basant sur des études menées sur d'autres matériaux cellulaires [36]. Yin *et al.* [15] ont comparé numériquement l'influence du nombre de motifs allant de quatre à sept dans chaque direction de l'espace sur quatre géométries TPMS. Ils ont conclu qu'une répétition de quatre motifs était suffisante. Avec une répétition d'un à cinq motifs pour le motif Skeletal Diamond, Maskery *et al.* [37] confirment numériquement une convergence à partir de quatre motifs. Dans une étude sur structures Sheet Primitive en acier maraging avec une densité relative de 13% et une taille de motif de 10 mm, Al-Ketan *et al.* [38] ont estimé qu'un nombre minimum de trois motifs est requis pour obtenir des propriétés mécaniques effectives (**Figure 2-11**).

Ces différentes études montrent bien la disparité des conclusions concernant la définition d'un VER, surtout entre analyses numérique et expérimentale. De plus, les résultats définis pour d'autres matériaux cellulaires ne sont pas forcément transposables aux structures TPMS.

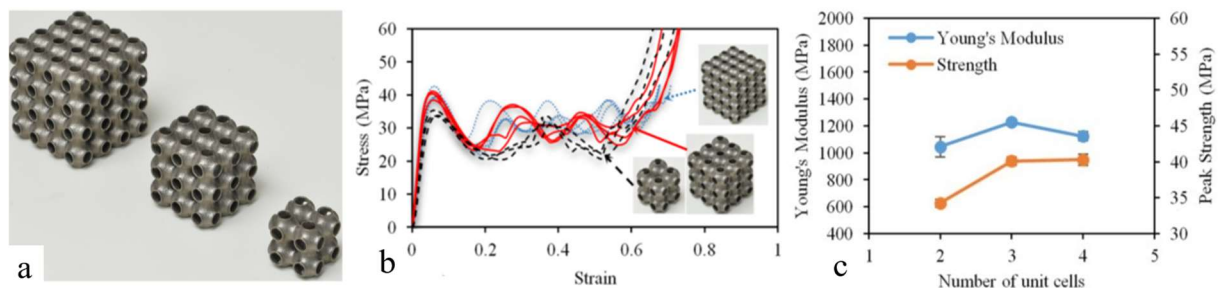


Figure 2-11 : Etudes de l'influence du nombre de motif : (a) TPMS Sheet Primitif avec 2 – 3 – 4 ; (b) courbes contrainte-déformation apparentes et (c) graphique du module d'Young et de la contrainte pic en fonction du nombre de motifs [38].

Pour les deux géométries Skeletal et Sheet TPMS considérées dans la **Figure 2-12a,b**, les courbes contrainte-déformation sont caractéristiques d'un absorbeur d'énergie idéal avec les trois phases (élastique, plateau et densification) et une absence de pic d'entrée. La longue phase plateau et la densification tardive sont d'intérêt pour absorber le plus d'énergie possible.

Pour le TPMS Sheet Gyroid, une transition progressive est notable entre les phases élastique et plateau, suivie d'une phase plateau légèrement ascendante. Cette dernière est caractéristique des Sheet TPMS en raison de la géométrie uniforme [16]. Dans le cas du Skeletal Gyroid en revanche, le début de la phase plateau est relativement plat avant que la contrainte ne commence à s'élever à partir d'une déformation de 25%. Peu de travaux font une comparaison entre les comportements mécaniques des Skeletal et Sheet TPMS au sein d'une même étude. En confrontant les deux sous-familles de TPMS pour les motifs Diamond, Gyroid et IWP fabriqués en acier maraging, Al-Ketan *et al.* [19] constatent une supériorité des motifs Sheet. Un comportement « stretching-dominated » avec une augmentation plus prononcée de la contrainte au cours de la phase plateau est identifiée pour ces derniers alors qu'il est question d'un comportement « bending-dominated » pour les Skeletal TPMS. La **Figure 2-12c,d** illustre ce constat en considérant l'énergie absorbée des motifs dont il est question. Pour les trois motifs, il y a une différence comprise entre 28% et 56% sur la contrainte plateau et 29% et 64% sur l'énergie absorbée par rapport à

la famille Sheet. La supériorité de cette dernière s'explique par leur plus grande surface de charge qui leur permet de supporter un niveau de contrainte plus important [13]. De plus, comme l'épaisseur de la paroi est constante, la contrainte est mieux répartie au sein de la structure, diminuant ainsi les phénomènes de localisation.

Parmi les différents motifs TPMS, c'est le motif Sheet Diamond qui présente à chaque fois les meilleurs résultats en termes d'absorption d'énergie [16,19,33]. Il s'agit de la géométrie dont la surface de charge est la plus grande pour une densité relative fixée. Cela permet alors de supporter un niveau d'effort plus important en répartissant de manière optimale le chargement dans toute la structure. Des écarts plus faibles sont constatés entre plusieurs motifs TPMS qu'en comparant les deux familles Skeletal et Sheet (Figure 2-12c,d). Les différences géométriques sont en effet plus importantes dans ce dernier cas avec une géométrie non uniforme et ligamentaire pour les Skeletal TPMS alors que celle Sheet TPMS est uniforme.

Malgré le peu d'études comparant les familles Skeletal et Sheet TPMS, il apparaît que le choix entre ces deux dernières a plus d'influence devant celui du motif sur la réponse mécanique. La solution la plus intéressante en termes d'absorption d'énergie est la combinaison de la famille Sheet avec le motif Diamond.

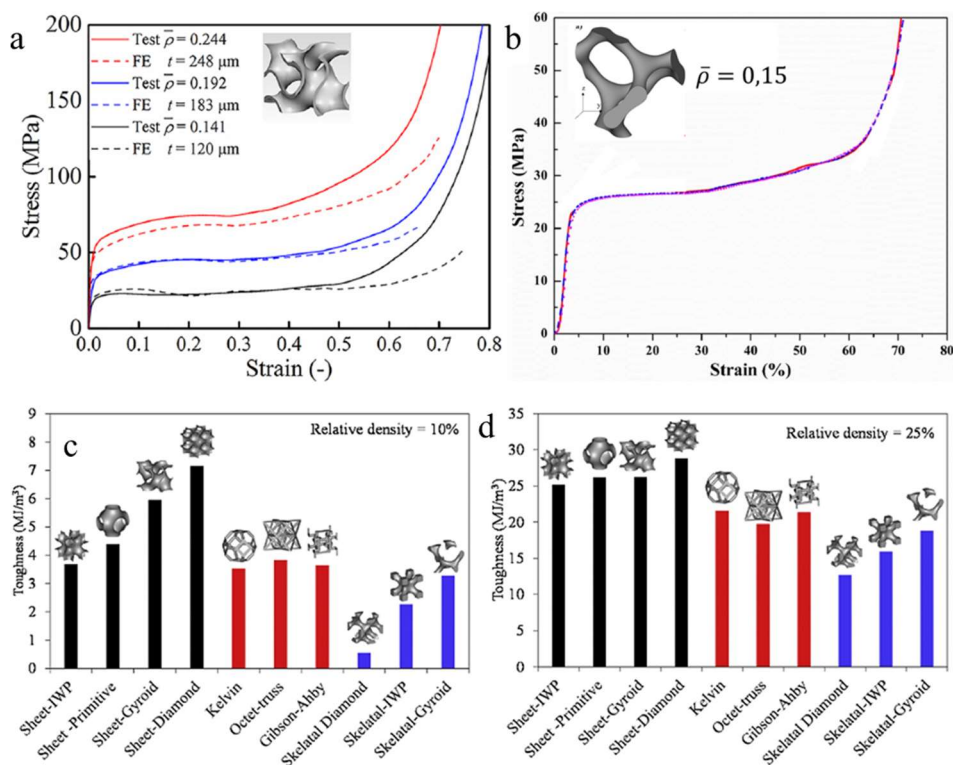


Figure 2-12 : Réponses mécaniques à une sollicitation de compression quasi-statique : courbes contrainte-déformation apparentes (a) expérimentales et numériques du TPMS Sheet Gyroid pour plusieurs densités relatives [14], (b) expérimentales d'un TPMS Skeletal Gyroid avec une densité relative de 15% [29] ; énergie absorbée jusqu'à une déformation de 25% de plusieurs motifs TPMS Skeletal (mauve) et Sheet (noir) et de lattices (rouge) pour deux densités relatives [19].

L'influence de la densité relative, pour des valeurs comprises entre 10 et 30%, est un des aspects qui est le plus considéré dans l'étude des structures TPMS [14,16,19]. La **Figure 2-12a** présente une comparaison pour trois densités relatives comprises entre 14% et 24% dans le cas du motif Sheet Gyroid. Ces résultats montrent que lorsque la densité relative augmente, la contrainte plateau et l'énergie absorbée augmentent. La densification commence également plus tôt avec une densité relative supérieure étant donné qu'il y a moins de vide au sein de la structure. Il y a une transition d'un comportement « stretching-dominated » pour la densité relative de 24% à un comportement « bending-dominated » pour celle de 14% [14]. Novak *et al.* [16] observent une modification des modes de déformation pour certains motifs lorsque la densité relative varie. Le motif Sheet Diamond passe d'une déformation où une localisation est visible pour une densité relative de 14% à une déformation uniforme pour une valeur de 25%.

Les **Figure 2-12c,d** comparent l'énergie absorbée de plusieurs motifs Skeletal et Sheet TPMS et lattices pour deux densités relatives. Des écarts plus conséquents sont observés avec une densité relative de 10% qui traduisent des effets d'échelle qui n'apparaissent pas pour la densité relative de 25% [19]. En comparant les lois de GA de structures TPMS issues des familles Skeletal et Sheet, Al-Ketan *et al.* [19] ont observé des valeurs d'exposant plus grandes pour les TPMS Skeletal. Ils ont conclu que ces derniers sont plus sensibles à la variation de densité relative et ceci à cause de leur géométrie ligamentaire et non uniforme.

L'augmentation de la densité relative permet d'avoir une réponse mécanique plus intéressante en termes d'absorption d'énergie avec un niveau de contrainte plateau plus élevé et une déformation plus stable.

De par leur définition mathématique, les structures TPMS ont une symétrie cubique [29,39]. Plusieurs études numériques ont considéré les propriétés élastiques pour quantifier l'anisotropie du module d'Young via notamment le coefficient de Zener. Ce dernier est obtenu grâce à une méthode d'homogénéisation [40]. La **Figure 2-13** montre l'anisotropie élastique de plusieurs TPMS, lattices et même nids d'abeilles. Les motifs Sheet TPMS semblent ainsi les plus isotropes et les lattices et le nid-d'abeilles les plus anisotropes, dans le domaine élastique. De plus, lorsque la densité relative augmente, l'isotropie paraît augmenter également (**Figure 2-13c**). Cependant, une isotropie élastique n'entraîne pas pour autant une isotropie plastique. Il faut donc vérifier ce qu'il se produit sur la réponse mécanique pour de grandes déformations plastiques.

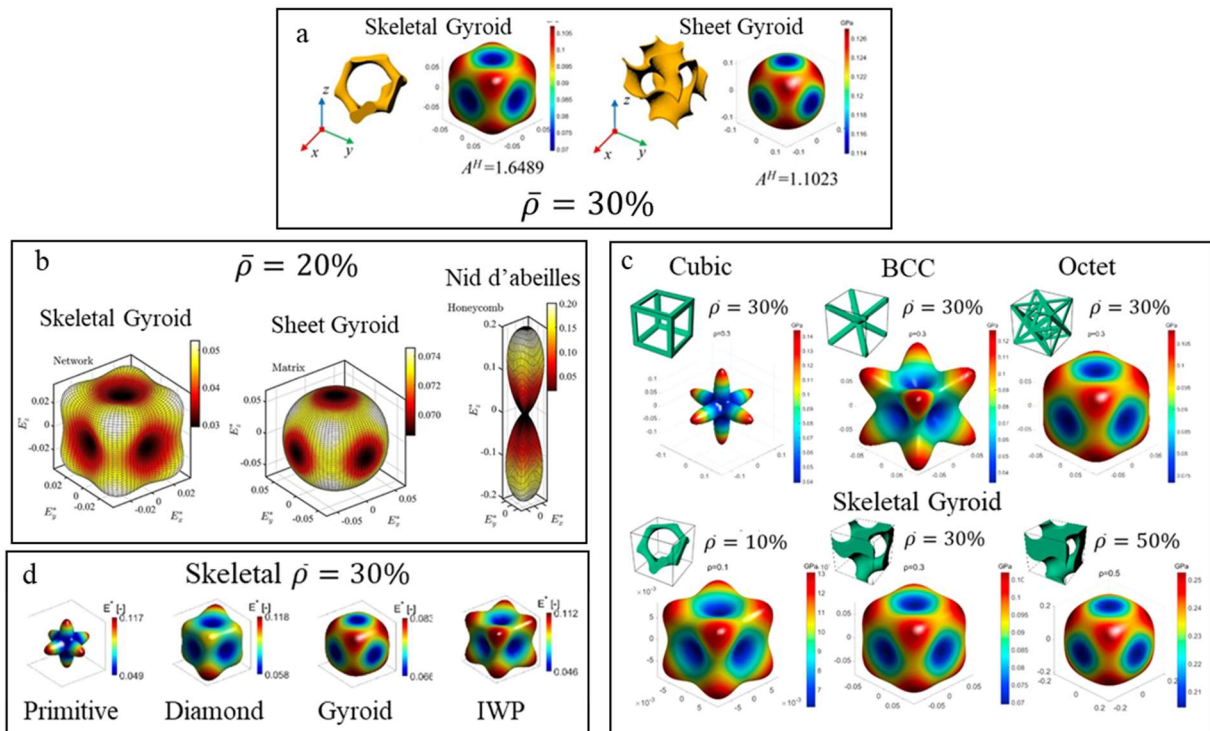


Figure 2-13 : Représentations spatiales 3D des surfaces du module d'Young effectif homogénéisé de motifs Sheet et Skeletal TPMS avec également des motifs lattices et nid d'abeilles, ceci pour différentes densités relatives [40–43].

En considérant une compression selon trois directions de chargement X, Y et Z, très peu de différences sont observées par Yang *et al.* [29] sur la réponse mécanique d'un Skeletal Gyroid fabriqué en 316L SS avec une densité relative de 15%. Bien que pour ce TPMS la direction [001], soit Z sur la **Figure 2-14a**, est la moins rigide [29,39], c'est selon cette direction qu'une légère supériorité est constatée sur la **Figure 2-14b**. Ceci est justifié par la découpe réalisée pour extraire la structure du plateau de fabrication, et non pas par l'influence du procédé étant donné qu'aucune texture n'est observée sur la microstructure [29]. Dans une autre étude avec la même structure, de même matériau et avec la même densité relative, des différences plus marquées sont obtenues [44]. Les auteurs estiment que cela est causé par le procédé avec les diverses orientations des surfaces géométriques.

Ainsi, l'influence de la direction de chargement sur le comportement macroscopique pour de grandes déformations plastiques semble être liée principalement au procédé et non à la géométrie des structures TPMS. Cependant, la variabilité importante du procédé SLM ne permet pas de dégager de tendance générale. De plus, aucune comparaison n'a été faite entre Skeletal et Sheet TPMS concernant l'influence de la direction de chargement, ce qui pourrait être intéressant aux vues des différences géométriques démontrées précédemment.

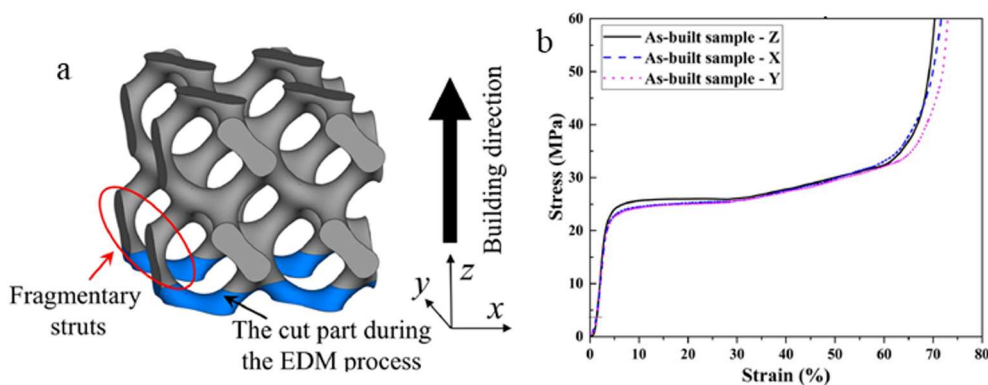


Figure 2-14 : Influence de la direction de chargement : (a) modèle 3D du Skeletal Gyroid présentant en bleu la partie découpée par électroérosion (EDM) ; (b) courbes contrainte-déformation selon les trois directions de chargement [29].

La réponse mécanique à une sollicitation de compression quasi-statique des structures TPMS élaborées par FAM et l'influence de plusieurs paramètres ont été présentées dans cette section. Ces matériaux cellulaires ont un comportement d'absorbeur d'énergie idéal avec notamment une longue phase plateau et une densification tardive. Dans l'optique d'obtenir les meilleures capacités d'absorption d'énergie, il convient de choisir une géométrie uniforme avec une grande surface géométrique permettant de supporter un niveau d'effort plus conséquent grâce à une répartition optimale du chargement à travers la structure. À travers le peu de travaux existants, aucune tendance ne se dégage concernant l'influence du procédé SLM sur le comportement mécanique des structures TPMS. Dans la littérature actuelle, il manque également plus de comparaisons entre les familles Sheet et Skeletal pour apprécier l'influence de la géométrie sur la réponse mécanique. Après avoir étudié ces différents paramètres dans le cas d'un chargement quasi-statique, il est intéressant de considérer des sollicitations dynamiques pour observer l'évolution de ces paramètres.

1.3.3. Chargement dynamique

L'utilisation de matériaux cellulaires pour des applications d'absorption d'énergie nécessite la prise en compte de la sensibilité à la vitesse de déformation. La plupart d'entre eux voient en effet une augmentation de la contrainte plateau et de l'énergie spécifique absorbée avec la hausse de la vitesse de déformation [45]. Les deux principaux phénomènes influents ici sont la sensibilité à la vitesse de déformation du matériau constitutif et la micro-inertie liée à la structure du matériau cellulaire [46,47]. Leurs contributions respectives ne sont cependant pas évidentes et peuvent évoluer avec la vitesse de chargement [45]. L'influence de la vitesse de déformation est catégorisée en trois régimes : quasi-statique, dynamique et choc. Les phénomènes influents pour chaque régime sont présentés dans la **Figure 2-15**.

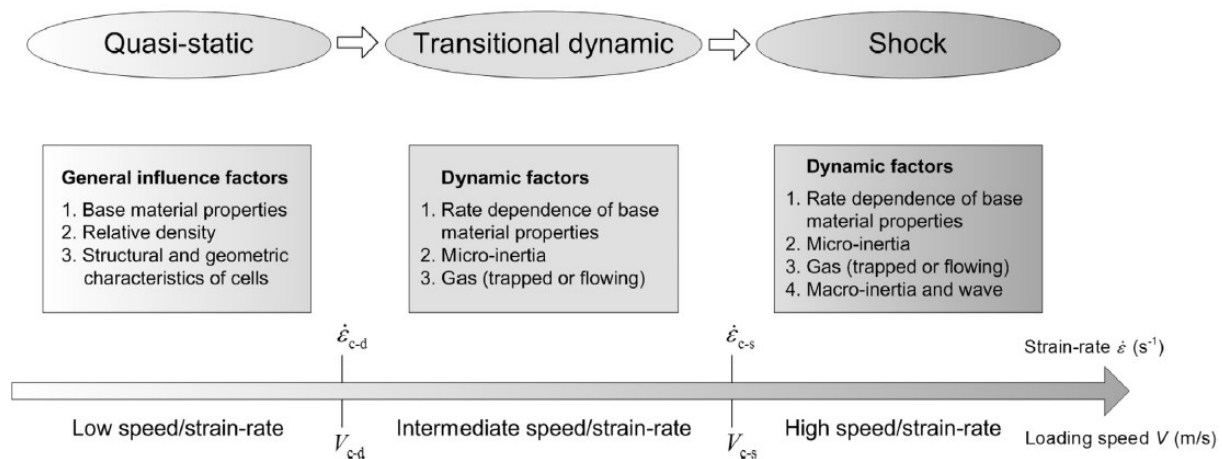


Figure 2-15 : Régimes de compression pour différentes vitesses de déformation ou de chargement [45].

La littérature actuelle contient plusieurs études sur le comportement dynamique en compression des structures lattices fabriquées par FAM. Les vitesses de déformation macroscopiques ne dépassent généralement pas les 10^3 s^{-1} , n'atteignant ainsi pas le régime du choc [45]. Le motif lattice dodécaèdre rhombique considéré par Cao *et al.* [48] fabriqué par SLM en 316L SS voit sa contrainte plateau et son énergie spécifique absorbée augmentée respectivement de 30 et 65% pour des vitesses de déformation variant de 10^{-3} à 10^3 s^{-1} . Pour les chargements dynamiques, les auteurs observent que la contrainte au cours de la phase plateau n'augmente que très peu voir diminue alors qu'en régime quasi-statique celle-ci augmente. Ils attribuent cela à un phénomène d'adoucissement thermique qui limite les effets d'écrouissage du matériau constitutif. En étudiant le motif lattice octet fabriqué par SLM en 316L SS, Tancogne-Dejean *et al.* [1] ont constaté une augmentation de la contrainte apparente de 30% pour une plage de vitesses de déformation apparentes de 10^{-3} à 10^3 s^{-1} . Cette hausse est principalement due au matériau constitutif et non aux effets inertiels. Dans la plupart des cas, les effets de sensibilité du matériau constitutif dominant en régime dynamique [16,21,49].

En revanche, la bibliographie sur le comportement en compression dynamique des TPMS métalliques est peu fournie. Novak *et al.* [16] ont étudié quatre motifs Sheet TPMS (Diamond, Gyroid, IWP, Primitive) fabriqués en 316L SS SLM pour des vitesses de déformation macroscopiques de 0,005 à $14,2 \text{ s}^{-1}$. Ils ont relevé une augmentation de la contrainte plateau et de l'énergie spécifique absorbée comprises entre 6,4 à 16,4 % et 6,9 et 12 % avec des densités relatives allant de 11,4 à 22,9%. Comme pour les structures lattices, la hausse constatée est due à la sensibilité à la vitesse de déformation du matériau constitutif. Similairement au chargement quasi-statique, le motif Diamond est celui qui possède les meilleures capacités d'absorption d'énergie. Aucun changement de mode de déformation n'est observé pour les quatre motifs TPMS avec le changement de régime.

Li *et al.* [8] n'observent également pas de changement de mode de déformation jusqu'à une vitesse de déformation macroscopique de 850 s^{-1} pour un Sheet Gyroid fabriqué en 316L SS SLM. Les auteurs

relèvent une augmentation maximale de l'énergie spécifique absorbée de 28%. En considérant trois densités relatives de 10-20-30%, ces derniers ont également conclu que la sensibilité à la vitesse de déformation est plus importante pour de plus faibles densités relatives.

Pour cinq motifs Sheet TPMS fabriqués en 316L SS SLM avec des densités relatives comprises entre 27 et 28%, AlMahri *et al.* [33] constatent des hausses comprises entre 10 et 24% de la contrainte plateau et 3 et 21% de l'énergie spécifique absorbée pour une évolution de la vitesse de déformation macroscopique de 0,005 à 2057 s⁻¹. Les courbes contrainte-déformation apparentes du TPMS Sheet Diamond sur la **Figure 2-16** montrent l'influence de la vitesse de déformation. L'effet d'adoucissement thermique est clairement identifiable pour la vitesse de chargement de 2057 s⁻¹. Dans ce cas, la contrainte au cours de la phase plateau est presque constante après le début de la phase élastique alors que celle-ci augmente continuellement en quasi-statique.

Les structures TPMS sont ainsi sensibles à la vitesse de déformation avec des augmentations de l'énergie spécifique atteignant 28% sur des plages de vitesses de déformations allant de 10⁻³ à 10³ s⁻¹. Parmi les trois études présentées, toutes considèrent seulement des Sheet TPMS. L'influence de la vitesse de déformation n'a pas encore été étudiée pour les Skeletal TPMS.

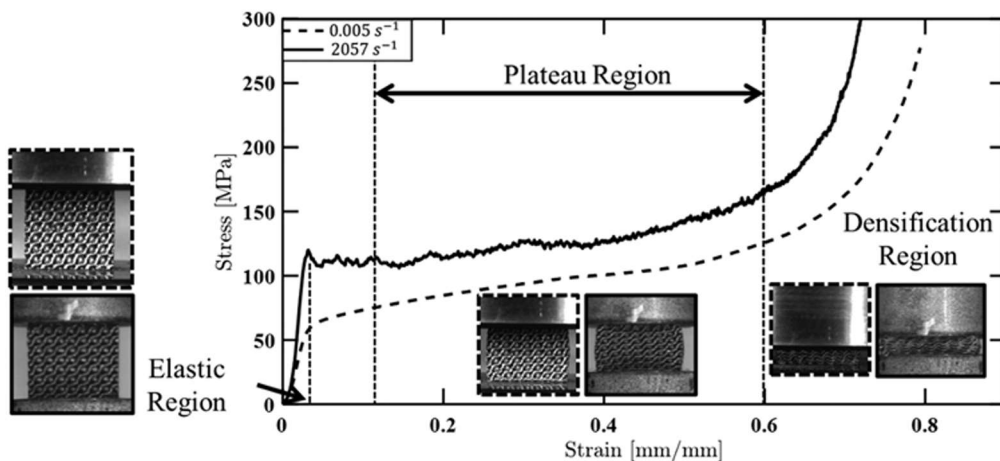


Figure 2-16 : Sensibilité à la vitesse de déformation du TPMS Sheet Diamond fabriqué en 316L SS SLM avec une densité relative de 30% [33].

L'utilisation des modèles numériques permet de quantifier la part respective des effets inertiels de celle du matériau [50]. La **Figure 2-17** montre les courbes contrainte-déformation apparentes de simulations de compression en quasi-statique et en dynamique avec la prise en compte ou non de la sensibilité à la vitesse de déformation pour une mousse d'aluminium. Il apparaît que la prise en compte seule des effets inertiels ne présente que peu de différence avec la réponse en quasi-statique. Donc, pour le régime dynamique considéré, la sensibilité à la vitesse de déformation du matériau est dominante par rapport aux effets inertiels.

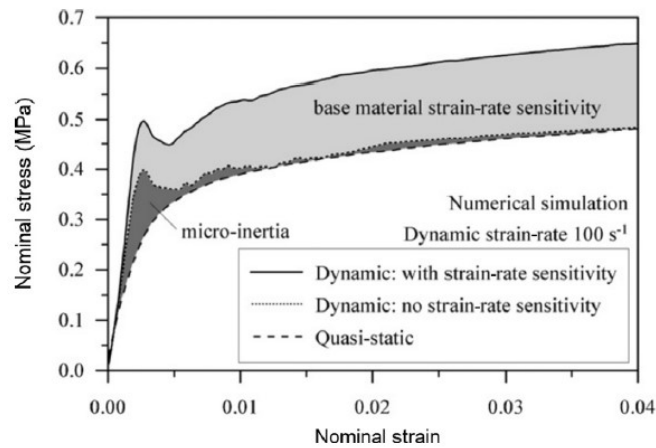


Figure 2-17 : Courbes contrainte-déformation apparentes quasi-statique et dynamiques issues de simulations EF de la compression d'une mousse en aluminium à porosité ouverte [51].

La prise en compte de la sensibilité à la vitesse déformation est nécessaire dans le dimensionnement d'absorbeur d'énergie. Pour les structures Sheet TPMS, cela se traduit notamment par une hausse de l'énergie absorbée d'au maximum 28% pour des vitesses de déformations comprises entre 10^{-3} et 10^3 s^{-1} sans pour autant observer de changement de mécanisme de déformation. De plus, il apparaît intéressant de recourir à la modélisation numérique pour quantifier les effets dynamiques. Une comparaison entre les structures TPMS Sheet et Skeletal pourrait ainsi être réalisée afin de juger de l'efficacité structurale de celles-ci sous sollicitation dynamique.

1.4. Conclusion

Les matériaux cellulaires obtenus par FAM ont des capacités d'absorption d'énergie supérieures à ceux conventionnels (nids d'abeilles, mousses). La littérature actuelle sur les structures lattices est déjà bien fournie. Cependant, il y a peu de travaux concernant les structures TPMS. Le comportement en compression quasi-statique de ces dernières a été étudié en considérant plusieurs paramètres dont la densité relative. Les structures TPMS ont des aptitudes supérieures aux structures lattices notamment grâce à une géométrie plus efficace. Il manque cependant des comparaisons entre les géométries des familles Sheet et Skeletal TPMS pour approfondir leur potentiel en termes d'absorption d'énergie. La sensibilité à la vitesse de déformation pour ces structures TPMS est encore peu étudiée aujourd'hui. Pourtant, dans l'optique de développer des absorbeurs d'énergie, la connaissance du comportement sous sollicitation dynamique est primordiale. En couplant des travaux dynamiques avec une analyse numérique, il serait ainsi possible de quantifier les effets de sensibilité à la vitesse de déformation et de déterminer les aspects géométriques permettant d'optimiser l'absorption d'énergie.

Afin de mieux appréhender le comportement mécanique de ces matériaux cellulaires innovants, il convient au préalable de s'intéresser à l'influence du procédé de fabrication de ces derniers, la fusion sur lit de poudre. La partie suivante a ainsi pour objectif de présenter ce procédé et de détailler l'état de l'art associé, afin de faire ressortir ce qu'il serait intéressant d'approfondir vis-à-vis de la problématique des absorbeurs d'énergie.

2. Fabrication additive

2.1. Principe et spécificités

D'après la norme ISO/ASTM 52900 [52], la FA est un procédé consistant à fabriquer par ajout de matière des pièces à partir de données issues d'un modèle 3D. Cela se fait en général couche par couche, à l'inverse des méthodes de fabrication soustractive et de fabrication de mise en forme libre. Sept procédés/techniques de FA sont identifiés par cette norme, à savoir :

- La photopolymérisation en cuve
- La fusion sur lit de poudre
- La projection de liant
- L'extrusion de matière
- La projection de matière
- La stratification de couches
- Le dépôt de matière sous flux d'énergie condensée

L'origine de l'impression 3D remonte aux années 1980 où furent déposés les premiers brevets concernant les pièces imprimées en 3D avec un matériau polymère. C'est en 1986 que la première machine de stéréolithographie, la SLA-I, fut commercialisée par l'entreprise Systems. Le terme stéréolithographie, introduit à cette occasion, désigne encore maintenant une technique de prototypage rapide qui permet, à partir d'un fichier STL (STéréoLithographie) numérique d'un objet 3D, de fabriquer une pièce en plastique par empilage de couches de matière. Les deux principales utilisations contemporaines de la FA sont le prototypage rapide et la fabrication de pièce directe. La première permet de se faire une idée concrète du design d'une pièce, la seconde concerne les pièces fabriquées répondant aux caractéristiques fonctionnelles attendues. Il est maintenant possible de travailler avec une large gamme de matériau (métal, céramique, polymère, composite, ...) pour fabriquer des pièces à des échelles allant du micromètre au mètre (**Figure 2-18**). La première machine commerciale de FAM est apparue en 1995, la EOSINT M 250 produite par la compagnie EOS. Elle utilise une technique d'impression 3D métallique DMLS (Direct Metal Laser Sintering) de fusion sur lit de poudre métallique. Aujourd'hui, le terme SLM est également utilisé pour désigner ce type de procédé FAM.

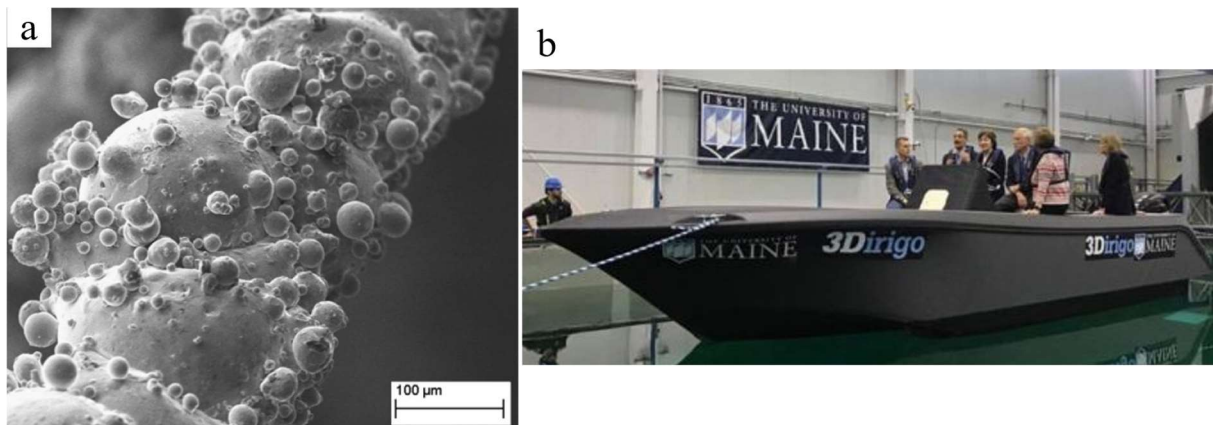


Figure 2-18 : Dimensions extrêmes atteignables par la FA: (a) micrographie prise au Microscope Optique à Balayage (MEB) d'une poutre de structure lattice de diamètre 0,2 mm fabriquée en acier 316L inoxydable par procédé SLM [53] ; (b) photo du bateau 3Dirigo mesurant 7,62m de long pour une masse de 2 tonnes [54].

Avec une croissance comprise entre 20% et 30% par an, le marché mondial de la fabrication additive est estimé en 2019 à plus 10 milliards de dollars. La France est le quatrième acteur de ce marché largement mené par un trio Allemagne, États-Unis et Chine. Les prévisions pour 2025 envisagent une croissance du marché multipliée par deux pour l'hexagone, dont une moitié concernant seulement la FAM.

De par son processus de fabrication couche par couche, la FA offre la possibilité de réaliser des géométries et formes complexes à plusieurs échelles. Il est ainsi envisageable de produire une pièce en une seule étape alors qu'avec d'autres procédés, il aurait été nécessaire d'assembler plusieurs pièces pour obtenir le même résultat final. Un design monolithique offre aussi généralement un gain de temps sur la fabrication de la pièce en réduisant le nombre d'étapes de réalisation et d'assemblage. Ainsi, la FA a permis l'essor des pièces issues d'optimisation topologique dont les géométries trop complexes étaient jusqu'alors irréalisables avec les procédés conventionnels.

De nombreux freins font cependant obstacle à une utilisation généralisée et exclusive de la FA dans l'industrie. L'état de surface brute des pièces obtenues par FA est l'objet d'appréciations pour le moins très différentes selon le domaine d'application. Il est le plus souvent très différent de celui obtenu dans les procédés dits classiques et se caractérise par une rugosité importante, des contraintes résiduelles élevées et une porosité non négligeable. Le recours aux post-traitements est souvent nécessaire pour atteindre les spécifications fonctionnelles requises. La fabrication de pièce par FA est optimale pour des petites séries. Cependant, pour concevoir un grand nombre de pièces, ce procédé n'est plus intéressant, car trop onéreux. La dimension des pièces fabricables d'un seul tenant est également un critère limitant, à prendre en compte dans la démarche de conception des produits. Actuellement, le volume de fabrication usuel correspond à un parallélépipède de $600 * 400 * 500 \text{ mm}^3$ [55]. Selon le procédé de FA, la fabrication de parois horizontales ou fortement inclinées peut nécessiter l'emploi de supports pour maintenir la pièce durant l'impression. Ces supports peuvent aussi contribuer à l'évacuation de la

chaleur et/ou à limiter les contraintes résiduelles [56]. Un retrait conséquent peut s’opérer après la fabrication, et peut entraîner des tolérances géométriques et de forme non conformes, nécessitant des post-traitements supplémentaires.

Dans cette section, le procédé de fabrication a été présenté et détaillé de manière générale afin de mieux l’appréhender. Bien que très étudiée dans la littérature scientifique, l’influence de la FA sur le comportement mécanique n’est pas encore totalement connue et maîtrisée. L’intégration de ces procédés dans la chaîne de conception des produits industriels souffre pour l’instant de taux de maturité relativement faibles. Dans la suite de l’étude bibliographique, une attention toute particulière est portée sur la FAM et plus spécifiquement sur l’état de l’art du procédé SLM.

2.2. La fabrication additive métallique

2.2.1. Principales méthodes de fabrication

Parmi les divers procédés de FAM qui existent, deux familles se distinguent avec d’un côté la fusion sur lit de poudre métallique et de l’autre le dépôt de matière sous énergie condensée. La **Figure 2-19** présente les techniques de FAM selon la forme du métal et la source de chaleur utilisée.

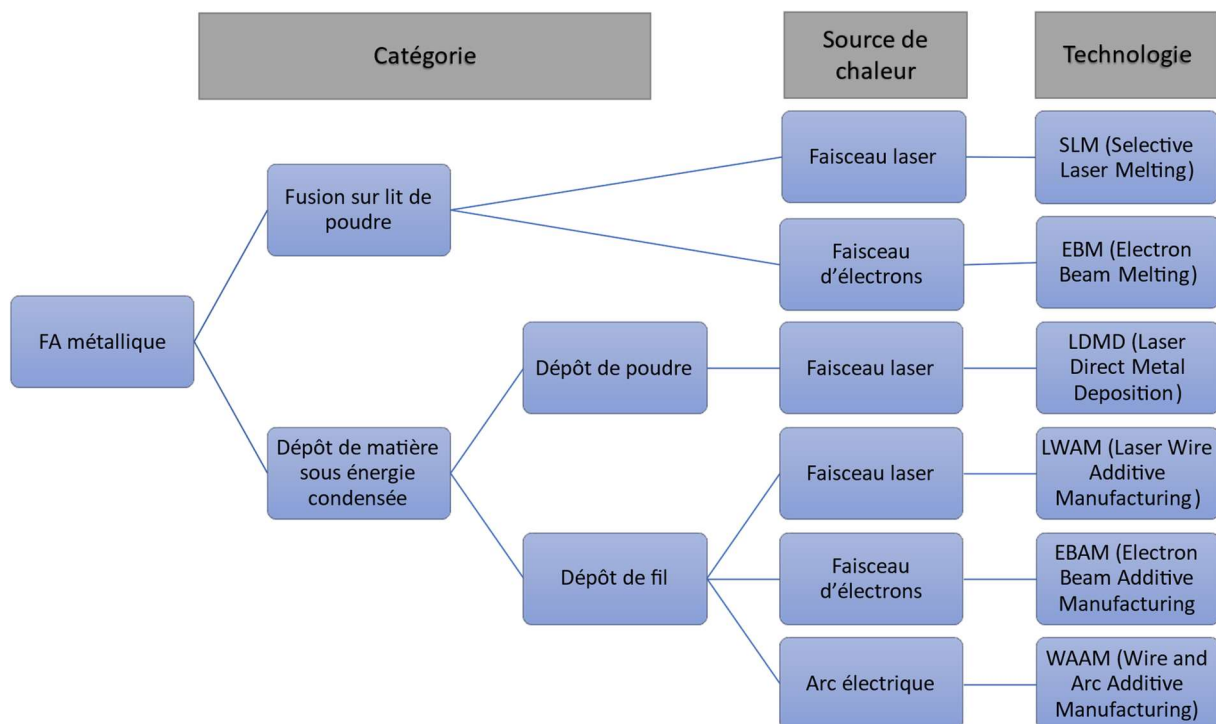


Figure 2-19 : Classification de la FAM en deux grandes familles.

Le principe des procédés de fusion sur lit de poudre est de faire fondre, à partir d’un faisceau d’énergie, une fine couche de poudre répartie sur un plateau de fabrication. Ce découpage en couche correspond à la discrétisation du fichier 3D STL par l’imprimante. Après avoir fusionné ensemble les particules de

poudre selon une stratégie de scan choisie, le plateau de fabrication descend d'une hauteur donnée afin de pouvoir réétaler une nouvelle couche de poudre. Cette nouvelle couche sera ensuite fusionnée sur la précédente, et ceci continuellement jusqu'à ce que l'empilement de toutes les couches permettent d'obtenir la pièce définie par le fichier 3D. Les deux procédés principaux de fusion de lit de poudre sont les procédés SLM et EBM. La différence fondamentale entre ces deux derniers réside dans la source d'énergie utilisée pour fusionner la poudre. Le procédé SLM utilise un laser, tandis que le procédé EBM utilise un faisceau d'électrons.

Tout comme les procédés de fusion sur lit de poudre, le dépôt de matière sous énergie concentrée utilise une source d'énergie focalisée, comme un faisceau laser ou électronique, pour fondre le matériau (poudre ou fil). Cependant, celui-ci est fondu au moment de sa dépose par une buse sur un plateau de fabrication. La tête et/ou le plateau de fabrication peuvent être mobiles sur 5 axes, ce qui permet de limiter les supports de fabrication car la pièce peut être repositionnée au cours de la fabrication.

Ces procédés ont chacun leurs spécificités et cela implique donc des caractéristiques finales différentes sur les pièces. Le **Tableau 2-1** ci-dessous compare les principaux paramètres pour les trois principaux procédés, illustrés en **Figure 2-20**, qui doivent être pris en compte en fonction des besoins.

Tableau 2-1 : Comparaison des trois principaux procédés de la FAM [57,58], +++ signifie que le procédé est très adapté et + signifie que le procédé n'est pas adapté.

Paramètres	SLM	EBM	LDMD
Précision	+++	++	+
Contrainte résiduelle	+++	++	+++
Rugosité	+++	++	+
Vitesse de construction	+	++	+++
Complexité du design	+++	++	+
Taille des pièces	++	+	+++

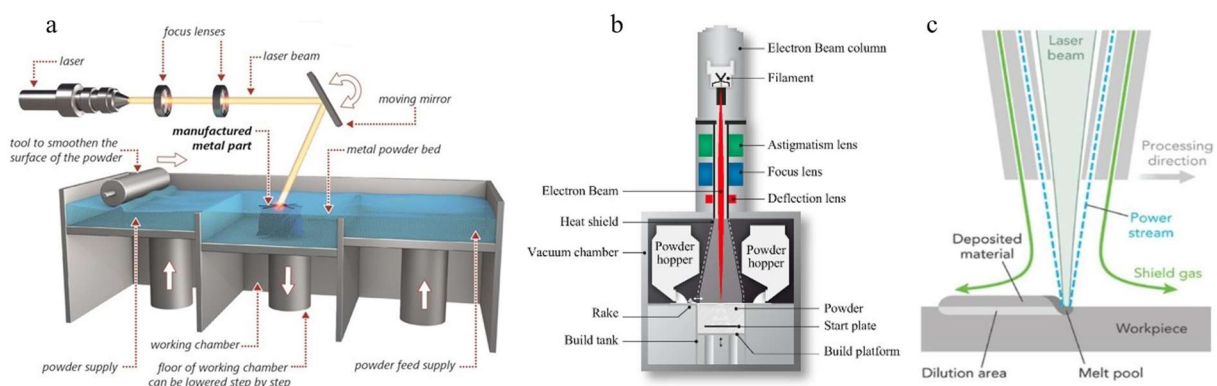


Figure 2-20 : Illustrations et schémas de principe des trois principaux procédés de la FAM : (a) SLM, (b) EBM et (c) LDMD [59].

Parmi les procédés de FAM énumérés, le procédé SLM est le plus adapté pour générer des pièces aux géométries complexes et de faibles dimensions telles que les structures TPMS [60]. C'est ainsi ce dernier qui est considéré par la suite.

2.2.2. La fabrication par SLM

2.2.2.1. Physique du procédé

La fusion sélective par laser sur lit de poudre se fait via un faisceau laser délivrant une puissance comprise entre 400-1000 W. Ce dernier vient fondre localement des particules de poudre sphériques dont le d_{90} (diamètre pour lequel 90 % des grains en nombre sont plus petits) est inférieur à 50 μm . La poudre est obtenue par atomisation avec un gaz (azote ou argon) ou de l'eau. Le plus souvent, il s'agit du premier, même si c'est plus onéreux, car cela permet d'avoir un diamètre plus faible, une forme plus sphérique et de limiter la formation de couche d'oxyde en surface [61]. L'atmosphère de l'enceinte est remplie de gaz inerte, argon ou azote, pour éviter toute oxydation des pièces en maintenant un niveau d'oxygène inférieur à 0,02 %.

Le processus de solidification lors de la fusion sur le lit de poudre est illustré sur la **Figure 2-21a**. Une fois solidifié, le bain de fusion montre bien l'influence du gradient thermique avec une direction de solidification de la structure dendritique perpendiculaire à la direction de scan. La **Figure 2-21b** présente le principe de fusion sur une couche en précisant les principaux paramètres en jeu. À partir de ces quatre paramètres (e , P , v , h) la densité d'énergie volumique E_V peut être déterminée par l'équation :

$$E_V = \frac{P}{e * h * v} \quad (7)$$

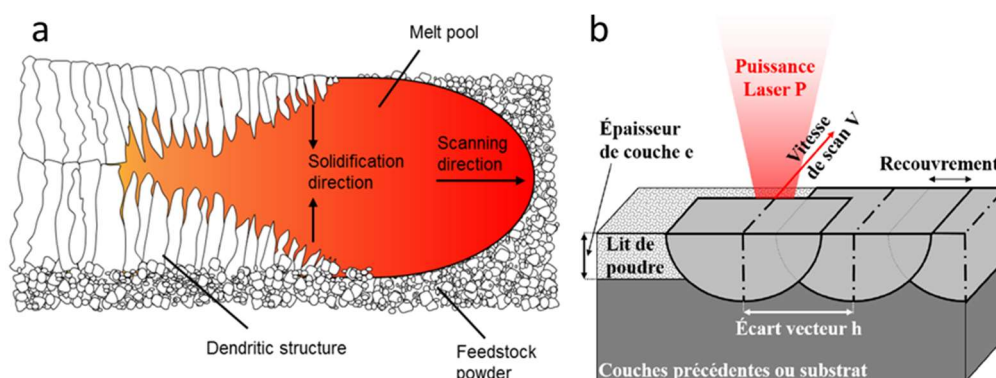


Figure 2-21 : Fusion sur lit de poudre : schémas illustratifs du (a) processus de solidification [62] et (b) du procédé SLM avec les principaux paramètres (e , P , v et h).

La densité d'énergie volumique E_V est utilisée pour optimiser la porosité des pièces, la cohésion des couches et estimer la forme et l'orientation des grains [57,58,63]. La stratégie de scan joue un rôle important et doit être considérée dans la caractérisation et la qualification du procédé [64]. Il s'agit du

parcours du laser lors du scan de chaque couche. Plusieurs stratégies de scans sont possibles : identique en chaque couche ou différent d'une couche à l'autre (**Figure 2-22**). Les stratégies avec une alternance sans damier (**Figure 2-22b,c**) permettent de réduire l'anisotropie des propriétés mécaniques dans le plan de scan et de réduire la formation de porosités aux interfaces des bains de fusion [65]. La stratégie avec damiers (**Figure 2-22d**) est préférée pour de pièces de grandes dimensions [66]. Celle-ci permet également une meilleure répartition des contraintes résiduelles.

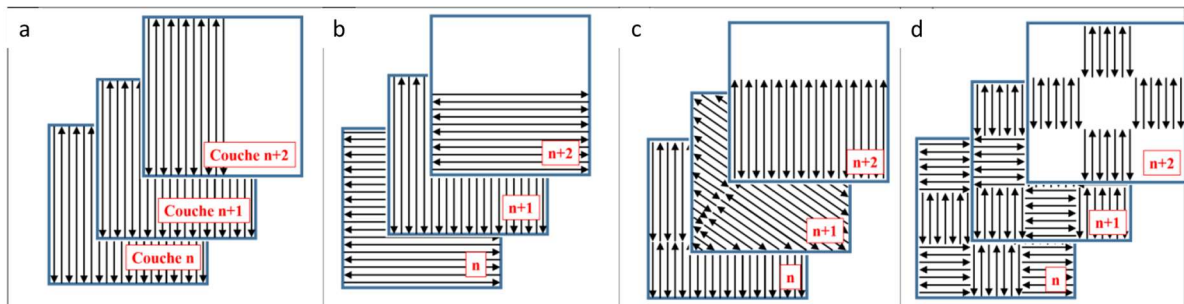


Figure 2-22 : Représentation de plusieurs stratégies de scan : (a) pas d'alternance entre les couches successives – (b) alternance à 90° - (c) alternance à 45° - (d) damier avec une alternance à 90°.

2.2.2.2. Caractéristiques des pièces obtenues par SLM

Les pièces obtenues par procédé SLM ont une rugosité relativement élevée, avec une rugosité arithmétique moyenne comprise entre 5-30 μm [67]. Avec sa conception couche par couche, le procédé induit un effet d'escalier, illustré en **Figure 2-23a**, qui est en partie à l'origine de cette rugosité [68]. La présence de particules non fondues (**Figure 2-23b**) sur les surfaces externes des pièces influe aussi sur la rugosité [2].

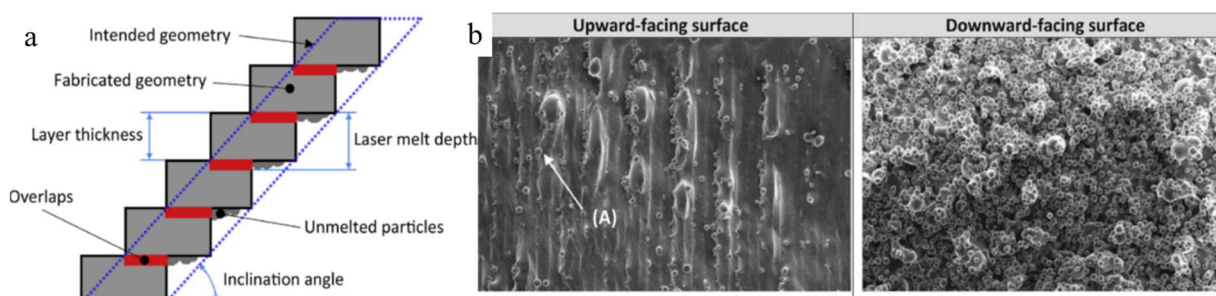


Figure 2-23 : (a) Illustration de l'effet d'escalier et (b) images d'une surface extérieure présentant des particules non fondues en faible quantité sur la face supérieure et abondante sur la face inférieure [2].

Les gradients thermiques importants, correspondant à des vitesses de refroidissement de l'ordre de $10^6 \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$, engendrés par les processus de fusion et de solidification rapides des couches mènent à une forte densité de contraintes résiduelles [57,69,70]. En plus de fragiliser mécaniquement la pièce, cela

peut engendrer des défauts géométriques agissant sur la déformation des poutres dans le cas de structure lattices par exemple [2].

Pour qu'une pièce fabriquée par SLM soit jugée acceptable, sa densité doit-être d'au moins 99% [71,72]. Ainsi, pour chaque machine SLM, les paramètres liés au procédé de fabrication tels que la puissance du laser, la vitesse de scan, l'épaisseur de couche et l'écart vecteur sont déterminés afin de respecter ce critère de densité. L'intérêt de cette phase d'optimisation des paramètres machine est de limiter au maximum l'apparition des porosités lors de la fabrication, ces défauts étant inévitables avec la FAM et notamment dans le cas du procédé SLM. Ces porosités peuvent être réparties en trois groupes, celles induites par :

- une densité d'énergie volumique trop importante qui entraîne une vaporisation du bain de fusion et un perçage de celui-ci (**Figure 2-24**). Elles sont généralement de forme sphérique avec une taille qui dépend de la densité d'énergie volumique. Le phénomène physique associé est appelé « Keyhole » [73,74].
- un manque de fusion entre deux couches successives ou deux bains de fusions adjacents. Elles sont caractérisées par une forme irrégulière, comme illustré en **Figure 2-25a**. Une densité d'énergie volumique trop faible en est généralement la cause [75]. Un recouvrement insuffisant entre deux bains de fusion peut également être incriminé. Dans ce cas, les porosités engendrées entraînent une diminution de la cohésion entre les couches [76].
- la présence de gaz occlus dans l'atmosphère de la chambre de fabrication ou initialement présent dans la poudre du matériau. Ces porosités ont une forme sphérique, comme présenté sur la **Figure 2-25a** [57,77].

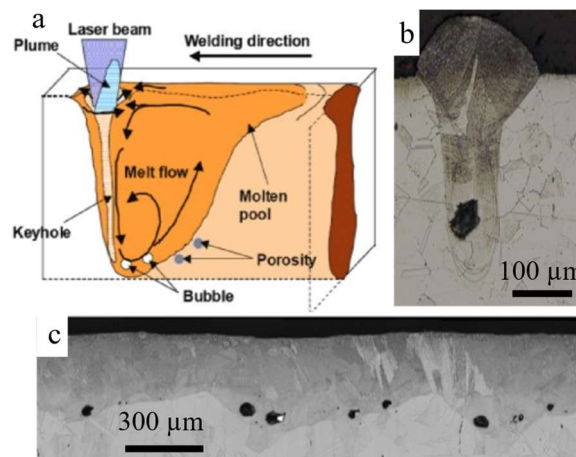


Figure 2-24 : Porosité de type « Keyhole » : (a) Schéma du piégeage des porosités dans un cas de Keyhole [74] ; images de porosités engendrées par un Keyhole (b) vue de profil et (c) vue de face sur un monocordon [73].

Les porosités peuvent être aussi spatialement proches d'inclusions macroscopiques provenant de l'interaction laser-matière à haute densité d'énergie et des éjections de métal liquide (**Figure 2-25b**). Ces dernières, en se redéposant sur la pièce, perturbent la mise en couche et entraînent localement des manques de matière.

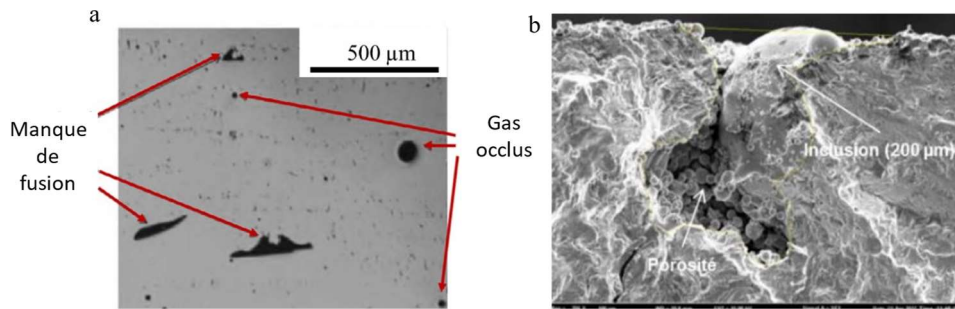


Figure 2-25 : Différents types de porosités : images présentant (a) des porosités liées à un manque de fusion et à du gaz occlus [77] et (b) d'un faciès de rupture amorcée sur une porosité proche d'une inclusion de grande taille issue des éjections de matière [55].

L'obtention de pièces fonctionnelles répondant aux exigences industrielles nécessite des étapes supplémentaires après fabrication des éprouvettes. La porosité résiduelle peut-être diminuée en appliquant des traitements thermomécaniques comme la Compression Isostatique à Chaud (CIC) qui est fréquemment utilisée. La température de maintien doit permettre une recristallisation totale ou partielle (minimum de 1000°C pour l'acier inoxydable 316L) et un temps de maintien de l'ordre d'une heure. Le traitement thermique doit être opéré avant de retirer les supports pour éviter toutes distorsions des pièces. La microstructure se rapproche alors de celle du matériau conventionnel, avec des grains plus équiaxes (**Figure 2-26**), entraînant une diminution de la limite d'élasticité et de la contrainte maximale, et une amélioration de l'allongement à rupture [64,78,79]. Une diminution de l'anisotropie des propriétés mécaniques est aussi observée [80,81]. D'autres traitements thermiques de détensionnement ou de revenu peuvent être envisagés pour réduire les contraintes résiduelles et améliorer les propriétés mécaniques [82].

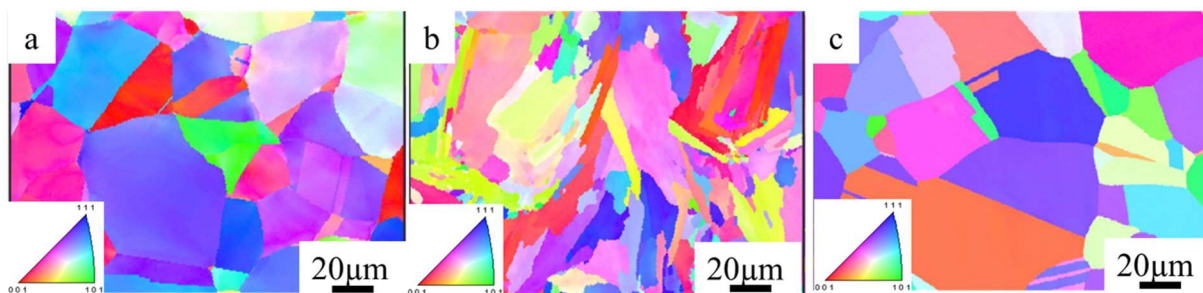


Figure 2-26 : Influence du traitement thermomécanique : images EBSD (a) d'un 316L SS conventionnel, (b) fabriqué par SLM, (c) fabriqué par SLM après CIC (3h à 1150°C sous 1500 bar) [83].

Les procédés de sablage ou de microbillage sont appliqués pour réduire la rugosité en surface des pièces engendrée notamment par l'effet d'escalier de la fabrication couche par couche (**Figure 2-27**). Ces procédés augmentent la plastification locale en surface de l'éprouvette, provoquant une augmentation de la contrainte d'écoulement [29].

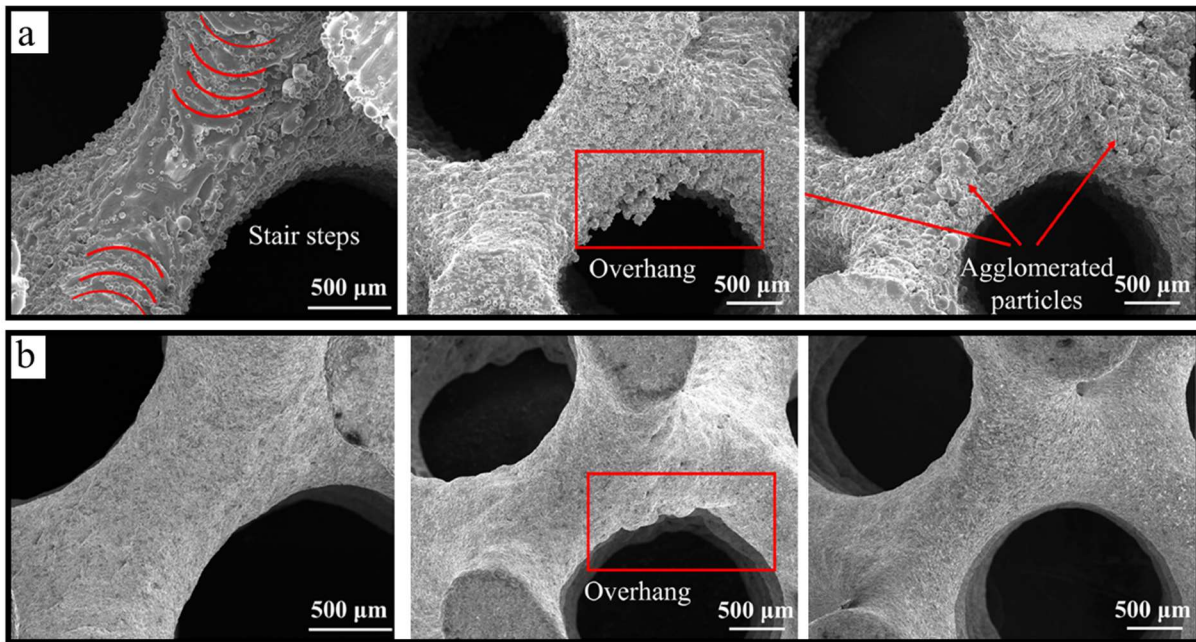


Figure 2-27 : Traitement de sablage : images MEB de structures TPMS Skeletal Gyroid (a) brut de fabrication et (b) après sablage [29].

Une fois le procédé SLM introduit et les caractéristiques principales détaillées, la suite de l'étude bibliographique porte sur les caractérisations microscopique et macroscopique des pièces fabriquées en acier 316L SS par le procédé SLM.

2.3. Caractérisation des pièces fabriquées en 316L SS SLM

Parmi les différents matériaux métalliques disponibles avec le procédé SLM, l'acier 316L SS possède l'un des meilleurs ratios rigidité/ductilité [60]. Cette caractéristique est tout particulièrement recherchée pour la conception d'absorbeurs d'énergie. Les propriétés inoxydables du matériau permettent de limiter les effets de la corrosion sur les pièces [84] et le prix de la poudre (environ $50 \text{ €} \cdot \text{kg}^{-1}$) en fait un matériau relativement économique par rapport aux autres alliages métalliques.

2.3.1. Poudre et microstructure

La composition chimique de la poudre de l'acier 316L SS utilisée avec le procédé SLM est donnée dans le **Tableau 2-2**. Elle est obtenue par atomisation du matériau brut et les particules de poudre ont une forme sphérique (**Figure 2-28a**) avec une distribution de la taille des particules similaire à celle présentée en **Figure 2-28b** avec des diamètres compris entre 15 - 45 μm .

Tableau 2-2 : Composition chimique en pourcentage massique de la poudre de l'acier 316L SS.

Fe	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	N	C	P, S
67-69	16-18	10-14	2-3	2	0,75	< 0,1	< 0,03	< 0,045

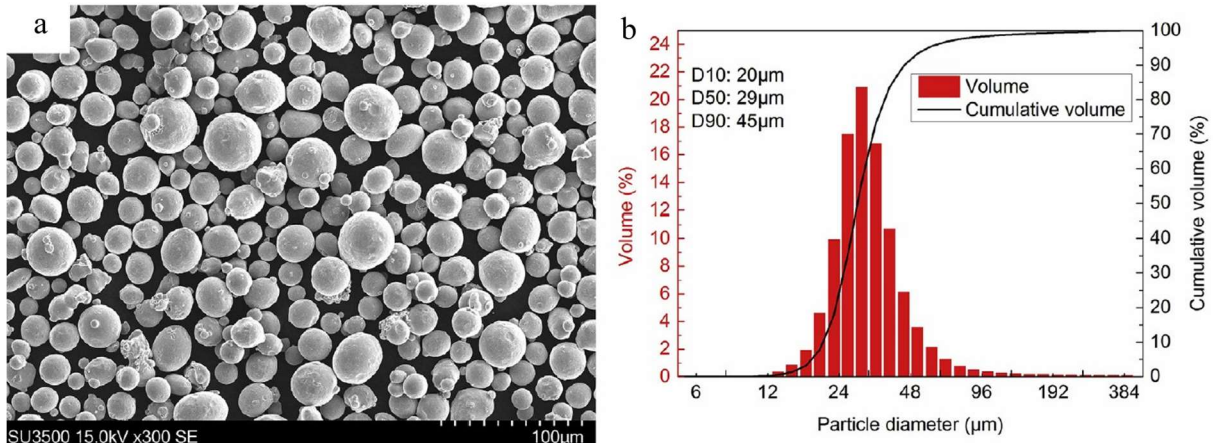


Figure 2-28 : Poudre de l'acier 316L SS : (a) morphologie de la poudre, (b) distribution de la taille des particules [85].

Les aciers 316L SS ont une microstructure constituée d'une phase majoritairement austénitique et une structure cubique à faces centrées [71,86], ceci quel que soit le procédé d'obtention. Dans le cas où cet acier est obtenu par procédés conventionnels, la microstructure est alors équiaxe avec une taille moyenne de grain comprise entre 30 et 80 µm [87,88] (**Figure 2-29a,b**). Une absence de texture cristallographique est également remarquable. Avec le procédé SLM, la microstructure est spécifique (**Figure 2-29c,d**) et se distingue de la précédente par plusieurs aspects. Les grains sont plus hétérogènes avec une taille moyenne inférieure, comprise entre 10 et 30 µm [24,88]. Une sous-structure intragranulaire est présente (**Figure 2-29e,f**), consécutive aux forts gradients thermiques et à des vitesses de refroidissement élevées engendrées par la fusion du lit de poudre [89,90].

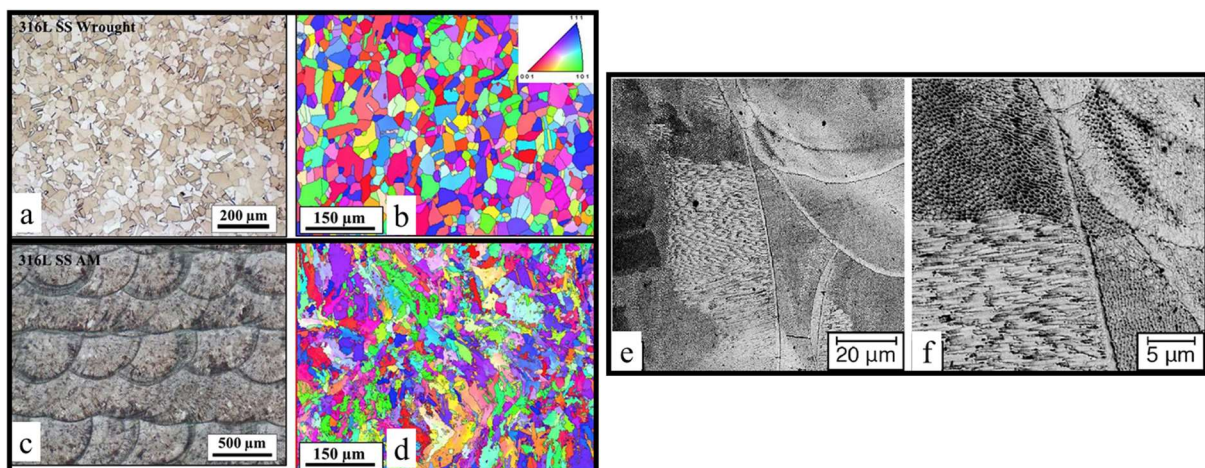


Figure 2-29 : Microstructures de l'acier 316L SS : micrographies optiques et cartographies EBSD du matériau obtenu par (a,b) procédés conventionnels et (c,d) SLM [91] ; (e,f) micrographies prise au MEB de l'acier 316L SS SLM à plusieurs grossissements révélant la sous-structure [24].

Du fait de la fusion couche par couche selon une direction de fabrication (BD : Building direction), deux plans d'observation sont requis pour étudier la microstructure. La **Figure 2-30** montre les microstructures selon un plan normal à la direction d'empilement des strates et selon un plan tangent à cette même direction. Selon le plan normal (**Figure 2-30b**), la stratégie de scan employé est visible avec le passage du faisceau laser. Selon le plan tangent (**Figure 2-30c**), il est possible de voir l'empilement successif des couches dont les bains de fusion ont une forme elliptique avec une profondeur de l'ordre de 100 μm [92,93]. Toujours selon ce même plan, les grains sont de formes colonnaires et orientés selon la BD (**Figure 2-31a**). Cette disposition est favorisée par une croissance épitaxiale qui est causée par le gradient thermique local maximal au moment du refroidissement et la fusion multiple qui impose la même orientation cristallographique à plusieurs bains de fusions adjacents [60]. De ce fait, l'acier 316L SS élaboré par le procédé SLM présente une orientation cristallographique préférentielle parallèlement à la BD [63,70,94]. Dans la littérature, les orientations préférentielles observées pour ce matériau sont $\langle 001 \rangle$ ou $\langle 101 \rangle$ [64,80,95,96]. La **Figure 2-31** illustre ce phénomène de texture pour les deux plans d'observation. Une orientation cristallographique préférentielle selon $\langle 101 \rangle$ est clairement visible avec une majorité de grains colorés en vert et une intensité plus marquée pour cette orientation sur les figures inverses de pôle.

La texture observée n'est pas propre au matériau 316L SS obtenu par SLM puisqu'elle est également constatée sur d'autres matériaux élaborés par SLM [97–99]. C'est donc le procédé de fabrication qui est à l'origine de cette texture de par la vitesse de refroidissement et le gradient thermique. En effet, les choix de la puissance laser et de la méthode de scan influent directement l'orientation cristallographique préférentielle [64,87,93].

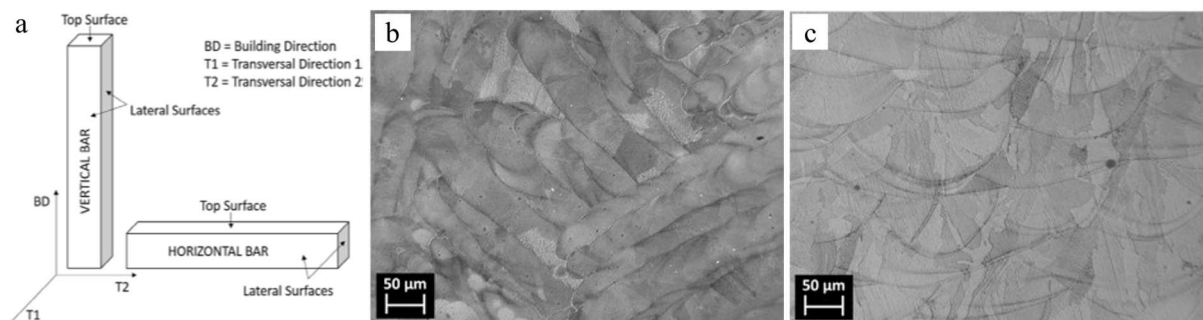


Figure 2-30 : Influence de l'orientation sur la microstructure observée : (a) schéma des orientations verticale et horizontale des barres selon la direction de fabrication (« BD ») et les directions transverses ou de scan ; micrographies optiques de l'acier 316L SS SLM observées selon (b) la « top surface » et (c) la « lateral surface » [93].

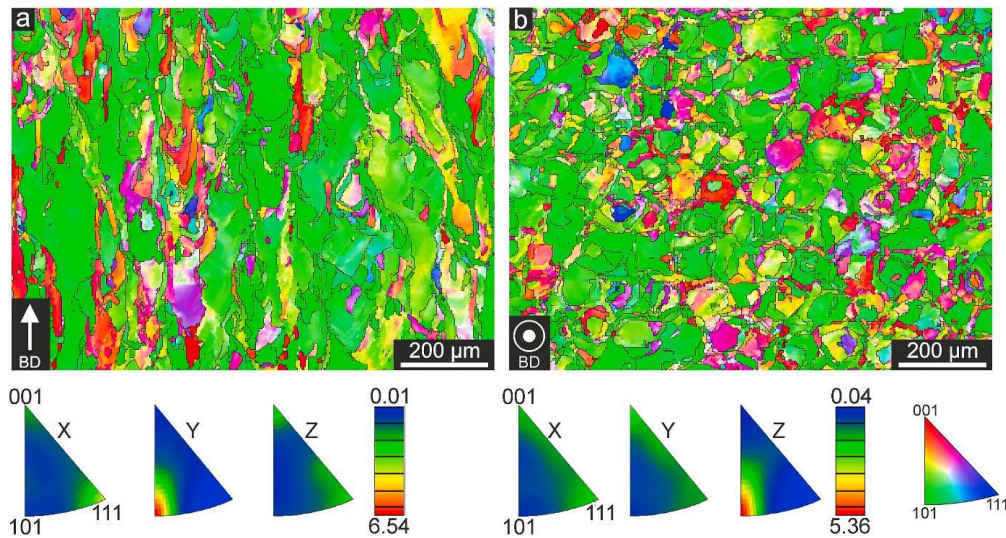


Figure 2-31 : Orientations cristallographiques de l'acier 316L SLM observées dans les plans (a) tangent et (b) normal à la BD grâce aux cartographies EBSD et aux figures inverses de pôle associées [95].

Les pièces fabriquées en acier 316L SS par le procédé SLM présentent une microstructure bien distincte de celles obtenues par procédés conventionnels. Les forts gradients thermiques et les vitesses de refroidissement élevées induits par la fusion laser couche par couche sont notamment responsables de cette différence microstructurale. Après avoir considéré l'échelle microscopique, l'intérêt se porte dorénavant sur le comportement macroscopique avec la caractérisation mécanique du 316L SS élaboré par SLM.

2.3.2. Comportement mécanique en traction uniaxiale

La caractérisation à l'aide d'essais de traction uniaxiaux reste très prisée pour identifier le comportement élasto-plastique des alliages métalliques obtenus par FAM. Il y a cependant une dispersion conséquente des résultats obtenus dans la littérature d'une étude à l'autre. Des caractéristiques et propriétés des poudres très différentes selon le fabricant, des machines d'impression avec des technologies et architectures différentes, une multiplicité des combinaisons des paramètres machines et une grande variabilité des conditions expérimentales d'obtention des éprouvettes sont sans aucun doute en cause [85,100]. Le **Tableau 2-3** fait la synthèse des résultats obtenus par une dizaine d'études en termes de limite élastique YS, de contrainte maximale UTS et de déformation à rupture pour des éprouvettes fabriquées verticalement, diagonalement et horizontalement par rapport à la direction de fabrication. Les orientations des éprouvettes sont présentées dans la **Figure 2-32**.

Tableau 2-3 : Propriétés mécaniques en traction des éprouvettes en acier 316L SS fabriquées par SLM selon trois directions de fabrication, de celles fabriquées par procédés conventionnels (CM) et de la norme ASTM A240 [21,64,85–88,101–108].

Paramètres mécaniques		YS (MPa)			UTS (MPa)			Déformation à rupture(%)		
Direction de fabrication		Verticale	Diagonale	Horizontale	Verticale	Diagonale	Horizontale	Verticale	Diagonale	Horizontale
Matériau SLM	Intervalle	427 - 588	499 - 649	406 - 639	509 - 687	606 - 722	510 - 760	8 - 96	33 - 60	12 - 49
	Moyenne	484 ± 48	564 ± 56	535 ± 61	588 ± 53	662 ± 46	662 ± 60	42 ± 27	42 ± 11	32 ± 12
Matériau CM		255 - 310			535 - 620			30 - 50		
ASTM A240/A240M		170			485			40		

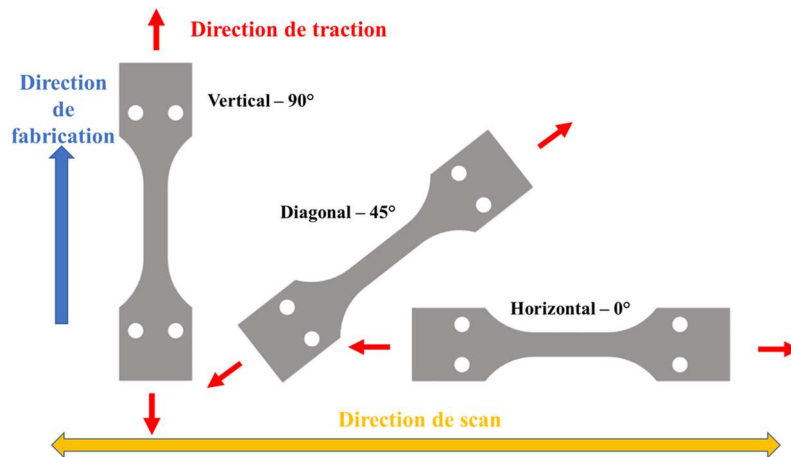


Figure 2-32 : Schéma des différentes orientations d'éprouvettes (verticale, diagonale et horizontale) selon les directions de fabrication (BD), de scan et de traction.

Le **Tableau 2-3** inclut également les propriétés mécaniques de l'acier 316L SS élaboré par procédés conventionnels relevées dans la littérature scientifique. Ainsi la limite d'élasticité YS obtenue sur des éprouvettes SLM est de 40% à 57% supérieure à celle fabriquées par des procédés conventionnels, la contrainte maximale UTS est équivalente voire légèrement supérieure, et la ductilité est similaire bien que plus dispersive. L'augmentation de la limite d'élasticité est attribuée à la diminution de la taille des grains, à l'apparition d'une sous microstructure ou encore à une plus grande densité de dislocation [83,87,90]. En comparaison avec les spécifications préconisées par la norme ASTM A240/A240M [108] définie pour l'acier 316L SS, les valeurs de YS et UTS du matériau SLM sont supérieures aux exigences. Cependant, le critère concernant la déformation à rupture n'est pas vérifié dans tous les cas.

L'érouissage des pièces fabriquées par SLM est bien moindre que celui des éprouvettes obtenues par procédés classiques, notamment à cause d'une limite d'élasticité bien supérieure et une contrainte maximale équivalente (**Figure 2-33**). Le rapport YS/UTS, utilisé pour quantifier l'érouissage, est de l'ordre de 0,7 - 0,9 pour le procédé SLM alors qu'il est de 0,4 - 0,5 pour les procédés classiques [105,109]. Pour ces derniers, Hong *et al.* [110] justifie un érouissage plus élevé grâce au phénomène SIMT (Stress Induced austenite to Martensite Transformation) avec la présence de martensite, ce qui n'est pas le cas avec le procédé SLM.

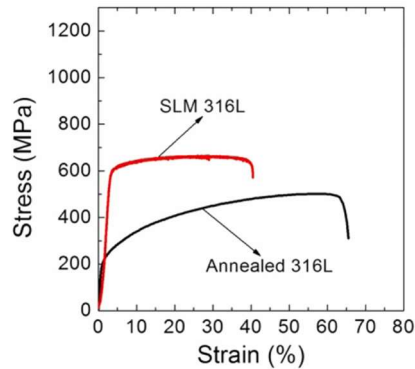


Figure 2-33 : Comparaison de l'écroutissage entre le matériau 316L SS obtenu par SLM et par procédés conventionnels [110].

Les différences microstructurales entre les procédés d'obtention SLM et conventionnels mises en évidence dans la section précédente s'observent également sur le comportement mécanique. Grâce notamment à un raffinement de la microstructure, la limite d'élasticité du matériau SLM est supérieure à celle de celui obtenu par procédés conventionnels.

Dans un contexte de caractérisation de structures destinées à l'absorption d'énergie, se pose la question de l'influence de plusieurs paramètres comme de l'orientation de la matière, la précision dimensionnelle ou encore la sensibilité à la vitesse de déformation. L'état de l'art actuel pour ces trois paramètres est détaillé ci-dessous. De plus, les modèles de comportement communément considérés pour la prédiction de la réponse mécanique du 316L SS SLM sont présentés à la fin de cette section. L'influence des paramètres machine liés au procédé de fabrication sur la réponse mécanique n'est pas approfondie dans cette étude. L'état de l'art de cette thématique est déjà complet et étant donné que dans le cadre de cette thèse, les pièces sont conçues par un sous-traitant externe, il n'est pas possible de modifier les paramètres de fabrication.

2.3.2.1. Orientation de fabrication

Comparativement au matériau élaboré par procédés conventionnels, il y a une influence plus conséquente de la direction de fabrication sur la réponse mécanique du 316L SS SLM. La **Figure 2-35** illustre cette différence de comportement pour trois orientations par rapport à la direction fabrication : 0° (perpendiculaire à la direction de fabrication) - 45° (diagonale) - 90° (parallèle à la direction de fabrication). Sur la limite d'élasticité, il y a une variation maximale de $\pm 10\%$ entre les trois orientations pour le matériau SLM alors qu'elle est de $\pm 7\%$ pour le matériau obtenu par procédés conventionnels. Dans le cas de la contrainte maximale, ces variations sont de respectivement $\pm 11\%$ et $\pm 4\%$.

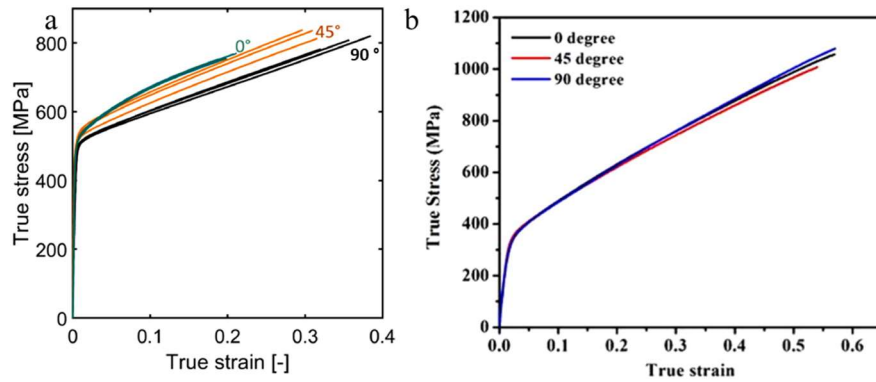


Figure 2-34 : Influence de trois directions de fabrication 0° - 45° - 90° sur la réponse mécanique du 316L SS en régime quasi-statique : courbes contrainte-déformation rationnelles des matériaux (a) SLM [21] et (b) obtenu par procédés conventionnels [111].

Les propriétés mécaniques présentées dans le **Tableau 2-3** concernent également les trois orientations d'éprouvettes 0° - 45° - 90°. Dans la plupart des travaux mentionnés, la limite d'élasticité et la contrainte maximale sont supérieures pour les éprouvettes horizontales (0°). En revanche, pour la ductilité, la distinction est moins importante même si une majorité d'études démontrent une plus grande ductilité pour les éprouvettes verticales (90°). Ceci peut être expliqué par la répartition aléatoire des porosités qui influent directement sur la déformation à rupture en la rendant très dispersive [87,112]. Pour les angles intermédiaires entre 0° (horizontal) et 90° (vertical), les observations ne sont pas les mêmes d'une étude à l'autre. Hitzler *et al.* [105] ont conclu qu'il n'était pas possible de dégager une tendance commune, comme le montre la **Figure 2-35**. La limite d'élasticité et la contrainte maximale sont les plus élevées pour les angles de 0° et/ou 45° et plus faibles pour 90°. Il y a une très légère influence de l'angle de fabrication dans le plan XY. Des écarts maximums de 5% ont ainsi été obtenus sur la limite élastique et sur la contrainte maximale alors qu'ils sont de l'ordre de 10% pour l'angle polaire [103,105].

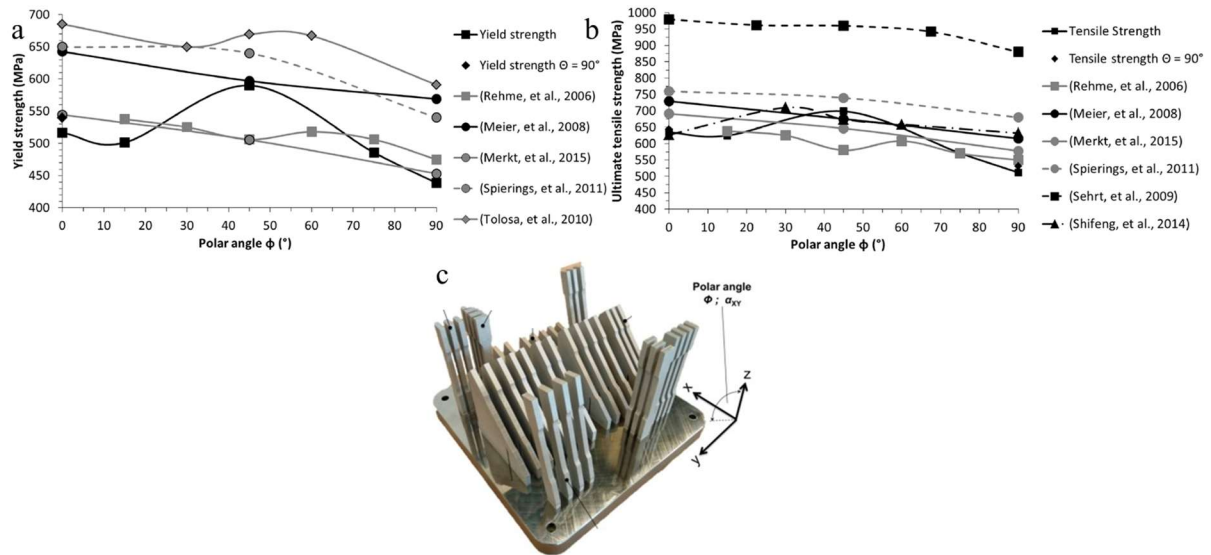


Figure 2-35 : Influence de l'orientation de fabrication sur le 316L SS SLM en quasi-statique : graphiques montrant l'évolution de (a) la limite d'élasticité et de la (b) contrainte maximale en fonction de (c) l'orientation de fabrication des éprouvettes selon la direction de fabrication Z [105].

L'étude de la microstructure permet d'expliquer les différences observées entre ces directions de fabrication. Balit *et al.* [112] considèrent que la propagation des dislocations est plus facile dans le cas des éprouvettes fabriquées verticalement (**Figure 2-36a**), où les grains colonnaires sont orientés dans l'axe de traction, que dans le cas des éprouvettes fabriquées horizontalement où des grains plus fins et plus étroits sont orientés perpendiculairement à l'axe de traction (**Figure 2-36b**). Cela a ainsi pour effet d'avoir une limite d'élasticité et une contrainte plus importante pour ces dernières. Cependant, la ductilité inférieure des éprouvettes horizontales est due à l'alignement des jonctions de scans avec la direction de traction qui font ainsi des porosités de parfaits sites d'initiation de fissure [87]. Les propriétés mécaniques du matériau obtenu par procédés conventionnels sont moins sensibles à la direction de fabrication en raison d'une microstructure homogène et indépendante de l'orientation de fabrication [83].

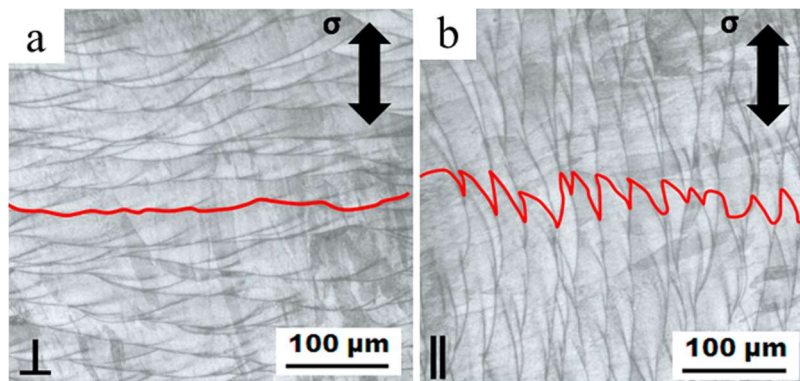


Figure 2-36 : Images optiques des microstructures d'éprouvettes 316L SS SLM (a) verticale et (b) horizontale par rapport à la direction de traction [87].

En considérant les déformations selon les trois directions de l'espace, il est possible de définir un autre paramètre pour quantifier l'influence de la direction de fabrication : le coefficient de Lankford r . Il est permis de caractériser l'anisotropie plastique, qui est calculé à partir la pente de la déformation plastique rationnelle selon la largeur sur la déformation plastique rationnelle à travers l'épaisseur. Ainsi un ratio de 1 sera représentatif d'une isotropie pour la direction de fabrication considérée. Il existe peu d'études qui considèrent ce paramètre pour le 316L SS SLM. Li *et al.* [21] observent de légères différences entre les trois directions de fabrication $0^\circ - 45^\circ - 90^\circ$ avec des valeurs de coefficient comprises entre 0,8 et 1. En considérant seulement des éprouvettes verticales et horizontales, Tancogne-Dejean *et al.* [113] ont mesuré des coefficients de Lankford de respectivement 1,04 et 0,81. Il faut noter que ces éprouvettes plates sont obtenues par découpe dans une feuille de 1 mm d'épaisseur. Les effets de bords liés au procédé SLM ne sont alors pas pris en compte.

En considérant plusieurs orientations relativement à la direction de fabrication, des différences sont remarquées en termes de réponses mécaniques. Celles-ci sont dues à des morphologies et orientations de grains qui varient d'une orientation à l'autre. À ce jour, toutes les études concernant l'influence de la direction de fabrication en traction uniaxiale du 316L SS SLM ont été réalisées avec un chargement quasi-statique. La prise en compte de l'influence de la vitesse de déformation n'a pas été considérée.

2.3.2.2. Epaisseur de pièce

Le procédé SLM permet de concevoir des éléments avec une précision de l'ordre de 100-200 μm [1,53,96,114–118]. Les images MEB de la **Figure 2-37a,b** montre des poutres de diamètre 200 μm étudiée par Gümruk *et al.* [53,116] dans l'optique de concevoir des microlattices. Elles sont fabriquées avec une seule exposition de laser par couche, comme le présente la **Figure 2-37c,d**, ceci aux dépens de la précision géométrique avec un écart type sur le diamètre des poutres de l'ordre de 10% [53]. L'écart est dû aux nombreuses particules de poudres non fondues à la surface, mais aussi à l'intérieur des poutres. Les propriétés mécaniques sont alors inférieures à celles présentées pour le matériau SLM dans le **Tableau 2-3** avec notamment une limite d'élasticité de 280 MPa [117].

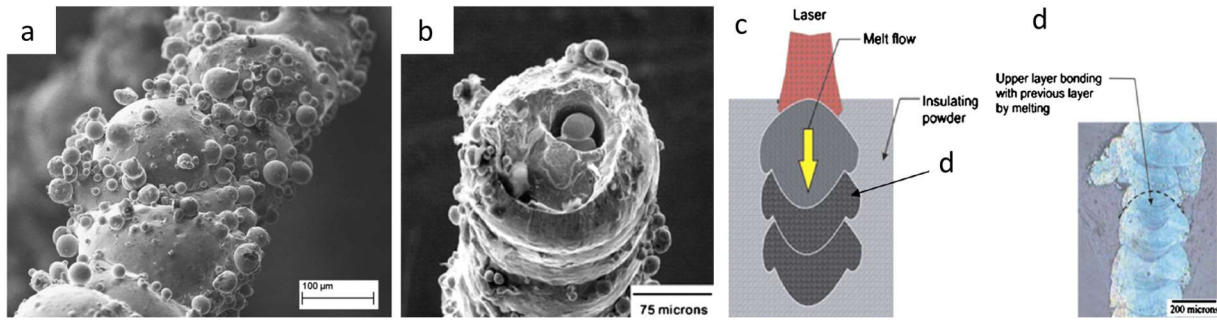


Figure 2-37 : Fabrication des poutres en monocordon en 316L SS SLM : images MEB montrant (a) la surface d'une poutre et (b) un faciès de rupture [116] ; (c) schéma illustrant la fabrication d'une poutre avec une seule exposition du laser et (d) la micrographie associée [118].

La plupart des auteurs considèrent qu'il y a une épaisseur limite en dessous de laquelle la qualité de fabrication des pièces obtenues n'est pas satisfaisante. Ce jugement se base sur la microstructure des pièces et leur taux de porosité, ainsi que la comparaison des propriétés mécaniques avec les standards de la norme ASTM A240. Tancogne-Dejean *et al.* [1] suggèrent un diamètre minimum de 500 µm pour concevoir des pièces avec une précision géométrique raisonnable. C'est ce qui est généralement recommandé par les fabricants pour assurer une impression de bonne qualité.

Leicht *et al.* [96] ont étudié la microstructure de plaques dont l'épaisseur varie de 0,2 à 3 mm. En dessous d'une épaisseur de 0,4 mm, la microstructure a une texture aléatoire et une taille de grains plus faible. Pour une valeur supérieure, les grains ont une croissance colonnaire épitaxiale avec une préférence cristallographique orientée selon la direction de fabrication (**Figure 2-38a**). La modification de la microstructure est principalement affectée par les différences de gradients thermiques et les vitesses de refroidissement. Des observations similaires sur la microstructure sont réalisées par Roach *et al.* [115]. Ces derniers remarquent également une qualité de fabrication moindre pour les éprouvettes dont l'épaisseur est inférieure à 0,6 mm. Wang *et al.* [60] constatent dans un premier temps une augmentation de la limite d'élasticité et de la contrainte maximale de respectivement 39% et 27% pour des diamètres allant de 0,25 mm à 1 mm, puis une stabilisation des deux paramètres mécaniques pour des épaisseurs supérieures (**Figure 2-38b**). Les auteurs observent que les valeurs de limite d'élasticité et contrainte maximale pour les épaisseurs de 1 et 2 mm sont supérieures à celles du matériau obtenu par procédés conventionnels, alors que ce n'est pas le cas pour des épaisseurs inférieures.

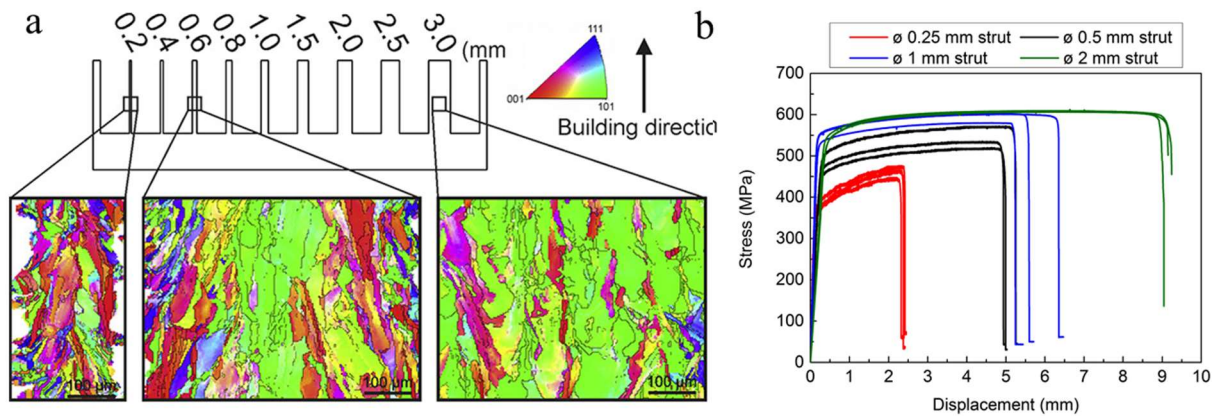


Figure 2-38 : Influence de l'épaisseur de fabrication sur le 316L SS SLM : (a) images EBSD de pièces avec des épaisseurs de 0,2 – 0,6 – 3,0 mm [96] ; (b) courbes contrainte-déformation conventionnelles d'éprouvettes cylindriques dont le diamètre varie de 0,2 à 2 mm [60].

Pour des valeurs d'épaisseurs inférieures ou égales à 0,6mm, des variations marquées de la microstructure sont notables avec notamment une qualité de fabrication diminuée. En termes de comportement mécanique, cela se traduit par des valeurs de limite d'élasticité et de contrainte maximale inférieures de 27% minimum par rapport à des épaisseurs de 1 mm et plus. Comme le souligne Leicht et al. [119], l'épaisseur des pièces considérées doit être pris en compte au moment de la phase de conception pour prévenir toute erreur de dimensionnement au niveau de la tenue mécanique. Les essais de traction réalisés pour caractériser l'influence de l'épaisseur se limitent à des chargements quasi-statiques. La vitesse de déformation n'est pas prise en compte alors que celle-ci peut avoir une influence aux vues des différences observées sur les microstructures.

2.3.2.3. Sensibilité à la vitesse de déformation

La sensibilité à la vitesse de déformation est un paramètre important à prendre en compte pendant la phase de caractérisation du matériau. En augmentant la vitesse de déformation, les matériaux sensibles à la vitesse de déformation ont une augmentation des propriétés mécaniques [1] qui est causée par plusieurs facteurs, dont la multiplication des dislocations, la nucléation et la croissance des macles [120]. Il convient alors d'identifier et de quantifier ces variations de comportement.

Dans le cas du 316L SS SLM, les travaux recensés ont été menés à des vitesses de déformation maximales de 10^2 s^{-1} pour des géométries d'éprouvettes et 10^4 s^{-1} pour des poutres monocordons (**Figure 2-37**). Pour ces dernières, la caractérisation est rendue complexe en raison de la qualité de fabrication des poutres qui n'est pas garantie pour de faibles diamètres de l'ordre de 200 – 300 μm [53], et des méthodes de mesures difficiles à mettre en place. Pour des éprouvettes fabriquées verticalement, Li *et al.* [21] observent une augmentation de la limite d'élasticité de 26% pour des vitesses de déformation allant de 10^{-3} à 10^2 s^{-1} (**Figure 2-39a**). Ces derniers remarquent également une diminution de la ductilité à des vitesses de déformation plus élevées qui se traduit par une concentration

de cupules plus conséquente sur les faciès de ruptures (**Figure 2-39b,c**). Bien que Li *et al.* [71] constatent aussi cette tendance, Khodabakhsi *et al.* [121] ne voient pas d'évolution de la ductilité avec la vitesse de déformation.

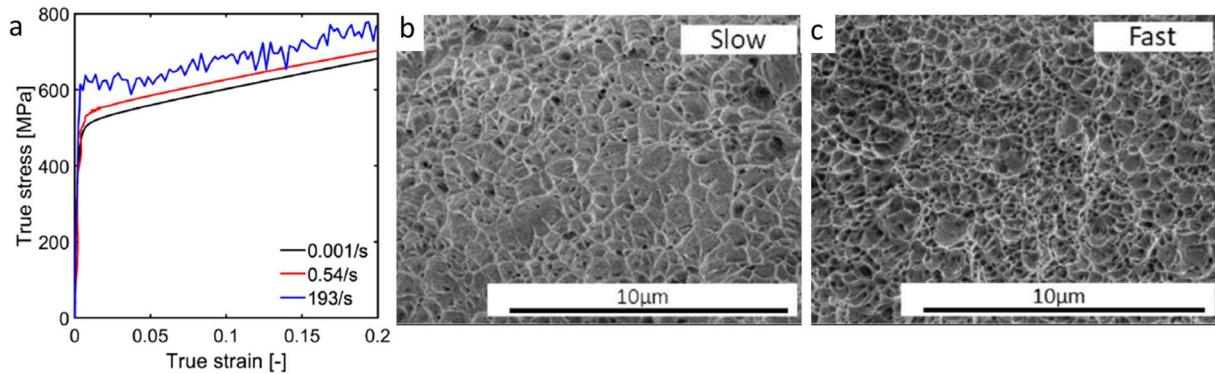


Figure 2-39 : Sensibilité à la vitesse de déformation du 316L SS SLM : (a) courbe contrainte-déformation des essais de traction pour des vitesses de déformation de 0,001 – 0,54 - 193 s^{-1} ; images MEB des faciès de rupture à (b) 0,001 s^{-1} et (c) 193 s^{-1} [21].

Afin de quantifier la sensibilité à la vitesse de déformation, des études [71,121] utilisent le critère de Hart, défini par l'équation ci-dessous :

$$m = \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \dot{\epsilon}} \quad (8)$$

avec σ la contrainte d'écoulement et $\dot{\epsilon}$ la vitesse de déformation. La valeur de contrainte d'écoulement prise en compte peut être la limite élastique [71] ou la contrainte maximale [121]. Pour des éprouvettes fabriquées horizontalement avec des vitesses de déformation comprises entre $10^{-5} s^{-1}$ et $1 s^{-1}$, Li *et al.* [71] obtiennent une valeur pour m de 0,0248 en considérant la limite d'élasticité tandis que Khodabakhsi *et al.* [121] trouvent une valeur de 0,0102 en considérant la contrainte maximale. Dans le cas du 316L SS fabriqué par procédés conventionnels, les mêmes auteurs relèvent une valeur inférieure de m de 0,0061 qui démontre une sensibilité à la vitesse de déformation moins importante [121]. La valeur supérieure de m pour le matériau SLM est justifiée par le raffinement de la microstructure.

L'augmentation de la vitesse de déformation, jusqu'au maximum $10^2 s^{-1}$, se traduit par une augmentation de la contrainte d'écoulement, de 26% de la limite d'élasticité, alors que la déformation à rupture, elle, ne semble pas montrer de sensibilité à la vitesse de déformation. Le matériau 316L SS SLM démontre une sensibilité à la vitesse de déformation plus importante que le matériau élaboré par procédés conventionnels à cause d'un raffinement de la microstructure. Il serait intéressant de considérer des vitesses de déformation plus importantes, de l'ordre de $10^3 s^{-1}$, où des effets thermiques et des changements de mécanisme de déformation [53] pourraient altérer la sensibilité à la vitesse de déformation.

2.3.2.4. Loi de comportement

Grâce aux données issues des essais mécaniques, des lois matériaux peuvent être établies pour modéliser le comportement du matériau. Ces dernières peuvent alors être utilisées à des fins numériques pour prédire le comportement en compression des structures lattices ou TPMS élaborées par le procédé SLM. Dans la majorité des études de modélisation du comportement du 316L SS SLM, l'hypothèse de l'isotropie est faite [48,117,122–124]. La plupart de ces travaux considèrent le modèle de Johnson-Cook (JC) [125]. Il décrit le comportement plastique d'un matériau avec la possibilité de prendre en compte les effets de température et de sensibilité à la vitesse de déformation. Cela se traduit par une relation contrainte-déformation rationnelle avec l'équation suivante :

$$\sigma = (A + B\varepsilon_p^n) \left(1 + C \ln \frac{\dot{\varepsilon}_p}{\dot{\varepsilon}_0}\right) \left(1 - \left(\frac{T - T_0}{T_f - T_0}\right)^{m_T}\right) \quad (9)$$

Dans le premier terme, A est la limite d'élasticité du matériau, B et n décrivent l'écrouissage. Le deuxième terme caractérise la sensibilité à la vitesse de déformation avec C un coefficient adimensionné, $\dot{\varepsilon}_p$ la vitesse de déformation courante et $\dot{\varepsilon}_0$ la vitesse de déformation de référence. Le troisième terme est lié à la dépendance aux effets thermiques avec T_f la température de fusion, T_0 la température ambiante et m_T le coefficient d'adoucissement. Plusieurs jeux de paramètres issus de la littérature sont présentés dans le **Tableau 2-4**.

Tableau 2-4 : Paramètres de modèles JC du 316L SS SLM issus de la littérature.

	A (MPa)	B (MPa)	n	C	m_T	T_0 (K)	T_m (K)
Cao et al. 2020 [48]	310	622	0,8	0,1	0,87	283	1800
Li et al. 2015 [117]	280	767	0,59				
Platek et al. 2020 [122]	542	303	0,29	0,028			
Yang et al. 2017 [123]	380	825	0,73	0,115			
Bevan et al. 2017 [124]	514	1472	0,61	0,01			

En prenant en compte l'anisotropie plastique via les coefficients de Lankford, certains auteurs [21,113] ont modélisé le comportement du 316L SS SLM en considérant l'influence de la direction de fabrication. Le modèle utilisé se base alors sur une loi de plasticité quadratique non associée avec de l'écrouissage du modèle Swift-Voce, les effets de la température et de la vitesse de déformation du modèle JC. Cependant, cela nécessite une campagne expérimentale plus conséquente avec des essais de cisaillement et de recalage à l'aide de modèles numériques.

Tancogne-Dejean *et al.* [113] estiment que modéliser l'anisotropie et la sensibilité à la vitesse de déformation sont nécessaires pour décrire avec précision la réponse du matériau élaboré par SLM. Cependant, la sensibilité à la vitesse de déformation est indispensable afin d'obtenir une précision

correcte alors que la prise en compte de l'anisotropie est bien moins importante sur la précision du modèle numérique.

La littérature propose une multitude de modèles matériaux de type JC permettant de modéliser le comportement isotrope du 316L SS SLM. Quelques études proposent des modèles permettant de prendre en compte l'anisotropie du même matériau, qui nécessite cependant une lourde campagne expérimentale. De plus, il semblerait que la considération de l'anisotropie apparait comme moins influente que la sensibilité à la vitesse de déformation pour prédire le comportement en compression des matériaux cellulaires élaborés par SLM.

2.4. Conclusion

L'utilisation de la FAM, plus spécialement du procédé SLM, est de plus en plus commune aujourd'hui dans les industries de haute technologie. Ce procédé rend possible la fabrication de géométries complexes inconcevables auparavant avec les procédés conventionnels. Cependant, les pièces issues de ce procédé ne peuvent pas encore être utilisées pour toutes les applications industrielles, car l'influence de la fusion sélective sur lit de poudre sur le comportement mécanique du matériau constitutif résultant n'est pas encore totalement connue.

En effet, les éprouvettes fabriquées par SLM ont une microstructure singulière avec des propriétés mécaniques en traction très intéressantes vis-à-vis des procédés conventionnels. Les vitesses de refroidissement importantes au cours de la fabrication génèrent une microstructure raffinée avec des grains colonnaires de forme et de taille hétérogène avec une possible texturation selon la direction de fabrication. Les paramètres du procédé tels que la puissance, l'épaisseur de couche ou encore la stratégie de scan sont les principaux facteurs influents la qualité du produit fini. C'est pourquoi leur étude est déjà relativement approfondie et qu'une étape d'optimisation et de caractérisation paramétrique est réalisée sur chaque machine SLM.

D'autres paramètres que ceux du procédé peuvent modifier la réponse mécanique. L'orientation de fabrication de l'éprouvette amène à un comportement qui peut être qualifié d'anisotrope avec des écarts sur la limite d'élasticité de 10%. Le choix des dimensions des pièces, dont notamment l'épaisseur, est cruciale lorsque de faibles valeurs proches des limites de précision du procédé sont considérées. Pour des épaisseurs d'éprouvettes proches de 0,5 mm, une moins bonne qualité de fabrication est constatée. Ceci se répercute sur le comportement mécanique avec des propriétés mécaniques bien inférieures à ce qui est obtenu usuellement pour le 316L SS SLM. Pour ces deux facteurs, l'ensemble des études concernant l'acier inoxydable 316L SS SLM se résument à des chargements quasi-statique en traction uniaxiale, sans prendre en compte l'influence de la vitesse de déformation. De plus, l'analyse de ce

dernier paramètre pour un type d'éprouvette donnée est limitée à des vitesses de déformation de 10^2 s^{-1} , ne permettant pas d'observer certains phénomènes apparaissant à de plus hautes vitesses de déformation.

3. Résumé de l'étude bibliographique et conclusion

La croissance des procédés de FAM permet aujourd'hui de concevoir des matériaux cellulaires innovants. Les premiers travaux montrent des capacités d'absorption d'énergie équivalentes voir même supérieures aux matériaux cellulaires déjà existants. Dans l'optique d'assurer la qualité des pièces élaborées par FAM, la caractérisation du comportement mécanique du matériau constitutif est indispensable et nécessite une analyse microstructurale complémentaire.

Le **Tableau 2-5** récapitule les principaux travaux réalisés sur l'étude des capacités d'absorption d'énergie des structures TPMS. Il permet de mettre en avant le manque de données pour le couplage expérimental/numérique sous plusieurs vitesses de sollicitation en comparant plusieurs géométries TPMS. Cependant, c'est bien grâce à ce couplage qu'il est possible de déterminer les paramètres clés pour avoir la meilleure efficacité structurale possible.

Tableau 2-5 : Synthèse des thématiques abordées relatives à la caractérisation des capacités d'absorption d'énergie des structures TPMS.

Articles	Familles de TPMS		Régime		Couplage expérimental-numérique		VER	Direction de chargement
	Sheet	Skeletal	Quasi-statique	Dynamique	Expérimental	Numérique		
Zhang et al 2018 [14]	✓	✗	✓	✗	✓	✓	✗	✗
Novak et al 2021 [16]	✓	✗	✓	✓	✓	✗	✗	✗
AlMahri et al 2021 [33]	✓	✗	✓	✓	✓	✗	✗	✗

La complexité de la géométrie des structures TPMS de par les orientations multiples et les fines épaisseurs de surfaces nécessite une étude de caractérisation du matériau constitutif pour vérifier la qualité de fabrication dans certaines conditions limites pour le procédé SLM. Les limites en termes de design des pièces obtenues par SLM ne sont pas clairement identifiées. Aucune épaisseur critique n'a été aujourd'hui définie afin d'obtenir un comportement mécanique similaire à celui détaillé dans les normes. Pourtant, de fortes altérations ont été constatées en se rapprochant des limites de précision dimensionnelles du procédé SLM. Bien que certaines études aient cherché à caractériser la microstructure et les performances du 316L SS SLM, la réponse dynamique, notamment en ce qui concerne les effets d'anisotropie, reste relativement peu définie.

Ainsi, les travaux de cette thèse visent à apporter des éléments de réponses nouveaux ou complémentaires à l'état de l'art. Ils sont décomposés en plusieurs parties. Une première partie, qui fait l'objet du deuxième chapitre, concerne la caractérisation du matériau constitutif des structures TPMS, en l'occurrence le 316L SS élaboré par SLM. Les enjeux sont de déterminer l'influence du procédé SLM sur le comportement mécanique en traction du 316L SS en considérant des paramètres critiques liés au design des structures TPMS. Cette étude se fait ainsi à travers plusieurs paramètres que sont la direction de fabrication, l'épaisseur des éprouvettes et la sensibilité à la vitesse de déformation.

La deuxième partie de la thèse s'intéresse aux capacités d'absorption d'énergie des structures TPMS. Ainsi, dans le troisième chapitre, une campagne expérimentale est entreprise pour étudier la réponse mécanique en compression uniaxiale sous plusieurs vitesses de sollicitations de différentes structures TPMS. L'état de l'art actuel pour ces dernières est principalement orienté sur les chargements quasi-statiques et pour des géométries TPMS de type Sheet. Or, dans l'optique de développer des absorbeurs d'énergie, il est d'intérêt de considérer l'influence de la vitesse de sollicitation et de plusieurs types de géométries (Sheet vs Skeletal) afin de déterminer quels sont les paramètres clefs pour ce type d'application.

Dans le quatrième chapitre, des modèles numériques Eléments Finis (EF) des différentes structures TPMS étudiées sont développés en utilisant les lois de comportement du matériau constitutif préalablement identifiées. L'intérêt de ces modèles est de pouvoir appréhender les mécanismes locaux de déformation que la mesure expérimentale seule ne permet pas et de pouvoir bâtir des outils de prédiction des propriétés mécaniques et de dimensionnement d'absorbeurs d'énergie à structures TPMS.

Table des figures :

Figure 2-1 : Macrographies : (a) structure en nid-d'abeilles, (b) mousse à porosité ouverte [3].	16
Figure 2-2 : Macrographies : (a) mousse en polyuréthane à cellules ouvertes, (b) mousse en polyéthylène à cellules fermées [3].	17
Figure 2-3 : Structures en nids-d'abeilles : (a) photo d'une structure en nids-d'abeilles avec un motif hexagonal, schémas présentant les procédés (b) d'expansion et (c) de pré-ondulation [5].	18
Figure 2-4 : Structures 3D : (a) exemples de différents motifs de structures lattices, Skeletal et Sheet TPMS [12], (b) déclinaisons du motif Gyroid en deux sous-familles Sheet et Skeletal [13].	19
Figure 2-5 : Comportement typique d'un matériau cellulaire soumis à une compression uniaxiale : courbe contrainte-déformation présentant les deux comportements « stretching-dominated » et « bending-dominated » avec les paramètres mécaniques principaux.	20
Figure 2-6 : Lois de GA pour différentes structures lattices et TPMS fabriquées en acier maraging par SLM [14] : (a) module apparent, (b) contrainte plateau, (c) SEA.	21
Figure 2-7 : Courbes contrainte-déformation schématiques : (a) mousse élastomère, (b) mousse élastoplastique, (c) mousse fragile [3].	22
Figure 2-8 : Mécanismes de déformation pour trois niveaux de déformation : (a-d) essais expérimentaux et (e-h) simulations numériques des Sheet Primitive, Diamond, Gyroid et du lattice BCC, respectivement. Les flèches indiquent les couches où la localisation de la déformation se produit [14].	23
Figure 2-9 : Graphiques comparatif des matériaux cellulaires (en police rouge les Sheet TPMS) avec en ordonnée l'énergie spécifique absorbée et en abscisse la contrainte plateau [15].	24
Figure 2-10 : Qualité de fabrication des Sheet TPMS : (a) graphique comparant la densité relative mesurée et celle théorique pour les cinq Sheet TPMS, (b) mesures de l'épaisseur des parois du modèle numérique et de la structure imprimée des motifs Primitive et IWP [33] ; (c) images CT (Computed Tomography) et (d) reconstruction 3D du Sheet Gyroid après fabrication [8].	26
Figure 2-11 : Etudes de l'influence du nombre de motif : (a) TPMS Sheet Primitif avec 2 – 3 – 4 ; (b) courbes contrainte-déformation apparentes et (c) graphique du module d'Young et de la contrainte pic en fonction du nombre de motifs [38].	27
Figure 2-12 : Réponses mécaniques à une sollicitation de compression quasi-statique : courbes contrainte-déformation apparentes (a) expérimentales et numériques du TPMS Sheet Gyroid pour plusieurs densités relatives [14], (b) expérimentales d'un TPMS Skeletal Gyroid avec une densité relative de 15% [29] ; énergie absorbée jusqu'à une déformation de 25% de plusieurs motifs TPMS Skeletal (mauve) et Sheet (noir) et de lattices (rouge) pour deux densités relatives [19].	28
Figure 2-13 : Représentations spatiales 3D des surfaces du module d'Young effectif homogénéisé de motifs Sheet et Skeletal TPMS avec également des motifs lattices et nid d'abeilles, ceci pour différentes densités relatives [40–43].	30
Figure 2-14 : Influence de la direction de chargement : (a) modèle 3D du Skeletal Gyroid présentant en bleu la partie découpée par électroérosion (EDM) ; (b) courbes contrainte-déformation selon les trois directions de chargement [29].	31
Figure 2-15 : Régimes de compression pour différentes vitesses de déformation ou de chargement [45].	32
Figure 2-16 : Sensibilité à la vitesse de déformation du TPMS Sheet Diamond fabriqué en 316L SS SLM avec une densité relative de 30% [33].	33
Figure 2-17 : Courbes contrainte-déformation apparentes quasi-statique et dynamiques issues de simulations EF de la compression d'une mousse en aluminium à porosité ouverte [51].	34
Figure 2-18 : Dimensions extrêmes atteignables par la FA: (a) micrographie prise au Microscope Optique à Balayage (MEB) d'une poutre de structure lattice de diamètre 0,2 mm fabriquée en acier 316L inoxydable par procédé SLM [53] ; (b) photo du bateau 3Dirigo mesurant 7,62m de long pour une masse de 2 tonnes [54].	37

Figure 2-19 : Classification de la FAM en deux grandes familles.	38
Figure 2-20 : Illustrations et schémas de principe des trois principaux procédés de la FAM : (a) SLM, (b) EBM et (c) LDMD [59].	39
Figure 2-21 : Fusion sur lit de poudre : schémas illustratifs du (a) processus de solidification [62] et (b) du procédé SLM avec les principaux paramètres (e, P, v et h).	40
Figure 2-22 : Représentation de plusieurs stratégies de scan : (a) pas d'alternance entre les couches successives – (b) alternance à 90° - (c) alternance à 45° - (d) damier avec une alternance à 90°.	41
Figure 2-23 : (a) Illustration de l'effet d'escalier et (b) images d'une surface extérieure présentant des particules non fondues en faible quantité sur la face supérieure et abondante sur la face inférieure [2].	41
Figure 2-24 : Porosité de type « Keyhole » : (a) Schéma du piégeage des porosités dans un cas de Keyhole [74] ; images de porosités engendrées par un Keyhole (b) vue de profil et (c) vue de face sur un monocordon [73].	42
Figure 2-25 : Différents types de porosités : images présentant (a) des porosités liées à un manque de fusion et à du gaz occlus [77] et (b) d'un faciès de rupture amorcée sur une porosité proche d'une inclusion de grande taille issue des éjections de matière [55].	43
Figure 2-26 : Influence du traitement thermomécanique : images EBSD (a) d'un 316L SS conventionnel, (b) fabriqué par SLM, (c) fabriqué par SLM après CIC (3h à 1150°C sous 1500 bar) [83].	43
Figure 2-27 : Traitement de sablage : images MEB de structures TPMS Skeletal Gyroid (a) brut de fabrication et (b) après sablage [29].	44
Figure 2-28 : Poudre de l'acier 316L SS : (a) morphologie de la poudre, (b) distribution de la taille des particules [85].	45
Figure 2-29 : Microstructures de l'acier 316L SS : micrographies optiques et cartographies EBSD du matériau obtenu par (a,b) procédés conventionnels et (c,d) SLM [91] ; (e,f) micrographies prise au MEB de l'acier 316L SS SLM à plusieurs grossissements révélant la sous-structure [24].	45
Figure 2-30 : Influence de l'orientation sur la microstructure observée : (a) schéma des orientations verticale et horizontale des barres selon la direction de fabrication (« BD ») et les directions transverses ou de scan ; micrographies optiques de l'acier 316L SS SLM observées selon (b) la « top surface » et (c) la « lateral surface » [93].	46
Figure 2-31 : Orientations cristallographiques de l'acier 316L SLM observées dans les plans (a) tangent et (b) normal à la BD grâce aux cartographies EBSD et aux figures inverses de pôle associées [95]. ..	47
Figure 2-32 : Schéma des différentes orientations d'éprouvettes (verticale, diagonale et horizontale) selon les directions de fabrication (BD), de scan et de traction.	48
Figure 2-33 : Comparaison de l'écrouissage entre le matériau 316L SS obtenu par SLM et par procédés conventionnels [110].	49
Figure 2-34 : Influence de trois directions de fabrication 0° - 45° - 90° sur la réponse mécanique du 316L SS en régime quasi-statique : courbes contrainte-déformation rationnelles des matériaux (a) SLM [21] et (b) obtenu par procédés conventionnels [111].	50
Figure 2-35 : Influence de l'orientation de fabrication sur le 316L SS SLM en quasi-statique : graphiques montrant l'évolution de (a) la limite d'élasticité et de la (b) contrainte maximale en fonction de (c) l'orientation de fabrication des éprouvettes selon la direction de fabrication Z [105].	51
Figure 2-36 : Images optiques des microstructures d'éprouvettes 316L SS SLM (a) verticale et (b) horizontale par rapport à la direction de traction [87].	51
Figure 2-37 : Fabrication des poutres en monocordon en 316L SS SLM : images MEB montrant (a) la surface d'une poutre et (b) un faciès de rupture [116] ; (c) schéma illustrant la fabrication d'une poutre avec une seule exposition du laser et (d) la micrographie associée [118].	53
Figure 2-38 : Influence de l'épaisseur de fabrication sur le 316L SS SLM : (a) images EBSD de pièces avec des épaisseurs de 0,2 – 0,6 – 3,0 mm [96] ; (b) courbes contrainte-déformation conventionnelles d'éprouvettes cylindriques dont le diamètre varie de 0,2 à 2 mm [60].	54

Figure 2-39 : Sensibilité à la vitesse de déformation du 316L SS SLM : (a) courbe contrainte-déformation des essais de traction pour des vitesses de déformation de 0,001 – 0,54 - 193 s⁻¹ ; images MEB des faciès de rupture à (b) 0,001 s⁻¹ et (c) 193 s⁻¹ [21]. 55

Table des tableaux :

Tableau 2-1 : Comparaison des trois principaux procédés de la FAM [57,58], +++ signifie que le procédé est très adapté et + signifie que le procédé n'est pas adapté.....	39
Tableau 2-2 : Composition chimique en pourcentage massique de la poudre de l'acier 316L SS.	45
Tableau 2-3 : Propriétés mécaniques en traction des éprouvettes en acier 316L SS fabriquées par SLM selon trois directions de fabrication, de celles fabriquées par procédés conventionnels (CM) et de la norme ASTM A240 [21,64,85–88,101–108].	48
Tableau 2-4 : Paramètres de modèles JC du 316L SS SLM issus de la littérature.	56
Tableau 2-5 : Synthèse des thématiques abordées relatives à la caractérisation des capacités d'absorption d'énergie des structures TPMS.	58

Références :

- [1] Tancogne-Dejean T, Spierings AB, Mohr D. Additively-manufactured metallic micro-lattice materials for high specific energy absorption under static and dynamic loading. *Acta Materialia* 2016;116:14–28. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.05.054>.
- [2] Maconachie T, Leary M, Lozanovski B, Zhang X, Qian M, Faruque O, et al. SLM lattice structures: Properties, performance, applications and challenges. *Materials & Design* 2019;108137. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.108137>.
- [3] Gibson LJ, Ashby MF. *Cellular Solids: Structure and Properties*. Cambridge Core 1997. <https://doi.org/10.1017/CBO9781139878326>.
- [4] Ashby MF, Evans T, Fleck NA. *Metal Foams: a design guide*. Elsevier; 2000. <https://doi.org/10.1016/B978-0-7506-7219-1.X5000-4>.
- [5] BINÉTRUY C. Structures sandwiches. Ref: TIP100WEB - “Plastiques et composites” 2008. <https://www.techniques-ingenieur.fr/base-documentaire/materiaux-th11/materiaux-composites-presentation-et-renforts-42142210/structures-sandwiches-am5141/> (accessed February 2, 2021).
- [6] Blakey-Milner B, Gradl P, Snedden G, Brooks M, Pitot J, Lopez E, et al. Metal additive manufacturing in aerospace: A review. *Materials & Design* 2021;209:110008. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2021.110008>.
- [7] Novak N, Vesenjajk M, Krstulović-Opara L, Ren Z. Mechanical characterisation of auxetic cellular structures built from inverted tetrapods. *Composite Structures* 2018;196:96–107. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2018.05.024>.
- [8] Li X, Xiao L, Song W. Compressive behavior of selective laser melting printed Gyroid structures under dynamic loading. *Additive Manufacturing* 2021;102054. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2021.102054>.
- [9] Rajagopalan S, Robb RA. Schwarz meets Schwann: Design and fabrication of biomorphic and durataxic tissue engineering scaffolds. *Medical Image Analysis* 2006;10:693–712. <https://doi.org/10.1016/j.media.2006.06.001>.
- [10] Schoen AH. Reflections concerning triply-periodic minimal surfaces. *Interface Focus* 2012;2:658–68. <https://doi.org/10.1098/rsfs.2012.0023>.
- [11] Yang L, Yan C, Han C, Chen P, Yang S, Shi Y. Mechanical response of a triply periodic minimal surface cellular structures manufactured by selective laser melting. *International Journal of Mechanical Sciences* 2018;148:149–57. <https://doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2018.08.039>.
- [12] Benedetti M, du Plessis A, Ritchie RO, Dallago M, Razavi SMJ, Berto F. Architected cellular materials: A review on their mechanical properties towards fatigue-tolerant design and fabrication. *Materials Science and Engineering: R: Reports* 2021;144:100606. <https://doi.org/10.1016/j.mser.2021.100606>.

- [13] Al-Ketan O, Rezgui R, Rowshan R, Du H, Fang NX, Al-Rub RKA. Microarchitected Stretching-Dominated Mechanical Metamaterials with Minimal Surface Topologies. *Advanced Engineering Materials* 2018;20:1800029. <https://doi.org/10.1002/adem.201800029>.
- [14] Zhang L, Feih S, Daynes S, Chang S, Wang MY, Wei J, et al. Energy absorption characteristics of metallic triply periodic minimal surface sheet structures under compressive loading. *Additive Manufacturing* 2018;23:505–15. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.08.007>.
- [15] Yin H, Liu Z, Dai J, Wen G, Zhang C. Crushing behavior and optimization of sheet-based 3D periodic cellular structures. *Composites Part B: Engineering* 2020;182:107565. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2019.107565>.
- [16] Novak N, Al-Ketan O, Krstulović-Opara L, Rowshan R, Abu Al-Rub RK, Vesenjak M, et al. Quasi-static and dynamic compressive behaviour of sheet TPMS cellular structures. *Composite Structures* 2021;266:113801. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2021.113801>.
- [17] Bonatti C, Mohr D. Large deformation response of additively-manufactured FCC metamaterials: From octet truss lattices towards continuous shell mesostructures. *International Journal of Plasticity* 2017;92:122–47. <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2017.02.003>.
- [18] Rashed MG, Ashraf M, Mines RAW, Hazell PJ. Metallic microlattice materials: A current state of the art on manufacturing, mechanical properties and applications. *Materials & Design* 2016;95:518–33. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.01.146>.
- [19] Al-Ketan O, Rowshan R, Abu Al-Rub RK. Topology-mechanical property relationship of 3D printed strut, skeletal, and sheet based periodic metallic cellular materials. *Additive Manufacturing* 2018;19:167–83. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2017.12.006>.
- [20] Zhao M, Zhang DZ, Liu F, Li Z, Ma Z, Ren Z. Mechanical and energy absorption characteristics of additively manufactured functionally graded sheet lattice structures with minimal surfaces. *International Journal of Mechanical Sciences* 2020;167:105262. <https://doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2019.105262>.
- [21] Li X, Roth CC, Tancogne-Dejean T, Mohr D. Rate- and temperature-dependent plasticity of additively manufactured stainless steel 316L: Characterization, modeling and application to crushing of shell-lattices. *International Journal of Impact Engineering* 2020;145:103671. <https://doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2020.103671>.
- [22] Bonatti C, Mohr D. Smooth-shell metamaterials of cubic symmetry: Anisotropic elasticity, yield strength and specific energy absorption. *Acta Materialia* 2019;164:301–21. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2018.10.034>.
- [23] Abueidda DW, Abu Al-Rub RK, Dalaq AS, Lee D-W, Khan KA, Jasiuk I. Effective conductivities and elastic moduli of novel foams with triply periodic minimal surfaces. *Mechanics of Materials* 2016;95:102–15. <https://doi.org/10.1016/j.mechmat.2016.01.004>.
- [24] Harris JA, Winter RE, McShane GJ. Impact response of additively manufactured metallic hybrid lattice materials. *International Journal of Impact Engineering* 2017;104:177–91. <https://doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2017.02.007>.
- [25] Tounsi R. Dynamic honeycomb behaviour under mixed shear-compression loading and in-plane orientation cells effect. phdthesis. Université de Valenciennes et du Hainaut-Cambresis ; Université de Sfax (Tunisie), 2014.
- [26] Hou B, Pattofatto S, Li YL, Zhao H. Impact behavior of honeycombs under combined shear-compression. Part II: Analysis. *International Journal of Solids and Structures* 2011;48:698–705. <https://doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2010.11.004>.
- [27] Liu Q, Fu J, Wang J, Ma J, Chen H, Li Q, et al. Axial and lateral crushing responses of aluminum honeycombs filled with EPP foam. *Composites Part B: Engineering* 2017;130:236–47. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2017.07.041>.
- [28] Yang L, Yan C, Fan H, Li Z, Cai C, Chen P, et al. Investigation on the orientation dependence of elastic response in Gyroid cellular structures. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials* 2019;90:73–85. <https://doi.org/10.1016/j.jmbbm.2018.09.042>.
- [29] Yang L, Yan C, Cao W, Liu Z, Song B, Wen S, et al. Compression–compression fatigue behaviour of gyroid-type triply periodic minimal surface porous structures fabricated by selective laser melting. *Acta Materialia* 2019;181:49–66. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2019.09.042>.
- [30] Kelly CN, Francovich J, Julmi S, Safranski D, Guldborg RE, Maier HJ, et al. Fatigue behavior of As-built selective laser melted titanium scaffolds with sheet-based gyroid microarchitecture for

- bone tissue engineering. *Acta Biomaterialia* 2019;94:610–26. <https://doi.org/10.1016/j.actbio.2019.05.046>.
- [31] Soro N, Saintier N, Merzeau J, Veidt M, Dargusch MS. Quasi-static and fatigue properties of graded Ti–6Al–4V lattices produced by Laser Powder Bed Fusion (LPBF). *Additive Manufacturing* 2021;37:101653. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101653>.
- [32] Dallago M, Winiarski B, Zanini F, Carmignato S, Benedetti M. On the effect of geometrical imperfections and defects on the fatigue strength of cellular lattice structures additively manufactured via Selective Laser Melting. *International Journal of Fatigue* 2019;124:348–60. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2019.03.019>.
- [33] AlMahri S, Santiago R, Lee D-W, Ramos H, Alabdouli H, Alteneiji M, et al. Evaluation of the dynamic response of triply periodic minimal surfaces subjected to high strain-rate compression. *Additive Manufacturing* 2021;46:102220. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2021.102220>.
- [34] Liang Y, Zhou W, Liu Y, Yang Y, Xi H, Wu Z. Energy Absorption and Deformation Behaviour of 3D Printed TPMS Stainless Steel Cellular Structures Under Compression. *Steel Research International* n.d.;n/a. <https://doi.org/10.1002/srin.202000411>.
- [35] Alhammadi A, Al-Ketan O, Khan KA, Ali M, Rowshan R, Abu Al-Rub RK. Microstructural characterization and thermomechanical behavior of additively manufactured AlSi10Mg sheet cellular materials. *Materials Science and Engineering: A* 2020;791:139714. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139714>.
- [36] Morrish SJN, Pedersen M, Wong KFW, Todd I, Goodall R. Size effects in compression in Electron Beam Melted Ti6Al4V diamond structure lattices. *Materials Letters* 2017;190:138–42. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2016.12.130>.
- [37] Maskery I, Aremu AO, Parry L, Wildman RD, Tuck CJ, Ashcroft IA. Effective design and simulation of surface-based lattice structures featuring volume fraction and cell type grading. *Materials & Design* 2018;155:220–32. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2018.05.058>.
- [38] Al-Ketan O, Rowshan R, Palazotto AN, Abu Al-Rub RK. On Mechanical Properties of Cellular Steel Solids with Shell-like Periodic Architectures Fabricated by Selective Laser Sintering. *Journal of Engineering Materials and Technology* 2018. <https://doi.org/10.1115/1.4041874>.
- [39] Bonatti C, Mohr D. Mechanical performance of additively-manufactured anisotropic and isotropic smooth shell-lattice materials: Simulations & experiments. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 2019;122:1–26. <https://doi.org/10.1016/j.jmps.2018.08.022>.
- [40] Li D, Liao W, Dai N, Dong G, Tang Y, Xie YM. Optimal design and modeling of gyroid-based functionally graded cellular structures for additive manufacturing. *Computer-Aided Design* 2018;104:87–99. <https://doi.org/10.1016/j.cad.2018.06.003>.
- [41] Li D, Liao W, Dai N, Xie YM. Comparison of Mechanical Properties and Energy Absorption of Sheet-Based and Strut-Based Gyroid Cellular Structures with Graded Densities. *Materials (Basel)* 2019;12. <https://doi.org/10.3390/ma12132183>.
- [42] Maskery I, Ashcroft IA. The deformation and elastic anisotropy of a new gyroid-based honeycomb made by laser sintering. *Additive Manufacturing* 2020;36:101548. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101548>.
- [43] Khaleghi S, Dehnavi FN, Baghani M, Safdari M, Wang K, Baniassadi M. On the directional elastic modulus of the TPMS structures and a novel hybridization method to control anisotropy. *Materials & Design* 2021;210:110074. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2021.110074>.
- [44] Yan C, Hao L, Hussein A, Young P, Raymont D. Advanced lightweight 316L stainless steel cellular lattice structures fabricated via selective laser melting. *Materials & Design* 2014;55:533–41. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2013.10.027>.
- [45] Sun Y, Li QM. Dynamic compressive behaviour of cellular materials: A review of phenomenon, mechanism and modelling. *International Journal of Impact Engineering* 2018;112:74–115. <https://doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2017.10.006>.
- [46] Deshpande VS, Fleck NA. High strain rate compressive behaviour of aluminium alloy foams. *International Journal of Impact Engineering* 2000;24:277–98. [https://doi.org/10.1016/S0734-743X\(99\)00153-0](https://doi.org/10.1016/S0734-743X(99)00153-0).
- [47] Zhao H, Elnasri I, Abdennadher S. An experimental study on the behaviour under impact loading of metallic cellular materials. *International Journal of Mechanical Sciences* 2005;47:757–74. <https://doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2004.12.012>.

- [48] Cao X, Xiao D, Li Y, Wen W, Zhao T, Chen Z, et al. Dynamic compressive behavior of a modified additively manufactured rhombic dodecahedron 316L stainless steel lattice structure. *Thin-Walled Structures* 2020;148:106586. <https://doi.org/10.1016/j.tws.2019.106586>.
- [49] Xiao L, Song W, Wang C, Tang H, Fan Q, Liu N, et al. Mechanical properties of open-cell rhombic dodecahedron titanium alloy lattice structure manufactured using electron beam melting under dynamic loading. *International Journal of Impact Engineering* 2017;100:75–89. <https://doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2016.10.006>.
- [50] Lee S, Barthelat F, Hutchinson JW, Espinosa HD. Dynamic failure of metallic pyramidal truss core materials – Experiments and modeling. *International Journal of Plasticity* 2006;22:2118–45. <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2006.02.006>.
- [51] Vesenjak M, Veyhl C, Fiedler T. Analysis of anisotropy and strain rate sensitivity of open-cell metal foam. *Materials Science and Engineering: A* 2012;541:105–9. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.02.010>.
- [52] 14:00-17:00. ISO/ASTM 52900:2015. ISO n.d. <https://www.iso.org/cms/render/live/en/sites/isoorg/contents/data/standard/06/96/69669.html> (accessed July 20, 2021).
- [53] Gümrük R, Mines RAW, Karadeniz S. Determination of Strain Rate Sensitivity of Micro-struts Manufactured Using the Selective Laser Melting Method. *J of Materi Eng and Perform* 2018;27:1016–32. <https://doi.org/10.1007/s11665-018-3208-y>.
- [54] Bateau en impression 3D : 3Dirigo bat le record! BoatIndustry.fr n.d. <https://www.boatindustry.fr/article/32096/bateau-en-impression-3d-3dirigo-bat-le-record> (accessed January 11, 2022).
- [55] Gunenthiram V. Compréhension de la formation de porosités en fabrication additive (LBM). Analyse expérimentale de l'interaction laser – lit de poudre – bain liquide. phdthesis. Ecole nationale supérieure d'arts et métiers - ENSAM, 2018.
- [56] Vayre B, Vignat F, Villeneuve F. Identification on Some Design Key Parameters for Additive Manufacturing: Application on Electron Beam Melting. *Procedia CIRP* 2013;7:264–9. <https://doi.org/10.1016/j.procir.2013.05.045>.
- [57] Chniouel A. Etude de l'élaboration de l'acier inoxydable 316L par fusion laser sélective sur lit de poudre : influence des paramètres du procédé, des caractéristiques de la poudre, et des traitements thermiques sur la microstructure et les propriétés mécaniques. phdthesis. Université Paris-Saclay, 2019.
- [58] Andreau O. Nocivité en fatigue et contrôle de défauts produits par fabrication additive. phdthesis. Ecole nationale supérieure d'arts et métiers - ENSAM, 2019.
- [59] Azam FI, Rani AMA, Altaf K, Rao TVVLN, Zaharin HA. An In-Depth Review on Direct Additive Manufacturing of Metals. *IOP Conf Ser: Mater Sci Eng* 2018;328:012005. <https://doi.org/10.1088/1757-899X/328/1/012005>.
- [60] Wang X, Muñoz-Lerma JA, Sánchez-Mata O, Attarian Shandiz M, Brochu M. Microstructure and mechanical properties of stainless steel 316L vertical struts manufactured by laser powder bed fusion process. *Materials Science and Engineering: A* 2018;736:27–40. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.08.069>.
- [61] Cacace S, Demir AG, Semeraro Q. Densification Mechanism for Different Types of Stainless Steel Powders in Selective Laser Melting. *Procedia CIRP* 2017;62:475–80. <https://doi.org/10.1016/j.procir.2016.06.010>.
- [62] AlMangour BA. Additive Manufacturing of High-Performance 316L Stainless Steel Nanocomposites via Selective Laser Melting. UCLA, 2017.
- [63] Niendorf T, Leuders S, Riemer A, Richard HA, Tröster T, Schwarze D. Highly Anisotropic Steel Processed by Selective Laser Melting. *Metall and Materi Trans B* 2013;44:794–6. <https://doi.org/10.1007/s11663-013-9875-z>.
- [64] Kurzynowski T, Gruber K, Stopyra W, Kuźnicka B, Chlebus E. Correlation between process parameters, microstructure and properties of 316 L stainless steel processed by selective laser melting. *Materials Science and Engineering: A* 2018;718:64–73. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.01.103>.
- [65] Pillot. Fusion laser sélective de lit de poudres métalliques. *Technique de l'ingénieur* 2016. <https://doi.org/10.51257/a-v1-bm7900>.

- [66] Jhabvala J, Boillat E, Antignac T, Glardon R. On the effect of scanning strategies in the selective laser melting process. *Virtual and Physical Prototyping* 2010;5:99–109. <https://doi.org/10.1080/17452751003688368>.
- [67] Refai K. Effet de la méso-architecture sur le comportement en fatigue des structures lattices optimisées obtenues par fabrication additive. phdthesis. HESAM Université, 2020.
- [68] Ralls AM, Kumar P, Menezes PL. Tribological Properties of Additive Manufactured Materials for Energy Applications: A Review. *Processes* 2021;9:31. <https://doi.org/10.3390/pr9010031>.
- [69] Xiao Z, Chen C, Zhu H, Hu Z, Nagarajan B, Guo L, et al. Study of residual stress in selective laser melting of Ti6Al4V. *Materials & Design* 2020;193:108846. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2020.108846>.
- [70] Sun Z, Tan X, Tor SB, Chua CK. Simultaneously enhanced strength and ductility for 3D-printed stainless steel 316L by selective laser melting. *NPG Asia Mater* 2018;10:127–36. <https://doi.org/10.1038/s41427-018-0018-5>.
- [71] Li Z, Voisin T, McKeown JT, Ye J, Braun T, Kamath C, et al. Tensile properties, strain rate sensitivity, and activation volume of additively manufactured 316L stainless steels. *International Journal of Plasticity* 2019;120:395–410. <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2019.05.009>.
- [72] Gong H, Rafi K, Gu H, Janaki Ram GD, Starr T, Stucker B. Influence of defects on mechanical properties of Ti–6Al–4V components produced by selective laser melting and electron beam melting. *Materials & Design* 2015;86:545–54. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.07.147>.
- [73] King WE, Barth HD, Castillo VM, Gallegos GF, Gibbs JW, Hahn DE, et al. Observation of keyhole-mode laser melting in laser powder-bed fusion additive manufacturing. *Journal of Materials Processing Technology* 2014;214:2915–25. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2014.06.005>.
- [74] Zhao H, Niu W, Zhang B, Lei Y, Kodama M, Ishide T. Modelling of keyhole dynamics and porosity formation considering the adaptive keyhole shape and three-phase coupling during deep-penetration laser welding. *J Phys D: Appl Phys* 2011;44:485302. <https://doi.org/10.1088/0022-3727/44/48/485302>.
- [75] Li C, White R, Fang XY, Weaver M, Guo YB. Microstructure evolution characteristics of Inconel 625 alloy from selective laser melting to heat treatment. *Materials Science and Engineering: A* 2017;705:20–31. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.08.058>.
- [76] Larimian T, Kannan M, Grzesiak D, AlMangour B, Borkar T. Effect of energy density and scanning strategy on densification, microstructure and mechanical properties of 316L stainless steel processed via selective laser melting. *Materials Science and Engineering: A* 2020;770:138455. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138455>.
- [77] DebRoy T, Wei HL, Zuback JS, Mukherjee T, Elmer JW, Milewski JO, et al. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties. *Progress in Materials Science* 2018;92:112–224. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2017.10.001>.
- [78] Salman OO, Gammner C, Chaubey AK, Eckert J, Scudino S. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of 316L steel synthesized by selective laser melting. *Materials Science and Engineering: A* 2019;748:205–12. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.01.110>.
- [79] Tomus D, Tian Y, Rometsch PA, Heilmaier M, Wu X. Influence of post heat treatments on anisotropy of mechanical behaviour and microstructure of Hastelloy-X parts produced by selective laser melting. *Materials Science and Engineering: A* 2016;667:42–53. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.04.086>.
- [80] Andreau O, Koutiri I, Peyre P, Penot J-D, Saintier N, Pessard E, et al. Texture control of 316L parts by modulation of the melt pool morphology in selective laser melting. *Journal of Materials Processing Technology* 2019;264:21–31. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.08.049>.
- [81] Chniouel A, Giroux P-F, Lomello F, Aubry P, Vasquez É, Hercher O, et al. Influence of substrate temperature on microstructural and mechanical properties of 316L stainless steel consolidated by laser powder bed fusion. *Int J Adv Manuf Technol* 2020;111:3489–503. <https://doi.org/10.1007/s00170-020-06316-4>.
- [82] Royer F. Fonctionnement et singularités du procédé de fusion laser sélective : Illustration par application à deux superalliages à base nickel et considérations énergétiques. phdthesis. Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2014.

- [83] Röttger A, Geenen K, Windmann M, Binner F, Theisen W. Comparison of microstructure and mechanical properties of 316L austenitic steel processed by selective laser melting with hot-isostatic pressed and cast material. *Materials Science and Engineering: A* 2016;678:365–76. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.10.012>.
- [84] Saeidi K, Gao X, Zhong Y, Shen ZJ. Hardened austenite steel with columnar sub-grain structure formed by laser melting. *Materials Science and Engineering: A* 2015;625:221–9. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.12.018>.
- [85] Wang X, Muñoz-Lerma JA, Attarian Shandiz M, Sanchez-Mata O, Brochu M. Crystallographic-orientation-dependent tensile behaviours of stainless steel 316L fabricated by laser powder bed fusion. *Materials Science and Engineering: A* 2019;766:138395. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138395>.
- [86] Shamsujjoha Md, Agnew SR, Fitz-Gerald JM, Moore WR, Newman TA. High Strength and Ductility of Additively Manufactured 316L Stainless Steel Explained. *Metall and Mat Trans A* 2018;49:3011–27. <https://doi.org/10.1007/s11661-018-4607-2>.
- [87] Suryawanshi J, Prashanth KG, Ramamurty U. Mechanical behavior of selective laser melted 316L stainless steel. *Materials Science and Engineering: A* 2017;696:113–21. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.04.058>.
- [88] Shrestha R, Simsiriwong J, Shamsaei N. Fatigue behavior of additive manufactured 316L stainless steel parts: Effects of layer orientation and surface roughness. *Additive Manufacturing* 2019;28:23–38. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.04.011>.
- [89] Zhong Y, Liu L, Wikman S, Cui D, Shen Z. Intragranular cellular segregation network structure strengthening 316L stainless steel prepared by selective laser melting. *Journal of Nuclear Materials* 2016;470:170–8. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2015.12.034>.
- [90] Agrawal AK, Meric de Bellefon G, Thoma D. High-throughput experimentation for microstructural design in additively manufactured 316L stainless steel. *Materials Science and Engineering: A* 2020;793:139841. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139841>.
- [91] Gray GT, Livescu V, Rigg PA, Trujillo CP, Cady CM, Chen SR, et al. Structure/property (constitutive and spallation response) of additively manufactured 316L stainless steel. *Acta Materialia* 2017;138:140–9. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.07.045>.
- [92] Maconachie T, Leary M, Zhang J, Medvedev A, Sarker A, Ruan D, et al. Effect of build orientation on the quasi-static and dynamic response of SLM AlSi10Mg. *Materials Science and Engineering: A* 2020;788:139445. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139445>.
- [93] Casati R, Lemke J, Vedani M. Microstructure and Fracture Behavior of 316L Austenitic Stainless Steel Produced by Selective Laser Melting. *Journal of Materials Science & Technology* 2016;32:738–44. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2016.06.016>.
- [94] Suryawanshi J, Prashanth KG, Scudino S, Eckert J, Prakash O, Ramamurty U. Simultaneous enhancements of strength and toughness in an Al-12Si alloy synthesized using selective laser melting. *Acta Materialia* 2016;115:285–94. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.06.009>.
- [95] Riabov D, Leicht A, Ahlström J, Hryha E. Investigation of the strengthening mechanism in 316L stainless steel produced with laser powder bed fusion. *Materials Science and Engineering: A* 2021;822:141699. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141699>.
- [96] Leicht A, Klement U, Hryha E. Effect of build geometry on the microstructural development of 316L parts produced by additive manufacturing. *Materials Characterization* 2018;143:137–43. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2018.04.040>.
- [97] Liu J, Li G, Sun Q, Li H, Sun J, Wang X. Understanding the effect of scanning strategies on the microstructure and crystallographic texture of Ti-6Al-4V alloy manufactured by laser powder bed fusion. *Journal of Materials Processing Technology* 2022;299:117366. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2021.117366>.
- [98] Fang XY, Li HQ, Wang M, Li C, Guo YB. Characterization of texture and grain boundary character distributions of selective laser melted Inconel 625 alloy. *Materials Characterization* 2018;143:182–90. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2018.02.008>.
- [99] Thijs L, Kempen K, Kruth J-P, Van Humbeeck J. Fine-structured aluminium products with controllable texture by selective laser melting of pre-alloyed AlSi10Mg powder. *Acta Materialia* 2013;61:1809–19. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2012.11.052>.

- [100] Lavery NP, Cherry J, Mehmood S, Davies H, Girling B, Sackett E, et al. Effects of hot isostatic pressing on the elastic modulus and tensile properties of 316L parts made by powder bed laser fusion. *Materials Science and Engineering: A* 2017;693:186–213. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.03.100>.
- [101] Zhang M, Sun C-N, Zhang X, Wei J, Hardacre D, Li H. High cycle fatigue and ratcheting interaction of laser powder bed fusion stainless steel 316L: Fracture behaviour and stress-based modelling. *International Journal of Fatigue* 2019;121:252–64. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2018.12.016>.
- [102] Gu D, Chen H. Selective laser melting of high strength and toughness stainless steel parts: The roles of laser hatch style and part placement strategy. *Materials Science and Engineering: A* 2018;725:419–27. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.04.046>.
- [103] Tolosa I, Garcíandía F, Zubiri F, Zapirain F, Esnaola A. Study of mechanical properties of AISI 316 stainless steel processed by “selective laser melting”, following different manufacturing strategies. *Int J Adv Manuf Technol* 2010;51:639–47. <https://doi.org/10.1007/s00170-010-2631-5>.
- [104] Song M, Wang M, Lou X, Rebak RB, Was GS. Radiation damage and irradiation-assisted stress corrosion cracking of additively manufactured 316L stainless steels. *Journal of Nuclear Materials* 2019;513:33–44. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2018.10.044>.
- [105] Hitzler L, Hirsch J, Heine B, Merkel M, Hall W, Öchsner A. On the Anisotropic Mechanical Properties of Selective Laser-Melted Stainless Steel. *Materials (Basel)* 2017;10. <https://doi.org/10.3390/ma10101136>.
- [106] Mertens A, Reginster S, Contrepolis Q, Dormal T, Lemaire O, Lecomte-Beckers J. Microstructures and Mechanical Properties of Stainless Steel AISI 316L Processed by Selective Laser Melting. *Materials Science Forum* 2014;783–786:898–903. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.783-786.898>.
- [107] Wang YM, Voisin T, McKeown JT, Ye J, Calta NP, Li Z, et al. Additively manufactured hierarchical stainless steels with high strength and ductility. *Nature Materials* 2018;17:63–71. <https://doi.org/10.1038/nmat5021>.
- [108] ASTM A240/A240M. Standard Specification for Chromium and Chromium-Nickel Stainless Steel Plate, Sheet, and Strip for Pressure Vessels and for General Applications. n.d.
- [109] Charmi A, Falkenberg R, Ávila L, Mohr G, Sommer K, Ulbricht A, et al. Mechanical anisotropy of additively manufactured stainless steel 316L: An experimental and numerical study. *Materials Science and Engineering: A* 2021;799:140154. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140154>.
- [110] Hong Y, Zhou C, Zheng Y, Zhang L, Zheng J, Chen X, et al. Formation of strain-induced martensite in selective laser melting austenitic stainless steel. *Materials Science and Engineering: A* 2019;740–741:420–6. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.10.121>.
- [111] Ghosh A, Gurao NP. Effect of crystallographic texture on the planar anisotropy of ratcheting response in 316 stainless steel sheet. *Materials & Design* 2016;109:186–96. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.07.079>.
- [112] Balit Y, Charkaluk E, Constantinescu A. Digital image correlation for microstructural analysis of deformation pattern in additively manufactured 316L thin walls. *Additive Manufacturing* 2020;31:100862. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.100862>.
- [113] Tancogne-Dejean T, Gorji MB, Pack K, Roth CC. The third Sandia Fracture Challenge: deterministic and probabilistic modeling of ductile fracture of additively-manufactured material. *Int J Fract* 2019. <https://doi.org/10.1007/s10704-019-00355-z>.
- [114] Ahuja B, Schaud A, Karg M, Lechner M, Merklein M, Schimdt M. Developing LBM Process Parameters for Ti-6Al-4V Thin Wall Structures and Determining the Corresponding Mechanical Characteristics. *Physics Procedia* 2014;56:90–8. <https://doi.org/10.1016/j.phpro.2014.08.102>.
- [115] Roach AM, White BC, Garland A, Jared BH, Carroll JD, Boyce BL. Size-dependent stochastic tensile properties in additively manufactured 316L stainless steel. *Additive Manufacturing* 2020;32:101090. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101090>.
- [116] Gümrük R, Mines RAW. Compressive behaviour of stainless steel micro-lattice structures. *International Journal of Mechanical Sciences* 2013;68:125–39. <https://doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2013.01.006>.

- [117] Li P. Constitutive and failure behaviour in selective laser melted stainless steel for microlattice structures. *Materials Science and Engineering: A* 2015;622:114–20. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.11.028>.
- [118] Tsopanos S, Mines R a. W, McKown S, Shen Y, Cantwell WJ, Brooks W, et al. The Influence of Processing Parameters on the Mechanical Properties of Selectively Laser Melted Stainless Steel Microlattice Structures. *J Manuf Sci Eng* 2010;132. <https://doi.org/10.1115/1.4001743>.
- [119] Leicht A, Pazon C, Rashidi M, Klement U, Nyborg L, Hryha E. Effect of part thickness on the microstructure and tensile properties of 316L parts produced by laser powder bed fusion. *Advances in Industrial and Manufacturing Engineering* 2021;2:100037. <https://doi.org/10.1016/j.aime.2021.100037>.
- [120] Lee W-S, Chen T-H, Lin C-F, Luo W-Z. Impact Response and Microstructural Evolution of 316L Stainless Steel under Ambient and Elevated Temperature Conditions. *Metall Mater Trans A* 2012;43:3998–4005. <https://doi.org/10.1007/s11661-012-1233-2>.
- [121] Khodabakhshi F, Farshidianfar MH, Gerlich AP, Nosko M, Trembošová V, Khajepour A. Microstructure, strain-rate sensitivity, work hardening, and fracture behavior of laser additive manufactured austenitic and martensitic stainless steel structures. *Materials Science and Engineering: A* 2019;756:545–61. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.04.065>.
- [122] Płatek P, Sienkiewicz J, Janiszewski J, Jiang F. Investigations on Mechanical Properties of Lattice Structures with Different Values of Relative Density Made from 316L by Selective Laser Melting (SLM). *Materials* 2020;13:2204. <https://doi.org/10.3390/ma13092204>.
- [123] Yang Z, Yu Y, Wei Y, Huang C. Crushing behavior of a thin-walled circular tube with internal gradient grooves fabricated by SLM 3D printing. *Thin-Walled Structures* 2017;111:1–8. <https://doi.org/10.1016/j.tws.2016.11.004>.
- [124] Bevan. *Mechanical Properties and Behavior of Additive Manufactured Stainless Steel 316L*. ResearchGate, 2017.
- [125] Johnson GR, Cook WH. Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures. *Engineering Fracture Mechanics* 1985;21:31–48. [https://doi.org/10.1016/0013-7944\(85\)90052-9](https://doi.org/10.1016/0013-7944(85)90052-9).

3. Chapitre 2 :

Analyse multi-échelles de l'influence de la direction de fabrication et de l'épaisseur sur les propriétés mécaniques des éprouvettes en 316L SS obtenues par SLM

Résumé :

L'objectif de ce chapitre est d'étudier l'influence du procédé SLM sur le comportement mécanique en traction du 316L SS en considérant des paramètres critiques liés au design des structures TPMS. Cette étude se fait ainsi à travers plusieurs paramètres que sont la direction de fabrication, l'épaisseur des éprouvettes et la sensibilité à la vitesse de déformation. L'état de l'art actuel est assez limité sur ces paramètres, surtout pour les deux premiers où le comportement dynamique n'est pas investigué. Afin d'approfondir la compréhension des résultats des essais mécaniques, une analyse microstructurale est également conduite. Il en résulte que le matériau 316L SS SLM atteint une meilleure limite d'élasticité, une contrainte maximale similaire et une déformation à rupture égale ou inférieure par rapport au matériau obtenu par procédés conventionnels. Ceci est principalement le résultat d'un raffinement de la microstructure. Un effet positif de la sensibilité à la vitesse de déformation est observé pour toutes les configurations. Plus la microstructure est hétérogène, et plus la sensibilité à la vitesse de déformation est importante. Pour des vitesses de déformation comprises entre de 10^{-3} et 10^3 s^{-1} , il y a une augmentation comprise entre 20% et 24% de la contrainte d'écoulement. L'anisotropie est observée au niveau macroscopique avec une contrainte de traction plus élevée et une déformation à rupture plus faible pour les éprouvettes horizontales, par rapport aux éprouvettes verticales et diagonales. Ce qui s'explique au niveau microscopique par des morphologies et textures de grains distinctes. Les propriétés mécaniques augmentent nettement avec une hausse de l'épaisseur de 0,5 à 1 mm, de 11% pour le YS et de 15% pour le UTS pour un chargement quasi-statique. Une épaisseur minimale de 0,75 mm est conseillée pour atteindre au moins les standards de la norme du 316L SS. Des modèles de comportement matériau permettant de prendre en compte ou non l'anisotropie SLM ont été identifiés. Ces derniers peuvent ainsi servir pour prédire la réponse mécanique d'une structure fabriquée par SLM en incluant les spécificités du procédé.

Table des matières :

Introduction	73
1. Paramètres d'études et conception	74
1.1. Plan d'étude	74
1.2. Design des éprouvettes	76
1.3. Fabrication des éprouvettes	76
2. Moyens expérimentaux	78
2.1. Analyse de la microstructure	78
2.2. Métrologie	80
2.3. Essais mécaniques	80
3. Résultats	82
3.1. Précision de fabrication	82
3.2. Microstructure	84
3.3. Faciès de rupture.....	89
3.4. Essais mécaniques	90
4. Discussions	98
4.1. Sensibilité à la vitesse de déformation	98
4.2. Direction de fabrication.....	100
4.3. Épaisseur des éprouvettes.....	103
5. Modèle matériau.....	105
Conclusion.....	108

Introduction

Le procédé de fusion par laser sur lit de poudre, de par sa conception couche par couche, génère des gradients thermiques très importants et supérieurs aux procédés conventionnels. La microstructure, et par conséquent le comportement mécanique, s'en trouvent affectés et différent de celui des matériaux issus de procédés conventionnels. Sans considérer les paramètres inhérents au procédé SLM, tels que la puissance du laser et la vitesse de scan qui sont optimisés afin d'obtenir des pièces denses, il existe d'autres paramètres qui peuvent influencer la qualité de fabrication. Ces derniers sont généralement relatifs à la géométrie des pièces considérées. Il s'agit notamment de la direction de fabrication et de l'épaisseur de la pièce [1–3]. Ainsi dans le but d'utiliser des pièces issues de la FAM pour des applications fonctionnelles, il est nécessaire d'appréhender préalablement l'influence de ces paramètres sur le comportement mécanique du matériau constitutif.

Dans ce chapitre, nous proposons d'étudier l'influence de ces deux paramètres, la direction de fabrication et l'épaisseur, sur la réponse mécanique du 316L SS à un essai de traction uniaxiale à différents régimes de sollicitations. Le choix pour ce matériau se justifie par son excellent ratio rigidité/ductilité [3]. Cette caractéristique est tout particulièrement recherchée pour la conception d'absorbeurs d'énergie. La direction de fabrication des éprouvettes est une thématique qui a déjà été largement abordée. Cependant, son étude se limite au chargement quasi statique. L'influence de l'épaisseur des éprouvettes, proche de la limite de précision des machines SLM, a quant à elle fait l'objet de très peu d'études et se limite également au chargement quasi statique. De plus, la sensibilité à la vitesse de déformation est également un facteur qui peut influencer le comportement mécanique. La littérature sur les essais de traction uniaxiale est limitée à des vitesses de déformation allant jusqu'à 200 s^{-1} . Il serait intéressant d'atteindre une gamme de vitesse de déformation plus importante, de l'ordre de 10^3 s^{-1} , pour couvrir ainsi un plus large spectre d'application. De même, une analyse complémentaire de la microstructure en microscopie optique, MEB et EBSD avec l'objectif de comprendre et d'expliquer les résultats observés à l'échelle macroscopique, apparaît nécessaire.

L'organisation du chapitre est alors la suivante : dans la première partie, les paramètres étudiés et la conception des éprouvettes sont détaillés. Ensuite, la deuxième section décrit les moyens expérimentaux pour l'étude de la microstructure ainsi que pour la réalisation des essais mécaniques. Les observations faites sur la microstructure et les résultats des essais sont présentés dans la troisième partie, ce qui permet ensuite d'ouvrir la discussion sur l'influence des paramètres sur la réponse mécanique dans la section quatre. Dans la cinquième partie, des lois de comportement matériau sont identifiées à partir des données expérimentales pour être implémentées dans des modèles numériques dans le Chapitre 4. Enfin, la section six conclut ce chapitre avec les points clefs de cette étude de caractérisation du matériau 316L SS fabriqué par SLM.

Ce chapitre a fait l'objet d'une publication scientifique dans la revue *Materials Science and Engineering : A*. L'identifiant de l'article (doi) est : [10.1016/j.msea.2022.142683](https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.142683).

1. Paramètres d'études et conception

Dans cette partie, les choix des paramètres de l'étude de caractérisation du matériau 316L SS fabriqué par le procédé SLM sont présentés. Ensuite le design et la fabrication des éprouvettes permettant de mener cette étude sont détaillés.

1.1. Plan d'étude

Ces travaux sur la caractérisation de l'acier 316L SS élaboré par le procédé SLM s'intéressent surtout à des paramètres qui ne sont pas directement liés au procédé de fabrication, tels que le sont la puissance du laser ou la vitesse de scan. Ces derniers sont déjà optimisés afin de produire des pièces avec une densité relative supérieure à 99% permettant d'assurer un comportement mécanique fiable [4]. L'attention est plutôt portée ici sur des paramètres indirects, tels que l'orientation de fabrication et l'épaisseur des éprouvettes, qui ont également une influence sur le comportement mécanique [5,6]. Ces deux derniers paramètres sont aussi d'intérêt pour la suite de ces travaux sur les matériaux cellulaires dont la géométrie, de par l'épaisseur et l'orientation des surfaces, influe grandement les propriétés d'absorption d'énergie cinétique. Dans cette optique de capacité d'absorption d'énergie, une étude complémentaire sur la sensibilité à la vitesse de déformation du matériau issu du procédé SLM est menée afin de pouvoir statuer sur son influence. Les six configurations d'éprouvettes, détaillées dans cette section, sont représentées sur le plateau de fabrication sur la **Figure 3-1a**. Les éprouvettes sont dénommées selon leur direction de fabrication et leur épaisseur. Par exemple, une éprouvette fabriquée verticalement (90° - parallèlement à la direction de fabrication BD) avec une épaisseur de 0,5 mm est nommée Bd90_t05.

Dans cette étude, les éprouvettes sont imprimées directement avec les dimensions finales sans phase d'usinage. D'autres travaux [7–9] considèrent des éprouvettes découpées dans des blocs afin de s'affranchir des effets de bords. Il en résulte alors des différences moindres entre les comportements mécaniques lorsque plusieurs orientations et épaisseurs sont considérées. L'intérêt du choix dans notre étude est d'être le plus possible représentatif du procédé, notamment au niveau des effets de bords.

La sensibilité à la vitesse de déformation est étudiée sur des éprouvettes verticales pour cinq vitesses de déformation de 0,00057 - 0,067 - 8 - 300 - 1000 s^{-1} permettant ainsi de balayer un large spectre entre les régimes quasi-statique et dynamique. La littérature actuelle sur les essais de traction uniaxiale pour le 316L SS est limitée à des vitesses de déformation de 200 s^{-1} [7]. Nous souhaitons approfondir cette sensibilité dans l'optique d'application de cas de chargement dynamique en compression uniaxiale sur

des matériaux cellulaires. Compte tenu de la gamme de vitesses de déformation visée, tous les essais ne peuvent être conduits sur une même machine et donc un même type d'éprouvette. Ainsi, les trois premières vitesses de déformation de $0,00057 - 0,067 - 8 \text{ s}^{-1}$ sont testées sur des éprouvettes verticales avec une épaisseur de 1 mm. Pour les deux dernières vitesses de déformation, les essais sont réalisés sur un dispositif à barres de Hopkinson en traction, nécessitant une géométrie d'éprouvette et des dimensions particulières pour assurer la bonne propagation des ondes. Celle-ci sera détaillée dans la section 1.2. La configuration associée aux essais sur barres de Hopkinson est dénommée Bd90_t15.

L'étude sur l'influence de la direction de fabrication se fait sur trois orientations qui sont 0° (horizontale et perpendiculaire à la direction de traction TD), 45° et 90° (verticale et parallèle à TD). Les trois cas d'orientation sont présentés sur la **Figure 3-1a**. Les éprouvettes sont réalisées sur la tranche et pas à plat car cela est plus simple en termes de fabrication et qu'il n'y a que peu de différences sur le comportement mécanique dans les deux cas [10]. Les angles $0 - 45 - 90^\circ$ ont été choisis car au moins trois angles sont nécessaires et que ces trois-là sont les plus représentatifs pour étudier l'influence de ce paramètre sur le comportement mécanique [7,11,12]. Trois vitesses de déformation de $0,00057 - 0,067 - 8 \text{ s}^{-1}$ ont été choisies afin d'observer l'évolution de l'influence de l'orientation avec la vitesse de déformation. A notre connaissance, aucune étude similaire n'a été entreprise sur l'acier 316L SS fabriqué par SLM.

Trois épaisseurs d'éprouvettes verticales de 0,5 - 0,75 - 1 mm ont été choisies. L'objectif est d'étudier la qualité de fabrication du procédé SLM lorsque des dimensions proches de ses limites de précision sont considérées, soit 0,5 mm [13]. Pour les mêmes raisons que l'influence de la direction de fabrication, trois vitesses de déformation de $0,00057 - 0,067 - 8 \text{ s}^{-1}$ ont été sélectionnées.

Une répétabilité de trois éprouvettes par essai de traction est considérée. Deux éprouvettes supplémentaires par configuration sont dédiées à l'étude de la microstructure. Cela représente un total de 63 entités à fabriquer. Ainsi, la matrice d'essai présentée en **Figure 3-1b** récapitule les différentes configurations d'essais.

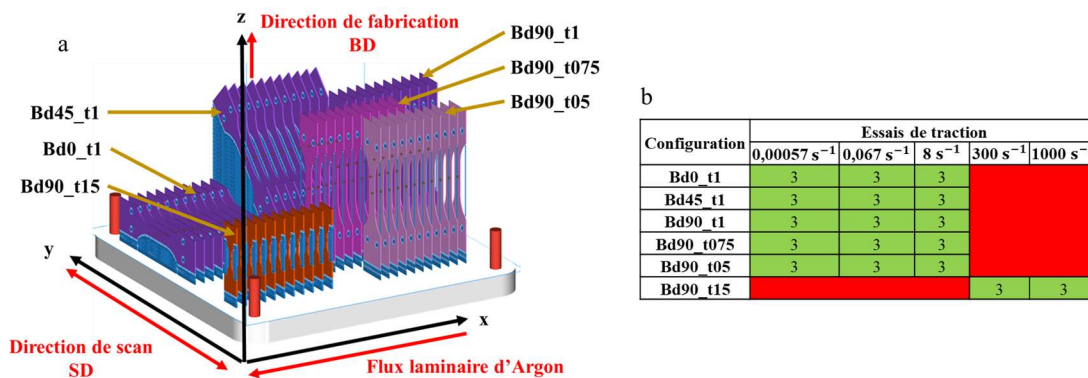


Figure 3-1 : Présentation des configurations étudiées avec (a) l'arrangement des éprouvettes sur le plateau de fabrication par le procédé SLM ; (b) la matrice des essais avec l'utilisation associée à chaque configuration.

1.2. Design des éprouvettes

Toutes les éprouvettes sont conçues par rapport à l'étude de la sensibilité à la vitesse de déformation en considérant un saut de vitesse de déformation significatif entre la plus faible et la plus élevée. Une attention particulière est apportée aux essais à taux de déformation élevés, sachant que l'écroutissement augmente plus fortement dans ce cas. La géométrie des éprouvettes pour les barres de Hopkinson en traction (SHTB), présentée en **Figure 3-2a**, est conçue spécialement pour ce dispositif afin d'atteindre la vitesse de déformation fixée. Ces problèmes ne permettent pas l'utilisation de géométrie standard en ce qui concerne la normalisation ASTM. La longueur et la largeur de la section utile des éprouvettes réalisées pour les essais à vitesses de déformation quasi-statiques et modérées (**Figure 3-2b**) sont définies afin de réaliser un saut de vitesse de déformation de deux décades, ceci pour mettre en évidence la sensibilité à la vitesse de déformation.

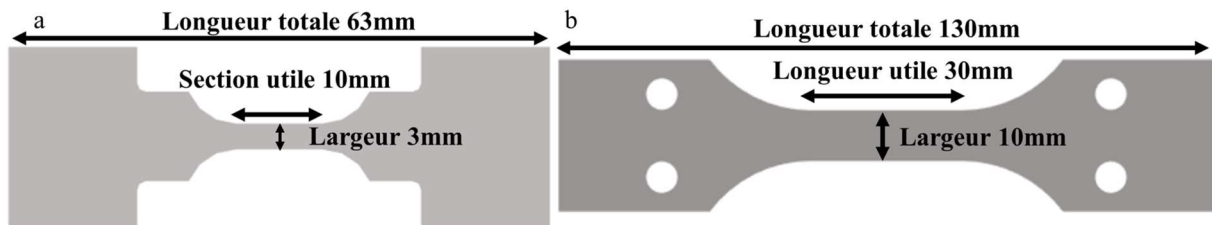


Figure 3-2 : Géométrie des éprouvettes de traction : schémas avec les dimensions principales pour les vitesses de déformation de (a) $300 - 1000 \text{ s}^{-1}$ et (b) $0,00057 - 0,067 - 8 \text{ s}^{-1}$.

1.3. Fabrication des éprouvettes

Les éprouvettes sont fabriquées par un sous-traitant externe avec une machine SLM 280 (**Figure 3-3a**) de chez SLM Solution. Les dimensions du plateau de fabrication de cette machine sont de $280*280*365 \text{ mm}^3$, permettant ainsi d'accueillir toutes les éprouvettes en une seule phase de fabrication. Dans un premier temps, il faut générer un fichier STL qui contient un maillage surfacique avec des éléments triangulaires à trois nœuds de la géométrie à concevoir. Ce fichier est interprété par l'imprimante 3D et découpé en plusieurs couches selon la direction de fabrication, comme le détaille la **Figure 3-3b** pour les trois orientations de fabrication verticale (Bd90), à 45° (Bd45) et horizontale (Bd0).

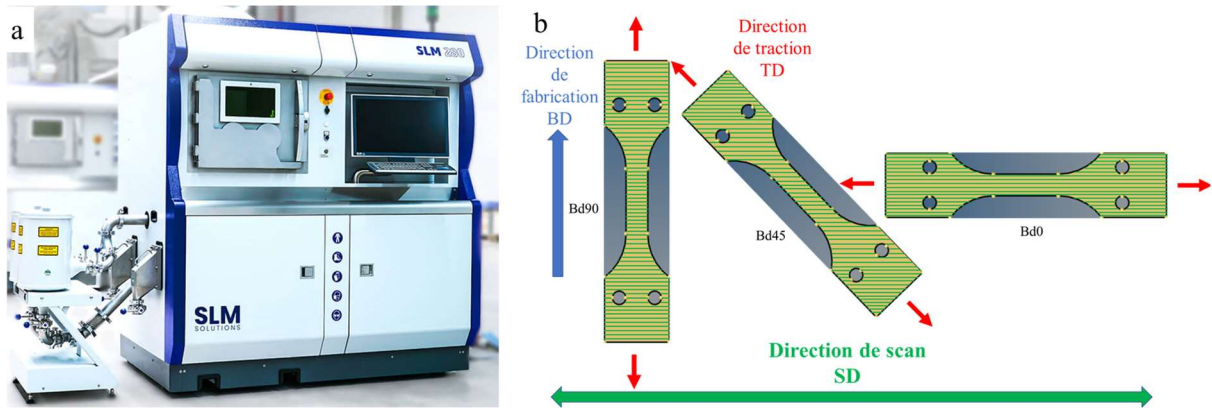


Figure 3-3 : Fabrication des éprouvettes par SLM : (a) photo de la machine SLM 280 de chez SLM Solution utilisée par le sous-traitant externe [14] ; (b) découpe couche par couche du fichier numérique des éprouvettes selon les trois directions de fabrication par rapport aux directions de fabrication (BD), de scan (SD) et de traction (TD).

La poudre métallique de l'acier 316L SS, dont la composition chimique est détaillée dans le **Tableau 3-1**, a une taille de particule comprise entre 10 et 45 μm , de forme sphérique. Les principaux paramètres de fabrication, présentés dans la **Figure 3-4a**, sont :

- Puissance du laser $P = 200 \text{ W}$
- Épaisseur de couche $l = 30 \mu\text{m}$
- Vitesse de scan $v = 800 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$
- Ecart vecteur $h = 120 \mu\text{m}$

Ces quatre paramètres sont optimisés par le fabricant afin d'obtenir des pièces presque entièrement denses. Il est alors possible de calculer la densité volumique d'énergie E_V , définie par l'équation :

$$E_V = \frac{P}{v * h * l} \quad (1)$$

Avec les valeurs numériques précédentes, $E_V = 69 \text{ J} \cdot \text{mm}^{-3}$. Cette valeur de densité volumique d'énergie associée à la stratégie de scan « single layer meandering » (**Figure 3-4b**) sont optimales pour minimiser le nombre de porosités et avoir un comportement mécanique fiable [4]. Après fabrication, les éprouvettes subissent un sablage puis un traitement thermique à 1095°C pendant deux heures avec une trempe à l'eau. Les éprouvettes avec des épaisseurs de 0,5 et 0,75 mm ne subissent pas de post traitement, car les géométries de ces dernières pourraient être détériorées. L'influence du post traitement thermique sera discuté dans la section 4.3. Aucun usinage n'a été réalisé sur les éprouvettes, à l'exception de leur retrait de la plaque de construction, comme expliqué précédemment.

Tableau 3-1 : Composition chimique de la poudre de l'acier 316L SS en pourcentage massique.

Élément	Fe	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	N	C	P, S
Pourcentage massique (%)	67-69	16-18	10-14	2-3	2	0,75	< 0,1	< 0,03	< 0,045

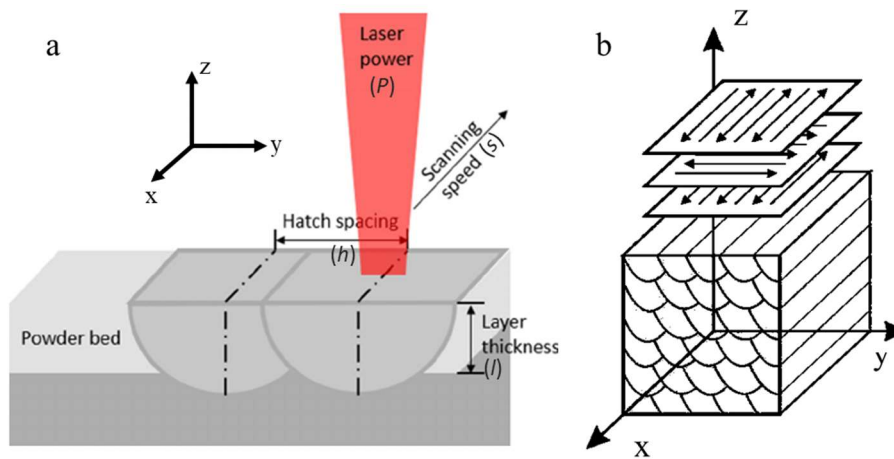


Figure 3-4 : Détails du processus de scan des couches avec des schémas présentant : (a) les principaux paramètres de fabrication du procédé SLM, (b) la méthode de scan « single layer meandering ».

2. Moyens expérimentaux

2.1. Analyse de la microstructure

L'étude de la microstructure par imagerie se fait selon deux sections dans la zone utile de l'éprouvette, comme détaillée par la **Figure 3-5a,b**. Les principales observations sont faites selon la direction de traction (TD), plan ZX pour Bd90 et plan XY pour Bd0, afin d'observer la morphologie des grains dans cette direction. D'autres images sont prises selon d'autres plans pour comprendre l'influence du procédé de fabrication couche par couche. Les échantillons proviennent de la découpe de l'éprouvette grâce à une tronçonneuse automatique Mecatome T330 de Presi, **Figure 3-5c**. Ils sont ensuite enrobés à l'aide de la machine CitoPress-5 de Struers (**Figure 3-5d**) avec la résine PolyFast du même fabricant. Le polissage est effectué sur la machine de polissage automatique Tegramin-25 de Struers, présentée sur la **Figure 3-5e**, en quatre étapes avec du papier de verre allant de 220 μm à 1 μm afin d'obtenir une surface miroir.

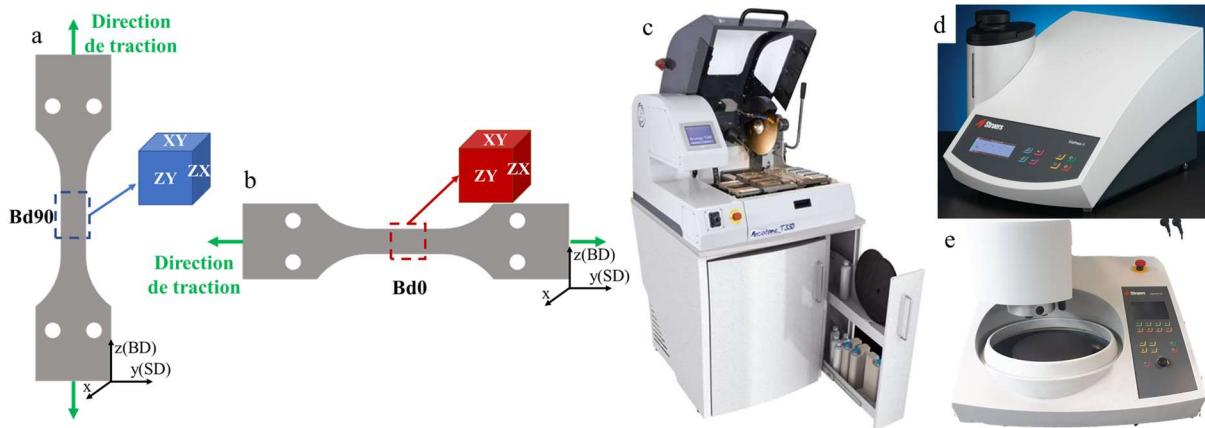


Figure 3-5 : Préparation des échantillons pour l'observation de la microstructure : schémas localisant les zones observées pour les éprouvettes (a) Bd90 et (b) Bd0 selon les directions de fabrication BD et de scan SD par rapport à la direction de traction TD ; photos de (c) la tronçonneuse automatique, (d) la machine d'enrobage et (e) la polisseuse automatique.

L'attaque chimique est faite avec une solution de Villela pendant 30 s afin de faire apparaître la microstructure pour observation avec un Microscope Optique (MO) Epiphot de la marque Nikon, visible sur la **Figure 3-6a**. L'analyse au Microscope Electronique à Balayage (MEB) se fait avec le modèle JOEL JSM-7100F de la marque Field Emission (**Figure 3-6b**). L'étude EBSD (Electron BackScatter Diffraction) est réalisée avec une sonde de la marque OXFORD Instruments afin de voir la forme et l'orientation des grains. Pour cela, les échantillons subissent une attaque chimique avec une solution OP-S Chem de Struers pendant deux minutes et sont électropolés par la machine Struers LectroPol-5 avec une solution standard A2. Un voltage de 15 kV avec un pas fixé de $0,4 \mu\text{m}$ est choisi pour l'étude au MEB avec la sonde EBSD. La surface des échantillons observée est de $1000 \times 1000 \mu\text{m}^2$ pour les éprouvettes d'épaisseur 1mm et 0,75 mm, et $500 \times 1500 \mu\text{m}^2$ pour l'éprouvette avec une épaisseur de 0,5 mm. Le logiciel AZTec (UK) de OXFORD Instruments est utilisé pour traiter les données EBSD. Les surfaces de rupture des éprouvettes post mortem sont également regardées au MEB.

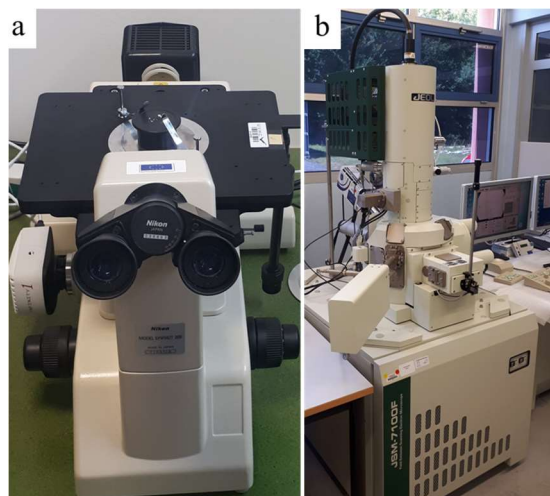


Figure 3-6 : Observations de la microstructure avec : (a) le microscope optique et (b) le microscope électronique à balayage équipé d'une sonde EBSD.

2.2. Métrologie

Pour attester de la qualité de fabrication des éprouvettes non usinées, la densité de chacune d'entre elles est calculée par la méthode d'Archimède en considérant l'eau comme liquide auxiliaire. La formule simplifiée est :

$$\rho = \frac{m_{air}}{m_{air} - m_{eau}} \quad (2)$$

Avec m_{air} et m_{eau} respectivement la masse dans l'air et dans l'eau de l'éprouvette. La densité relative de l'éprouvette se détermine ensuite en rapportant la densité de l'éprouvette à celle de l'acier 316L SS fournie par le fabricant ($\rho_{316L} = 7,95 \text{ g} \cdot \text{cm}^{-3}$). Les masses dans l'eau et dans l'air sont obtenues avec une précision de 0,01 g. Les dimensions de la zone utile de l'éprouvette sont mesurées avec un pied à coulisse dont la précision est de 0,01 mm.

2.3. Essais mécaniques

2.3.1. Dureté

Une campagne de dureté Vickers est menée pour observer si, à l'échelle du grain, des différences sont notables entre les configurations. Des mesures à trois endroits différents sur des échantillons polis sont réalisées grâce à un indenteur Vickers avec une masse de 100 g et un temps de maintien de 15 s sur une machine Future-Tech, conformément aux exigences de la norme ASTM E384-17 [15].

2.3.2. Essais de traction sur vérin

Les essais mécaniques de traction uniaxiale à une vitesse de chargement de $1 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$, soit une vitesse de déformation de $0,00057 \text{ s}^{-1}$, sont réalisés sur un vérin électromécanique Instron Sintech (**Figure 3-7a**) avec une cellule d'effort de 30 kN. L'éprouvette est fixée dans le dispositif expérimental par des mors autoserrants à mâchoires plates. L'acquisition des images se fait via une caméra Manta Allied Vision pour les essais à $1 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ (fréquence d'acquisition de 1 Hz et résolution spatiale de $15 \text{ } \mu\text{m}$).

Les vitesses de chargement de $2 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ ($0,067 \text{ s}^{-1}$) et $240 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ (8 s^{-1}) sont effectuées sur un vérin servohydraulique Instron VHS (**Figure 3-7b**) avec également une cellule d'effort de 30 kN. Le vérin dynamique est piloté en vitesse ou en déplacement avec un asservissement qui se fait sur la base des gradients d'efforts au cours des essais mécaniques. L'acquisition des images se fait via une caméra Fastcam Photron APX RS (fréquence d'acquisition respective de 50 - 7500 Hz et résolution spatiale de $157 \text{ } \mu\text{m}$). L'enregistrement des efforts et l'acquisition des images sont déclenchés simultanément par un oscilloscope digital Yokogawa DL750 (8 voies jusqu'à $10 \text{ MEch} \cdot \text{s}^{-1}$) et synchronisés.

Le déplacement et la déformation pour les deux moyens d'essais précédent sont calculés par corrélation d'images avec une routine d'analyse des séquences d'imagerie, développée sur MATLAB®, en se basant sur un mouchetis noir sur fond blanc réalisé avec des bombes de peintures sur toutes les éprouvettes. La **Figure 3-7c,d** expose ainsi la corrélation d'images faite dans le cas d'un essai de traction en quasi statique en suivant les déformations longitudinales et transversales au début et à la fin de l'essai. L'homogénéité des champs de déformation selon les directions longitudinale et transversale est vérifiée grâce au logiciel VIC-2D.

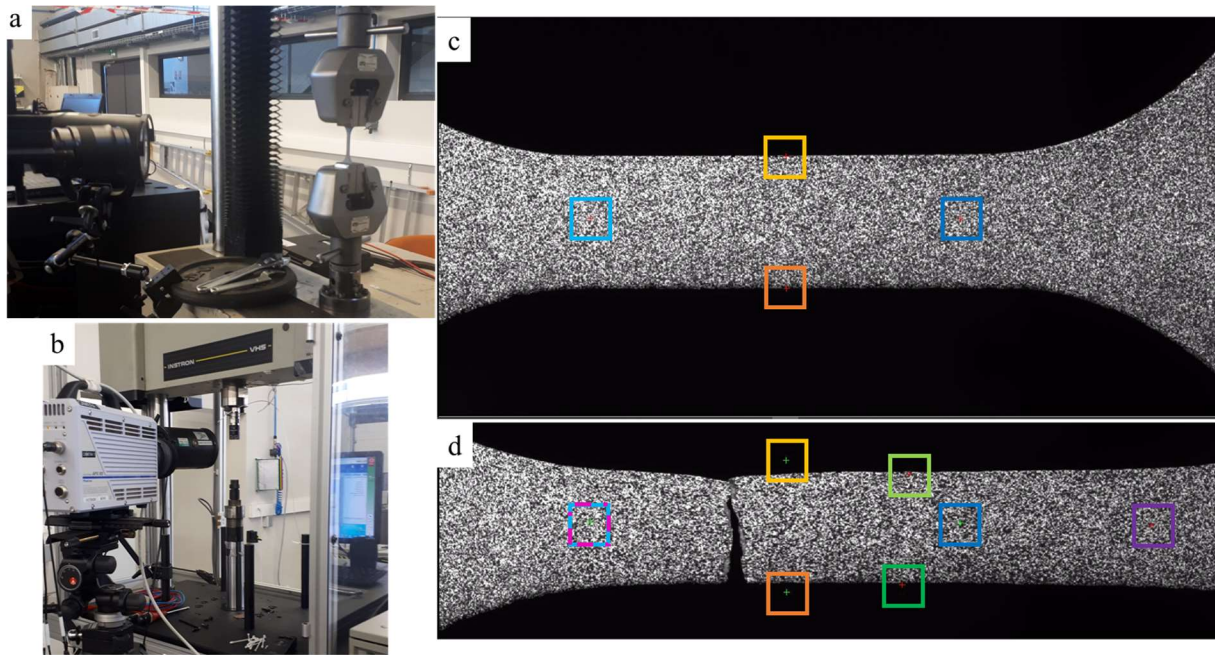


Figure 3-7 : Moyens d'essais pour les vitesses de déformation de $0,00057 - 0,067 - 8 \text{ s}^{-1}$: images (a) du vérin électromécanique MTS Sintech et (b) du vérin servohydraulique Instron VHS ; photos de la corrélation d'images prises sur une éprouvette Bd45_t1 en quasi statique (c) au début et (d) à la fin de l'essai.

2.3.3. Essais de traction sur barres de Hopkinson

Les deux dernières vitesses de déformation sont atteintes sur un dispositif à barres de Hopkinson prétendues avec des vitesses de chargement de $3 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$ (300 s^{-1}) et $10 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$ (1000 s^{-1}). L'acquisition des images se fait également via une caméra Fastcam Photron APX RS (fréquence d'acquisition de $112\,500 \text{ Hz}$ et résolution spatiale de $82 \mu\text{m}$). L'enregistrement des efforts et l'acquisition des images sont déclenchés simultanément par un oscilloscope digital Yokogawa DL750 (8 voies jusqu'à $10 \text{ MEch} \cdot \text{s}^{-1}$).

Le dispositif à barres de Hopkinson en traction, développé par le laboratoire, est détaillé sur la **Figure 3-8** par un schéma illustratif et des photos avec la mise en position d'une éprouvette. Il est composé d'une barre incidente de $7,5 \text{ m}$ et d'une barre de sortie de 7 m , toutes deux avec un diamètre de 11 mm . Elles sont fabriquées avec un acier maraging afin de pouvoir générer un niveau d'effort élevé sans

plastification du matériau constitutif. Des jauges de déformation sont fixées sur chaque barre pour mesurer les ondes élastiques grâce à un oscilloscope à grande vitesse qui se trouve aussi être un enregistreur d'acquisition de données (Yokogawa DL 850 – 4 voies jusqu'à 100 MHz).

Avant chaque essai, la barre d'entrée est élastiquement prétendue pour emmagasiner le niveau suffisant d'énergie entrante. Lorsque la prétension est instantanément relâchée, par rupture d'un boulon fusible, une onde incidente de traction ε_{Inc} , considérée unidirectionnelle, est générée et se propage dans la direction de l'éprouvette. Cette onde incidente se divise en deux ondes élastiques complémentaires : l'onde transmise ε_{Tra} qui traverse l'échantillon et se propage dans la barre de sortie, et l'onde réfléchie ε_{Ref} qui retourne dans la barre d'entrée du fait de la rupture d'impédance générée par l'éprouvette à caractériser.

Ainsi, grâce aux signaux bruts récupérés par le système d'acquisition et connaissant les propriétés géométriques et matérielles des barres d'entrée et de sortie, le logiciel DAVID [16] permet de déterminer la relation contrainte-déformation.

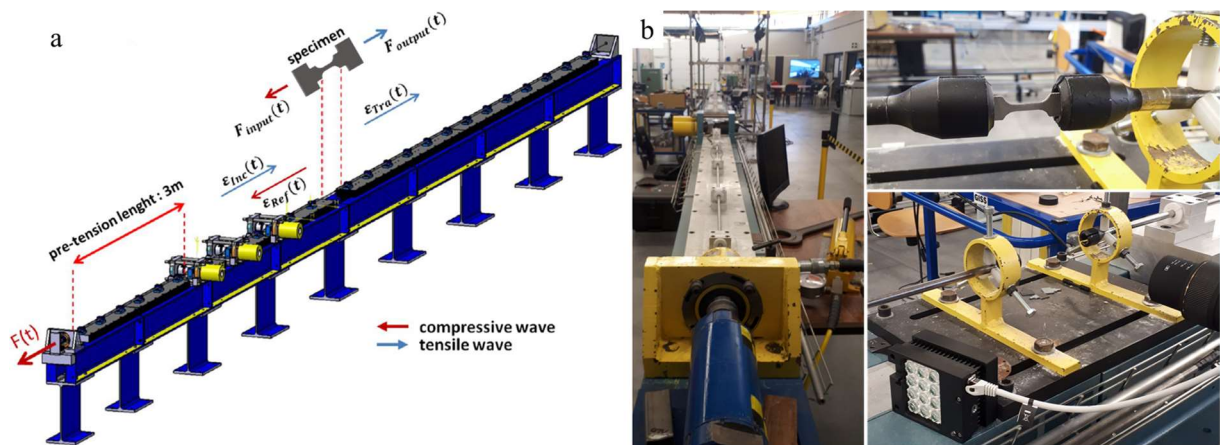


Figure 3-8 : Barres de Hopkinson prétendues : (a) illustration du dispositif expérimental ; (b) photos du montage expérimental avec une éprouvette Bd90_t15.

3. Résultats

Dans cette partie sont présentés successivement les résultats de l'analyse de la microstructure et ceux des essais de traction. Les résultats de toutes les configurations sont détaillés ensemble et seront discutés ensuite séparément dans la partie 4.

3.1. Précision de fabrication

Pour pouvoir juger de la qualité de fabrication et analyser les données expérimentales des essais mécaniques, il est nécessaire de mesurer dans un premier temps les dimensions des éprouvettes.

Étant donné que les éprouvettes ne sont pas usinées après enlèvement du plateau de fabrication, il convient de connaître les dimensions de celles-ci pour la suite de l'étude. Le **Tableau 3-2** recense la largeur et l'épaisseur moyenne de chaque configuration. Un faible écart avec le fichier STL est observé sur la largeur et l'épaisseur, d'au maximum de 3,1%, hormis pour les éprouvettes Bd90_t05 avec un écart non négligeable sur l'épaisseur en comparaison avec les autres configurations.

La mesure de la densité relative des éprouvettes permet d'estimer la bonne qualité de fabrication de celles-ci. Plusieurs études [17,18] ont montré qu'une densité relative minimale de 99% est nécessaire pour assurer un comportement mécanique non dégradé. Pour toutes les configurations, la densité relative moyenne est rapportée dans le **Tableau 3-2**. Seules les éprouvettes Bd90_t05 n'ont pas une densité relative supérieure à 99%.

Tableau 3-2 : Mesures des dimensions et de la densité relative des éprouvettes non usinées comparées avec le fichier STL.

Configuration	Largeur (mm)	Différence avec le fichier STL (%)	Epaisseur (mm)	Différence avec le fichier STL (%)	Densité relative (%)
Bd0_t1	10,25	2,5	0,99	1,9	99,5
Bd45_t1	10	0,3	1,03	2,6	99,9
Bd90_t1	9,83	1,7	0,99	0,9	99,6
Bd90_t075	9,83	1,7	0,75	0,9	99,7
Bd90_t05	9,87	1,3	0,54	7,4	98,5
Bd90_t15	2,93	2,3	1,45	3,1	99,9

Sur les onze éprouvettes de la configuration Bd90_t05 fabriquées (trois par vitesse de déformation et deux pour l'étude microstructurale), trois présentent des défauts géométriques conséquent et un cintrage important (**Figure 3-9**).

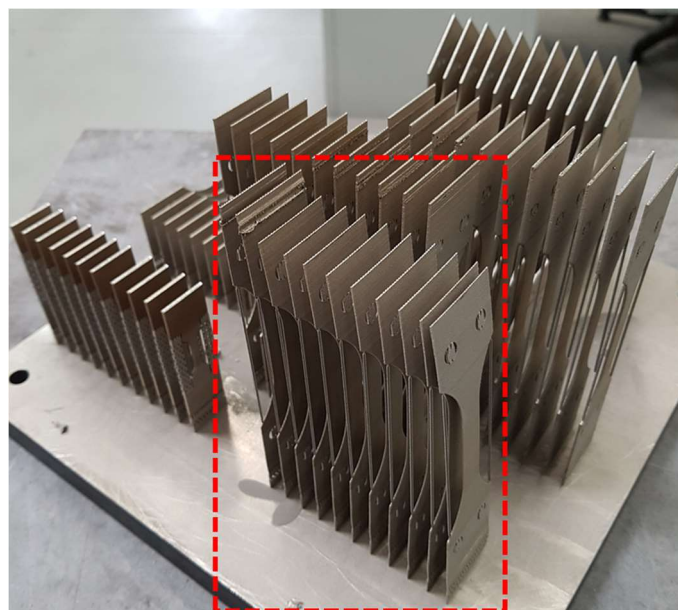


Figure 3-9 : Photographie du plateau de fabrication avec les éprouvettes Bd90_t05 délimitées par un rectangle rouge.

Ainsi, ces points confirment les limites actuelles du procédé SLM à produire des éprouvettes avec une épaisseur proche des limites de la machine [13].

3.2. Microstructure

Les spécificités induites par le procédé SLM lors de la fabrication sont observées sur la microstructure des éprouvettes selon différents plans et plusieurs échelles.

Sur les photos de la **Figure 3-10**a-c, les microstructures dans le plan XY laissent voir la méthode de scan avec les passages successifs parallèles du laser. Ceci est plus marqué sur les bords des échantillons où la refusion des couches est moins importante qu'au centre. Dans le plan ZX (**Figure 3-10**d-f), l'empilement des couches selon la direction de fabrication apparaît distinctement. Les bords de fusion, également visibles dans ce plan, ont une forme semi-circulaire et de plus en plus profonde en se rapprochant du centre de l'échantillon.

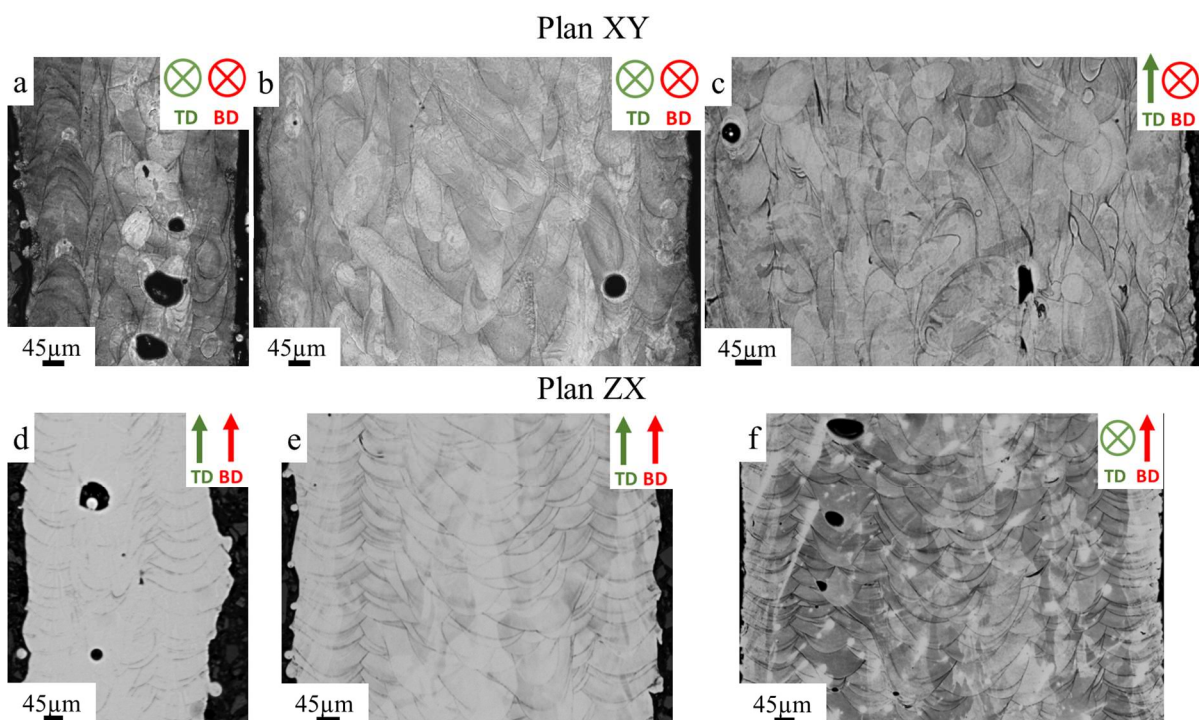


Figure 3-10 : Images prises par microscopie optique après attaque chimique de (a,d) Bd90_t05, (b,e) Bd90_t1 et (c,f) Bd0_t1 dans les plans XY (SD) et ZX (BD).

La **Figure 3-10** montre également un plus grand nombre de défauts, en nombre et en taille, pour les éprouvettes Bd90_t05 par rapport aux autres configurations. Les divers types de défauts sont présentés sur la **Figure 3-11**. De manière générale, trois types de porosités sont notables :

- Des porosités dues à un manque de fusion avec une forme irrégulière, **Figure 3-11a**. Elles sont localisées aux interfaces entre les couches ou les bains de fusion. Elles entraînent aussi une diminution de la cohésion entre les couches [19].
- Des porosités de forme sphériques causées par une occlusion de gaz, soit issues de la chambre de fabrication, soit de l'atomisation de la poudre (**Figure 3-11a**) [20].
- Des porosités induites par une densité d'énergie volumique trop importante qui induit une vaporisation du bain de fusion causant un perçage de celui-ci (**Figure 3-11b**). Elles sont généralement de forme sphérique et sont engendrées par un phénomène appelé « Keyhole » [21].

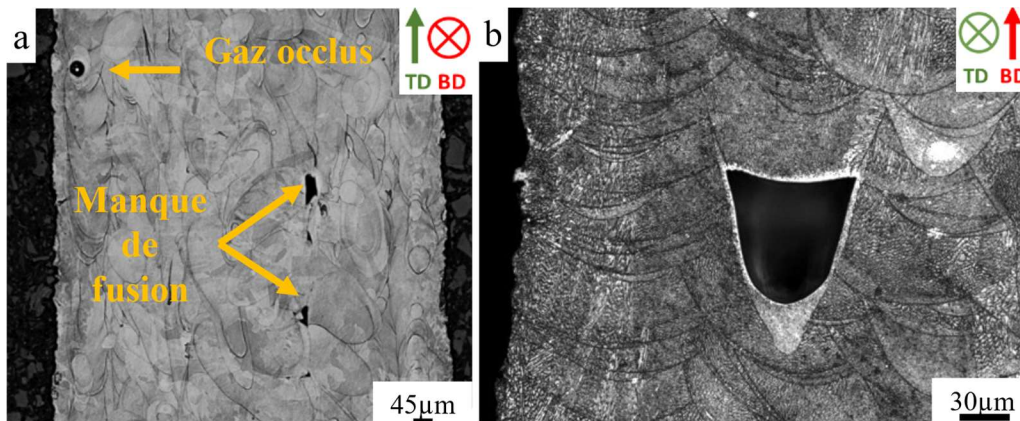


Figure 3-11 : Images prises par microscopie optique après attaque chimique montrant des porosités (a) dues à une occlusion de gaz et un manque de fusion, (b) et par effet « Keyhole ».

Les images observées au MEB, sur la **Figure 3-12** exposent la fine structure cellulaire à l'intérieur des bains de fusion, dont la taille moyenne se situe entre 0,1 et 2 µm. La vitesse de refroidissement importante, de l'ordre de $10^4 - 10^6 \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$, entraînent une solidification hors équilibre qui permet l'apparition de cette structure intragranulaire [22,23]. Au cours de la fusion, cette dernière est orientée selon le gradient thermique local maximal, qui peut être différent de celui macroscopique, d'où les orientations multiples de sous-grains au sein d'un même bain de fusion. En observant à plus fort grossissement la jonction de plusieurs bains de fusion (**Figure 3-12b**), des sous-grains de grandes tailles apparaissent à cause notamment de la multiple fusion à ces endroits [24].

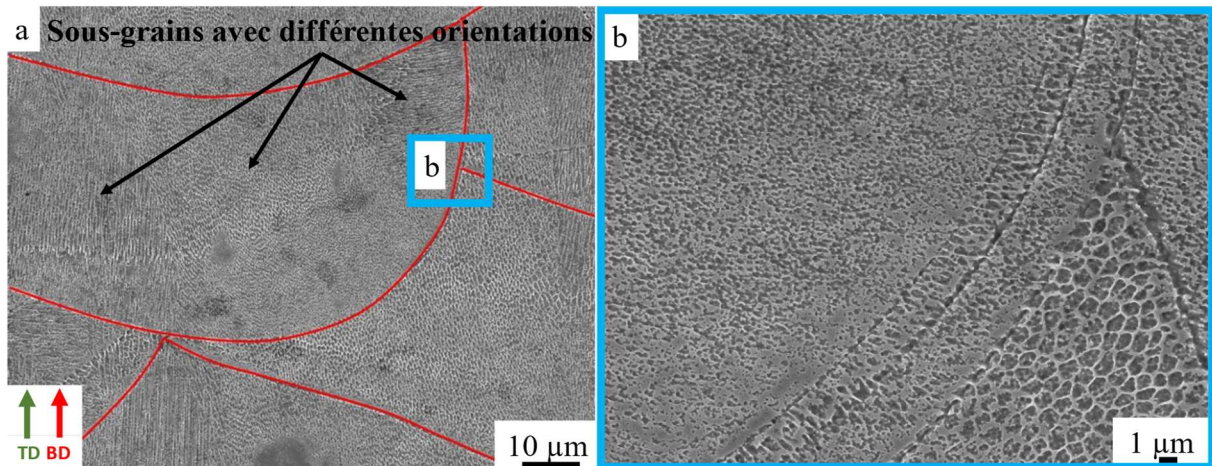


Figure 3-12 : Images MEB de l'éprouvette Bd0_t1 dans le plan ZX (a) avec les bords de fusions surlignés en rouge, et (b) avec un plus grossissement sur la jonction de plusieurs bords de fusion.

Les microstructures des trois orientations sont analysées au MEB avec une sonde EBSD. Les cartographies résultantes, les figures de pôles inverses et les tailles moyennes de grains sont présentées dans la **Figure 3-13a-c**. Pour Bd90_t1, les grains sont de taille hétérogène et colonnaires orientés vers la BD, qui est aussi la TD pour cette configuration. Cette disposition des grains est due au gradient thermique qui est maximal dans cette direction [4,25]. A l'inverse, la microstructure de Bd0_t1 possède des grains orientés perpendiculairement à la TD, qui n'est pas la BD ici, dont la taille moyenne est la plus faible des trois orientations. Comme pour Bd90_t1, la morphologie des grains est assez hétérogène. La microstructure de Bd0_t1 est représentative du processus de solidification du procédé SLM qui s'observe sur le lit de poudre (**Figure 3-13d**). À mi-chemin entre les deux orientations précédentes, Bd45_t1 a une microstructure qui est un mélange de celles-ci en termes d'orientation et de forme des grains. En conséquence, la morphologie des grains est plus homogène.

Pour toutes les configurations, les grains s'étalent sur plusieurs bords de fusion, ce qui est typique d'une croissance épitaxiale. Cette disposition est imposée par le gradient thermique local maximal et la fusion multiple des couches qui dictent la même orientation cristallographique [3]. Les figures de pôles inverses révèlent une texture de fibre $\langle 001 \rangle$ pour Bd90_t1 alors que deux orientations cristallographiques préférentielles de plus faibles intensités, $\langle 001 \rangle$ et $\langle 101 \rangle$, sont discernables pour Bd0_t1. Etant donné que l'acier 316L SS présente une structure FCC, l'évolution d'une texture $\langle 001 \rangle$ est favorisée [1,26]. C'est bien ce qui est observée pour les deux configurations précédentes. La texture supplémentaire $\langle 101 \rangle$ observé pour Bd0_t1 est induite par la direction de solidification (**Figure 3-13d**). Dans le cas de Bd45_t1, il n'y a pas d'orientation cristallographique préférentielle. Comme la forme du bain de fusion est directement liée au développement de la texture [27], cela explique l'absence d'orientation préférentielle pour Bd45_t1 qui a une structure de grain homogène. Ainsi, les différentes formes de bords de fusion observées précédemment pour les trois BD sont responsables des orientations cristallographiques préférentielles distinctes.

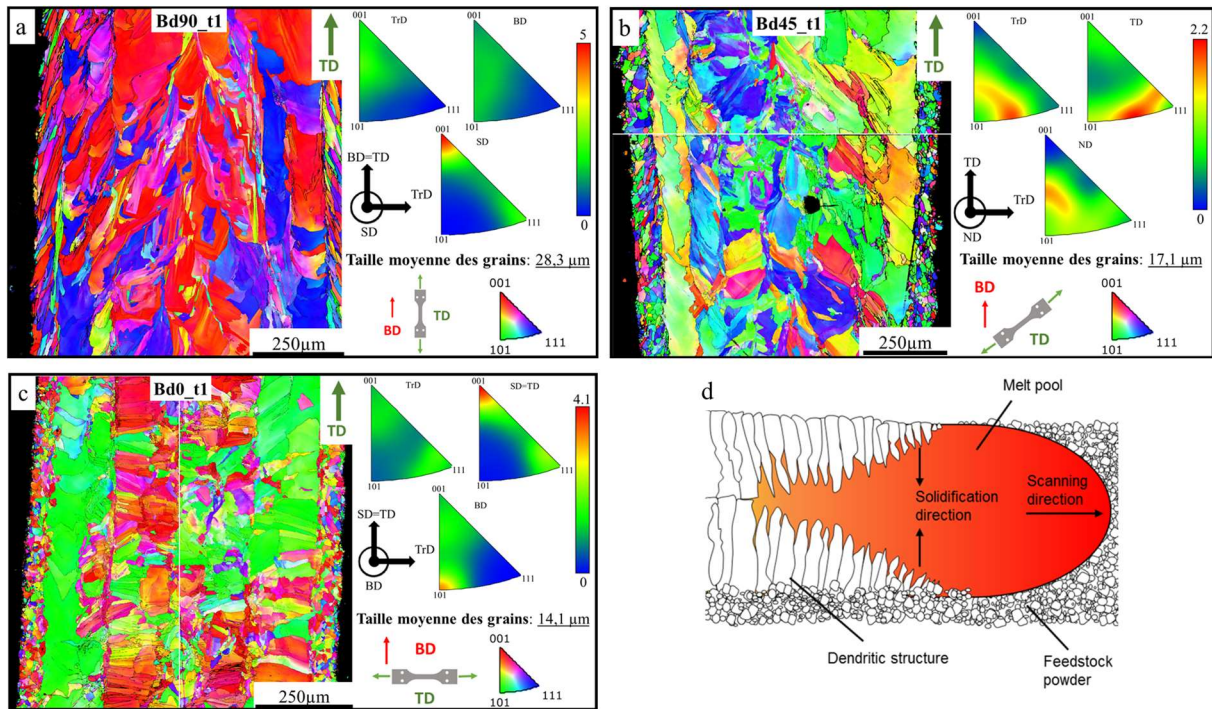


Figure 3-13 : Influence de l'orientation sur la microstructure : cartographies EBSD et figures de pôles inverses des éprouvettes (a) Bd90_t1, (b) Bd45_t1, (c) Bd0_t1 selon la TD par rapport à la BD, la SD et la direction transverse TrD ; (d) schéma illustrant le processus solidification lors du procédé SLM.

Les microstructures des éprouvettes d'épaisseur 0,5 et 0,75 mm (**Figure 3-14**) présentent des grains allongés orientés le long de la BD, similairement à Bd90_t1, et aussi une texture de fibre $\langle 001 \rangle$. L'intensité de la texture et la taille des grains sont supposées augmenter avec l'épaisseur en raison de la variation des gradients thermiques et des vitesses de refroidissement [2,3]. Cette affirmation est vraie hormis pour la configuration Bd90_t1. Cette dernière a été traitée thermiquement et comme le suggèrent les auteurs [28,29], le traitement thermique réduit la texture prononcée du 316L SS SLM. Ainsi, une intensité de texture plus élevée que celle de Bd90_t075 peut être attendue sans traitement thermique pour Bd90_t1. La cartographie EBSD de Bd90_t05 (**Figure 3-14b**) met également en évidence une densité plus élevée de défauts, conduisant à une cohésion plus faible entre les couches et une densité relative inférieure à 99%, comme mentionné précédemment.

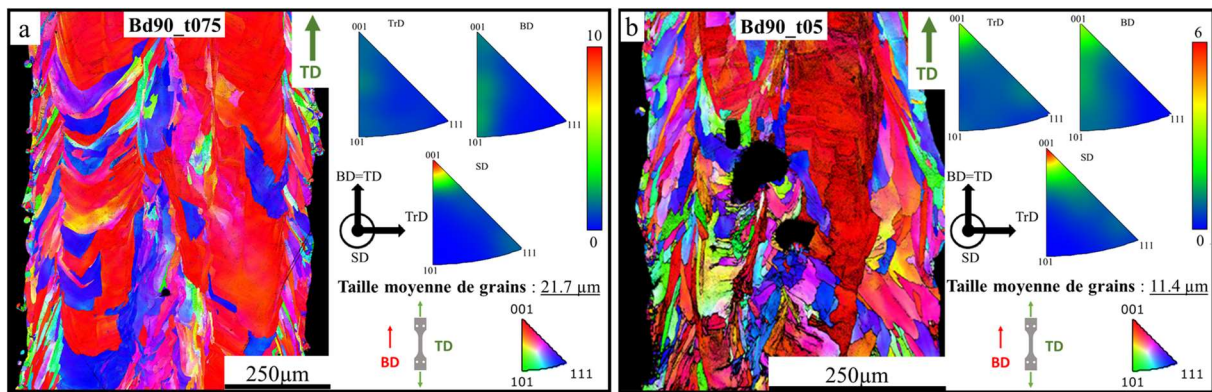


Figure 3-14 : Influence de l'épaisseur sur la microstructure : cartographies EBSD et figures de pôles inverses des éprouvettes (a) Bd90_t075, (b) Bd90_t05 selon la TD par rapport à la BD, la SD et la direction transverse TrD.

Les tailles moyennes de grains des cinq microstructures étudiées sont représentatives du procédé SLM [12,30]. Celles-ci sont inférieures aux procédés conventionnels, dont le taille moyenne est comprise entre 30-80 μm [31].

La **Figure 3-15** permet de visualiser les microstructures de Bd0_1 et Bd90_t1 selon les plans XY (SD) et ZX (BD). Pour un même plan, il y a des similarités sur la morphologie des grains entre les deux orientations. Selon la SD (**Figure 3-15a,c**), deux orientations cristallographiques préférentielles apparaissent pour les deux configurations. Cependant, les orientations ne sont pas similaires. Elles sont selon $\langle 001 \rangle$ et $\langle 101 \rangle$ pour Bd0_1 alors qu'elles sont selon $\langle 001 \rangle$ et $\langle 111 \rangle$ pour Bd90_t1. Une texture de fibre est visible pour les deux éprouvettes selon la BD (**Figure 3-15b,d**) mais pas selon la même orientation. Elle est selon $\langle 111 \rangle$ pour Bd0_t1 alors qu'elle est selon $\langle 001 \rangle$ pour Bd90_t1. Ces différences d'orientations s'expliquent principalement par des gradients thermiques plus faibles pour Bd0_t1 à cause d'une longueur de scan 130 mm contre 10 mm pour Bd90_t1. Même s'il est intéressant de considérer les microstructures autres que selon la TD pour la compréhension du procédé SLM, c'est bien selon cette dernière qu'il convient d'observer les microstructures pour expliquer la réponse mécanique en traction [1,3].

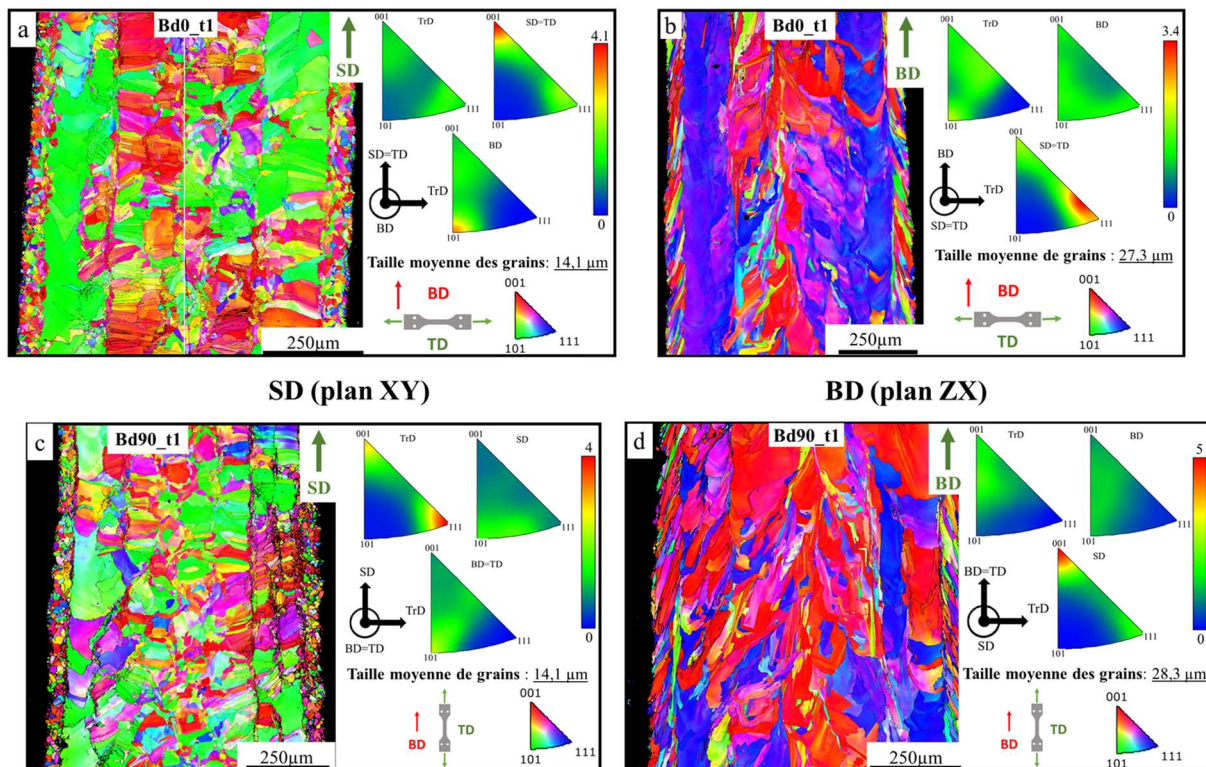


Figure 3-15 : Variation de la microstructure selon le plan d'observation : cartographies EBSD et figures de pôles inverses des éprouvettes (a,b) Bd0_t1, (c,d) Bd90_t1 selon la SD (a,c) et la BD (b,d).

Cette section a ainsi permis de mettre en avant l'influence du procédé SLM sur la microstructure du 316L SS. Celle-ci se compose de bain de fusion de forme semi-circulaire avec à l'intérieur une sous-structure de grain dont la taille moyenne est de l'ordre du μm . Une plus grande quantité de défauts est observable pour la configuration Bd90_t05. Cette qualité de fabrication moindre se voit également sur les images EBSD avec une morphologie de grains plus désordonnée que pour les autres configurations. Observées selon la direction de fabrication, ces mêmes images EBSD présentent des microstructures avec des morphologies de grains et des orientations cristallographiques préférentielles différentes. Il sera alors intéressant de corréliser ces observations avec les résultats des essais de traction.

3.3. Faciès de rupture

Les faciès de ruptures des éprouvettes post mortem sont observés au MEB et les principales caractéristiques sont présentées sur la **Figure 3-16**. Pour les six configurations, des cupules sont remarquables sur les faciès. Ceci est caractéristique d'un comportement à rupture ductile [32].

Avec une taille de cupule inférieure à $1\ \mu\text{m}$, le comportement à rupture peut être considéré comme transgranulaire et non contrôlé par la taille de grain [1,18].

Les particules de poudre non fondues sont observées à la fois à l'intérieur des porosités, piégées au cours de la fabrication, mais aussi sur les surfaces externes des éprouvettes. Pendant les essais de tractions, ces défauts peuvent être à l'origine des microfissures qui ensuite se transforment en fissures macroscopiques [33].

Maconachie *et al.* [24] ont remarqué que la propagation des fissures se fait à travers ou bien autour des bords de fusion. Ainsi, c'est l'orientation de ces derniers et pas celle des grains qui impose le comportement à rupture.

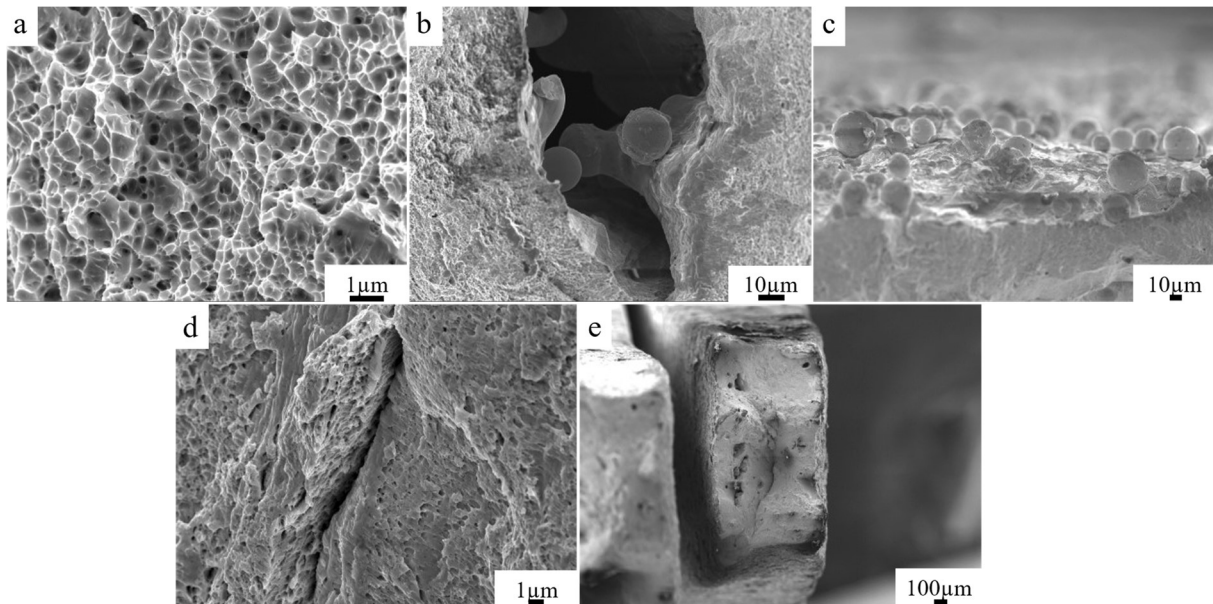


Figure 3-16 : Images MEB des faciès de rupture présentant des (a) cupules, (b) particules de poudres non fondues à l'intérieur de porosités et (c) sur les bords libres, (d) fissures microscopiques (e) et macroscopiques.

3.4. Essais mécaniques

Après avoir observé l'influence du procédé sur la microstructure des éprouvettes, des essais de dureté et de traction sont menés pour étudier l'influence du procédé sur la réponse mécanique macroscopique.

3.4.1. Dureté Vickers

La dureté Vickers moyenne pour chaque configuration avec l'écart type associé sont présentés dans la **Figure 3-17a**. La quasi-totalité des valeurs est comprise entre 230 - 240 HV, avec une valeur moyenne de 235 ± 9 HV, ce qui correspond aux résultats obtenus par d'autres travaux [5,10,34] sur le même matériau fabriqué par SLM. Cette dureté est également plus élevée que celle du matériau conventionnel, dont les valeurs sont comprises entre 215 - 225 HV [35].

La différence constatée s'explique notamment par la sous-microstructure et une densité de dislocation plus importante (10^{15} m^{-3} pour le matériau SLM versus 10^{10} m^{-3} pour celui issu de procédés

conventionnels) [23]. La **Figure 3-17b** présente la localisation des indentations sur un échantillon attaqué chimiquement. Indépendamment de l'endroit où la mesure est effectuée, à l'intérieur d'un bain de fusion ou sur une jonction de plusieurs bains de fusion, en haut, au milieu ou en bas de l'échantillon, les mesures sont homogènes.

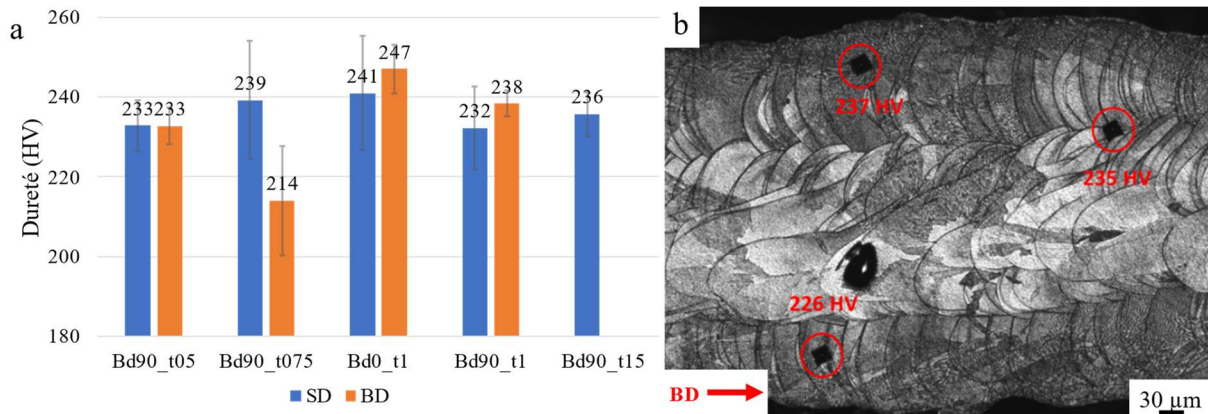


Figure 3-17 : Mesure de la dureté Vickers : (a) graphique de la dureté Vickers des configurations selon la BD et la SD ; (b) microscopie optique montrant la localisation des indentations sur un échantillon Bd90_t05 attaqué chimiquement selon la BD.

Ainsi, à l'échelle microscopique (celle du grain), il n'y a pas de différence significative de dureté entre les trois directions de fabrication et les différentes épaisseurs.

3.4.2. Essais de traction

Les résultats des essais de traction pour toutes les épaisseurs, orientations et vitesses de déformation sont présentés ici. Comme mentionnée dans la section 3.1, trois éprouvettes de la configuration Bd90_t05 ne sont pas utilisables pour les essais de traction. Il n'est alors plus possible d'avoir une répétabilité de trois éprouvettes pour les trois vitesses de déformation. Une répétabilité de deux éprouvettes est choisie pour la vitesse de déformation intermédiaire de $0,067s^{-1}$.

Dans un premier temps, grâce au logiciel de corrélation d'images VIC-2D, l'homogénéité des champs de déformation selon les directions longitudinale et transversale est vérifiée pour toutes les éprouvettes des cinq configurations avec un chargement quasi statique. Les **Figure 3-18** et **Figure 3-19** montrent ainsi des champs de déformation homogènes avant striction pour toutes les configurations aussi bien dans la direction longitudinale que transversale. Des résultats similaires sont obtenus pour les éprouvettes Bd90_t15 à 300 et $1000 s^{-1}$, dont la géométrie est distincte des précédentes pour être utilisées sur les barres de Hopkinson.

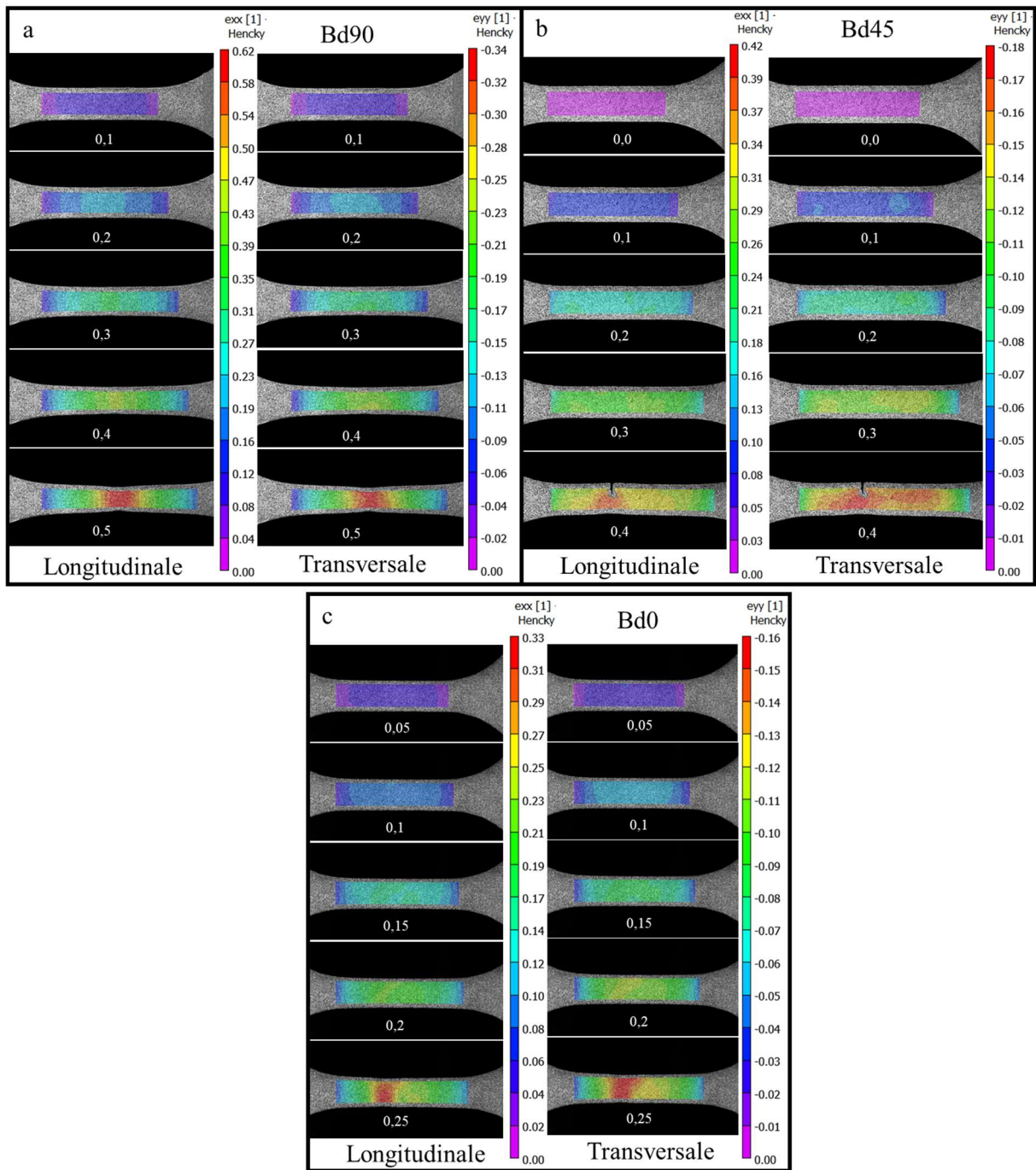


Figure 3-18 : Champs de déformation longitudinale et transversale des éprouvettes avec 1 mm d'épaisseur pour les orientations (a) Bd90, (b) Bd45 et (c) Bd0 à cinq niveaux de déformations macroscopiques.

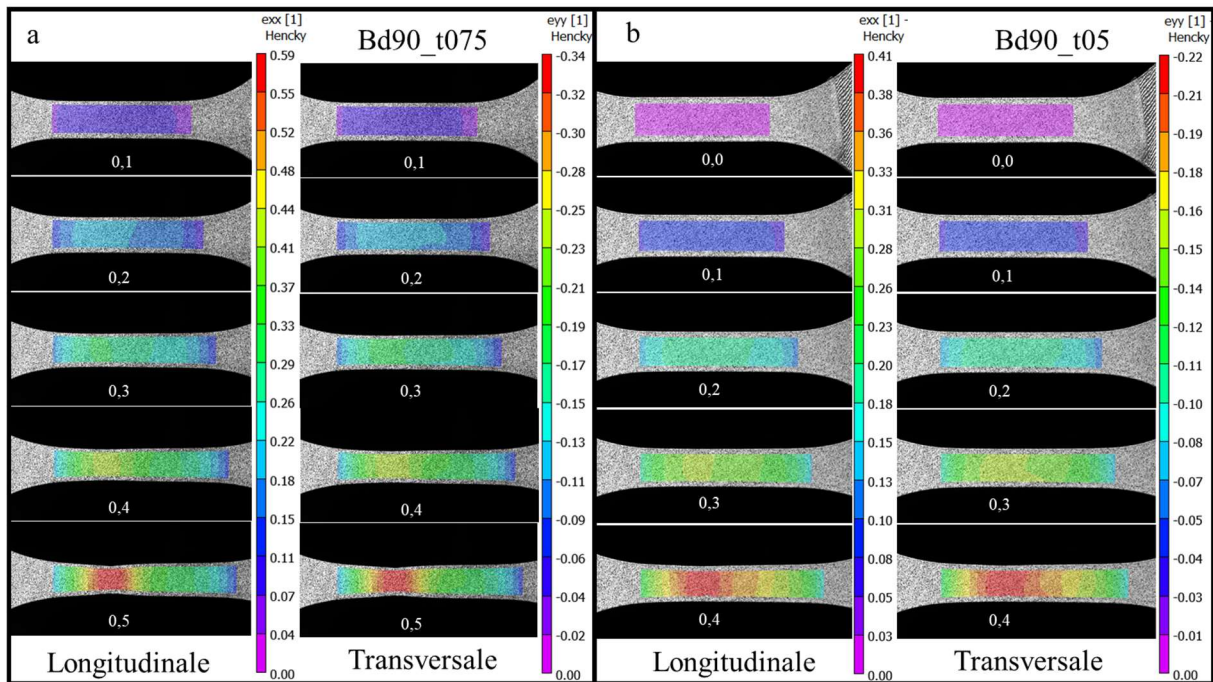


Figure 3-19 : Champs de déformation longitudinale et transversale des éprouvettes (a) Bd90_t075 et (b) B90_t05 à cinq niveaux de déformations macroscopiques.

Les courbes contrainte-déformation rationnelles moyennes associées sont visibles sur la **Figure 3-20**. Seules les courbes des essais en dynamique (**Figure 3-20f**) sont filtrées avec un filtre de type « Smooth » sur le logiciel MATLAB[®] afin de réduire le bruit de mesure et d'atténuer les effets de propagation d'onde [24].

Comme détaillé dans le début de cette section, deux essais de répétabilité sont réalisés pour les éprouvettes Bd90_t05 à la vitesse de déformation de $0,067s^{-1}$. Or, d'après la **Figure 3-20a**, une grande dispersion est observée sur ces deux essais qui ne permet pas de dégager une courbe moyenne représentative. Ainsi, pour la suite de cette étude, ce cas (éprouvettes Bd90_t05 sollicitées à une vitesse de déformation de $0,067s^{-1}$) n'est pas considéré.

Les paramètres mécaniques conventionnels moyens que sont la limite d'élasticité Y_S mesurée à 0,2% de la déformation, $\sigma_{0,05}$ (contrainte pour une déformation de 0,05), $\sigma_{0,1}$ (contrainte pour une déformation de 0,1), la contrainte maximale UTS et la déformation à rupture ϵ_f de chaque configuration avec les écarts types associées sont extraits des courbes contrainte-déformation conventionnelles et détaillés dans la **Figure 3-21**. La limite d'élasticité Y_S mesurée à 0,2% de la déformation est obtenue en considérant un module d'Young de 190 GPa pour toutes les configurations. Cette valeur est basée sur les données matériaux issus du fabricant qui a réalisé les essais adéquats à la mesure du module d'Young [36]. Les paramètres $\sigma_{0,05}$ et $\sigma_{0,1}$ sont choisis pour suivre l'évolution de la réponse mécanique à différents niveaux de déformation, en complément de la limite d'élasticité et de la contrainte maximale. Une bonne répétabilité est obtenue sur les essais mécaniques, avec notamment de faibles écarts types, hormis pour

le comportement à rupture où les variations d'une éprouvette à l'autre sont plus marquées. Cela démontre une fiabilité du procédé SLM et des dispositifs expérimentaux.

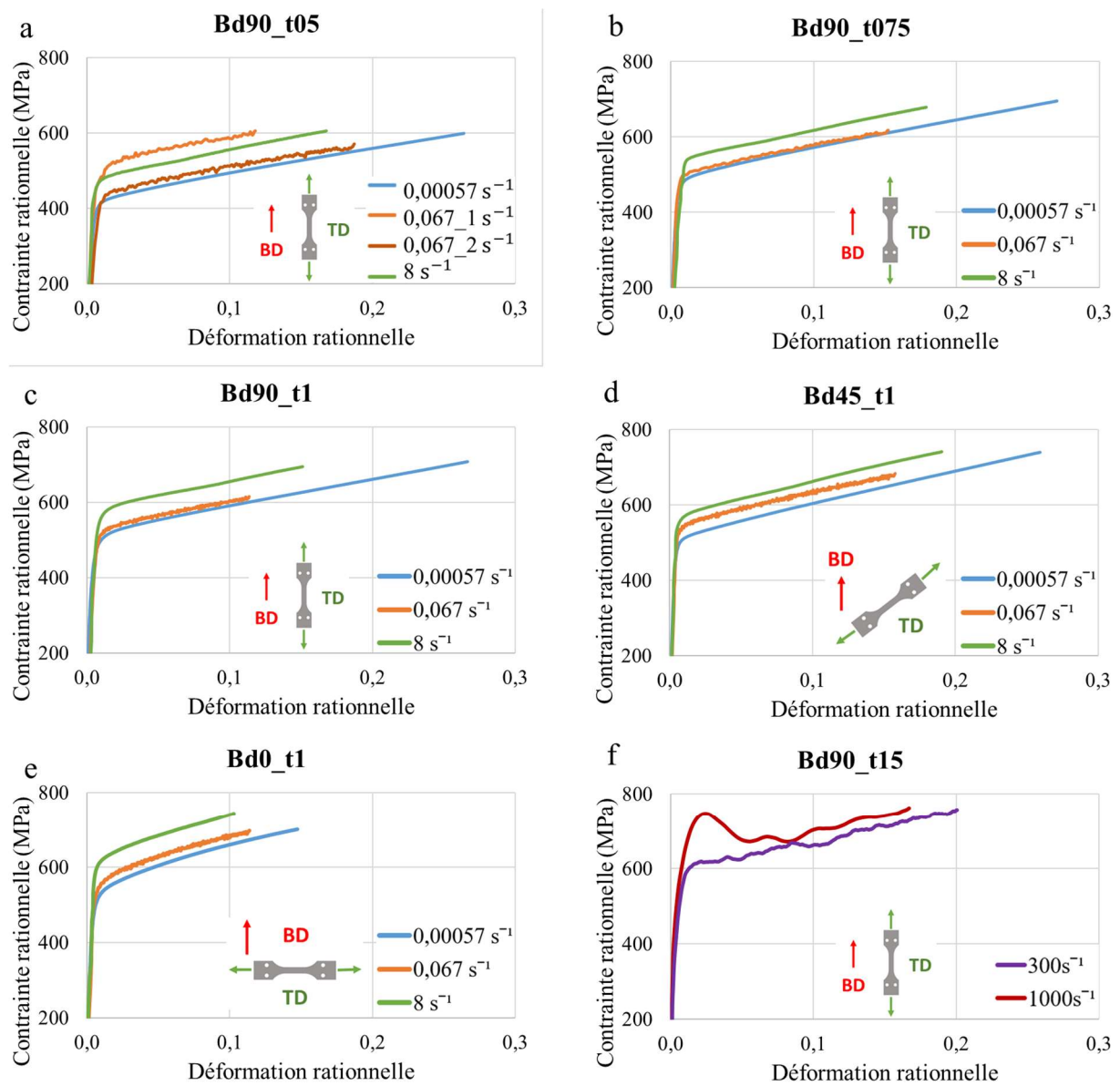


Figure 3-20 : Courbes contrainte-déformation rationnelles des configurations avec des vitesses de déformation de (a-e) 0,00057 à 8 s^{-1} , et (f) Bd90_t15 avec des vitesses de déformation de 300 à 1000 s^{-1} .

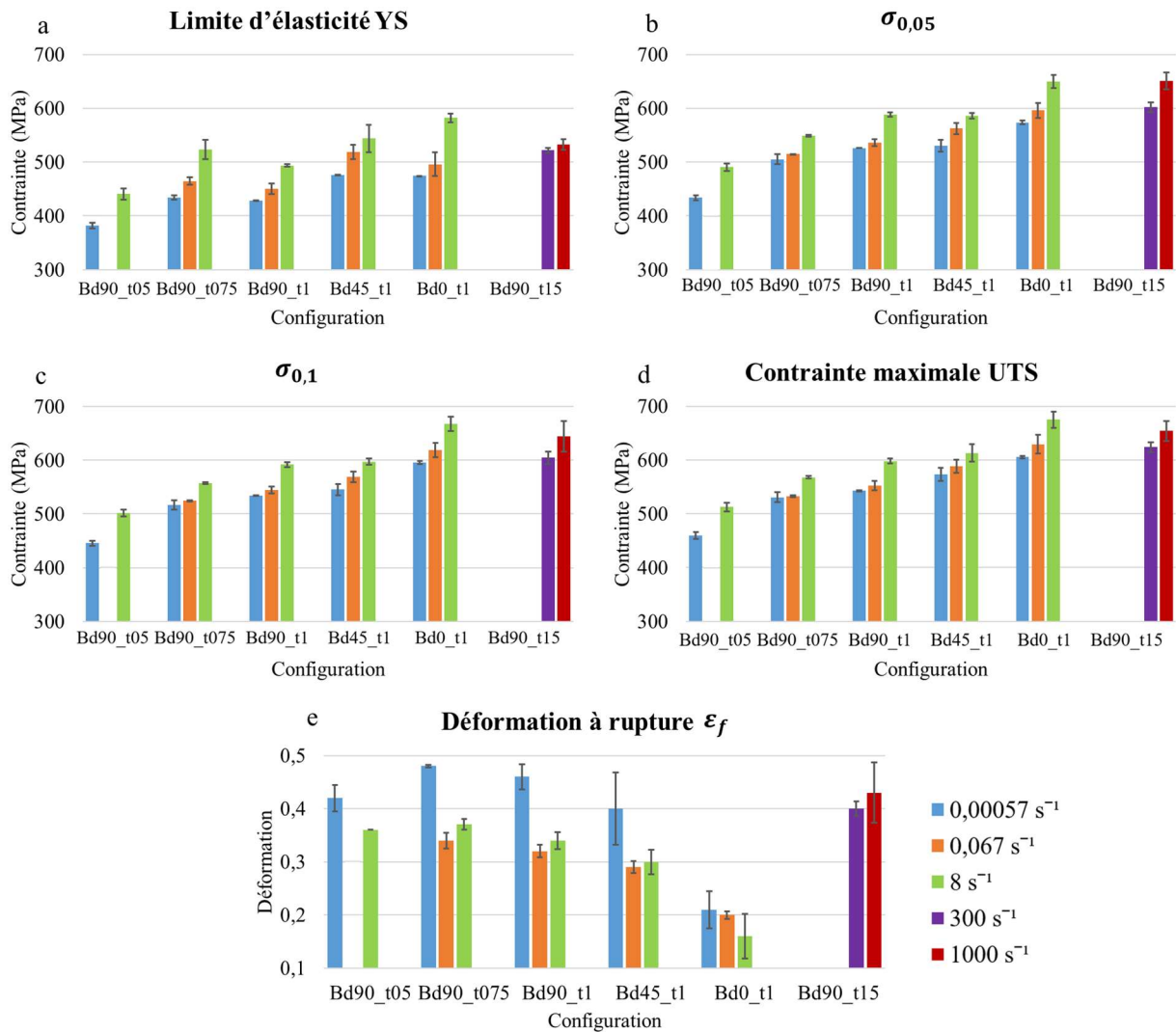


Figure 3-21 : Graphiques des paramètres mécaniques : (a) limite d'élasticité YS, (b) $\sigma_{0,05}$, (c) $\sigma_{0,1}$, (d) contrainte maximale UTS et (e) déformation à rupture ϵ_f avec les écarts types associées pour toutes les configurations.

Les éprouvettes horizontales ont les valeurs de paramètres mécaniques YS, $\sigma_{0,05}$, $\sigma_{0,1}$ et UTS les plus élevées pour les trois vitesses de déformation. Cette tendance est également observée dans d'autres travaux [37,38]. À l'opposé, ces paramètres sont les plus faibles pour les éprouvettes Bd90_t05. Le constat sur le comportement à rupture diffère totalement de ce qui a été fait pour les paramètres liés à la contrainte d'écoulement. La déformation à rupture des éprouvettes Bd0_t1 est divisée par deux comparativement aux autres, dont les valeurs sont similaires et comprises entre 30 et 50%.

Le

Tableau 3-3 compare également les valeurs de YS, UTS et ϵ_f entre les résultats de cette étude, ceux issus de la littérature pour le matériau SLM [6,7,9,10,39–41] et pour le matériau fabriqué par procédés conventionnels [12,31,42,43], ainsi que les exigences de la norme ASTM A240 [44]. Les valeurs obtenues apparaissent cohérentes avec les résultats des autres études publiées. Hormis pour Bd90_t05

et ε_f pour Bd0_t1, tous les paramètres mécaniques de toutes les configurations étudiées sont équivalents ou supérieurs à ceux du matériau issu de procédés conventionnels et à la norme associée.

Tableau 3-3 : Comparaison des paramètres mécaniques de ce cette thèse, de la littérature et de de la norme ASTM A240 pour un chargement quasi statique.

Paramètres mécaniques	YS (MPa)			UTS (MPa)			ε_f		
	Bd90	Bd45	Bd0	Bd90	Bd45	Bd0	Bd90	Bd45	Bd0
Littérature du matériau SLM	427 - 588	499 - 649	406 - 639	509 - 687	606 - 722	510 - 760	0,8 – 0,96	0,33 – 0,60	0,12 – 0,49
Carassus	428 ± 1	451 ± 1	494 ± 1	543 ± 1	571 ± 10	605 ± 1	0,46 ± 0,02	0,40 ± 0,07	0,21 ± 0,04
Littérature du matériau conventionnel	255 – 310			535 - 620			0,30 – 0,50		
ASTM A240/A240M	170			485			0,40		

De manière générale, il y a un effet positif de la vitesse de déformation sur la contrainte d'écoulement. En considérant les paramètres YS, $\sigma_{0,05}$, $\sigma_{0,1}$ et UTS, les augmentations moyennes de ces derniers pour les trois plus faibles vitesses de déformation sont de respectivement de 17%, 11%, 11% et 9% pour toutes les configurations. Il n'y pas de tendance d'évolution de ε_f avec la vitesse de déformation et ceci pour toutes les configurations.

Afin d'exprimer concrètement la sensibilité à la vitesse de déformation, le paramètre m , dont l'équation pour une température et une déformation fixées [18,32] s'écrit (**Eq. 3**), est considéré ici.

$$m = \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \dot{\varepsilon}} \quad (3)$$

Avec σ la contrainte d'écoulement vraie et $\dot{\varepsilon}$ la vitesse de déformation. La contrainte σ peut être considérée soit comme la limite d'élasticité YS [18,45], soit comme la contrainte maximale UTS [32] ou bien encore comme une contrainte conventionnelle pour une déformation fixée, par exemple 0,04 [24]. Il est évident que ce choix influera sur la valeur de m . Ainsi, trois différentes contraintes d'écoulement sont étudiées ici : $\sigma_{0,05}$, $\sigma_{0,1}$, et UTS. Le paramètre YS n'est pas considéré en raison de la méthode de mesure indirecte qui est moins précise que pour les autres paramètres qui se mesurent directement. Ceci est encore plus vrai pour les plus hautes vitesses de déformation de 300 et 1000 s⁻¹. Les résultats sont présentés sur la **Figure 3-22**. La configuration Bd90_t05 n'est pas étudiée dans ce cas car les résultats de seulement deux vitesses de déformation ont été obtenus. La comparaison avec les autres configurations où au moins trois vitesses de déformation sont considérées ne serait alors pas cohérente. Dans le cas de la configuration Bd90, il s'agit de la combinaison des résultats de Bd90_t1 et Bd90_t15. Cette hypothèse est validée par les travaux de Wang *et al.* [3] qui ont montré qu'à partir d'une épaisseur de 1 mm, il y a convergence de YS et UTS. Des comportements similaires sont observés sur les courbes de $m_{\sigma_{0,05}}$, $m_{\sigma_{0,1}}$ et m_{UTS} . Cependant, d'après les valeurs de m pour les trois paramètres étudiés, la sensibilité à la vitesse de déformation est plus élevée pour des niveaux de déformations plus faibles. Des sensibilités plus importantes et similaires entre elles sont obtenues pour Bd0_t1 et Bd90

alors qu'elles sont plus faibles et également similaires entre elles pour Bd90_t075 et Bd45_t1. A titre de comparaison, la sensibilité à la vitesse de déformation du matériau obtenu par procédés conventionnels est moins prononcée avec $m_{UTS} = 0,0061$ [32].

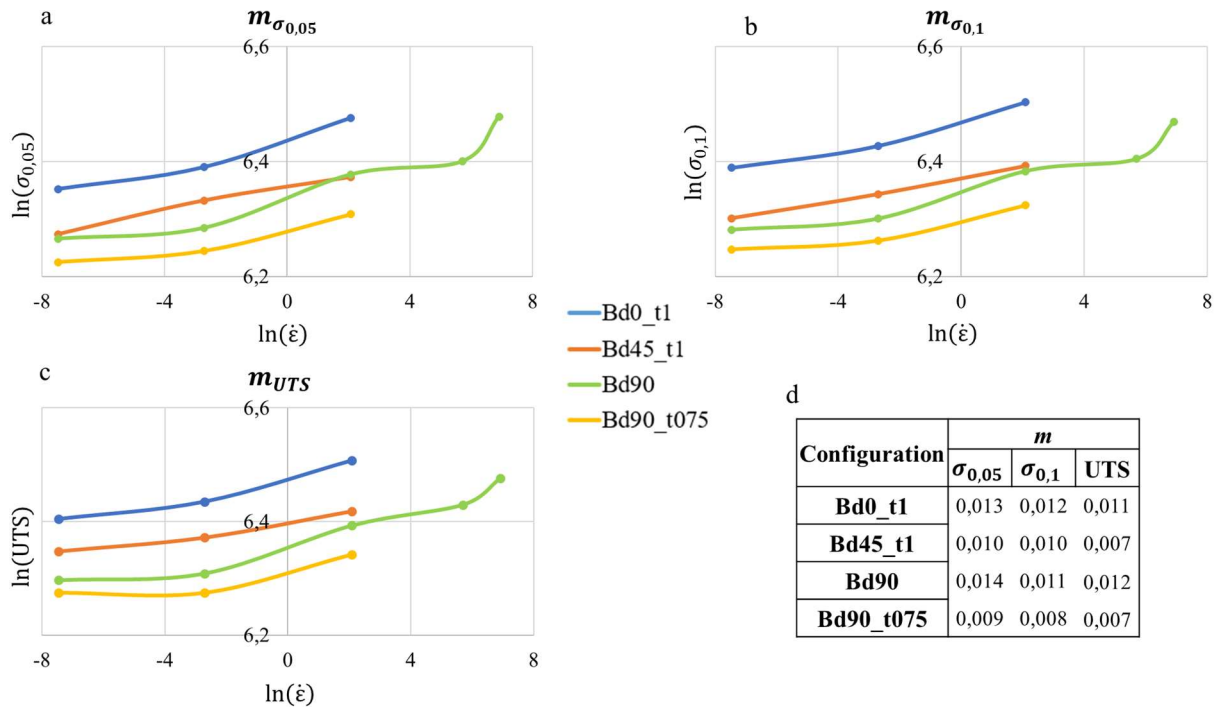


Figure 3-22 : Sensibilité à la vitesse de déformation du paramètre m : courbes de (a) $m_{\sigma_{0,05}}$, (b) $m_{\sigma_{0,1}}$, (c) m_{UTS} et (d) tableau des valeurs de m associées.

Comme pour l'étude de la microstructure, des différences entre les configurations s'observent en termes de courbes contrainte-déformation rationnelles et de paramètres mécaniques associés. Les éprouvettes horizontales ont la contrainte d'écoulement la plus élevée mais la ductilité la plus faible. La configuration Bd90_t05 est de loin celle qui a la plus faible contrainte d'écoulement. Il y a un effet positif de la vitesse de sollicitation avec une élévation des valeurs de contrainte d'écoulement.

Le **Tableau 3-4** synthétise par configuration les résultats de l'étude microstructurale et des essais de traction présentés dans cette section 3.

Tableau 3-4 : Récapitulatif des résultats de l'étude microstructurale et des essais de traction.

Configuration	Taille de grains (μm)	Microstructure (selon TD)	Texture	Propriétés mécaniques (qs)	Sensibilité à la vitesse de déformation	Conclusion
Bd90_t1	28,3	Grains <u>hétérogènes</u> et <u>colonnaires</u> orientés <u>parallèlement</u> à la TD/BD	Texture de fibre <001> (intensité 5)	YS=428 MPa, UTS=543 MPa, $\epsilon_f=0,46$	$m_{\sigma_{0,05}}=0,014$	<ul style="list-style-type: none"> Grains étroits et orientés perpendiculairement à la TD induit une résistance mécanique supérieure et une ductilité inférieure Grains orientés parallèlement à la TD induit une résistance mécanique inférieure et une ductilité supérieure Grains hétérogènes implique une sensibilité à la vitesse de déformation accrue
Bd45_t1	17,1	Grains <u>homogènes</u> ; <u>mélange</u> entre Bd90_t1 et Bd0_t1	Non	YS=451 MPa, UTS=571 MPa, $\epsilon_f=0,40$	$m_{\sigma_{0,05}}=0,010$	
Bd0_t1	14,1	Grains <u>hétérogènes</u> et orientés <u>perpendiculairement</u> à la TD	<001> (intensité 4.1) et <101> (intensité 3.5)	YS=494 MPa, UTS=605 MPa, $\epsilon_f=0,21$	$m_{\sigma_{0,05}}=0,0013$	
Bd90_t075 (sans post traitement)	21,7	Grains <u>hétérogènes</u> et <u>colonnaires</u> orientés <u>parallèlement</u> à la TD/BD	Texture de fibre <001> (intensité 10)	YS=434 MPa, UTS=531 MPa, $\epsilon_f=0,48$	$m_{\sigma_{0,05}}=0,009$	
Bd90_t05 (sans post traitement)	11,4	Grains <u>hétérogènes</u> et <u>colonnaires</u> orientés <u>parallèlement</u> à la TD/BD ; porosité marquée.	Texture de fibre <001> (intensité 6)	YS=382 MPa, UTS=460 MPa, $\epsilon_f=0,42$	Non définie	

4. Discussions

Dans cette partie, les résultats de l'analyse microstructurale et des essais mécaniques sont utilisés conjointement pour étudier l'influence des paramètres définis dans la section 1.1. Dans un premier temps, l'effet de sensibilité à la vitesse de déformation est considéré. Ensuite la discussion se porte sur l'influence de l'orientation de fabrication pour ensuite se terminer avec l'étude l'épaisseur de l'éprouvette.

Les éprouvettes issues du procédé SLM possèdent une microstructure bien distincte de celles obtenues par procédés conventionnels, ce qui influence le comportement macroscopique. Pour un chargement de traction uniaxiale, les éprouvettes fabriquées par SLM ont une limite d'élasticité supérieure à celles conçues par procédés conventionnels, avec une contrainte maximale et une déformation à rupture similaires. Ces évolutions sont attribuées aux variations de microstructure. Pour le matériau fabriqué par SLM, la présence de structures dendritiques cellulaires, de grains dont la taille moyenne est plus faible et de forme plus hétérogène, ainsi qu'une densité de dislocations plus importante, expliquent les différences observées avec le matériau conventionnel [23,46,47].

4.1. Sensibilité à la vitesse de déformation

L'influence de la vitesse de chargement est considérée pour des éprouvettes verticales avec des épaisseurs de 1 et 1,5mm sur toute la plage de vitesse de déformation allant de 0,00057 à 1000 s^{-1} .

La **Figure 3-23** permet de constater l'influence de la vitesse de déformation sur toute la plage étudiée, allant de 10^{-3} à 10^3 s^{-1} en considérant les courbes contrainte-déformation rationnelles et également l'évolution des paramètres $\sigma_{0,05}$, $\sigma_{0,1}$, UTS. La hausse observée est causée par plusieurs facteurs dont la multiplication des dislocations, la nucléation et la croissance des macles [48], qui peut s'interpréter par une inertie microstructurale. Un saut significatif de la contrainte d'écoulement est observé pour les vitesses de déformation comprises entre 0,067 et 8 s^{-1} , alors que la géométrie des éprouvettes et le moyen d'essai sont identiques. Ce saut se constate sur les valeurs des paramètres $\sigma_{0,05}$, $\sigma_{0,1}$, UTS et sur la sensibilité à la vitesse de déformation m (**Figure 3-22**). D'autres travaux sur des éprouvettes verticales avec une épaisseur de 1 mm montrent également un écart notable pour des vitesses de déformation comprises entre 0,54 et 193 s^{-1} [7]. Cette transition est causée par un changement de mécanisme de déformation avec l'évolution de la vitesse de déformation [49]. Ainsi, notre étude permet de cibler de manière plus précise la plage de vitesse de déformation où se produit ce changement de mécanisme de déformation. Ce seuil de transition semble tendre vers une vitesse de déformation seuil de 1 s^{-1} , valeur couramment considérée pour les aciers dans la littérature. Des essais supplémentaires encadrant ce seuil seraient nécessaires pour le confirmer.

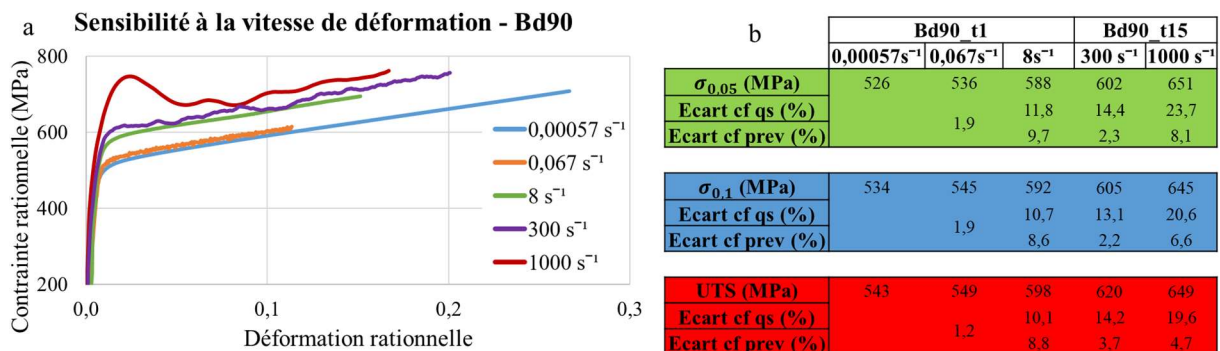


Figure 3-23 : Sensibilité à la vitesse de déformation des éprouvettes Bd90_t1 et Bd90_t15 : (a) courbes contrainte-déformation apparentes sur toute la plage de vitesse de déformation, (b) tableau détaillant les évolutions des paramètres $\sigma_{0,05}$, $\sigma_{0,1}$, et UTS par rapport à la vitesse de déformation $0,00057 \text{ s}^{-1}$ (qs) et entre chaque vitesse de déformation (prev).

L'augmentation dû à la vitesse de déformation est plus élevée pour le paramètre $\sigma_{0,05}$ que pour celui $\sigma_{0,1}$, et encore plus que pour le paramètre UTS (**Figure 3-23b**). Ce constat est également vrai pour les valeurs des paramètres de sensibilité à la vitesse de déformation m . Il y a une déformation seuil de 10% à partir de laquelle la plasticité induite par les macles diminue l'augmentation de la contrainte d'écoulement [50]. Ainsi la sensibilité à la vitesse de déformation est plus importante pour des plus faibles valeurs de déformation.

L'augmentation de la vitesse de déformation pour des sollicitations comprises entre 10^{-3} et 10^3 s^{-1} se traduit par une hausse de la contrainte d'écoulement, entre 19,6% et 23,7% pour les paramètres mécaniques considérés. Celle-ci est due à une inertie microstructurale qui est encore plus importante au début de la déformation.

4.2. Direction de fabrication

L'influence de la direction de fabrication est étudiée en considérant les trois orientations $0^\circ - 45^\circ - 90^\circ$ sur les éprouvettes avec une épaisseur de 1 mm aux trois vitesses de déformation 0,00057 - 0,067 - 8 s⁻¹.

Les courbes contrainte-déformation rationnelles des trois orientations à chaque vitesse de déformation sont tracées sur la **Figure 3-24a-c**. La configuration Bd0_t1 a une contrainte d'écoulement qui est supérieure, avec les plus hautes valeurs de YS, $\sigma_{0,05}$, $\sigma_{0,1}$, et UTS, mais avec la plus faible déformation à rupture, alors que c'est l'inverse pour Bd90_t1. La microstructure de cette dernière orientation est composée de grains colonnaires orientés selon la direction de traction. Les dislocations ont alors moins d'obstacles à traverser que pour Bd0_t1 avec des grains étroits et orientés perpendiculairement à la direction de traction [37,51]. Sur la réponse mécanique, cela se traduit par une contrainte d'écoulement supérieure pour la configuration Bd0_t1. La ductilité moins importante de celle-ci est causée par la localisation des porosités à la jonction entre les scans du laser, qui sont alignés avec la direction de traction pour cette orientation, faisant ainsi d'elles des parfaits points d'initiation de fissure. Ceci est corrélé à un faciès de rupture plus abrupt, comme c'est le cas pour Bd0_t1 comparativement à Bd90_t1 (**Figure 3-25a,b**) [31]. À plus gros grossissement, la différence de ductilité s'observe en considérant les cupules. Une plus grande taille de cupule est synonyme d'une ductilité plus prononcée [18], comme c'est le cas pour Bd90_t1 par rapport à Bd0_t1 sur la **Figure 3-25c,d**. La ductilité plus élevée de Bd90_t1 est attribuée à la structure de grain colonnaire orientée le long de la TD mais aussi à la texture de fibre $\langle 001 \rangle$ [52]. Les paramètres mécaniques des éprouvettes Bd45_t1 sont quant à eux compris entre ceux des deux autres orientations. À l'allure des courbes contrainte-déformation rationnelles, le comportement des éprouvettes diagonales est plus proche de celui des éprouvettes verticales. Cela se voit également sur les microstructures avec des formes et tailles de grains qui sont similaires pour Bd45_t1 et Bd90_t1 (**Figure 3-13a,b**). Cette ressemblance est due à des cinétiques de refroidissement similaires pour ces deux dernières configurations avec des longueurs de scan de 1,4 mm et 1 mm respectivement, comparativement au 130 mm de Bd0_t1.

À une échelle plus faible, celle d'un grain, une dureté similaire est mesurée pour les trois configurations. Ceci prouve qu'à ce niveau, il n'est pas question d'anisotropie puisqu'aucune différence n'est observée. Ainsi, c'est bien la morphologie et la texture des grains qui causent l'anisotropie observée sur le comportement mécanique.

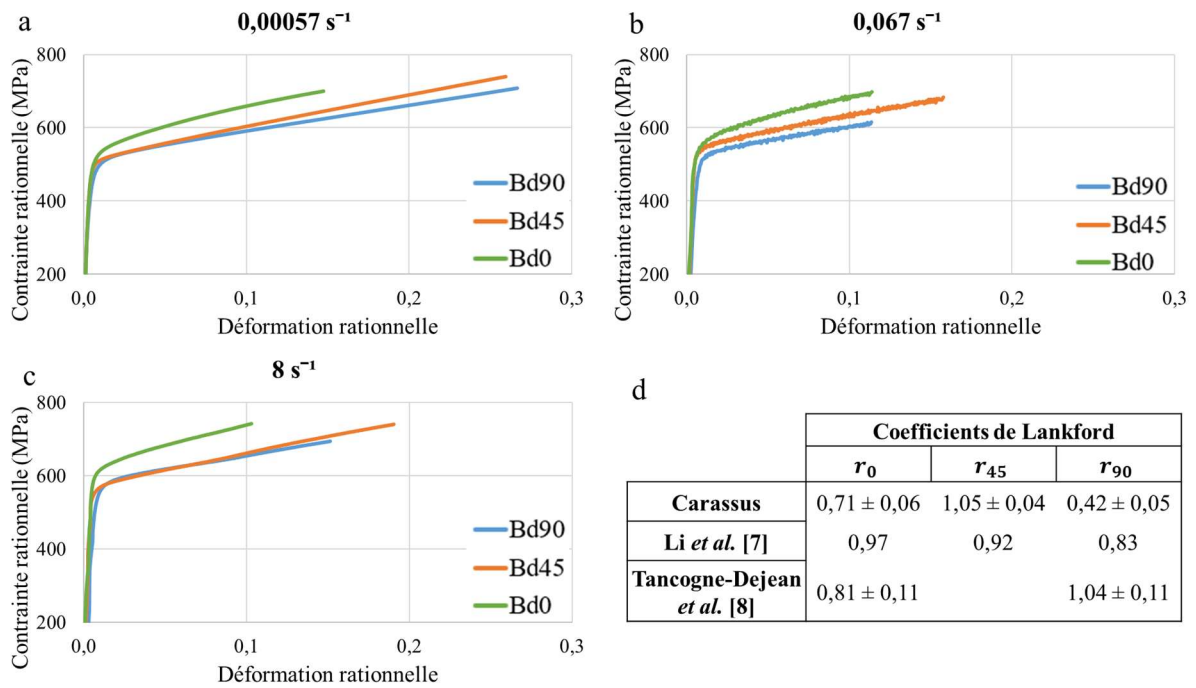


Figure 3-24 : Influence de la direction de fabrication : courbes contrainte-déformation rationnelles des éprouvettes de 1 mm d'épaisseur selon les trois BD pour des vitesses de déformation de (a) $0,00057 \text{ s}^{-1}$, (b) $0,067 \text{ s}^{-1}$ et (c) 8 s^{-1} ; (d) tableau présentant les coefficients de Lankford des trois BD issus de cette thèse et des travaux de [7,8].

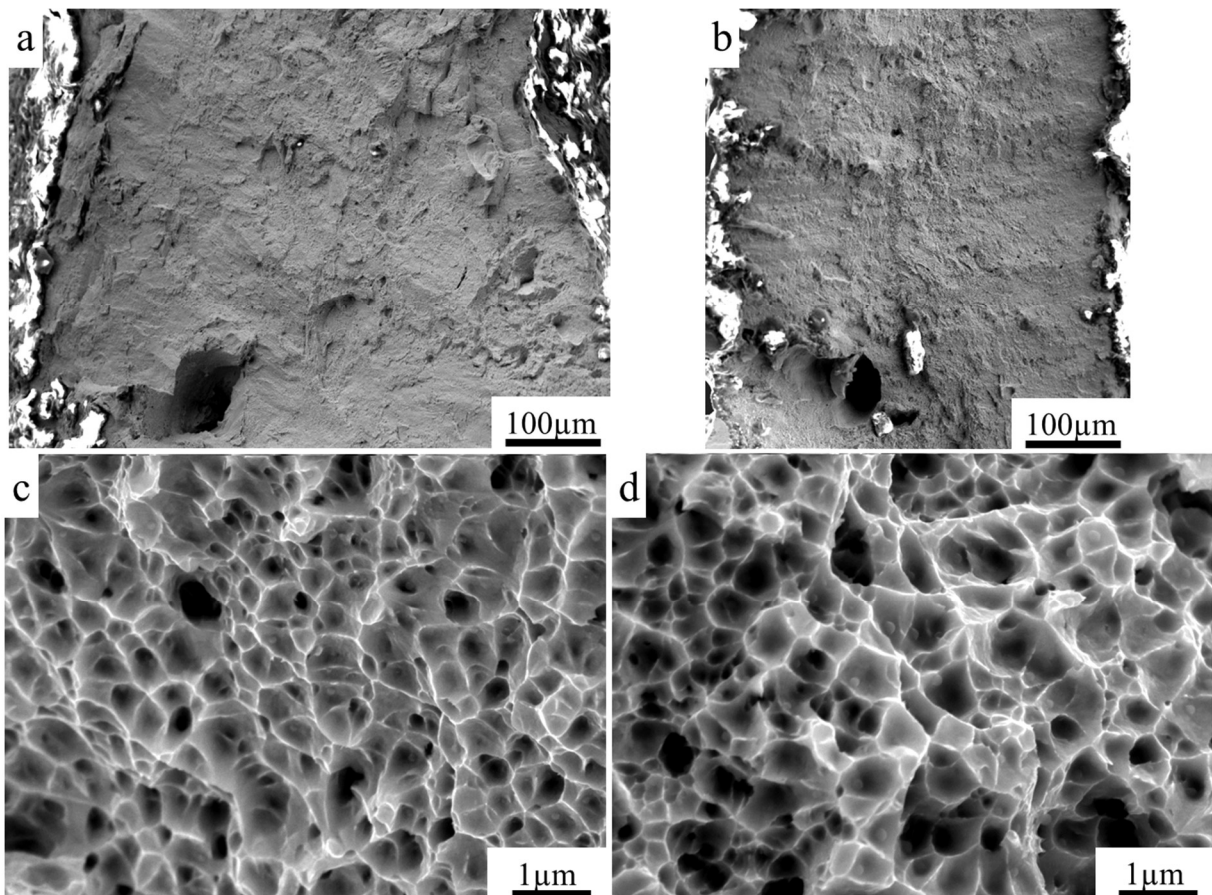


Figure 3-25 : Images MEB montrant les faciès de rupture de (a, c) Bd0_t1 et (b, d) Bd90_t1 pour le chargement le plus lent à deux grossissements.

Une autre façon de quantifier l'influence de la direction de fabrication est d'étudier le coefficient de Lankford. Il s'obtient en calculant la pente du ratio de la déformation plastique rationnelle selon la largeur sur celle à travers l'épaisseur. Avec une seule caméra pour suivre les essais, cette dernière s'obtient en additionnant les déformations plastiques rationnelles axiale et selon la largeur, en supposant une incompressibilité plastique. L'étude se limite ici au chargement quasi statique, soit une vitesse de déformation de $0,00057 \text{ s}^{-1}$. Les résultats sont présentés dans la **Figure 3-24d** avec également des valeurs issues d'autres études publiées. La variation constatée des coefficients de Lankford de 0,42 pour les éprouvettes horizontales à 1,05 pour celles diagonales témoigne d'une anisotropie du matériau SLM. La microstructure homogène des éprouvettes diagonales explique le coefficient de Lankford proche de 1, traduisant une déformation plastique rationnelle similaire selon la largeur et à travers l'épaisseur. A contrario, avec des grains allongés parallèlement à la BD, la déformation plastique rationnelle axiale est plus importante, donc celle à travers l'épaisseur également (en considérant l'incompressibilité plastique) que selon la largeur, ce qui donne un coefficient de Lankford inférieur à 0,5. Les éprouvettes horizontales ont des grains orientés dans le sens de la largeur, et donc comme la déformation à rupture est plus faible pour cette orientation que les autres, le ratio des déformations plastiques rationnelles est inférieur à 1, mais supérieur à 0,5.

En considérant des éprouvettes obtenues par découpe au milieu d'un même bloc d'épaisseur 1 mm fabriqué par SLM, des différences moins importantes sont relevées sur les coefficients de Lankford entre les trois directions 0° - 45° - 90° avec des valeurs comprises entre 0,8 et 1 [7]. Dans notre cas, les éprouvettes sont directement fabriquées pour chaque direction, sans quelconque usinage afin d'être le plus représentatif possible du procédé. Il y a donc probablement des effets de bords, dus à la découpe, et à des effets thermomécaniques au moment du refroidissement, qui influencent les microstructures des différentes orientations. Cela se traduit ainsi par une variation plus conséquente des coefficients de Lankford mais qui est représentative du procédé SLM et qu'il convient donc de prendre en compte, comme nous le faisons ici.

Les variations maximales moyennes de Y_S , $\sigma_{0,05}$, $\sigma_{0,1}$ et UTS entre les trois BD sont respectivement de 15%, 13%, 15% et 14 % pour les trois plus faibles vitesses de déformation avec une évolution presque constante entre chacune. Cette variation quasi constante montre que l'anisotropie matériau n'est pas affectée par la vitesse de déformation. Dans la littérature, l'influence de la direction de fabrication n'est considérée qu'en quasi statique. Pour une vitesse de déformation de $0,001 \text{ s}^{-1}$, Li *et al.* [7] ont jugé le comportement du 316L SS SLM anisotrope avec un écart de 10% de la limite d'élasticité Y_S entre les trois BD. Le matériau obtenu par procédés conventionnels présente lui une variation de 3% entre les trois BD pour une vitesse de chargement quasi statique [53]. Le matériau 316L SS SLM présente ainsi une anisotropie sur les paramètres mécaniques considérées, celle-ci est constante avec l'augmentation de la vitesse de déformation.

La sensibilité à la vitesse de déformation caractérisée par le paramètre m dans la **Figure 3-22** est similaire pour les configurations Bd90_t1 et Bd0_t1, et supérieure à celle de Bd45_t1. Une autre différence notable concerne la variation marquée qui est observée sur les courbes de m pour les deux premières configurations entre 0,067 et 8 s⁻¹ alors que la sensibilité à la vitesse de déformation apparaît comme linéaire pour Bd45_t1. Cette dernière, avec une microstructure plus homogène comparativement aux deux autres orientations, est moins sensible à la vitesse de déformation avec notamment une absence de saut de la contrainte d'écoulement [32].

Les différences de morphologie de grains et d'orientations cristallographiques préférentielles sur les microstructures entre les trois orientations génèrent des réponses mécaniques macroscopiques distinctes. Il y a donc une anisotropie du comportement mécanique qui est notamment accentuée par les effets de bords induits par le procédé. Cette anisotropie est insensible à la vitesse de déformation pour un intervalle de 0,00057 à 8 s⁻¹. La sensibilité à la vitesse de déformation est liée à l'homogénéité de la taille de grains, d'où une valeur plus faible pour Bd45_t1 comparativement à Bd90_t1 et Bd0_t1.

4.3. Épaisseur des éprouvettes

La comparaison entre les trois épaisseurs d'éprouvette 0,5 - 0,75 - 1 mm permet d'estimer la capacité du procédé SLM à concevoir des pièces de faibles dimensions, proche des limites de la machine de fabrication, avec un comportement mécanique non détérioré. La comparaison se fait sur des éprouvettes fabriquées verticalement pour les trois vitesses de déformation 0,00057 - 0,067 - 8 s⁻¹.

Dans un premier temps, il est important de préciser l'influence du traitement thermique appliqué aux éprouvettes Bd90_t1 alors que les autres épaisseurs, plus faibles, n'ont pas été traitées pour ne pas endommager la géométrie des éprouvettes. L'application d'un traitement thermique se traduit généralement par une amélioration de la ductilité au détriment d'une diminution du niveau de contrainte. Ceci est causé par une évolution de la microstructure qui se caractérise par une réduction de la texture et/ou de l'augmentation de la taille des grains [28,54]. Avec un traitement thermique similaire sur des éprouvettes d'épaisseur 1 mm fabriquées en 316L SS SLM, Saeidi *et al.* [55] ont relevé une diminution de 9% de la limite d'élasticité et de 4% de la contrainte maximale pour une augmentation de 16% de la déformation à rupture. Ainsi, dans le cas où les éprouvettes avec une épaisseur de 0,5 et 0,75 mm seraient traitées thermiquement, une limite d'élasticité et une contrainte maximale inférieures couplées à une augmentation de la ductilité seraient attendues.

Les courbes contrainte-déformation rationnelles des trois épaisseurs pour chaque vitesse de déformation sont tracées sur la **Figure 3-26**. Les éprouvettes d'épaisseur 0,5 mm ont la contrainte d'écoulement la plus faible alors que les deux autres épaisseurs ont des comportements similaires, avec une légère

supériorité pour l'épaisseur de 1 mm. D'après ce qui a été dit dans le paragraphe précédent, cet écart serait accentué si les éprouvettes Bd90_t075 et Bd90_t05 avaient été traitées thermiquement. Il y a une augmentation de 12% de YS et de 15% de UTS pour une vitesse de déformation de $0,00057 \text{ s}^{-1}$ pour les épaisseurs 0,5 et 0,75 mm. L'écart est bien plus faible entre les épaisseurs 0,75 et 1 mm avec 1% sur YS et 4% sur UTS. Les éprouvettes Bd90_t05 présentent des propriétés inférieures au matériau obtenu par procédés conventionnels et aux exigences de la norme ASTM A240 [44] alors que les deux autres épaisseurs ont des résultats supérieurs à ces mêmes exigences. Dans le cas où les éprouvettes Bd90_t075 seraient traitées thermiquement, la limite d'élasticité serait approximativement de 395 MPa (baisse de 9%), la contrainte maximale de 509 MPa (baisse de 4%) et la déformation à rupture de 0,56 (augmentation de 16%). Les exigences de la norme seraient également satisfaites dans ce cas-là. Ainsi, dans cette étude, une épaisseur d'éprouvette 0,75 mm est la valeur minimale à considérer pour obtenir un comportement mécanique satisfaisant.

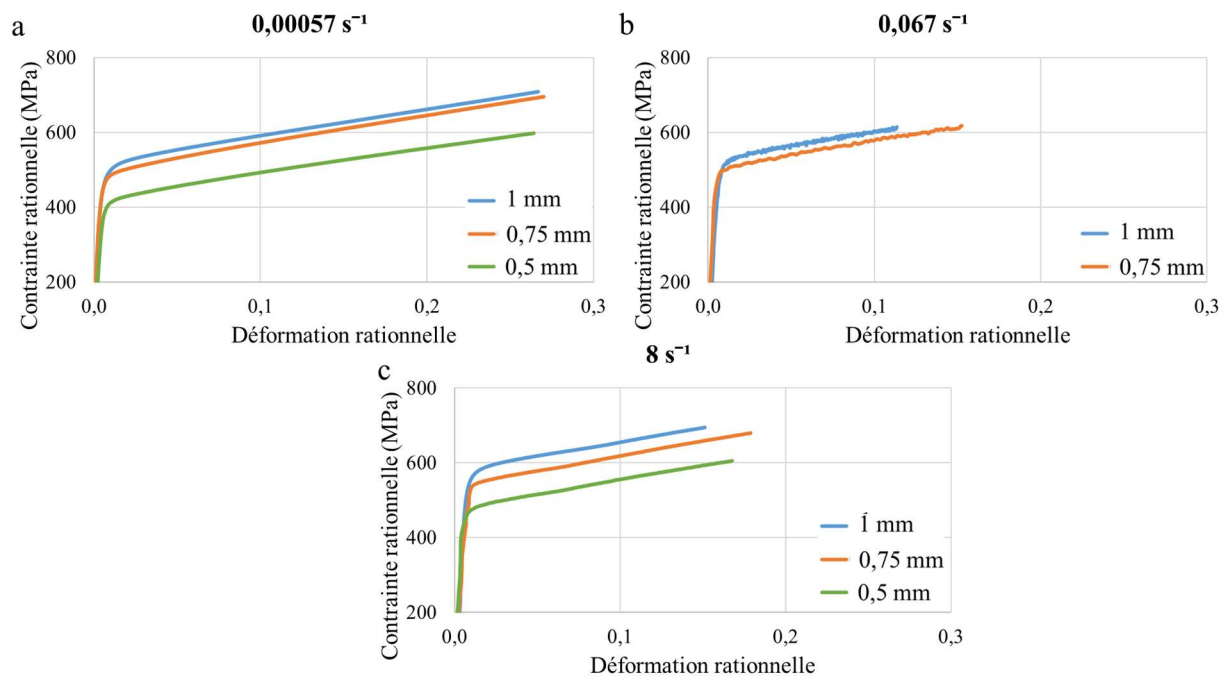


Figure 3-26 : Courbes contrainte-déformation rationnelles des éprouvettes verticales avec des épaisseurs de 0,5 – 0,75 – 1 mm pour des vitesses de déformation de (a) $0,00057 \text{ s}^{-1}$, (b) $0,067 \text{ s}^{-1}$ et (c) 8 s^{-1} .

En considérant la microstructure, l'écart sur les propriétés mécaniques pour de faibles épaisseurs s'explique par des gradients thermiques distincts d'une épaisseur à l'autre, ce qui engendre alors des variations importantes [13]. Il y a peu de différences sur les microstructures des éprouvettes Bd90_t075 et Bd90_t1, ce qui entraîne une contrainte d'écoulement en traction similaire. Sur la microstructure des éprouvettes Bd90_t05, cela se traduit par une porosité plus importante, une morphologie de grains plus hétérogène et une texture de fibre $\langle 001 \rangle$ moins marquée. La cohésion entre les couches successives est alors diminuée [2], ce qui est au détriment du comportement mécanique. Les mesures de duretés Vickers identiques pour toutes les configurations, dont Bd90_t05, démontrent bien qu'à l'échelle du grain, il n'y

a pas de différence. Il s'agit bien du manque de cohésion entre les couches, lié notamment à la grande concentration de porosité, qui engendrent un comportement mécanique détérioré.

Les courbes contrainte-déformation rationnelles de chaque configuration (**Figure 3-20a-c**), le paramètre de sensibilité à la vitesse de déformation m (**Figure 3-21**) et la superposition des courbes contrainte-déformation rationnelles (**Figure 3-26**) montrent un effet positif de la vitesse de déformation pour les trois épaisseurs d'éprouvettes 0,5 – 0,75 – 1 mm. En considérant les paramètres $\sigma_{0,05}$, $\sigma_{0,1}$ et UTS, les augmentations entre les vitesses de déformation de 0,00057 et $8s^{-1}$ sont du même ordre de grandeur et comprises entre 6,9% et 13%. Elles sont les plus importantes pour la configuration Bd90_t05 et les plus faibles pour Bd90_t075. Cependant, il n'est pas possible de conclure quant à l'influence de la microstructure (taille, morphologie et texture de grain) à cause du traitement thermique. En considérant seulement les éprouvettes avec une épaisseur de 0,5 et 0,75 mm (sans traitement thermique), une texture de fibre moins intense et une plus petite taille de grain engendrent une augmentation des propriétés mécaniques plus importante avec la vitesse de déformation.

Dans cette étude, une épaisseur minimale de 0,75 mm est suffisante pour obtenir une réponse mécanique qui satisfait les exigences de la norme ASTM A240. Pour une valeur d'épaisseur inférieure de 0,5 mm, les exigences de cette même norme ne sont pas atteintes en raison d'une microstructure poreuse avec une moins bonne cohésion entre les couches. Les trois épaisseurs de 0,5 – 0,75 – 1 mm ont des augmentations similaires de leur contrainte d'écoulement avec la vitesse de déformation.

5. Modèle matériau

Grâce aux courbes contrainte-déformation rationnelles, il est possible d'identifier des modèles de comportement pour prédire la réponse du matériau à différentes sollicitations.

Dans le cas du 316L SS SLM, deux types de modèles peuvent être considérés : un modèle qui suppose un comportement matériau isotrope, de type Johnson-Cook (JC). Celui-ci permet de prendre en compte les effets thermiques et de sensibilité à la vitesse de déformation [57–60]. C'est généralement ce qui est préféré dans la littérature.

L'autre forme de modèle suppose un comportement anisotrope du matériau. Les quelques travaux avec cette considération [7,8] ont été réalisés avec un modèle de plasticité quadratique non associée prenant en compte l'anisotropie avec l'érouissage du modèle Swift-Voce et les effets température et vitesse de déformation du modèle de Johnson-Cook. Cependant, la bonne identification de ce dernier nécessite une campagne expérimentale plus complète avec notamment des éprouvettes entaillées, ce qui sort du cadre d'étude de cette thèse. Pour avoir néanmoins un modèle qui prend en compte l'anisotropie du matériau, une loi avec une surface de charge de Hill anisotrope, combinée à une loi d'écoulement associée et un modèle d'érouissage isotrope de Swift est choisie. Dans cette section, nous nous proposons ainsi

d'identifier ces deux modèles, avec dans un premier temps le modèle de Johnson-Cook, et ensuite celui de Hill.

Le comportement élastoplastique de l'acier 316L SS, supposé isotrope dans un premier temps, est modélisé par un modèle JC en incluant les effets de la température et de la vitesse de déformation suivant l'équation :

$$\sigma_y = \left[A + B(\varepsilon_p)^n \right] \left[1 + C \ln \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right] \left[1 - \left(\frac{T - T_0}{T_f - T_0} \right)^{m_T} \right] \quad (4)$$

avec A, B, C les constantes matériaux, m_T et n respectivement les coefficients de sensibilité à la température et d'écrouissage, ε_p la déformation plastique, $\dot{\varepsilon}$ la vitesse de déformation, $\dot{\varepsilon}_0 = 0.00057 \text{ s}^{-1}$ la vitesse de déformation de référence, T_f la température de fusion et T_0 la température ambiante. Dans cette thèse, les effets thermiques ne sont pas déterminés. Cependant, ils peuvent être extraits des travaux de Li *et al.* [7] avec $T_f = 1504 \text{ K}$, $T_0 = 298 \text{ K}$ et $m_T = 0,91$. L'identification se fait pour les trois directions de fabrication avec une épaisseur de 1 mm en considérant les trois premières vitesses de déformation, avec en plus 300 et 1000 s^{-1} pour Bd90 (combinaison de Bd90_t1 et Bd90_t15).

La première phase consiste à déterminer les paramètres A, B et n avec les données de la vitesse de déformation de référence, d'où $\dot{\varepsilon}_0 = 0,00057 \text{ s}^{-1}$ [7,8,59]. Pour le paramètre C , les autres vitesses de déformation sont prises en compte. Le calcul des paramètres se fait en minimisant la somme des moindres carrés entre les données expérimentales et celles du modèle de comportement. La première recherche de minimum est faite avec une méthode de résolution globale, appelée « Évolutionnaire », et ensuite avec une méthode locale, appelée « GRG non linéaire », avec le logiciel tableau Microsoft Excel. Les résultats sont présentés sur la **Figure 3-27**. Les paramètres constitutifs d'autres modèles issus de la littérature sont également détaillés pour montrer la disparité qui a déjà été observée sur les propriétés mécaniques.

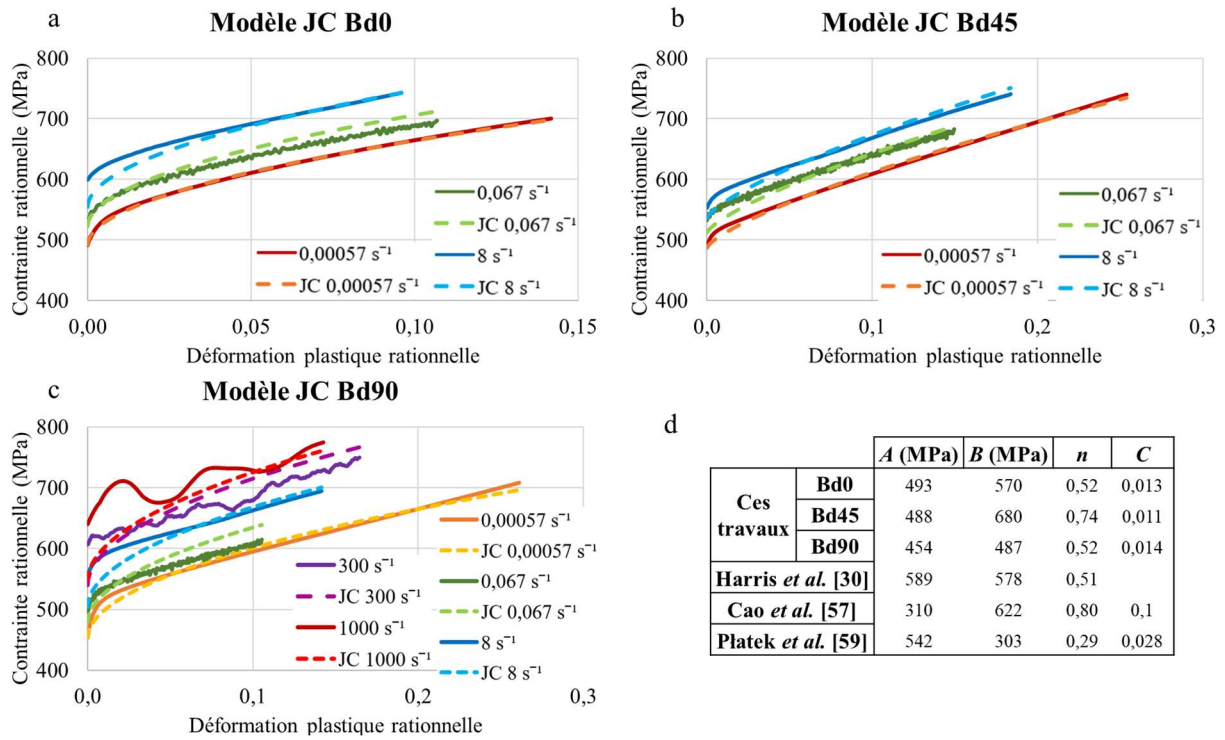


Figure 3-27 : Identification des modèles JC pour les trois orientations : courbes contrainte-déformation rationnelles des données expérimentales et des modèles JC pour (a) Bd0, (b) Bd45 et (c) Bd90 ; (d) tableau présentant les paramètres des modèles de cette étude et ceux d'autres issus de la littérature [30,57,59].

Afin de prendre en compte l'anisotropie, une loi avec une surface de charge de Hill anisotrope est considérée. Celle-ci est définie par les six paramètres de Hill $\{F, G, H, L, M, N\}$ dont quatre d'entre eux peuvent être exprimés en fonction des coefficients de Lankford r_0 , r_{45} et r_{90} par les équations suivantes [61] :

$$F = \frac{r_0}{r_{90}(1+r_0)}; G = \frac{1}{(1+r_0)}; H = \frac{r_0}{(1+r_0)}; N = \frac{(1+2r_{45})(r_0+r_{90})}{2r_{90}(1+r_0)} \quad (5)$$

Les deux autres paramètres sont définis par $L = M = 3/2$ [61,62]. La notation considérée dans ces travaux pour les orientations est différente de celle prise pour la définition des paramètres de Hill. Il convient d'inverser les orientations 0° et 90° . Les coefficients de Lankford détaillés dans la **Figure 3-24d** deviennent alors $r_0 = 0,42$ et $r_{90} = 0,71$. La loi d'érouissage de Swift, est défini par l'équation :

$$\sigma_y = A(\varepsilon_0 + \varepsilon_p)^n \quad (6)$$

avec A , ε_0 , n les constantes matériaux à déterminer et ε_p la déformation plastique. Ce modèle ne permet pas de considérer l'influence de la sensibilité à la vitesse de déformation. Les résultats de l'optimisation des paramètres des modèles de Swift pour les trois orientations sont présentés dans la **Figure 3-28**. La méthode d'identification est la même que celle employée pour le modèle JC en considérant seulement les données quasi statiques. Les paramètres de Hill calculés à partir des coefficients de Lankford sont donnés dans la **Figure 3-28b**.

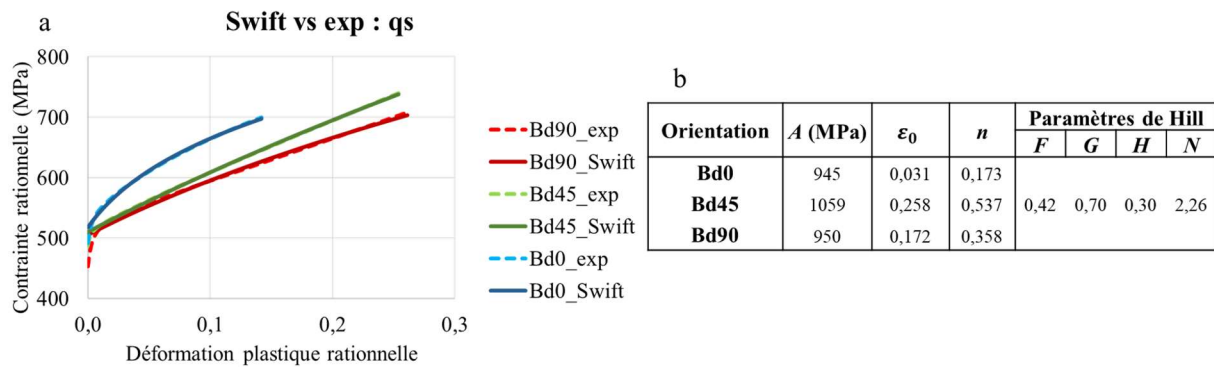


Figure 3-28 : Identification des modèles anisotropes pour les trois orientations : (a) courbes contrainte-déformation rationnelles des données expérimentales et des modèles Swift pour Bd0, Bd45 et Bd90 ; (b) tableau spécifiant les paramètres des lois d'écoulement avec les paramètres de Hill.

A partir des résultats des essais de traction, deux modèles de comportement de l'acier 316L SS SLM ont été identifiés pour considérer les spécificités induites par le procédé. Le modèle de JC permet de prendre en compte les sensibilités à la vitesse de déformation et à la température en supposant toutefois un comportement matériau isotrope. C'est la limite de ce modèle car d'après la section 4.2, l'acier 316L SS SLM a un comportement anisotrope. L'autre modèle de comportement, celui de Hill, permet lui de considérer ce dernier point, mais par contre, il ne prend pas en compte les sensibilités à la vitesse de déformation et à la température.

Dans le Chapitre 4 portant sur la modélisation numérique de la compression des structures TPMS élaborées par SLM, ces deux modèles de comportement seront implémentés. En comparant avec les résultats expérimentaux, il sera alors possible de juger lequel des deux est le plus adéquat pour simuler la réponse mécanique des structures TPMS et donc déterminer pour le matériau constitutif quelle influence entre la dépendance à la vitesse de déformation et l'anisotropie est la plus significative.

Conclusion

Les influences de la direction de fabrication et de l'épaisseur à plusieurs vitesses de déformation sur le comportement mécanique en traction uniaxiale du 316L SS SLM ont été étudiées. L'analyse microstructurale, confirmée par les résultats de la littérature, a permis de mieux appréhender les résultats à l'échelle macroscopique. Les points clés à retenir de cette étude de caractérisation sont :

- Le matériau SLM a une meilleure limite d'élasticité, une contrainte maximale similaire et une déformation à rupture inférieure ou équivalente au matériau issu de procédés conventionnels. Le raffinement de la microstructure et la densité de dislocations plus importante sont les facteurs principaux responsables de cette élévation des propriétés mécaniques.
- L'augmentation de la vitesse de la déformation se traduit par une hausse de la contrainte d'écoulement en raison d'une inertie microstructurale. Pour une variation de la vitesse de déformation de 10^{-3} à 10^3 s^{-1} , il y a une augmentation de 24% de $\sigma_{0,05}$ et 20% de UTS. Les

effets de sensibilité à la vitesse de déformation sont accentués à partir d'une certaine valeur seuil, autour de 1 s^{-1} , où se produit un changement de mécanisme de déformation.

- La microstructure, de par la morphologie des grains et de la texture, est à l'origine de l'anisotropie observée sur le comportement mécanique pour les trois orientations considérées. Ainsi les éprouvettes Bd0_t1 avec des grains étroits et orientés perpendiculairement à la direction de traction ont une contrainte d'écoulement plus élevée. Cependant la sensibilité à la vitesse de déformation est similaire aux éprouvettes Bd90_t1 car toutes deux ont des grains dont la taille est hétérogène, alors que celle-ci est inférieure pour Bd45_t1.
- Afin d'assurer un comportement mécanique respectant la norme ASTM A240, une épaisseur minimum de 0,75 mm est conseillée. Avec une épaisseur de 0,5 mm, les exigences de la norme ne sont pas respectées en raison d'une moins bonne qualité de fabrication qui se traduit par une microstructure avec un plus grand nombre de défauts et une cohésion diminuée entre les couches successives. La vitesse de déformation a un effet positif et du même ordre de grandeur (10%) sur les trois épaisseurs 0,5 – 0,75 – 1 mm.
- Deux modèles de comportement, l'un élasto-viscoplastique isotrope et l'autre élastoplastique anisotrope, ont été identifiés pour chaque direction de fabrication. Il sera ainsi possible, dans le Chapitre 4, d'évaluer leur pertinence à prédire correctement par simulation numérique EF la réponse mécanique d'une structure fabriquée par SLM en incluant les spécificités du procédé.

Table des figures :

Figure 3-1 : Présentation des configurations étudiées avec (a) l'arrangement des éprouvettes sur le plateau de fabrication par le procédé SLM ; (b) la matrice des essais avec l'utilisation associée à chaque configuration.	75
Figure 3-2 : Géométrie des éprouvettes de traction : schémas avec les dimensions principales pour les vitesses de déformation de (a) 300 - 1000 s^{-1} et (b) 0,00057 – 0,067 – 8 s^{-1}	76
Figure 3-3 : Fabrication des éprouvettes par SLM : (a) photo de la machine SLM 280 de chez SLM Solution utilisée par le sous-traitant externe [14] ; (b) découpe couche par couche du fichier numérique des éprouvettes selon les trois directions de fabrication par rapport aux directions de fabrication (BD), de scan (SD) et de traction (TD).....	77
Figure 3-4 : Détails du processus de scan des couches avec des schémas présentant : (a) les principaux paramètres de fabrication du procédé SLM, (b) la méthode de scan « single layer meandering ».	78
Figure 3-5 : Préparation des échantillons pour l'observation de la microstructure : schémas localisant les zones observées pour les éprouvettes (a) Bd90 et (b) Bd0 selon les directions de fabrication BD et de scan SD par rapport à la direction de traction TD ; photos de (c) la tronçonneuse automatique, (d) la machine d'enrobage et (e) la polisseuse automatique.	79
Figure 3-6 : Observations de la microstructure avec : (a) le microscope optique et (b) le microscope électronique à balayage équipé d'une sonde EBSD.	79
Figure 3-7 : Moyens d'essais pour les vitesses de déformation de 0,00057 - 0,067 - 8 s^{-1} : images (a) du vérin électromécanique MTS Sintech et (b) du vérin servohydraulique Instron VHS ; photos de la corrélation d'images prises sur une éprouvette Bd45_t1 en quasi statique (c) au début et (d) à la fin de l'essai.....	81
Figure 3-8 : Barres de Hopkinson prétendues : (a) illustration du dispositif expérimental ; (b) photos du montage expérimental avec une éprouvette Bd90_t15.....	82
Figure 3-9 : Photographie du plateau de fabrication avec les éprouvettes Bd90_t05 délimitées par un rectangle rouge.	83
Figure 3-10 : Images prises par microscopie optique après attaque chimique de (a,d) Bd90_t05, (b,e) Bd90_t1 et (c,f) Bd0_t1 dans les plans XY (SD) et ZX (BD).....	84

Figure 3-11 : Images prises par microscopie optique après attaque chimique montrant des porosités (a) dues à une occlusion de gaz et un manque de fusion, (b) et par effet « Keyhole ».	85
Figure 3-12 : Images MEB de l'éprouvette Bd0_t1 dans le plan ZX (a) avec les bords de fusions surlignés en rouge, et (b) avec un plus grossissement sur la jonction de plusieurs bords de fusion.	86
Figure 3-13 : Influence de l'orientation sur la microstructure : cartographies EBSD et figures de pôles inverses des éprouvettes (a) Bd90_t1, (b) Bd45_t1, (c) Bd0_t1 selon la TD par rapport à la BD, la SD et la direction transverse TrD ; (d) schéma illustrant le processus de solidification lors du procédé SLM.	87
Figure 3-14 : Influence de l'épaisseur sur la microstructure : cartographies EBSD et figures de pôles inverses des éprouvettes (a) Bd90_t075, (b) Bd90_t05 selon la TD par rapport à la BD, la SD et la direction transverse TrD.	88
Figure 3-15 : Variation de la microstructure selon le plan d'observation : cartographies EBSD et figures de pôles inverses des éprouvettes (a,b) Bd0_t1, (c,d) Bd90_t1 selon la SD (a,c) et la BD (b,d).	89
Figure 3-16 : Images MEB des faciès de rupture présentant des (a) cupules, (b) particules de poudres non fondues à l'intérieur de porosités et (c) sur les bords libres, (d) fissures microscopiques (e) et macroscopiques.	90
Figure 3-17 : Mesure de la dureté Vickers : (a) graphique de la dureté Vickers des configurations selon la BD et la SD ; (b) microscopie optique montrant la localisation des indentations sur un échantillon Bd90_t05 attaqué chimiquement selon la BD.	91
Figure 3-18 : Champs de déformation longitudinale et transversale des éprouvettes avec 1 mm d'épaisseur pour les orientations (a) Bd90, (b) Bd45 et (c) Bd0 à cinq niveaux de déformations macroscopiques.	92
Figure 3-19 : Champs de déformation longitudinale et transversale des éprouvettes (a) Bd90_t075 et (b) Bd90_t05 à cinq niveaux de déformations macroscopiques.	93
Figure 3-20 : Courbes contrainte-déformation rationnelles des configurations avec des vitesses de déformation de (a-e) 0,00057 à 8 s ⁻¹ , et (f) Bd90_t15 avec des vitesses de déformation de 300 à 1000 s ⁻¹ .	94
Figure 3-21 : Graphiques des paramètres mécaniques : (a) limite d'élasticité YS, (b) $\sigma_{0,05}$, (c) $\sigma_{0,1}$, (d) contrainte maximale UTS et (e) déformation à rupture ϵ_f avec les écarts types associées pour toutes les configurations.	95
Figure 3-22 : Sensibilité à la vitesse de déformation du paramètre m : courbes de (a) m_{YS} , (b) $m\sigma_{0,05}$, (c) $m\sigma_{0,1}$ et (d) m_{UTS} ; (e) tableau des valeurs de m associées.	97
Figure 3-23 : Sensibilité à la vitesse de déformation des éprouvettes Bd90_t1 et Bd90_t15 : (a) courbes contrainte-déformation apparentes sur toute la plage de vitesse de déformation, (b) tableau détaillant les évolutions des paramètres $\sigma_{0,05}$, $\sigma_{0,1}$, et UTS par rapport à la vitesse de déformation 0,00057 s ⁻¹ (q_s) et entre chaque vitesse de déformation (prev).	99
Figure 3-24 : Influence de la direction de fabrication : courbes contrainte-déformation rationnelles des éprouvettes de 1 mm d'épaisseur selon les trois BD pour des vitesses de déformation de (a) 0,00057 s ⁻¹ , (b) 0,067 s ⁻¹ et (c) 8 s ⁻¹ ; (d) tableau présentant les coefficients de Lankford des trois BD issus de cette thèse et des travaux de [7,8].	101
Figure 3-25 : Images MEB montrant les faciès de rupture de (a, c) Bd0_t1 et (b, d) Bd90_t1 pour le chargement le plus lent à deux grossissements.	101
Figure 3-26 : Courbes contrainte-déformation rationnelles des éprouvettes verticales avec des épaisseurs de 0,5 – 0,75 – 1 mm pour des vitesses de déformation de (a) 0,00057 s ⁻¹ , (b) 0,067 s ⁻¹ et (c) 8 s ⁻¹ .	104
Figure 3-27 : Identification des modèles JC pour les trois orientations : courbes contrainte-déformation rationnelles des données expérimentales et des modèles JC pour (a) Bd0, (b) Bd45 et (c) Bd90 ; (d) tableau présentant les paramètres des modèles de cette étude et ceux d'autres issus de la littérature [30,57,59].	107

Figure 3-28 : Identification des modèles anisotropes pour les trois orientations : (a) courbes contrainte-déformation rationnelles des données expérimentales et des modèles Swift pour Bd0, Bd45 et Bd90 ; (b) tableau spécifiant les paramètres des lois d'érouissage avec les paramètres de Hill. 108

Table des tableaux :

Tableau 3-1 : Composition chimique de la poudre de l'acier 316L SS en pourcentage massique..... 77
Tableau 3-2 : Mesures des dimensions et de la densité relative des éprouvettes non usinées comparées avec le fichier STL. 83
Tableau 3-3 : Comparaison des paramètres mécaniques de ce cette thèse, de la littérature et de de la norme ASTM A240 pour un chargement quasi statique. 96
Tableau 3-4 : Récapitulatif des résultats de l'étude microstructurale et des essais de traction..... 98

Références :

- [1] Leicht A, Pauzon C, Rashidi M, Klement U, Nyborg L, Hryha E. Effect of part thickness on the microstructure and tensile properties of 316L parts produced by laser powder bed fusion. *Adv Ind Manuf Eng* 2021;2:100037. <https://doi.org/10.1016/j.aime.2021.100037>.
- [2] Leicht A, Klement U, Hryha E. Effect of build geometry on the microstructural development of 316L parts produced by additive manufacturing. *Mater Charact* 2018;143:137–43. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2018.04.040>.
- [3] Wang X, Muñoz-Lerma JA, Sánchez-Mata O, Attarian Shandiz M, Brochu M. Microstructure and mechanical properties of stainless steel 316L vertical struts manufactured by laser powder bed fusion process. *Mater Sci Eng A* 2018;736:27–40. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.08.069>.
- [4] Liverani E, Toschi S, Ceschini L, Fortunato A. Effect of selective laser melting (SLM) process parameters on microstructure and mechanical properties of 316L austenitic stainless steel. *J Mater Process Technol* 2017;249:255–63. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.05.042>.
- [5] Roach AM, White BC, Garland A, Jared BH, Carroll JD, Boyce BL. Size-dependent stochastic tensile properties in additively manufactured 316L stainless steel. *Addit Manuf* 2020;32:101090. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101090>.
- [6] Hitzler L, Hirsch J, Heine B, Merkel M, Hall W, Öchsner A. On the Anisotropic Mechanical Properties of Selective Laser-Melted Stainless Steel. *Mater Basel Switz* 2017;10. <https://doi.org/10.3390/ma10101136>.
- [7] Li X, Roth CC, Tancogne-Dejean T, Mohr D. Rate- and temperature-dependent plasticity of additively manufactured stainless steel 316L: Characterization, modeling and application to crushing of shell-lattices. *Int J Impact Eng* 2020;145:103671. <https://doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2020.103671>.
- [8] Tancogne-Dejean T, Gorji MB, Pack K, Roth CC. The third Sandia Fracture Challenge: deterministic and probabilistic modeling of ductile fracture of additively-manufactured material. *Int J Fract* 2019. <https://doi.org/10.1007/s10704-019-00355-z>.
- [9] Wang X, Muñoz-Lerma JA, Attarian Shandiz M, Sanchez-Mata O, Brochu M. Crystallographic-orientation-dependent tensile behaviours of stainless steel 316L fabricated by laser powder bed fusion. *Mater Sci Eng A* 2019;766:138395. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138395>.
- [10] Tolosa I, Garciandía F, Zubiri F, Zapirain F, Esnaola A. Study of mechanical properties of AISI 316 stainless steel processed by “selective laser melting”, following different manufacturing strategies. *Int J Adv Manuf Technol* 2010;51:639–47. <https://doi.org/10.1007/s00170-010-2631-5>.
- [11] Charmi A, Falkenberg R, Ávila L, Mohr G, Sommer K, Ulbricht A, et al. Mechanical anisotropy of additively manufactured stainless steel 316L: An experimental and numerical study. *Mater Sci Eng A* 2021;799:140154. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140154>.

- [12] Shrestha R, Simsiriwong J, Shamsaei N. Fatigue behavior of additive manufactured 316L stainless steel parts: Effects of layer orientation and surface roughness. *Addit Manuf* 2019;28:23–38. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.04.011>.
- [13] Tancogne-Dejean T, Spierings AB, Mohr D. Additively-manufactured metallic micro-lattice materials for high specific energy absorption under static and dynamic loading. *Acta Mater* 2016;116:14–28. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.05.054>.
- [14] Mid and High Volume Metal Additive Manufacturing. SLM Solut n.d. <https://www.slm-solutions.com/products-and-solutions/machines/slm-280/> (accessed October 26, 2021).
- [15] ASTM E384-17. Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials. n.d.
- [16] Gary G, Degreef V. DAVID users' manual version n.d.
- [17] Gong H, Rafi K, Gu H, Janaki Ram GD, Starr T, Stucker B. Influence of defects on mechanical properties of Ti–6Al–4V components produced by selective laser melting and electron beam melting. *Mater Des* 2015;86:545–54. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.07.147>.
- [18] Li Z, Voisin T, McKeown JT, Ye J, Braun T, Kamath C, et al. Tensile properties, strain rate sensitivity, and activation volume of additively manufactured 316L stainless steels. *Int J Plast* 2019;120:395–410. <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2019.05.009>.
- [19] Larimian T, Kannan M, Grzesiak D, AlMangour B, Borkar T. Effect of energy density and scanning strategy on densification, microstructure and mechanical properties of 316L stainless steel processed via selective laser melting. *Mater Sci Eng A* 2020;770:138455. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138455>.
- [20] DebRoy T, Wei HL, Zuback JS, Mukherjee T, Elmer JW, Milewski JO, et al. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties. *Prog Mater Sci* 2018;92:112–224. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2017.10.001>.
- [21] King WE, Barth HD, Castillo VM, Gallegos GF, Gibbs JW, Hahn DE, et al. Observation of keyhole-mode laser melting in laser powder-bed fusion additive manufacturing. *J Mater Process Technol* 2014;214:2915–25. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2014.06.005>.
- [22] Bansal GK, Chandan AK, Srivastava VC, Krishna KG, Das G, Rajkumar S, et al. Studies on Tensile Behaviour of Selective Laser Melted 316L Stainless Steel Using SEM Straining Stage. *Trans Indian Natl Acad Eng* 2021. <https://doi.org/10.1007/s41403-021-00214-1>.
- [23] Chniouel A, Giroux P-F, Lomello F, Aubry P, Vasquez É, Hercher O, et al. Influence of substrate temperature on microstructural and mechanical properties of 316L stainless steel consolidated by laser powder bed fusion. *Int J Adv Manuf Technol* 2020;111:3489–503. <https://doi.org/10.1007/s00170-020-06316-4>.
- [24] Maconachie T, Leary M, Zhang J, Medvedev A, Sarker A, Ruan D, et al. Effect of build orientation on the quasi-static and dynamic response of SLM AlSi10Mg. *Mater Sci Eng A* 2020:139445. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139445>.
- [25] Kong D, Ni X, Dong C, Zhang L, Man C, Cheng X, et al. Anisotropy in the microstructure and mechanical property for the bulk and porous 316L stainless steel fabricated via selective laser melting. *Mater Lett* 2019;235:1–5. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2018.09.152>.
- [26] Niendorf T, Leuders S, Riemer A, Richard HA, Tröster T, Schwarze D. Highly Anisotropic Steel Processed by Selective Laser Melting. *Metall Mater Trans B* 2013;44:794–6. <https://doi.org/10.1007/s11663-013-9875-z>.
- [27] Sun S-H, Ishimoto T, Hagihara K, Tsutsumi Y, Hanawa T, Nakano T. Excellent mechanical and corrosion properties of austenitic stainless steel with a unique crystallographic lamellar microstructure via selective laser melting. *Scr Mater* 2019;159:89–93. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2018.09.017>.
- [28] Salman OO, Gammer C, Chaubey AK, Eckert J, Scudino S. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of 316L steel synthesized by selective laser melting. *Mater Sci Eng A* 2019;748:205–12. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.01.110>.
- [29] Puichaud A-H, Flament C, Chniouel A, Lomello F, Rouesne E, Giroux P-F, et al. Microstructure and mechanical properties relationship of additively manufactured 316L stainless steel by selective laser melting. *EPJ Nucl Sci Technol* 2019;5:23. <https://doi.org/10.1051/epjn/2019051>.
- [30] Harris JA, Winter RE, McShane GJ. Impact response of additively manufactured metallic hybrid lattice materials. *Int J Impact Eng* 2017;104:177–91. <https://doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2017.02.007>.

- [31] Suryawanshi J, Prashanth KG, Ramamurty U. Mechanical behavior of selective laser melted 316L stainless steel. *Mater Sci Eng A* 2017;696:113–21. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.04.058>.
- [32] Khodabakhshi F, Farshidianfar MH, Gerlich AP, Nosko M, Trembošová V, Khajepour A. Microstructure, strain-rate sensitivity, work hardening, and fracture behavior of laser additive manufactured austenitic and martensitic stainless steel structures. *Mater Sci Eng A* 2019;756:545–61. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.04.065>.
- [33] Zhang Z, Chu B, Wang L, Lu Z. Comprehensive effects of placement orientation and scanning angle on mechanical properties and behavior of 316L stainless steel based on the selective laser melting process. *J Alloys Compd* 2019;791:166–75. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.03.082>.
- [34] Cherry JA, Davies HM, Mehmood S, Lavery NP, Brown SGR, Sienz J. Investigation into the effect of process parameters on microstructural and physical properties of 316L stainless steel parts by selective laser melting. *Int J Adv Manuf Technol* 2015;76:869–79. <https://doi.org/10.1007/s00170-014-6297-2>.
- [35] Bartolomeu F, Buciumeanu M, Pinto E, Alves N, Carvalho O, Silva FS, et al. 316L stainless steel mechanical and tribological behavior—A comparison between selective laser melting, hot pressing and conventional casting. *Addit Manuf* 2017;16:81–9. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2017.05.007>.
- [36] Material Data Sheet - Fe 316L. Erpro Group n.d. <https://erpro-group.com/en/metal-fusion/> (accessed December 1, 2021).
- [37] Balit Y, Charkaluk E, Constantinescu A. Digital image correlation for microstructural analysis of deformation pattern in additively manufactured 316L thin walls. *Addit Manuf* 2020;31:100862. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.100862>.
- [38] Barkia B, Aubry P, Haghi-Ashtiani P, Auger T, Gosmain L, Schuster F, et al. On the origin of the high tensile strength and ductility of additively manufactured 316L stainless steel: Multiscale investigation. *J Mater Sci Technol* 2020;41:209–18. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2019.09.017>.
- [39] Shamsujjoha Md, Agnew SR, Fitz-Gerald JM, Moore WR, Newman TA. High Strength and Ductility of Additively Manufactured 316L Stainless Steel Explained. *Metall Mater Trans A* 2018;49:3011–27. <https://doi.org/10.1007/s11661-018-4607-2>.
- [40] Kurzynowski T, Gruber K, Stopyra W, Kuźnicka B, Chlebus E. Correlation between process parameters, microstructure and properties of 316 L stainless steel processed by selective laser melting. *Mater Sci Eng A* 2018;718:64–73. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.01.103>.
- [41] Gu D, Chen H. Selective laser melting of high strength and toughness stainless steel parts: The roles of laser hatch style and part placement strategy. *Mater Sci Eng A* 2018;725:419–27. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.04.046>.
- [42] Röttger A, Geenen K, Windmann M, Binner F, Theisen W. Comparison of microstructure and mechanical properties of 316L austenitic steel processed by selective laser melting with hot-isostatic pressed and cast material. *Mater Sci Eng A* 2016;678:365–76. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.10.012>.
- [43] Song M, Wang M, Lou X, Rebak RB, Was GS. Radiation damage and irradiation-assisted stress corrosion cracking of additively manufactured 316L stainless steels. *J Nucl Mater* 2019;513:33–44. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2018.10.044>.
- [44] A01 Committee. Specification for Chromium and Chromium-Nickel Stainless Steel Plate, Sheet, and Strip for Pressure Vessels and for General Applications. ASTM International; n.d. https://doi.org/10.1520/A0240_A0240M-20A.
- [45] Wang X, Liu Y, Shi T, Wang Y. Strain rate dependence of mechanical property in a selective laser melted 17–4 PH stainless steel with different states. *Mater Sci Eng A* 2020;792:139776. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139776>.
- [46] Agrawal AK, Meric de Bellefon G, Thoma D. High-throughput experimentation for microstructural design in additively manufactured 316L stainless steel. *Mater Sci Eng A* 2020;793:139841. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139841>.
- [47] Yin YJ, Sun JQ, Guo J, Kan XF, Yang DC. Mechanism of high yield strength and yield ratio of 316L stainless steel by additive manufacturing. *Mater Sci Eng A* 2019;744:773–7. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.12.092>.

- [48] Lee W-S, Chen T-H, Lin C-F, Luo W-Z. Impact Response and Microstructural Evolution of 316L Stainless Steel under Ambient and Elevated Temperature Conditions. *Metall Mater Trans A* 2012;43:3998–4005. <https://doi.org/10.1007/s11661-012-1233-2>.
- [49] Lee W-S, Lin C-F, Liu T-J. Strain rate dependence of impact properties of sintered 316L stainless steel. *J Nucl Mater* 2006;359:247–57. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2006.09.003>.
- [50] Chen J, Wei H, Bao K, Zhang X, Cao Y, Peng Y, et al. Dynamic mechanical properties of 316L stainless steel fabricated by an additive manufacturing process. *J Mater Res Technol* 2021;11:170–9. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.12.097>.
- [51] Riemer A, Leuders S, Thöne M, Richard HA, Tröster T, Niendorf T. On the fatigue crack growth behavior in 316L stainless steel manufactured by selective laser melting. *Eng Fract Mech* 2014;120:15–25. <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2014.03.008>.
- [52] Güden M, Yavaş H, Tanrikulu AA, Taşdemirci A, Akın B, Enser S, et al. Orientation dependent tensile properties of a selective-laser-melt 316L stainless steel. *Mater Sci Eng A* 2021;824:141808. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141808>.
- [53] Ghosh A, Gurao NP. Effect of crystallographic texture on the planar anisotropy of ratcheting response in 316 stainless steel sheet. *Mater Des* 2016;109:186–96. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.07.079>.
- [54] Shin W-S, Son B, Song W, Sohn H, Jang H, Kim Y-J, et al. Heat treatment effect on the microstructure, mechanical properties, and wear behaviors of stainless steel 316L prepared via selective laser melting. *Mater Sci Eng A* 2021;806:140805. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.140805>.
- [55] Saeidi K, Gao X, Lofaj F, Kvetková L, Shen ZJ. Transformation of austenite to duplex austenite-ferrite assembly in annealed stainless steel 316L consolidated by laser melting. *J Alloys Compd* 2015;633:463–9. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.01.249>.
- [56] Raghavan N, Dehoff R, Pannala S, Simunovic S, Kirka M, Turner J, et al. Numerical modeling of heat-transfer and the influence of process parameters on tailoring the grain morphology of IN718 in electron beam additive manufacturing. *Acta Mater* 2016;112:303–14. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.03.063>.
- [57] Cao X, Xiao D, Li Y, Wen W, Zhao T, Chen Z, et al. Dynamic compressive behavior of a modified additively manufactured rhombic dodecahedron 316L stainless steel lattice structure. *Thin-Walled Struct* 2020;148:106586. <https://doi.org/10.1016/j.tws.2019.106586>.
- [58] Li P. Constitutive and failure behaviour in selective laser melted stainless steel for microlattice structures. *Mater Sci Eng A* 2015;622:114–20. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.11.028>.
- [59] Płatek P, Sienkiewicz J, Janiszewski J, Jiang F. Investigations on Mechanical Properties of Lattice Structures with Different Values of Relative Density Made from 316L by Selective Laser Melting (SLM). *Materials* 2020;13:2204. <https://doi.org/10.3390/ma13092204>.
- [60] Liang Y, Zhou W, Liu Y, Yang Y, Xi H, Wu Z. Energy Absorption and Deformation Behaviour of 3D Printed TPMS Stainless Steel Cellular Structures Under Compression. *Steel Res Int* n.d.;n/a. <https://doi.org/10.1002/srin.202000411>.
- [61] Brinis N, Regaiguia B, Chahaoui O, Maatougui N, Fares ML. Modelling Mechanical Properties of AISI 439-430Ti Ferritic Stainless Steel Sheet. *J Solid Mech* 2019;11:425–39. <https://doi.org/10.22034/jsm.2019.665911>.
- [62] Bertin M, Hild F, Roux S. On the identifiability of the Hill-1948 model with one uniaxial tensile test. *Comptes Rendus Mécanique* 2017;345:363–9. <https://doi.org/10.1016/j.crme.2017.04.001>.

4. Chapitre 3 :

Étude expérimentale du comportement mécanique des structures TPMS en compression uniaxiale

Résumé :

Les réponses mécaniques sous chargement de compression uniaxiale de différentes structures TPMS élaborées par SLM sont étudiées dans ce chapitre. L'état de l'art est principalement orienté sur les chargements quasi-statiques et pour des géométries TPMS de type Sheet. Or, dans l'optique de développer des absorbeurs d'énergie cinétique, il est d'intérêt de considérer l'influence de la vitesse et de la direction de sollicitation de plusieurs types de géométries (Skeletal et Sheet) et motifs (Gyroid et Diamond) afin de déterminer quels sont les paramètres dimensionnants pour ce type d'application. Pour mener à bien cette étude, des essais de compression quasi-statique et dynamique sont entrepris sur quatre géométries distinctes de TPMS dans différentes directions de sollicitation. Les réponses mécaniques des structures testées présentent les caractéristiques d'un absorbeur d'énergie idéal avec notamment l'absence de pic d'entrée, une longue phase plateau légèrement ascendante et une densification retardée. De plus, les mécanismes de déformation sont particulièrement stables, quel que soit le régime de vitesse. Les géométries TPMS de type Sheet, de par leur épaisseur de paroi constante et leur géométrie continue, ont des capacités d'absorption d'énergie supérieures à celles de type Skeletal. L'augmentation de la densité relative de 20% à 30% est caractérisée par une meilleure qualité de fabrication, une capacité d'absorption d'énergie accrue et une déformation plus homogène au cours de la compression. L'augmentation de la vitesse de déformation se traduit par une élévation des capacités d'absorption d'énergie, comprise entre 5% et 20%. Les réponses mécaniques en régime dynamique présentent également les caractéristiques d'un absorbeur d'énergie performant avec l'absence de pic d'entrée. Comparativement à d'autres matériaux cellulaires dits conventionnels, tels par exemple les structures en nids d'abeilles, les capacités d'absorption d'énergie des structures TPMS sont supérieures tout en étant moins sensibles à la direction de sollicitation pour un chargement uniaxial. Un outil de prédiction reposant sur l'utilisation d'abaques est proposé en considérant des chargements quasi-statique et dynamique.

Table des matières :

Introduction	117
1. Conception des structures TPMS	119
1.1. Design.....	119
1.2. Fabrication.....	121
1.3. Dimensionnement.....	121
2. Plan d'étude.....	122
3. Moyens expérimentaux	123
3.1. Métrologie	123
3.2. Essais de compression en quasi-statique	124
3.3. Essais de compression en dynamique.....	125
4. Résultats de la campagne d'essais.....	126
4.1. Tribologie	127
4.2. Compression uniaxiale des TPMS.....	130
5. Discussions sur les résultats expérimentaux.....	145
5.1. Influence du nombre de motifs.....	145
5.2. Anisotropie de chargement.....	147
5.3. Comparaison relative des motifs et des familles	148
5.4. Influence de la densité relative	151
5.5. Influence de la vitesse de sollicitation.....	152
5.6. Capacités d'absorption d'énergie	155
Conclusions	158

Introduction

Dans le chapitre précédent, le comportement mécanique en traction du matériau constitutif fabriqué par SLM a été caractérisé afin de déterminer les spécificités liées au procédé SLM. L'étude porte désormais sur l'identification de la réponse caractéristique de différentes structures TPMS, fabriquées par SLM à partir du même matériau 316L SS, en régime de compression uniaxiale pour des sollicitations quasi-statique et dynamique et pour différentes directions de sollicitation. Cette démarche est entreprise afin d'éprouver le potentiel des architectures complexes et adaptatives dans une optique de dissipation optimale de l'énergie cinétique.

Pour analyser les performances d'un potentiel absorbeur d'énergie cinétique élaboré par fabrication additive, il convient de réaliser un ensemble d'essais de chargement en compression uniaxiale en prenant en compte les principaux paramètres influents tels que la densité relative, la vitesse et la direction de chargement, indépendamment de la géométrie qui sera l'objet d'une étude particulière. Lors d'un chargement quasi-statique ou dynamique, le comportement peut varier énormément d'un matériau cellulaire à l'autre en fonction de l'architecture de la structure, mais également du matériau constitutif considéré [1]. Ainsi il est important de considérer l'influence de la géométrie et de quantifier la sensibilité à la vitesse de déformation et à la direction de chargement en étudiant les évolutions des paramètres mécaniques et des mécanismes locaux des déformations induites.

Ce chapitre étudie tout particulièrement le comportement en compression uniaxiale de deux motifs TPMS : Gyroid et Diamond. Pour chacun, les familles Sheet et Skeletal sont considérées, ce qui représente au total quatre géométries distinctes. La littérature actuelle est très fournie pour quantifier l'absorption d'énergie des structures lattices et d'autres matériaux cellulaires [2–4]. Cependant il y a très peu de travaux sur les TPMS en dépit de pistes prometteuses [5]. Pour la présente étude, deux densités relatives sont considérées dans l'optique d'en étudier l'influence. Afin de déterminer la sensibilité à la vitesse de déformation, deux vitesses de chargement en régimes quasi-statique et dynamique sont considérées. Des essais de compression uniaxiale selon les trois directions de l'espace sont entrepris pour quantifier l'influence de la direction de chargement sur la réponse mécanique.

Dans l'optique d'estimer les capacités d'absorption d'énergie des structures TPMS, notamment pour de possibles applications industrielles, il convient de développer des outils de prédiction. La manière la plus conventionnelle est de déterminer les lois empiriques de Gibson Ashby en se basant sur des essais de compression pour plusieurs densités relatives. Plusieurs lois de ce type sont disponibles dans la littérature en considérant cependant majoritairement une sollicitation quasi-statique et non dynamique [6,7]. En se basant sur les travaux de Gibson et Ashby [8], Zhang [9] *et al.* ont proposé une méthode de dimensionnement se basant sur l'utilisation d'abaques, qui sont obtenus à partir des diagrammes d'absorption d'énergie des matériaux cellulaires considérés pour plusieurs densités relatives. Comparativement aux lois de Gibson Ashby, ces abaques présentent l'avantage d'avoir une meilleure

visibilité des capacités d'absorption d'énergie et également à titre comparatif entre divers matériaux cellulaires. Hormis les travaux de Zhang [9] *et al.* obtenu dans le cas d'un chargement quasi-statique, l'état de l'art actuel ne présente pas d'autre étude similaire employant un outil de prédiction basé sur des abaques. Ainsi, afin de fournir une méthodologie de prédiction des capacités d'absorption d'énergie plus complète, des abaques sont obtenus à partir des résultats des essais de compression de cette étude avec des chargements quasi-statique et dynamique.

L'organisation du chapitre est donc la suivante : dans la première partie, la conception des structures TPMS est détaillée. La section suivante présente le plan d'étude expérimental. La troisième partie décrit les moyens de mesure et de chargement expérimentaux utilisés pour réaliser les essais mécaniques. Les résultats sont détaillés dans une quatrième section, permettant ensuite d'ouvrir la discussion sur l'influence des paramètres considérés dans la cinquième partie. Une méthode de dimensionnement structurale pour les géométries TPMS basée sur l'utilisation d'abaques et destinée à d'estimer la fonctionnalité d'absorbeur d'énergie est également détaillée dans cette partie. Enfin, la dernière section vient conclure ce chapitre en rappelant les résultats principaux et l'analyse comparative qui aura été conduite.

1. Conception des structures TPMS

Comme présenté dans le Chapitre 1, les matériaux architecturés 3D étudiés ici sont ceux qui présentent potentiellement les meilleures capacités d'absorption d'énergie cinétique, et ceci indépendamment de la direction de chargement. Du fait de leur complexité géométrique et des faibles dimensions qui sont souvent considérées, ces derniers sont généralement conçus par fabrication additive. Cela nécessite une phase de design numérique préalable afin de représenter le motif élémentaire à répéter dans les trois dimensions de l'espace et ainsi générer un fichier numérique qui sera lu par une imprimante 3D. Pour les structures TPMS, qui sont considérées ici, le motif élémentaire est obtenu par le biais d'équations mathématiques complexes. Une stratégie adaptée est alors proposée pour étudier la variabilité de leur réponse caractéristique lors de chargement de compression uniaxiale.

1.1. Design

Les structures TPMS sont une classe de surfaces définies mathématiquement au moyen de fonctions implicites, dépendantes de 3 variables spatiales (x , y et z) qui présentent une périodicité tridimensionnelle (3D) [9]. Ces fonctions minimisent localement l'aire de la surface pour des conditions aux limites données et peuvent être considérées comme une « frontière » entre le vide et la matière [10]. Celles-ci sont approximées par des séries de Fourier et présentées ci-dessous pour les deux motifs TPMS considérés dans cette étude :

- Gyroid

$$f(x, y, z) = \cos(kx) \sin(ky) + \cos(ky) \sin(kz) + \cos(kz) \sin(kx) - t \quad (1)$$

- Diamond

$$h(x, y, z) = \sin(kx) \sin(ky) \sin(kz) + \cos(kz) \cos(ky) \sin(kx) + \cos(kx) \sin(ky) \cos(kz) + \cos(kz) \cos(kx) \cos(ky) - t \quad (2)$$

avec (x, y, z) les coordonnées cartésiennes, $k = \frac{2\pi}{L}$ avec L la longueur d'une cellule élémentaire, et t le paramètre niveau, influant directement sur le décalage de la « frontière ».

Il y a deux sous-familles de TPMS qui se distinguent par la méthode d'obtention :

- Les TPMS squelettiques, nommées « Skeletal » proviennent de la variation du paramètre niveau t . Ce paramètre est défini dans un intervalle qui est propre à chaque motif TPMS ($[-1,41 ; 1,41]$ pour le motif Gyroid et $[-0,99 ; 0,99]$ pour le motif Diamond). L'intervalle est symétrique de telle sorte que lorsque t augmente à partir de la borne inférieure, soit 100% du volume de matière, il y a diminution de ce dernier jusqu'à atteindre la borne supérieure au-delà duquel il y a une discontinuité de la géométrie (**Figure 4-1**). Les TPMS Skeletal ont une morphologie plus « ligamentaire » avec une épaisseur variable et comparable à celle des structures lattices.
- Les TPMS surfaciques, nommées « Sheet », sont obtenues par un épaissement uniforme e de l'isosurface. Cette dernière correspond à la surface « frontière » entre le vide et la matière dans le cas où $t = 0$. La géométrie des TPMS Sheet est alors continue avec une épaisseur de paroi constante.

La méthode d'obtention, dans le cas du motif Gyroid, des TPMS Sheet et Skeletal, est détaillée dans la **Figure 4-2a**. Elle est identique pour le motif Diamond.

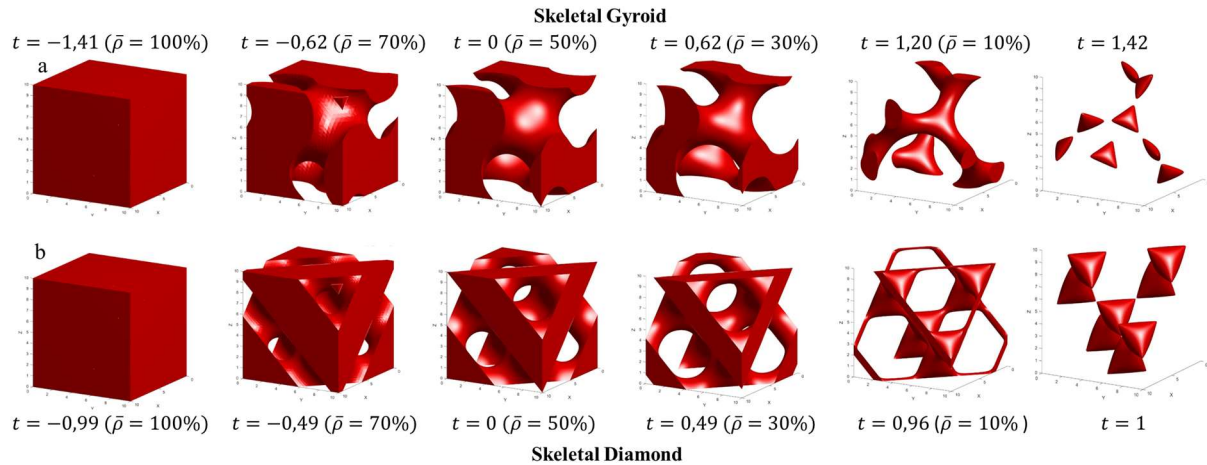


Figure 4-1 : Evolution du paramètre niveau t et de la densité relative $\bar{\rho}$ pour un motif élémentaire des géométries Skeletal (a) Gyroid et (b) Diamond.

Les motifs étudiés ici sont présentés dans la **Figure 4-2b**. Ils sont générés à partir d'une routine, détaillée en **Annexe**, développée sur le logiciel commercial de calculs scientifiques MATLAB[®]. Elle permet de générer un maillage surfacique de la géométrie 3D avec des éléments triangulaires à trois nœuds dans un fichier STL. Ce fichier sert pour la fabrication, mais également pour générer le modèle numérique nécessaire aux simulations EF qui seront abordées au Chapitre 4. Pour les quatre géométries, l'orientation de la matière est globalement similaire avec notamment un tiers du volume qui est orienté entre 45° et 65° par rapport à la direction de fabrication 90° [11,12].

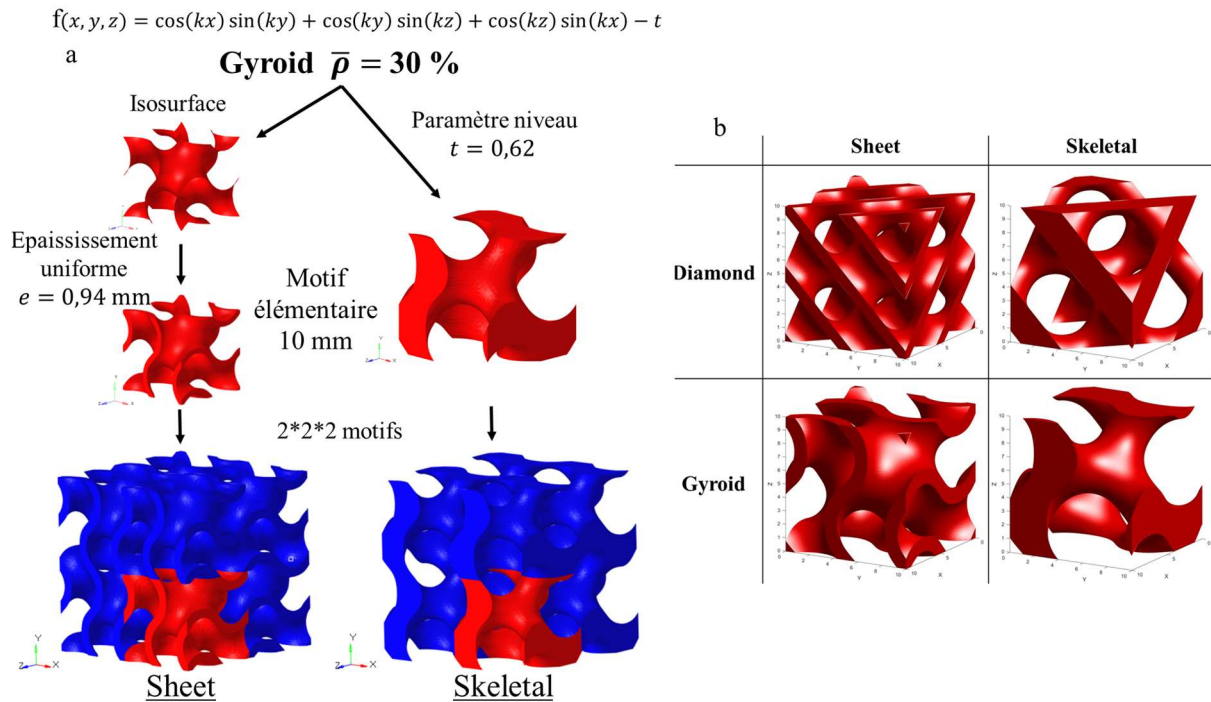


Figure 4-2 : Design des TPMS : (a) méthode d'obtention des TPMS Skeletal et Sheet Gyroid pour $\bar{\rho} = 30\%$ et une répétition de deux motifs, (b) motif élémentaire avec $\bar{\rho} = 30\%$ des quatre géométries TPMS étudiées.

1.2. Fabrication

Le matériau constitutif des structures TPMS est l'acier 316L SS étudié dans le chapitre précédent. Celui-ci est connu pour avoir un très bon ratio ductilité/résistance mécanique [13,14], ce qui est d'intérêt primordial pour les performances d'absorption d'énergie cinétique détaillées dans ce chapitre.

De par leur complexité géométrique, il n'est pas envisageable de concevoir les structures TPMS autrement qu'avec le procédé de fabrication additive. En raison des dimensions minimales des structures considérées, de l'ordre de quelques millimètres, le procédé SLM est le plus adapté pour obtenir une meilleure précision de fabrication par rapport aux autres procédés de fabrication additive métallique [14]. Ainsi, de la même manière que dans le Chapitre 2, les structures TPMS sont fabriquées avec une machine SLM 280 par le même sous-traitant spécialisé. Les paramètres du procédé (puissance du laser, épaisseur de couche, vitesse de scan, écart vecteur et stratégie de balayage notamment) restent identiques et le post-traitement après fabrication appliqué est également similaire.

1.3. Dimensionnement

Le choix des dimensions des structures TPMS, dont notamment la longueur du motif élémentaire L et la plage de densité relative possible, est fonction du procédé de fabrication et des capacités des moyens expérimentaux en matière d'effort à l'écrasement. La valeur maximale de densité relative $\bar{\rho}$ possible pour la famille des matériaux cellulaires est de 30%. Pour des valeurs de $\bar{\rho}$ supérieures, les

caractéristiques structurelles s'apparentent davantage à celles des matériaux dits « poreux » [8]. En se basant sur cette valeur maximale et le fait qu'un Volume Élémentaire Représentatif (VER) est obtenu pour une répétition de quatre motifs [15], une longueur de motif élémentaire L de 10 mm est imposée pour avoir des niveaux d'efforts qui sont adaptés aux moyens d'essais. L'estimation de ces derniers a été possible en considérant les travaux de Zhang *et al.* [9] sur des géométries similaires avec le même matériau. Connaissant la longueur élémentaire L du motif, il est possible de déterminer la densité relative minimale afin d'avoir une épaisseur de paroi minimale strictement supérieure à la valeur critique de 0,5 mm défini dans le Chapitre 2. La densité relative minimale qu'il est possible de considérer est de 20% pour obtenir une épaisseur de paroi minimale de 0,63 mm. Ainsi, la plage de densité relative $\bar{\rho}$ choisie est comprise entre 20% et 30%.

2. Plan d'étude

Pour chaque configuration d'expérimentation, il a été décidé que, pour des raisons de coûts, deux structures seront testées *a minima* pour assurer la répétabilité. Si ce n'est pas précisé, les essais sont réalisés par défaut selon la direction de fabrication, nommée Z.

Le **Tableau 4-1** présente toutes les études envisagées avec les structures TPMS associées. En considérant le croisement des résultats pour les analyses, un total de 36 structures TPMS dont 8 avec une répétition de quatre motifs sont nécessaires.

Tableau 4-1 : Matrice d'essai de la campagne expérimentale, (*) signifie que les résultats sont couplés avec d'autres essais.

Etude	Nombre de motifs	Skeletal Gyroid		Sheet Gyroid		Skeletal Diamond	Sheet Diamond
		$\bar{\rho} = 20\%$	$\bar{\rho} = 30\%$	$\bar{\rho} = 20\%$	$\bar{\rho} = 30\%$	$\bar{\rho} = 30\%$	$\bar{\rho} = 30\%$
VER	2^3		2		2	2	2
	4^3		2		2	2	2
Anisotropie	2^3	X ou Y	2		2		
		Z (BD)	2 (*)		2 (*)		
Géométrie	4^3		2 (*)		2 (*)	2 (*)	2 (*)
Densité relative	2^3	2	2 (*)	2	2 (*)		
Dynamique	2^3	2	2	2	2	2	2
Nombre de structures TPMS		4	8	4	8	6	6

L'ensemble des critères présentés dans le **Tableau 4-1** est décrit plus en détails ici :

Définition du Volume Élémentaire Représentatif

Pour l'étude de la sensibilité à la vitesse de déformation détaillée ultérieurement, le dispositif expérimental nécessite un encombrement divisé par deux par rapport à une répétition de quatre motifs (noté 4m). Ainsi, pour pouvoir considérer un nombre de répétitions moindre, une étude comparative entre deux motifs (noté 2m) et 4m est alors menée sur toutes les géométries avec $\bar{\rho} = 30\%$ et pour un chargement en compression quasi-statique.

Anisotropie due à la direction de chargement

D'après ce qui a été observé au Chapitre 2, les pièces issues du procédé SLM peuvent être sensibles à la direction de fabrication. Or au sein d'une structure TPMS, les surfaces géométriques sont orientées selon plusieurs directions. Il est alors nécessaire d'étudier si la réponse mécanique est impactée par la direction de chargement (direction de fabrication (Z), ou une des deux autres directions de l'espace X et Y). Ainsi l'étude est menée sur les TPMS Skeletal et Sheet Gyroid 2m avec $\bar{\rho} = 30\%$ pour des compressions quasi-statiques selon les trois directions de l'espace X, Y et Z. Etant donné que l'orientation de la matière est similaire pour les quatre géométries étudiées, les résultats obtenus sont également supposés identiques pour les TPMS Skeletal et Sheet Diamond.

Influence de la géométrie

Les réponses mécaniques des quatre types de TPMS (Gyroid et Diamond, avec deux familles Skeletal et Sheet) sont comparées entre elles en considérant $\bar{\rho} = 30\%$ et 4m pour un chargement en compression quasi-statique.

Influence de la densité relative

Les deux valeurs extrêmes de la plage de densités relatives $\bar{\rho}$, soit 20% et 30%, sont considérées pour quantifier l'influence de celle-ci sur la réponse mécanique. L'étude est réalisée pour les TPMS Skeletal et Sheet Gyroid 2m avec un chargement en compression quasi-statique. Les TPMS Skeletal et Sheet Diamond ne sont pas considérées à la vue du nombre important de paramètres déjà étudiés.

Sensibilité à la vitesse de déformation

L'étude est entreprise en considérant une vitesse de chargement quasi-statique de $1 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ et une sollicitation dynamique avec une vitesse maximale d'impact de $15 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$. Un si grand écart est volontairement retenu ici afin de mettre évidence d'éventuels effets de vitesses sur la réponse caractéristique jusqu'à atteindre la phase de densification qui peut être initiée plus ou moins tardivement avec la vitesse de chargement. Les quatre géométries (Skeletal et Sheet Gyroid, Skeletal et Sheet Diamond) avec $\bar{\rho} = 30\%$ et les deux autres (Skeletal et Sheet Gyroid) avec $\bar{\rho} = 20\%$ sont considérées pour cette étude, toutes avec une répétition de deux motifs.

3. Moyens expérimentaux

3.1. Métrologie

Pour attester de la qualité de fabrication des structures TPMS, la masse de chacune d'entre elles est mesurée avec une balance digitale dont la précision de mesure est de 0,01 g. Les dimensions selon les trois directions de l'espace sont également vérifiées par une mesure en surface au moyen d'un pied à coulisse dont la précision de lecture est de 0,01 mm. Grâce à ces données, il est possible de calculer la

densité relative $\bar{\rho}$ de chaque structure en considérant une masse volumique de l'acier 316L SS ρ_s de $7,95 \text{ g} \cdot \text{cm}^{-3}$. Un autre indicateur de la qualité de fabrication est le taux de porosité. Celui-ci est obtenu de la même manière que pour les éprouvettes de caractérisation du Chapitre 2 en mesurant les masses dans l'eau et dans l'air afin de mesurer la densité matérielle.

Une analyse est réalisée au Microscope Electronique à Balayage (MEB) avec le modèle JOEL JSM-7100F de la marque Field Emission pour observer la qualité de l'impression de manière plus précise. Les épaisseurs des parois des modèles Sheet sont également mesurées à partir des images prises au MEB selon différentes orientations.

3.2. Essais de compression en quasi-statique

Le chargement quasi-statique sur les structures TPMS 2m est réalisé sur un vérin électromécanique MTS Sintech (**Figure 4-3a**) pour une vitesse de compression de $1 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ et une cellule d'effort de 100 kN.

Pour les structures avec une répétition de quatre motifs, les essais sont effectués à la même vitesse, mais sur un vérin servohydrolique Instron 8500 (**Figure 4-3b**) avec une cellule d'effort de 500 kN. Ce vérin se trouve dans le laboratoire LaMcube à l'Université de Lille et a pu être utilisé dans le cadre collaboratif de la Fédération de Recherche CNRS 3733 « Transports Terrestres et Mobilité ».

L'enregistrement des images des essais dans ce régime de vitesse de chargement se fait grâce à une caméra Manta Allied Vision dont la fréquence d'acquisition est de 0,25 Hz et avec une résolution spatiale de $12 \mu\text{m}$. Le suivi d'image est entrepris à l'aide d'une routine d'analyse des séquences d'imagerie développée sur MATLAB[®]. Il permet de mesurer le déplacement relatif des grilles placées sur les plateaux du vérin afin de quantifier l'écrasement courant de l'échantillon soumis à essai (**Figure 4-3c**).

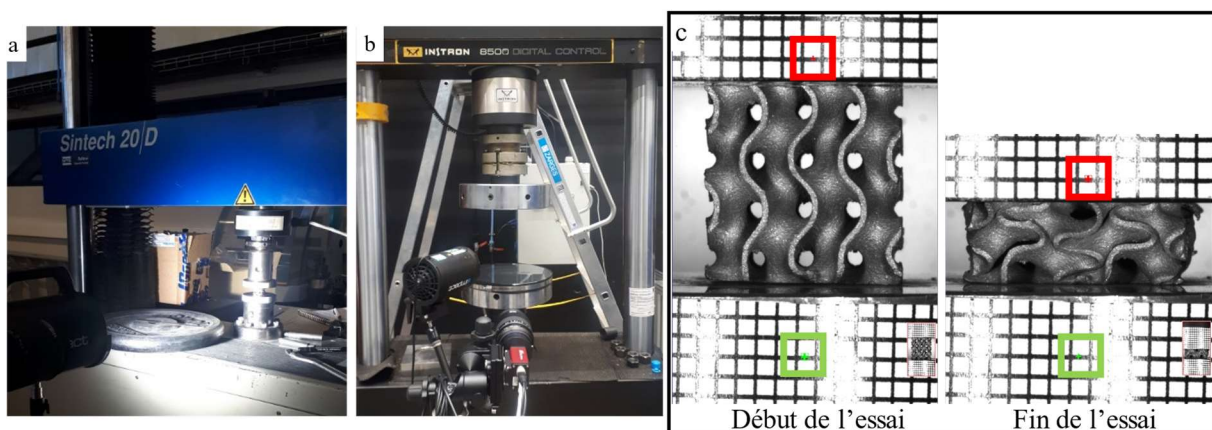


Figure 4-3 : Images des moyens d'essais en compression uniaxiale quasi-statique pour (a) 2m avec le vérin électromécanique MTS Sintech et (b) 4m avec le vérin servohydrolique Instron 8500. (c) Suivi du déplacement des marqueurs pour un essai de compression quasi-statique sur le TPMS Sheet Gyroid 20% 2m.

3.3. Essais de compression en dynamique

Les essais dynamiques sont réalisés sur un montage de barres de Hopkinson en compression permettant d'atteindre une vitesse d'impacteur de $15 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$, correspondant à la limite supérieure atteignable. Une caméra Fastcam Photron APX RS 3000 couplée à des éclairages LED enregistre les images des essais avec une fréquence d'acquisition de $42\text{jffffff}000 \text{ Hz}$ et une résolution spatiale de $150 \mu\text{m}$ (**Figure 4-4**). L'enregistrement des informations issues des ponts de jauges de déformation placés sur les barres entrante et sortante ainsi que l'acquisition des images sont déclenchés simultanément par un oscilloscope digital Yokogawa DL850 (8 voies jusqu'à $10 \text{ MEch} \cdot \text{s}^{-1}$).

Le dispositif expérimental de barres de Hopkinson en compression (**Figure 4-4**) est composé de deux longues barres et d'un impacteur en Pa66 avec des diamètres de 60 mm. L'impacteur est mis en mouvement à l'aide d'un canon à air à une vitesse V_0 pour générer une onde de compression lors du contact avec la barre d'entrée. Ce temps de chargement ne dépend pas de la vitesse, mais de la longueur du projectile et de la célérité de l'onde élastique dans le matériau constitutif. Cette onde de compression élastique, appelée onde incidente $\varepsilon_i(t)$, est alors générée de manière synchrone dans le projectile et dans la barre d'entrée pour ensuite se propager en direction de l'échantillon. Lorsque cette onde atteint l'échantillon placé entre les deux barres, elle se sépare en deux ondes élastiques complémentaires, une qualifiée de réfléchiée $\varepsilon_r(t)$ se propageant dans la barre entrante par inversion du sens et une autre onde qualifiée de transmise $\varepsilon_t(t)$ se propageant dans l'échantillon puis dans la barre sortante. La particularité de ce dispositif repose sur l'emploi des barres d'entrée et de sortie calibrées comme capteurs d'effort et de vitesse. Pour cela, des ponts complets de jauges de déformation permettant de compenser les effets éventuels de flexion et de température sont collées sur les barres. Ils permettent de mesurer séparément dans le temps les trois signaux mentionnés précédemment. Le pont de jauges placé sur la barre d'entrée est positionné de façon à éviter la superposition des ondes incidente et réfléchiée. Enfin le pont de jauges placé sur la barre de sortie est situé à une distance suffisante de l'échantillon de manière à obtenir un signal stabilisé et non atténué, en particulier s'agissant de barres de grand diamètre et de matériau viscoélastique de faible impédance. Le seuil de réponse des ponts de jauges de déformation est de l'ordre de $3 \mu\text{def}$.

Ensuite, la théorie de la propagation d'une onde élastique 1D [16], basée sur une hypothèse de déformation homogène de l'échantillon, permet de déterminer la vitesse de déformation de l'échantillon en fonction du temps $\dot{\varepsilon}_s(t)$ par l'équation :

$$\dot{\varepsilon}_s(t) = \frac{v_I(t) - v_O(t)}{L_e} \quad (3)$$

où L_e est la longueur initiale de l'échantillon, $v_I(t)$ et $v_O(t)$ sont les vitesses courantes respectivement entrante et sortante aux interfaces de l'échantillon et sont définies par les relations suivantes :

$$v_I(t) = C_I(\varepsilon_i(t) - \varepsilon_r(t)) \quad (4)$$

$$v_o(t) = C_o \varepsilon_t(t) \quad (5)$$

où C_I et C_o correspondent respectivement aux vitesses de propagation de l'onde mécanique dans les barres d'entrée et de sortie. Enfin, la contrainte nominale $\sigma_e(t)$ dans l'échantillon est déduite de la relation de Hooke :

$$\sigma_e(t) = \frac{S_o E_o}{S_e} \varepsilon_t(t) \quad (6)$$

où S_o , S_e et E_o définissent respectivement la section de la barre de sortie, la section résistante initiale de l'échantillon ainsi que le module de Young de la barre de sortie.

La déformation dans l'échantillon est obtenue par une intégration temporelle de la vitesse de déformation (**Equation 3**). L'utilisation de barres de Hopkinson polymériques en polyamide nécessite la prise en compte de leur nature viscoélastique. En effet, les signaux de déformations doivent être reconstitués, corrigeant l'amortissement et la dispersion géométrique naturels.

La solution de dépouillement des signaux d'ondes élastiques générés lors de l'essai de compression a été proposée par Zhao *et al.* [17] et implémentée dans le logiciel DAVID [18]. Il est utilisé dans le cadre de ces travaux.

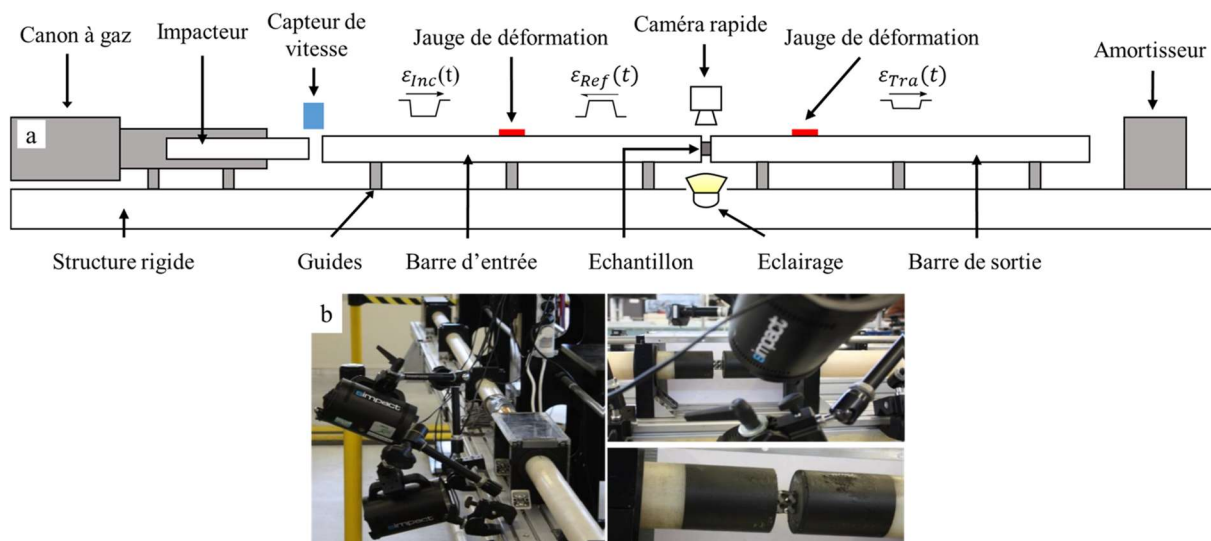


Figure 4-4 : Dispositif des barres de Hopkinson en compression : (a) schéma du dispositif expérimental, (b) structure TPMS Skeletal Gyroid 30% 2m placée entre es barres de mesure.

4. Résultats de la campagne d'essais

Les résultats de la campagne expérimentale sont présentés séparément en fonction du moyen d'essai utilisé avant d'être mis en perspective ensemble dans la partie discussion.

4.1. Tribologie

Avant la réalisation des essais de compression, des mesures dimensionnelles sont systématiquement effectuées sur chacune des structures TPMS afin de quantifier la densité relative, mais également de calculer les grandeurs apparentes de contrainte, de déformation et de vitesse de déformation lors du dépouillement des données d'acquisition.

La **Figure 4-5a** présente les quatre structures TPMS avec une répétition de quatre motifs et $\bar{\rho} = 30\%$ après fabrication et post-traitement. Les densités relatives mesurées sur les structures TPMS comparées avec celles théoriques sont présentées dans la **Figure 4-5b**. Dans tous les cas, une masse moindre et donc une densité relative plus faible que pour le modèle numérique sont obtenues. À plus faible densité relative, l'écart avec la valeur théorique est plus grand et atteint même 11,7% pour le Sheet Gyroid 2m 20%. La qualité de fabrication moindre pour $\bar{\rho} = 20\%$ se constate également sur le taux de porosité, qui vaut 2,5% dans ce cas, alors qu'il est inférieur à 1% pour $\bar{\rho} = 30\%$.

Dans le chapitre précédent, il a été montré qu'avec des épaisseurs d'éprouvettes plates d'une épaisseur de 0,5 mm, une moins bonne qualité de fabrication était obtenue. Or lorsque $\bar{\rho} = 20\%$, l'épaisseur minimale théorique est de 0,63 mm pour Sheet Gyroid 20%, soit proche de celle de l'éprouvette, d'où des écarts plus importants avec le modèle numérique. Dans d'autres travaux sur les structures Sheet TPMS fabriquées par SLM en 316L SS [9,19], des variations bien supérieures pouvant atteindre 25% sont relevées, avec également des distorsions géométriques, ce qui relativise les écarts mentionnés ici. Les épaisseurs de parois considérées dans ces études sont toutes inférieures à 0,5 mm. Ces constats renforcent la nécessité d'utiliser les procédés d'impression 3D dans des gammes d'épaisseur éloignées des limites de précision la machine.

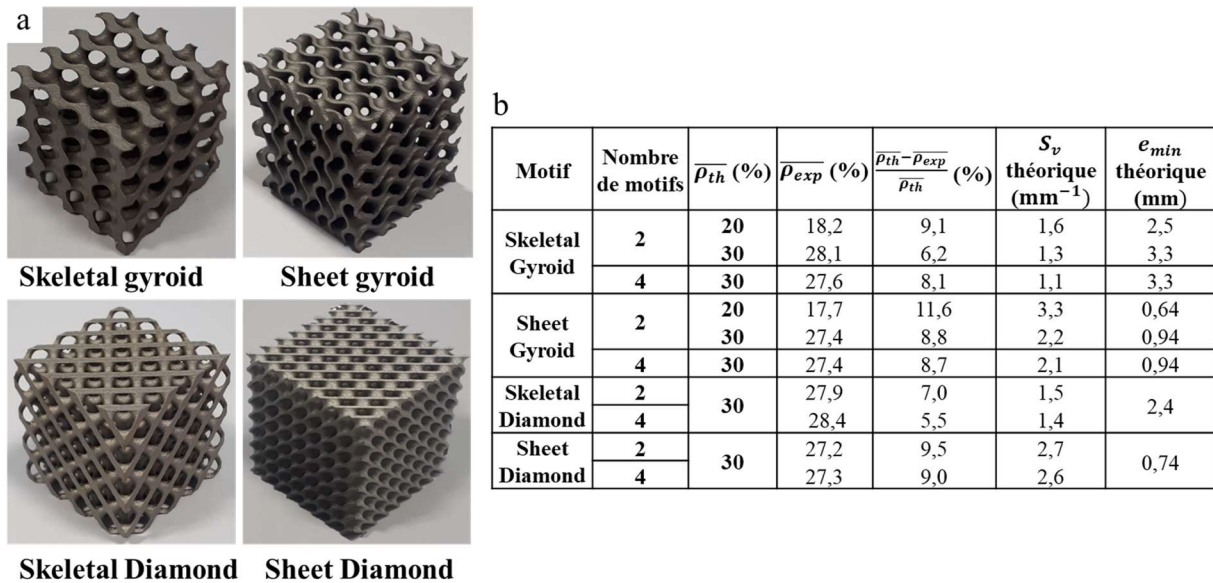


Figure 4-5 : Qualité de fabrication : (a) Photos des quatre géométries TPMS 4m 30% ; (b) tableau de mesures de la densité relative des motifs et en les comparant avec celles théoriques, et également la surface volumique S_v et l'épaisseur minimale e_{min} théorique de chaque motif.

Les écarts constatés sur $\bar{\rho}$ sont aussi liés à la présence de particules résiduelles non fondues sur les surfaces de la structure [9,19,20]. Les particules résiduelles ne peuvent être totalement extraites par l'opération de sablage en raison de l'architecture qui ne permet pas d'accéder finement à l'intérieur de la structure. La surface volumique S_v (rapport de la surface géométrique sur le volume du TPMS considéré) peut être corrélée à l'écart entre la densité relative théorique et mesurée. En effet, comme le volume des TPMS est identique pour une densité relative fixée, ce cas correspond à une surface plus importante, donc plus d'espace où peuvent s'accrocher les particules de poudres non fondues.

Les **Figure 4-6** et **Figure 4-7** illustrent la qualité de fabrication des TPMS avec des images prises au MEB selon plusieurs orientations par rapport à la direction de fabrication BD. Bien que ces images soient prises en surface extérieure des structures, elles sont représentatives *a priori* de ce qui pourrait être observé au centre de celles-ci [21,22]. Sur les différentes vues et de manière générale pour toutes les structures TPMS étudiées, aucun défaut macroscopique relevant de fissure ou de distorsion géométrique n'est à déplorer. Ces images permettent aussi d'apprécier les connexions et transitions continues caractéristiques des géométries TPMS, ce qui n'est pas le cas des structures lattices avec des nœuds où se rejoignent les poutres par exemple [9].

Dans le cas de la géométrie Sheet Gyroid, les faces supérieure et latérale verticale présentent une géométrie conforme au modèle numérique avec une épaisseur équivalente ou supérieure, d'au maximum 15%, à celle du modèle numérique de 0,94 mm (**Figure 4-6**). Cependant, ce n'est pas le cas de la face latérale horizontale où l'influence de la gravité est visible avec des bords moins bien définis et dont l'épaisseur est très variable. En comparaison avec le modèle numérique (**Figure 4-6e**), la variation d'épaisseur est bien visible sur la face latérale horizontale, entre -49% et 23%.

A titre de comparaison, les images prises au MEB pour le motif Sheet Diamond ont une épaisseur de surface qui varie moins que l'autre motif car les surfaces latérales orientées horizontalement sont bien réduites (**Figure 4-7**). La surface latérale montre qu'avec une surface orientée à 70° par rapport à l'horizontale, l'épaisseur de la paroi est proche de celle consigne de 0,74 mm (**Figure 4-7a**), avec un écart maximal de 5%. Ainsi, comme le remarquent Zhang *et al.* [9], à cause de la gravité et en l'absence de support, les surfaces dont la géométrie est orientée dans le sens de la direction de fabrication ont une épaisseur qui est légèrement supérieure à celle théorique alors que perpendiculairement à la direction de fabrication, soit horizontalement, l'épaisseur sera inférieure. Pour des orientations de géométries intermédiaires, entre 30° et 70° , l'épaisseur sera quasi-identique à celle du modèle numérique.

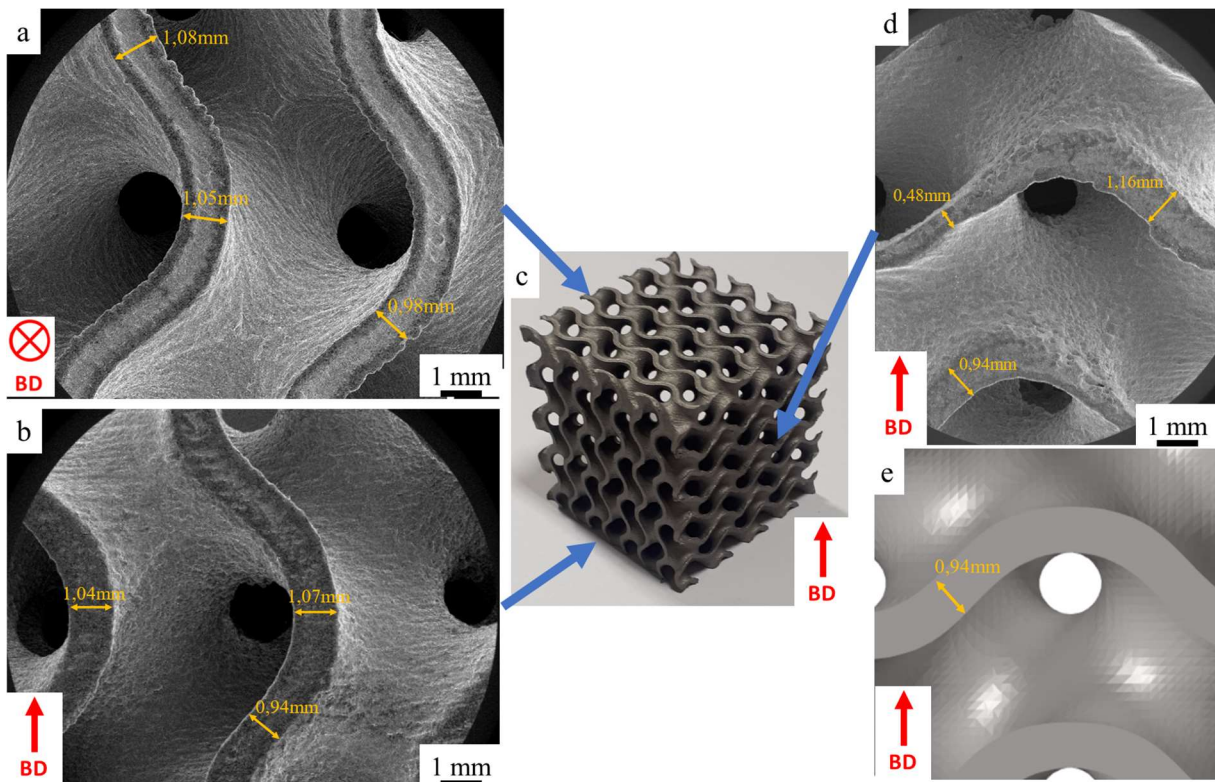


Figure 4-6 : Images MEB des faces (a) supérieure, (b) latérale verticale et (d) latérale horizontale par rapport à la direction de fabrication BD d'une structure (c) Sheet Gyroid 4m 30% avec les mesures d'épaisseur des parois. (e) Image du modèle numérique correspondant avec une épaisseur uniforme théorique de 0,94 mm.

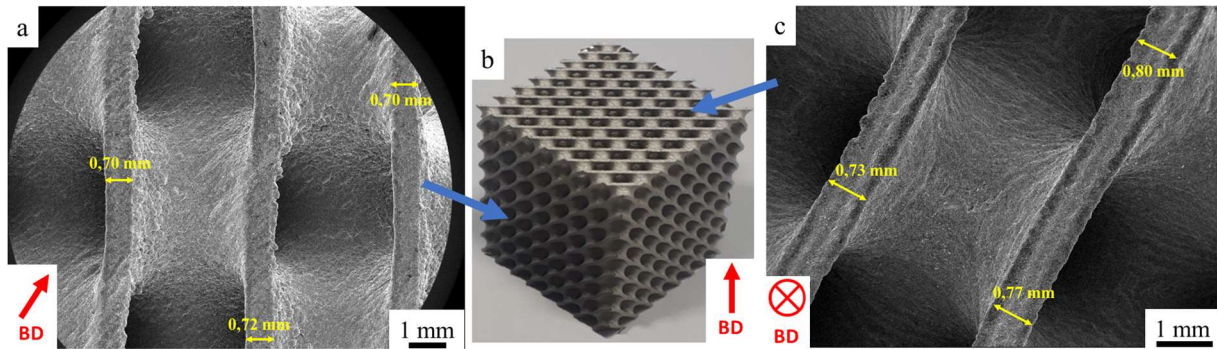


Figure 4-7 : Images MEB des faces (a) latérale et (c) supérieure avec les mesures d'épaisseur des parois d'un (b) Sheet Diamond 4m 30% dont l'épaisseur uniforme théorique est de 0,74 mm.

En mesurant l'épaisseur moyenne des surfaces au sein de deux Sheet TPMS avec $\bar{\rho}_{th} = 30\%$, AlMahri *et al.* [19] ont relevé une valeur moyenne inférieure à celle visée. Ce constat permet alors d'expliquer également la réduction de la masse des structures TPMS. De plus, parmi les deux valeurs cibles d'épaisseur de surface visées de 0,77 mm et 0,46 mm, les auteurs ont noté que dans le deuxième cas où la valeur est inférieure à 0,5 mm, l'écart était bien plus important (19% contre 6%).

Les structures TPMS fabriquées par le procédé SLM présentent toutes une masse et donc une densité relative moindre que celle visée. Cette réduction est causée par plusieurs facteurs que sont le taux de porosité, les particules de poudre non fondues et la variation d'épaisseur des parois due à l'influence de la gravité. Pour des valeurs d'épaisseurs minimales proches des limites de précision du procédé SLM, soit 0,5 mm, les variations avec le modèle numérique sont plus importantes.

4.2. Compression uniaxiale des TPMS

Cette partie concerne les résultats des essais de compression appliqués aux structures TPMS. Les essais en régime quasi-statique pour les TPMS 4m 30% sont présentés dans un premier temps puis dans un second temps, les essais quasi-statique et dynamique pour les TPMS 2m 20% et 30%.

Les courbes contrainte-déformation apparentes sont obtenues en divisant classiquement l'effort par la surface apparente pour le calcul de la contrainte et la valeur de déplacement est divisée par la hauteur initiale pour le calcul de la déformation.

L'aire sous la courbe contrainte-déformation apparente correspond à l'énergie volumique W_v absorbée jusqu'à une certaine valeur de déformation apparente ε défini par la relation :

$$W_v = \int_0^{\varepsilon} \sigma(\varepsilon) d\varepsilon \quad (7)$$

où ε est la déformation apparente et $\sigma(\varepsilon)$ la contrainte apparente associée. Dans cette étude, une valeur de $\varepsilon = 0,5$ est fixée. Ce choix permet d'effectuer des comparaisons entre les configurations et les différents types de matériaux cellulaires issus de la littérature [5,23].

Le paramètre considéré pour comparer les performances des absorbeurs d'énergie est l'énergie spécifique absorbée, SEA en anglais. Elle est définie par la relation suivante :

$$SEA = \frac{W_v}{\rho} \quad (8)$$

où $\rho = \bar{\rho} * \rho_s$ est la densité de la structure TPMS. Le paramètre SEA s'exprime en $J \cdot g^{-1}$.

La contrainte plateau σ_p est un autre paramètre utile pour le dimensionnement des absorbeurs d'énergie. Elle est définie comme la contrainte moyenne pendant la phase plateau, mesurée ici pour des valeurs de déformations apparentes comprises entre 0,1 et 0,4. La déformation à densification ε_d est obtenue lorsque l'énergie absorbée efficace $\eta(\varepsilon)$ atteint sa valeur maximum [1], comme sur la **Figure 4-8**. Elle est définie par l'équation suivante [22,24] :

$$\eta(\varepsilon) = \frac{\int_0^\varepsilon \sigma(\varepsilon) d\varepsilon}{\sigma(\varepsilon)} \quad (9)$$

En plus de quantifier plus finement la transition entre les phases plateau et densification, l'énergie absorbée efficace $\eta(\varepsilon)$ peut également être utilisée pour caractériser l'efficacité structurale d'un matériau cellulaire quant à l'absorption d'énergie [6,25].

Les paramètres étudiés $W_v, \sigma_p, \varepsilon_d, \eta(\varepsilon_d)$ sont détaillés sur la réponse mécanique du TPMS Skeletal Gyroid 4m 30% à une compression quasi-statique sur la **Figure 4-8**.

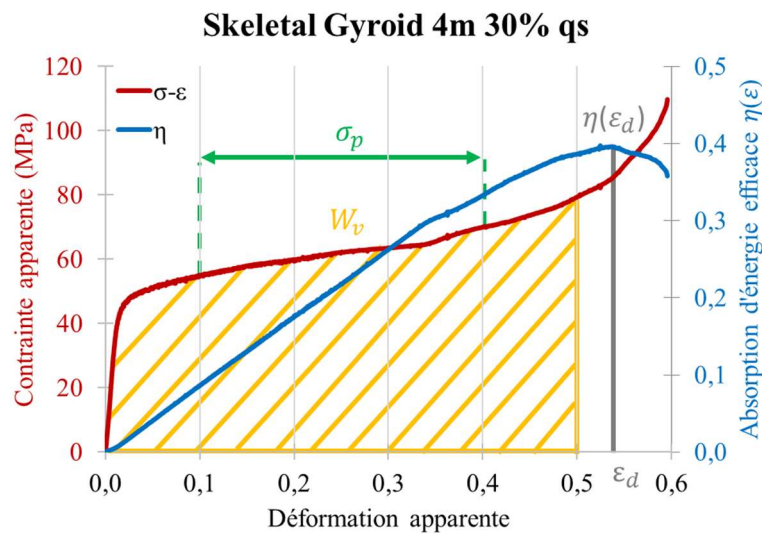


Figure 4-8 : Présentation des paramètres $W_v, \sigma_p, \varepsilon_d, \eta(\varepsilon_d)$: courbes d'absorption d'énergie efficace (bleu) et contrainte-déformation apparentes (rouge) pour le TPMS Skeletal Gyroid 4m 30% en compression quasi-statique (qs).

Dans une optique de caractérisation des capacités d'absorption d'énergie, l'intérêt est porté tout particulièrement sur les phases plateau et densification. La phase élastique, n'ayant pas de valeur ajoutée dans cette optique, n'est pas commentée dans la suite de l'étude.

4.2.1. Répétition de quatre motifs

La réponse mécanique à une sollicitation de compression uniaxiale pour un chargement quasi-statique est étudiée dans un premier temps sur les quatre géométries avec 4m et $\bar{\rho} = 30\%$.

La **Figure 4-9a,b** montrent les courbes contrainte-déformation apparentes des quatre structures TPMS. La répétabilité sur la base de deux essais est satisfaisante pour les quatre géométries, avec des écarts-types inférieurs ou égaux à 1,6% pour le paramètre SEA et 0,8 % pour σ_p . Cela démontre une bonne fiabilité à la fois du procédé SLM mais également du dispositif de chargement expérimental.

Les trois phases du comportement des matériaux cellulaires, élastique (1), plateau (2) et densification (3), sont nettement identifiables et correctement restituées pour les TPMS Skeletal Gyroid et Diamond. Pour les deux autres géométries, la phase de densification n'est pas encore atteinte pour une déformation apparente de 0,6. Dans ce cas, la valeur du paramètre $\eta(\varepsilon_d)$ est prise pour une déformation apparente de 0,6, qui correspond au maximum mesuré. La valeur du paramètre ε_d indiquée sur les courbes contrainte-déformation apparentes, qui fait la distinction entre les phases plateau et densification, correspond à la valeur moyenne des deux essais.

Au cours de la phase plateau, la contrainte apparente augmente plus ou moins fortement selon la géométrie considérée. La hausse de la contrainte apparente au cours de cette phase est entrecoupée d'une période où celle-ci est quasi-constante avant de repartir à la hausse, cette zone est définie par un rectangle noir sur la **Figure 4-9**. Cependant il ne s'agit pas de la densification puisque celle-ci apparaît plus tardivement, une fois les mécanismes d'effondrement entièrement verrouillés.

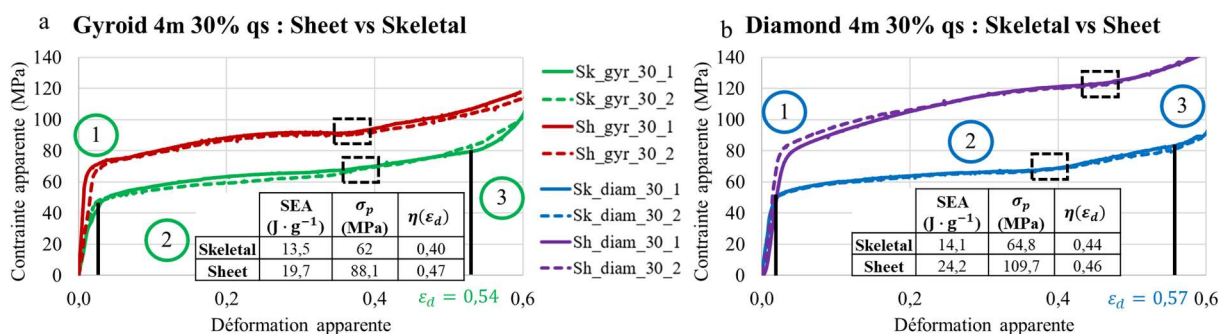


Figure 4-9 : Courbes contrainte-déformation apparentes des essais de compression quasi-statique (qs) des TPMS 4m 30% : (a) Gyroid et (b) Diamond avec les paramètres SEA, σ_p et $\eta(\varepsilon_d)$ associés.

La réponse mécanique se rapproche de celle d'un absorbeur d'énergie idéal défini au sens de Gibson et Ashby [8] avec l'absence totale de pic de contrainte au-delà de la phase élastique, contrairement à ce qu'il est possible d'observer pour certains matériaux cellulaires comme les structures en nids d'abeilles [8,26,27]. Cette caractéristique est particulièrement attendue lors de chargement dynamique au sens où l'effort courant est directement associé à la décélération. Il s'en suit une longue phase plateau augmentant de façon progressive l'énergie absorbée et une densification retardée permettant au final une capacité d'absorption d'énergie cinétique étendue.

En considérant les valeurs supérieures des paramètres SEA, σ_p et $\eta(\varepsilon_d)$, la famille Sheet a de meilleures capacités d'absorption d'énergie que celles de l'autre famille Skeletal. Avec le même raisonnement, le motif Diamond est plus performant que le motif Gyroid. Au final, les valeurs de SEA sont globalement supérieures aux matériaux cellulaires classiques comme les mousses métalliques, les nids d'abeilles ou les structures lattices [5,19]. Le **Tableau 4-2** synthétise de façon quantifiée les principaux résultats en matière de performance à l'absorption d'énergie cinétique pour différents types de matériaux cellulaires. En comparaison à d'autres travaux [19,22,28] sur les structures TPMS, l'énergie spécifique absorbée dans le cadre de cette étude se situe dans le même ordre de grandeur.

Tableau 4-2 : Energie spécifique absorbée (SEA) de plusieurs matériaux cellulaires, issue de la littérature [2–4,7,10,19,22,23,28–32] et de ces travaux, en fonction du matériau constitutif, de leur densité relative $\bar{\rho}$ et de la déformation jusqu'à laquelle le paramètre SEA est mesuré.

Auteur	Matériau cellulaire	Matériau	$\bar{\rho}$ (%)	Déformation (%)	SEA ($J \cdot g^{-1}$)
Carassus	Sheet Gyroid	316L	30	50	18,4
	Sheet Diamond		20		15,2
	Sheet Diamond		30		23,7
AlMahri <i>et al.</i> [19]	Sheet Diamond	316L	30	60	25,0
Li <i>et al.</i> [22]	Sheet Primitive	316L	30	62	21,0
	Sheet Gyroid	316L	30	60	27,5
Carassus	Skeletal Gyroid	316L	30	50	13,2
	Skeletal Diamond		20		8,2
	Skeletal Diamond		30		18,4
Yang <i>et al.</i> [28]	Skeletal Gyroid	316L	15	60	13,5
Zhou <i>et al.</i> [23]	Skeletal Gyroid	Ti-6Al-4V	15	50	1,2
Al-Ketan <i>et al.</i> [7]	Skeletal Diamond	Maraging Steel	25	25	13,0
Tancogne <i>et al.</i> [2]	Lattice Octet	316L	30	30	10,1
Maskery <i>et al.</i> [10]	Lattice BCC	Al-Si-10Mg	22	50	2,1
Zhang <i>et al.</i> [9]	Lattice BCC	316L	16	50	8,3
Li <i>et al.</i> [3]	Mousse à porosité fermée	CYMAT Aluminium	18	46	3,1
Cluff <i>et al.</i> [29]	Mousse à porosité ouverte	Duocel aluminium	7	60	0,9
Wang <i>et al.</i> [32]	Mousse à porosité ouverte	Al-Mg-Si	29	35	1,2
		Al-Mg	42	35	1,5
Liu <i>et al.</i> [4]	Nids d'abeilles (axial)	Aluminium AA3003	2	77	9,6
	Nids d'abeilles (latéral)			70	0,069
Harris <i>et al.</i> [30]	Nids d'abeilles carré (axial)	316L	21	50	34,9
Radford <i>et al.</i> [31]	Nids d'abeilles carré (axial)	304L	10	50	25

La **Figure 4-10** présente les courbes moyennes de l'énergie absorbée (EA) en fonction de la déformation et de la contrainte apparentes pour chacune des structures TPMS. L'énergie absorbée augmente quasi-

linéairement avec la déformation apparente (**Figure 4-10a**). Les géométries Skeletal Gyroid et Diamond ont des courbes qui se superposent traduisant une absorption d'énergie similaire. La supériorité des TPMS Sheet, constatée sur les courbes contrainte-déformation apparentes, s'observe également ici avec une énergie absorbée supérieure quel que soit le niveau de déformation apparente.

Les courbes d'énergie absorbée tracées cette fois-ci en fonction de la contrainte apparente (**Figure 4-10b**) permettent de mettre en exergue les trois phases caractéristiques. Il est ainsi clairement démontré que l'énergie est absorbée principalement au cours de la phase plateau. Les zones définies par le rectangle noir sur les courbes ne correspondant pas à la densification, mais à l'aplatissement de la contrainte apparente au cours de la phase, comme observée sur les courbes contrainte-déformation apparentes (**Figure 4-9**). La densification est atteinte pour les motifs Skeletal Gyroid et Diamond, pour une valeur de contrainte apparente commune de 80 MPa. A ce stade, l'augmentation de l'énergie absorbée se cumule alors de façon moins importante. Ce phénomène n'est pas observé pour les motifs Sheet Gyroid et Diamond où l'énergie absorbée continue d'augmenter puisque la densification n'est pas atteinte pour ces deux TPMS.

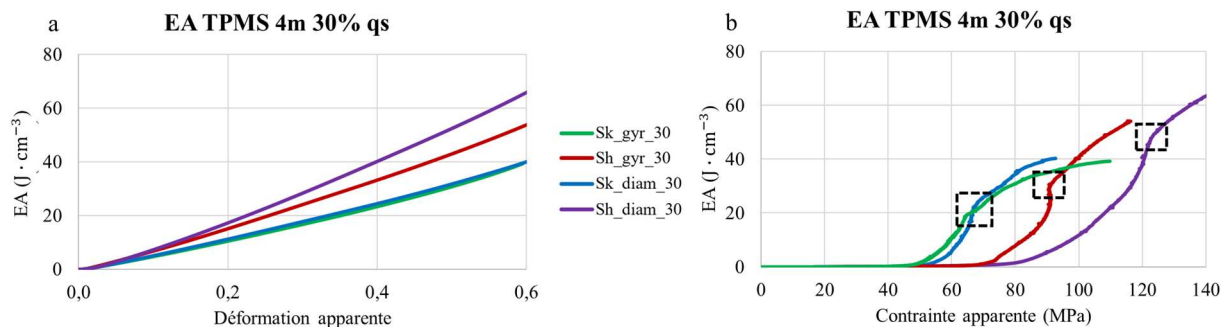


Figure 4-10 : Courbes de l'énergie absorbée (EA) pour les quatre TPMS 4m 30% en fonction (c) de la déformation apparente et (d) de la contrainte apparente.

D'un point de vue qualitatif des mécanismes d'effondrement, les déformées capturées par la caméra au cours de l'essai, visibles sur la **Figure 4-11**, montrent une déformation stable au cours de la compression. Il n'y pas de bande de cisaillement comme cela peut-être le cas pour certaines structures lattices [28,33]. Dans un premier temps, la déformation est homogène puis se localise au centre de la structure pour se faire couche par couche de manière symétrique sur les parties inférieure et supérieure [22]. Le changement de mode de déformation pour les deux familles TPMS s'illustre sur les courbes contrainte-déformation apparentes avec l'aplatissement de la contrainte au cours de la phase plateau et sur les courbes d'énergie absorbée cumulée en fonction de la contrainte apparente (rectangle noir). Selon l'orientation de la surface géométrique au sein des structures TPMS, la déformation se fait comme une combinaison de flambement, de flexion et de cisaillement [22,34,35].

Hormis l'apparition de zones de rupture sur les bords libres pour les deux structures de la famille Skeletal, aucune autre forme de rupture, ni même de fissuration, ne sont visuellement observées sur les échantillons à l'issue du chargement. De même, cela se traduit au regard des courbes contrainte-

déformation apparentes par l'absence de chute de contrainte dans la phase plateau. Une grande ductilité matériau telle que celle de l'acier 316L SS confortera les intentions de fournir des optima en matière de performances à l'absorption d'énergie cinétique.

Un effet « tonneau » avec une déformation latérale non négligeable est visible, de façon plus marquée pour la famille Sheet. La friction entre les interfaces et la structure, sans lubrification apportée, est à l'origine de cette forme particulière [22]. Plus la surface volumique S_v est grande, plus l'effet tonneau est accentué. Ceci est d'autant plus notable pour les structures de la famille TPMS avec des valeurs S_v presque deux fois supérieures grâce à leur géométrie uniforme. Étant donné qu'il y a moins d'espace de vide disponible pour se déformer selon la direction de chargement, ces dernières vont se déformer selon une autre direction, ici latéralement, puisqu'il s'agit de surfaces libres et non contraintes géométriquement.

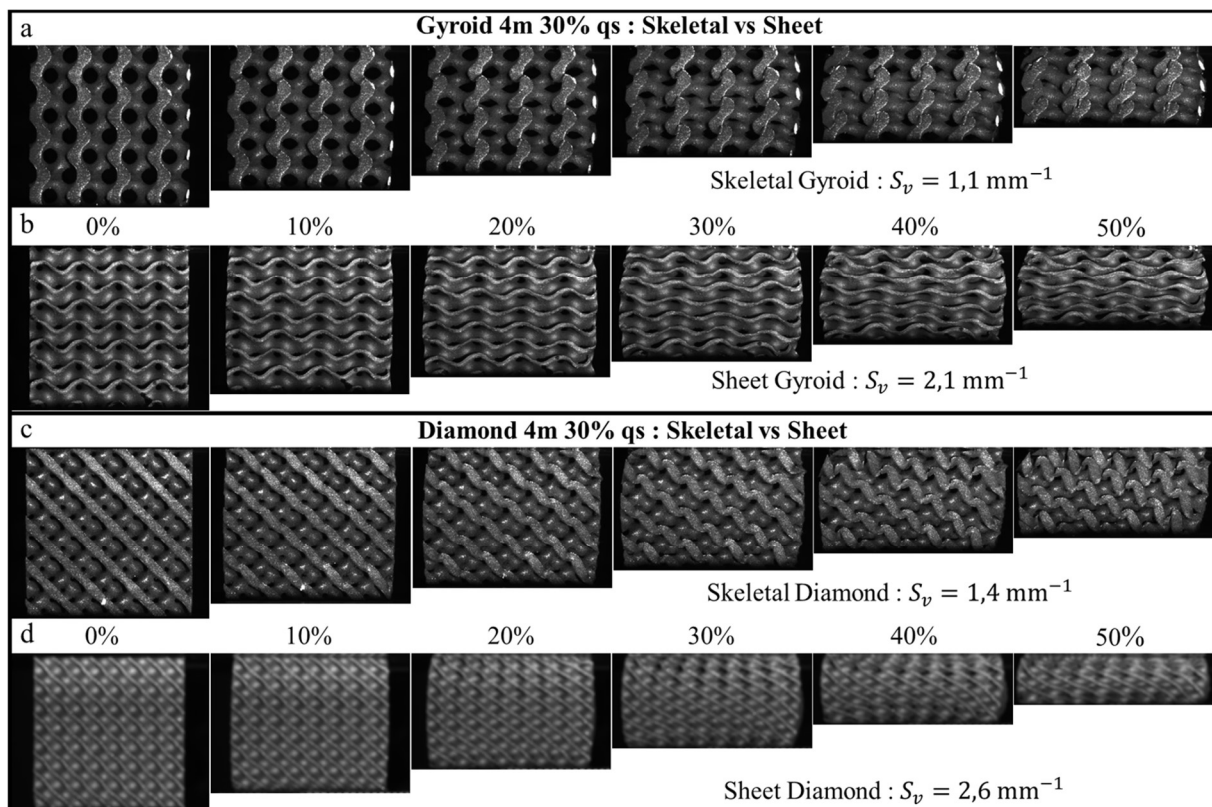


Figure 4-11 : Photos des déformées à cinq niveaux de déformation macroscopique des géométries TPMS 4m 30% qs : (a) Skeletal et (b) Sheet Gyroid, (c) Skeletal et (d) Sheet Diamond.

Les quatre géométries TPMS étudiées ont des réponses mécaniques à une sollicitation de compression quasi-statique de très bonnes qualités en termes de capacités d'absorption d'énergie. Les courbes contrainte-déformation apparentes avec une longue phase plateau associée à une déformation stable permettent ainsi d'absorber une grande quantité d'énergie cinétique.

4.2.2. Répétition de deux motifs

Après avoir considéré une répétition de quatre motifs et $\bar{\rho} = 30\%$, cette partie s'intéresse à une répétition de deux motifs ayant également une densité relative de 30% pour les quatre géométries. L'intérêt est de comparer les réponses mécaniques entre 2m et 4m pour définir le nombre minimum de répétition d'un VER.

L'étude est complétée avec une densité de relative de 20% pour les TPMS Sheet et Skeletal Gyroid, ceci afin d'étudier l'influence de la densité relative sur le comportement mécanique. Les essais sont réalisés pour des chargements quasi-statiques dans un premier temps puis en régime dynamique sur un dispositif de barres de Hopkinson adapté à la compression structurale.

4.2.2.1. Sollicitation de compression quasi-statique

Les essais de compression quasi-statique sur les TPMS 2m sont réalisés à une vitesse de chargement de $1 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$, similairement à aux TPMS 4m dans la section précédente.

Les courbes contrainte-déformation apparentes de la **Figure 4-12a-c** présentent les trois phases distinctes d'un matériau cellulaire, hormis pour le TPMS Sheet Diamond 2m 30% (**Figure 4-12d**) où la densification n'est pas atteinte. Dans ce cas, la valeur du paramètre $\eta(\varepsilon)$ est prise pour une déformation apparente de 0,55, qui correspond au maximum mesuré. Une très bonne répétabilité est visible sur les courbes qui se traduit par des écarts-types inférieurs à 2% pour les paramètres SEA et σ_p .

Il n'y a pas de pic de contrainte au-delà de la phase élastique pour les TPMS 2m, comme cela était le cas pour les TPMS 4m.

L'évolution de la contrainte apparente au cours de la phase plateau est distincte selon les configurations. Pour la famille Sheet avec $\bar{\rho} = 30\%$, la contrainte apparente augmente puis atteint un plateau, qui mène à la densification seulement dans le cas du motif Gyroid. Pour les géométries Skeletal Gyroid, la contrainte apparente augmente linéairement pour $\bar{\rho} = 30\%$ et exponentiellement pour $\bar{\rho} = 20\%$. Après avoir augmentée, la contrainte apparente chute pour les TPMS Skeletal Diamond 2m 30% et Sheet Gyroid 2m 20%. Les valeurs du paramètre $\eta(\varepsilon_d)$ ne sont pas considérées car ils n'ont plus de sens suite à l'effondrement constaté. Pour ces deux géométries, il n'est alors plus question d'absorbeur d'énergie idéal.

La phase de densification commence au plus tôt pour une déformation apparente $\varepsilon_d = 0,43$ (Sheet Gyroid 2m 20%) et au plus tard pour $\varepsilon_d = 0,51$ (Sheet Gyroid 2m 30%), lorsque celle-ci est visible. Pour le TPMS Sheet Diamond 2m 30%, elle n'a pas lieu pour une déformation apparente inférieure à 0,55.

Les paramètres SEA, σ_p et $\eta(\epsilon_d)$ montrent des capacités d'absorption d'énergie supérieures de la famille Sheet par rapport à celle de l'autre famille Skeletal, pour les deux densités relatives. Le motif Diamond n'est pas toujours supérieur au motif Gyroid, des valeurs similaires des paramètres SEA et σ_p sont obtenues pour la famille Skeletal. Le TPMS Sheet Diamond 2m 30% est celui qui présente les meilleures capacités d'absorption d'énergie.

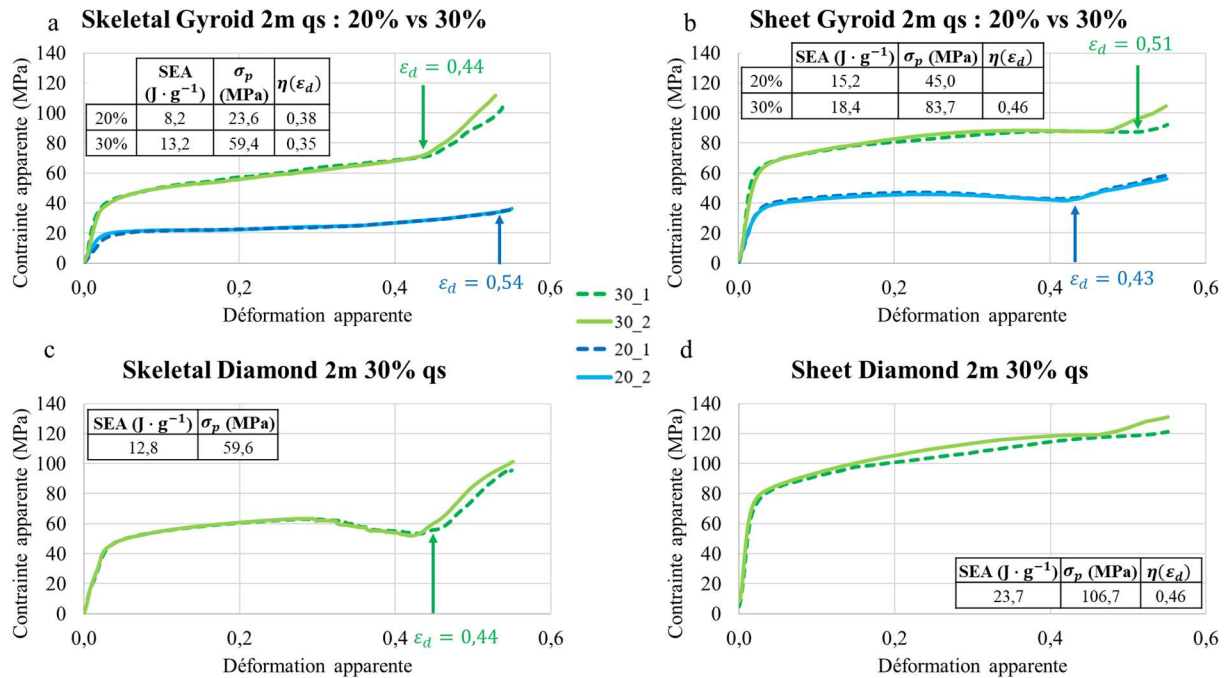


Figure 4-12 : Courbes contrainte-déformation apparentes pour une sollicitation quasi-statique des géométries TPMS 2m (a) Sheet et (b) Skeletal Gyroid pour $\bar{\rho} = 20$ et 30%, (c) Sheet et (d) Skeletal Diamond pour $\bar{\rho} = 30\%$, avec les paramètres SEA, σ_p et $\eta(\epsilon_d)$ associés.

L'énergie absorbée en fonction de la déformation apparente (**Figure 4-13a**) évolue de la même manière qu'avec une répétition de quatre motifs. Cependant, il y a une légère variation observée dans le cas où de l'effondrement est observé (Skeletal Diamond 2m 30% et Sheet Gyroid 2m 20%). Lorsque l'énergie absorbée est tracée en fonction de la contrainte apparente (**Figure 4-13b**), le constat est similaire à celui réalisé pour une répétition de quatre motifs (**Figure 4-10b**), sauf en ce qui concerne l'inflexion des courbes caractérisant le changement de mode de déformation, délimitée précédemment par un rectangle noir, qui n'a pas lieu ici.

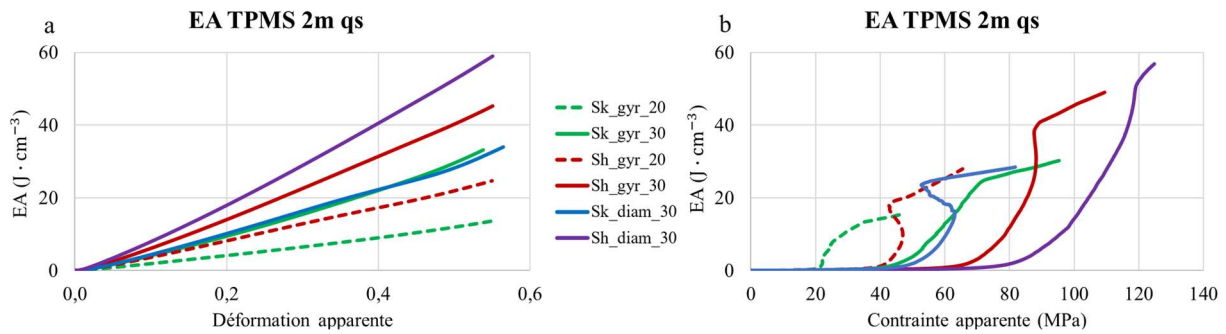


Figure 4-13 : Energie absorbée cumulée pour les six TPMS 2m avec $\bar{\rho} = 20\%$ et 30% pour un chargement quasi-statique en fonction de (a) la déformation apparente et (b) la contrainte apparente.

Les **Figure 4-14** et **Figure 4-15** présentent des images de la compression des quatre géométries pour les deux densités relatives avec cinq niveaux de déformation apparente. Les mécanismes de déformation sont identiques à ceux présentés pour une répétition de quatre motifs avec toutefois une localisation de la déformation au centre qui se fait pour des niveaux d'écrasement plus faibles. Ceci est cohérent avec les courbes contrainte-déformation apparentes et d'énergie absorbée en fonction de la contrainte apparente où la zone définie par le rectangle noir dans les **Figure 4-9** et **Figure 4-10** pour 4m n'est pas identifiable dans le cas de 2m.

Pour les TPMS Sheet Gyroid 2m 20% et Skeletal Diamond 2m 30%, la déformation est dans un premier temps stable jusqu'à un écrasement de 30% à partir duquel il y a une localisation de la contrainte qui ne se fait pas au milieu de la structure, comme pour les autres TPMS. Elle a lieu dans un plan horizontal pour le premier cas (**Figure 4-14c**), et dans un plan à 45° dans le deuxième cas (**Figure 4-15b**). Ces zones sont identifiées par des rectangles rouges. Après cela, les structures s'affaissent sur elles-mêmes jusqu'à compaction. En plus de la rupture remarquée sur les bords libres pour la famille Skeletal, de la rupture est observée sur les deux TPMS mentionnés précédemment (**Figure 4-16**), et ceci sur les deux essais de répétabilité effectués à chaque fois. Ce constat donne du sens à la chute de contrainte apparente et au mode de déformation distinct des autres géométries.

L'effet « tonneau » est encore visible, surtout sur la famille Sheet et le TPMS Sheet Diamond 2m 30%.

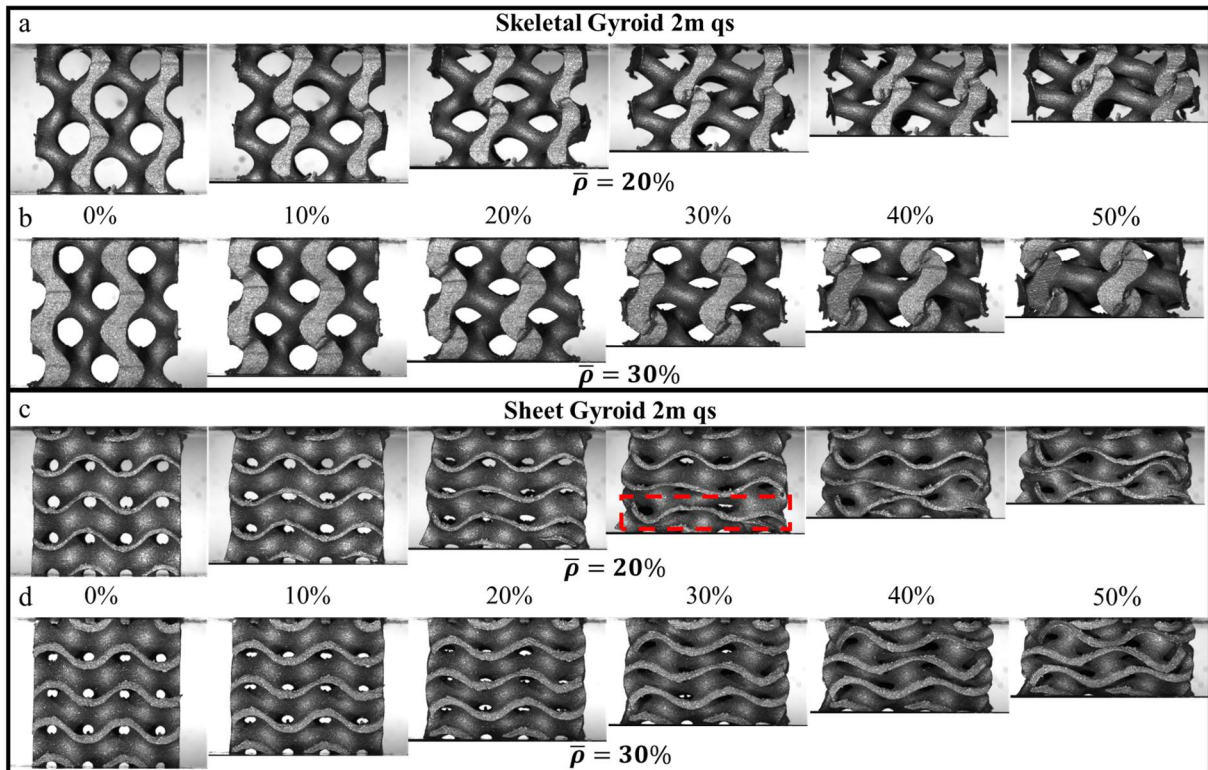


Figure 4-14 : Photos des déformées pour cinq niveaux de déformation macroscopique pour un chargement quasi-statique des géométries TPMS 2m : Skeletal Gyroid (a) 20% et (b) 30%, Sheet Gyroid (c) 20% et (d) 30%. Le rectangle rouge montre le plan d'amorçage de la rupture.

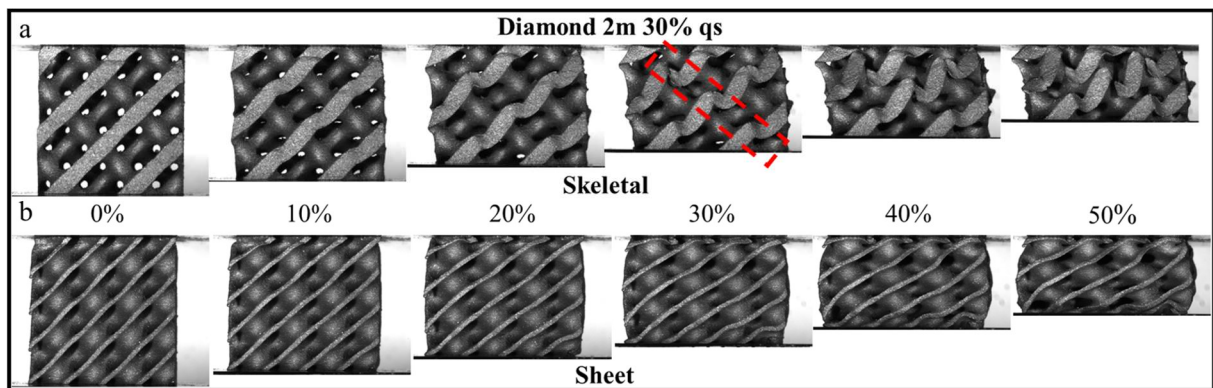


Figure 4-15 : Photos des déformées pour cinq niveaux de déformation macroscopique pour un chargement quasi-statique des géométries TPMS 2m 30% : (a) Skeletal et (b) Sheet Diamond. Le rectangle rouge montre le plan d'amorçage de la rupture.

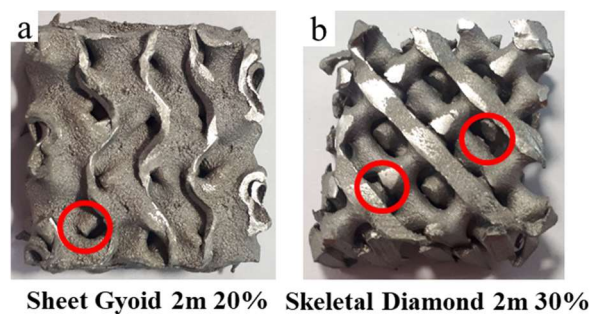


Figure 4-16 : Images présentant les zones de rupture (cercle rouge) sur les TPMS (a) Sheet Gyroid 2m 20% et (b) Skeletal Diamond 2m 30%.

Similairement à une répétition de quatre motifs, les réponses mécaniques à une sollicitation de compression quasi-statique avec deux motifs sont très intéressantes en termes de capacités d'absorption d'énergie. Ceci est intéressant pour déterminer le nombre minimum de répétition d'un VER. Il y a quelques distinctions observées notamment une localisation de la déformation plus précoce au cours de la compression. Cependant, ce n'est pas le cas pour deux des six TPMS étudiées dans cette partie où des phénomènes de rupture sont constatés. Leur réponse n'est alors plus assimilable à un absorbeur d'énergie efficace.

4.2.2.2. Sollicitation de compression dynamique

L'étude du comportement en compression dynamique est réalisée sur des barres de Hopkinson pour les quatre géométries avec 2m. Une vitesse d'impact maximale de $15 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$ est volontairement retenue ici afin de mettre évidence d'éventuels effets de vitesses sur la réponse caractéristique.

Comme les barres de Hopkinson ne peuvent être asservies en déplacement au cours du chargement, la vitesse de déformation est directement reliée à la vitesse relative de chargement, et donc au final à la rigidité matérielle de l'éprouvette. Par conséquent, la vitesse de déformation macroscopique sera différente pour l'ensemble des géométries, allant de 500 à plus de 1000 s^{-1} . Localement au sein des structures TPMS, les vitesses de déformation locales sont bien supérieures [34]. Ici, l'effet dynamique lié à une vitesse d'impact commune prime sur la précision accordée pour atteindre strictement une vitesse de déformation donnée.

La **Figure 4-17** permet d'observer l'évolution de la vitesse de déformation macroscopique $\dot{\epsilon}$ au cours de la compression pour chacune des configurations. De manière générale, $\dot{\epsilon}$ n'est pas constante dans les phases d'augmentation comme dans les phases de diminution de l'état de contrainte courante. Ainsi, s'agissant d'une phase où l'état de contrainte apparente est stabilisé, la phase plateau (soit une plage de déformation apparente de 0,1 à 0,4) conduit à une vitesse de déformation macroscopique quasi constante de l'ordre de 500 s^{-1} pour les structures les plus rigides à 1000 s^{-1} pour les moins rigides (**Tableau 4-3**). Ceci n'est pas le cas pour le TPMS Skeletal Diamond 2m 30% où une variation importante de la vitesse de déformation macroscopique est observée, causée par des phénomènes de rupture. Ceci est cohérent avec le constat fait sous sollicitation quasi-statique pour le même motif.

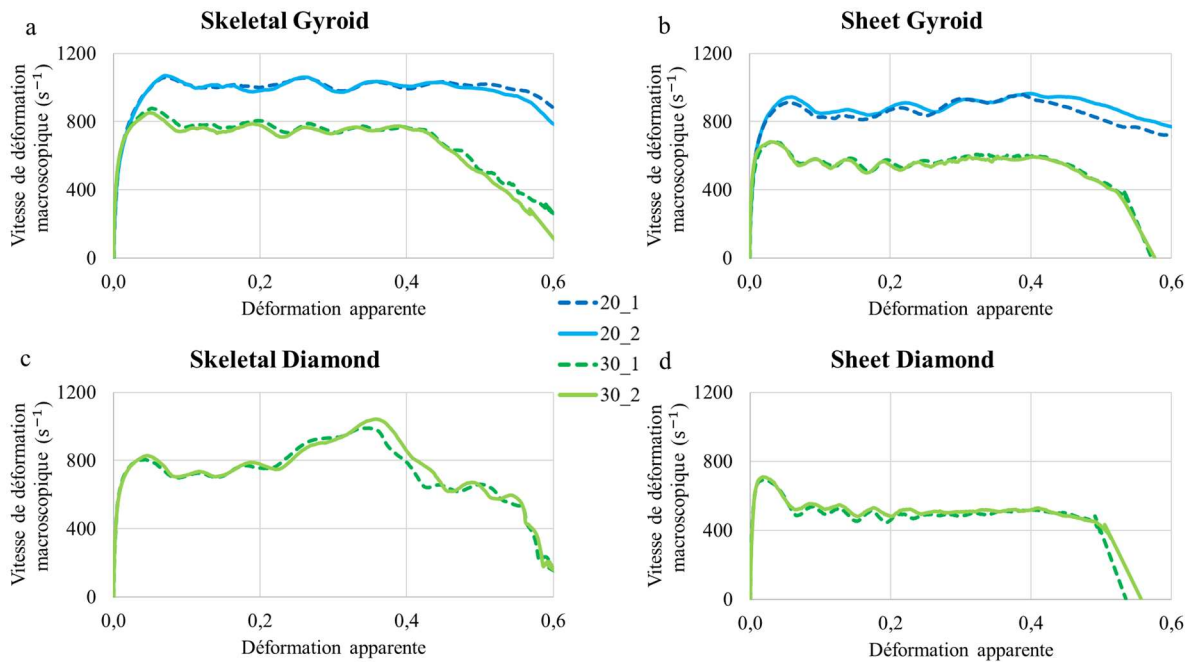


Figure 4-17 : Vitesse de déformation macroscopique des TPMS 2m pour un chargement dynamique : évolution de la vitesse de déformation macroscopique en fonction de la déformation apparente des géométries (a) Skeletal et (b) Sheet Gyroid pour $\bar{\rho} = 20$ et 30%, (c) Skeletal et (d) Sheet Diamond pour $\bar{\rho} = 30\%$.

Tableau 4-3 : Vitesses de déformation macroscopique moyennes $\dot{\epsilon}_{moy}$ sur une plage de déformation apparente de 0,1 à 0,4 pour les TPMS 2m dans le cas d'un chargement dynamique.

	Sheet Gyroid		Skeletal Gyroid		Skeletal Diamond	Sheet Diamond
Densité relative (%)	20	30	20	30	30	30
$\dot{\epsilon}_{moy}$ (s ⁻¹)	884	565	1008	760	838	515

Les résultats des essais dynamiques en termes de courbes contrainte-déformation apparentes, des paramètres SEA, σ_p et $\eta(\epsilon_d)$ sont présentés sur la **Figure 4-18**. Une bonne répétabilité est encore notable avec des écarts-types inférieurs à 5% pour les paramètres SEA et σ_p .

Comme pour le chargement quasi-statique, les phases élastique, plateau et densification sont clairement visibles, sauf pour le TPMS Sheet Diamond 2m 30% où la phase de densification n'est pas atteinte. En effet, l'énergie cinétique fournie par les barres de Hopkinson en compression n'est pas suffisante pour accéder à un stade avancé de densification, comme pour les autres motifs. Ceci est dû à une rigidité structurelle supérieure de la géométrie considérée [19]. Dans ce cas, la valeur du paramètre $\eta(\epsilon)$ est prise pour une déformation apparente de 0,55, qui est la limite à partir de laquelle le signal se détériore. Il n'y a toujours pas de pic de contrainte après la phase élastique, ce qui est très rassurant au regard des intentions de dimensionnement à l'impact. Cependant, une légère fluctuation de la contrainte apparente est visible au début de la phase plateau et qui s'atténue par la suite. Il s'agit d'un phénomène de propagation d'onde dans la structure qui est courant lors d'essais sur barres de Hopkinson [19,30,34] et n'a pas de conséquences dommageables sur la réponse mécanique dans cette étude. Au début de la phase

plateau, la contrainte apparente augmente plus ou moins fortement selon la configuration. Ensuite soit celle-ci continue d'augmenter (Skeletal Gyroid 20% et 30%), soit celle-ci tend vers un plateau avant de diminuer légèrement (Sheet Gyroid et Diamond 30%), modérément (Sheet Gyroid 20%) ou plus fortement (Skeletal Diamond 30%). Dans les deux derniers cas, l'effondrement est plus marqué dans le présent régime dynamique que pour un chargement quasi-statique, confirmant le constat que ces deux structures TPMS ne peuvent être retenues en tant qu'absorbeur d'énergie cinétique. Les valeurs du paramètre $\eta(\varepsilon)$ ne sont donc pas considérées.

La phase de densification est déclenchée de façon plus précoce que lors du chargement quasi-statique avec des valeurs de ε_d comprises entre 0,41 et 0,44, soit une réduction de l'ordre de 13%. Ce constat est effectué sans prendre en compte les TPMS Skeletal Diamond 30% et Sheet Gyroid 20% où de l'effondrement est observé.

En ce qui concerne la quantification des capacités d'absorption d'énergie, les comparaisons des paramètres SEA, σ_p et $\eta(\varepsilon)$ par rapport au motif, à la famille et à la densité relative sont identiques au chargement quasi-statique. Hormis pour les deux motifs où une chute de contrainte apparente est constatée, les valeurs des paramètres SEA et σ_p sont supérieures à celles de la section 4.2.2.1 avec toujours une supériorité du TPMS Sheet Diamond 30%.

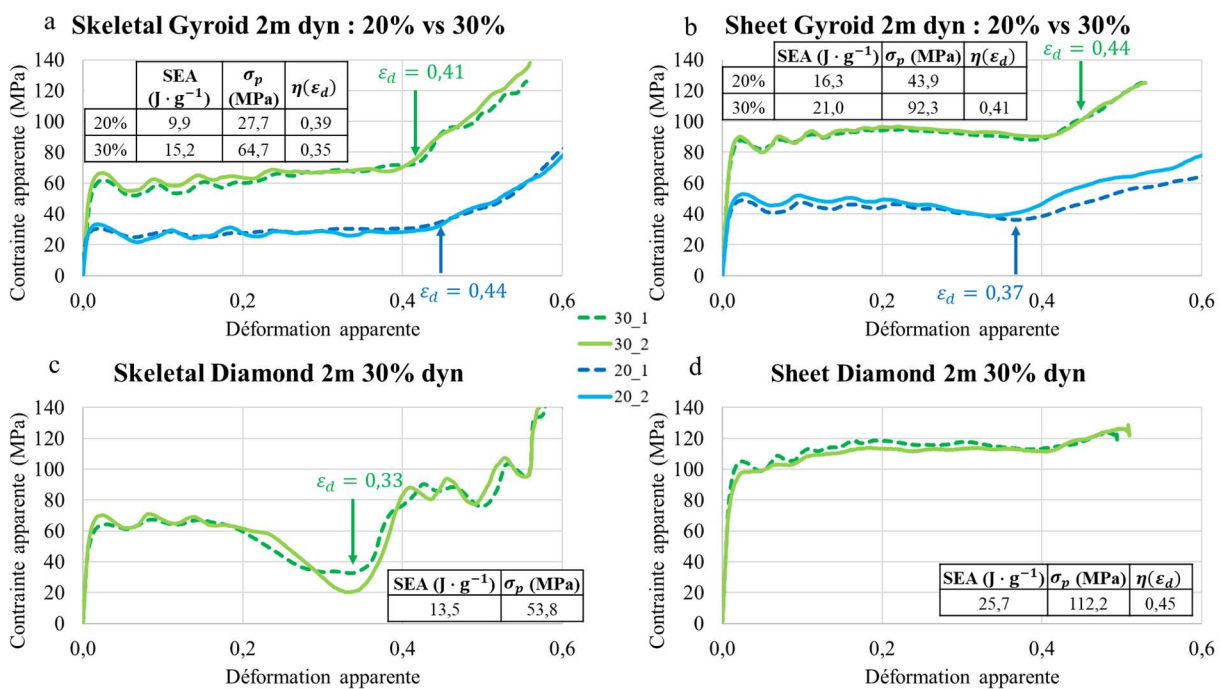


Figure 4-18 : Courbes contrainte-déformation apparentes pour une sollicitation dynamique des géométries TPMS 2m (a) Sheet et (b) Skeletal Gyroid pour $\bar{\rho} = 20$ et 30%, (c) Sheet et (d) Skeletal Diamond pour $\bar{\rho} = 30\%$, avec les paramètres SEA, σ_p et $\eta(\varepsilon_d)$ associées.

Le constat fait sur l'énergie absorbée en fonction de la déformation apparente pour 2m en quasi-statique est identique ici (Figure 4-19a). Dans la Figure 4-19b, l'évolution de l'énergie absorbée dans la phase

plateau est similaire à l'analyse faite pour celle de la contrainte apparente dans la même phase sur les courbes contrainte-déformation apparentes.

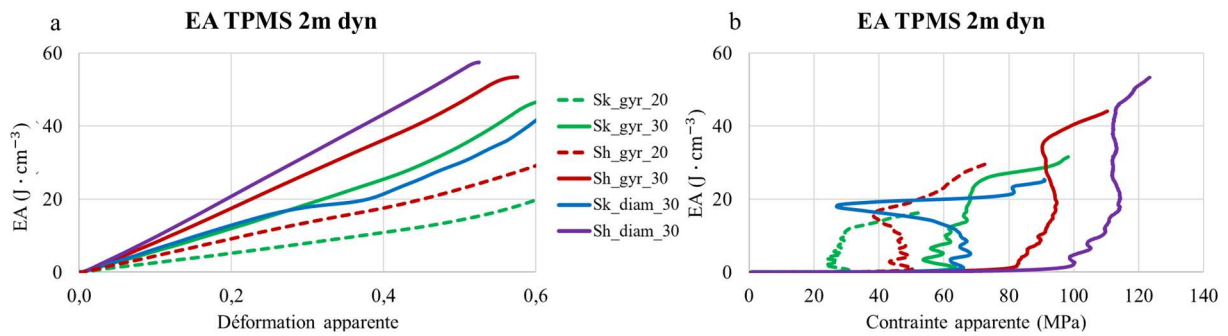


Figure 4-19 : Energie absorbée des six TPMS 2m avec $\bar{\rho} = 20$ et 30% pour un chargement dynamique (dyn) : en fonction (a) de la déformation apparente, (b) et de la contrainte apparente.

L'évolution visuelle de la déformation des structures durant la compression est présentée dans les **Figure 4-20** et **Figure 4-21**. Les mécanismes de déformation sont similaires au chargement quasi-statique avec une localisation de la déformation qui se fait plus tôt au cours de la compression. De ce fait, la déformation est majoritairement réalisée couche par couche. Dans le cas des structures TPMS Sheet Gyroid 2m 20% et Skeletal Diamond 2m 30%, la déformation se localise respectivement sur un plan horizontal (**Figure 4-20c**) et sur un plan à 45° (**Figure 4-21a**), qui ne se trouvent pas au même endroit qu'en régime quasi-statique. Ces zones sont identifiées par des rectangles rouges. Ensuite, il y a une instabilité de l'effondrement de la structure, plus prononcée pour le Skeletal Diamond 2m 30%. En plus des zones de rupture sur les bords libres pour la famille Skeletal, de la rupture est visible sur les deux TPMS mentionnés précédemment.

L'effet « tonneau » est encore visible bien qu'il soit moins prononcé que pour le chargement quasi-statique.

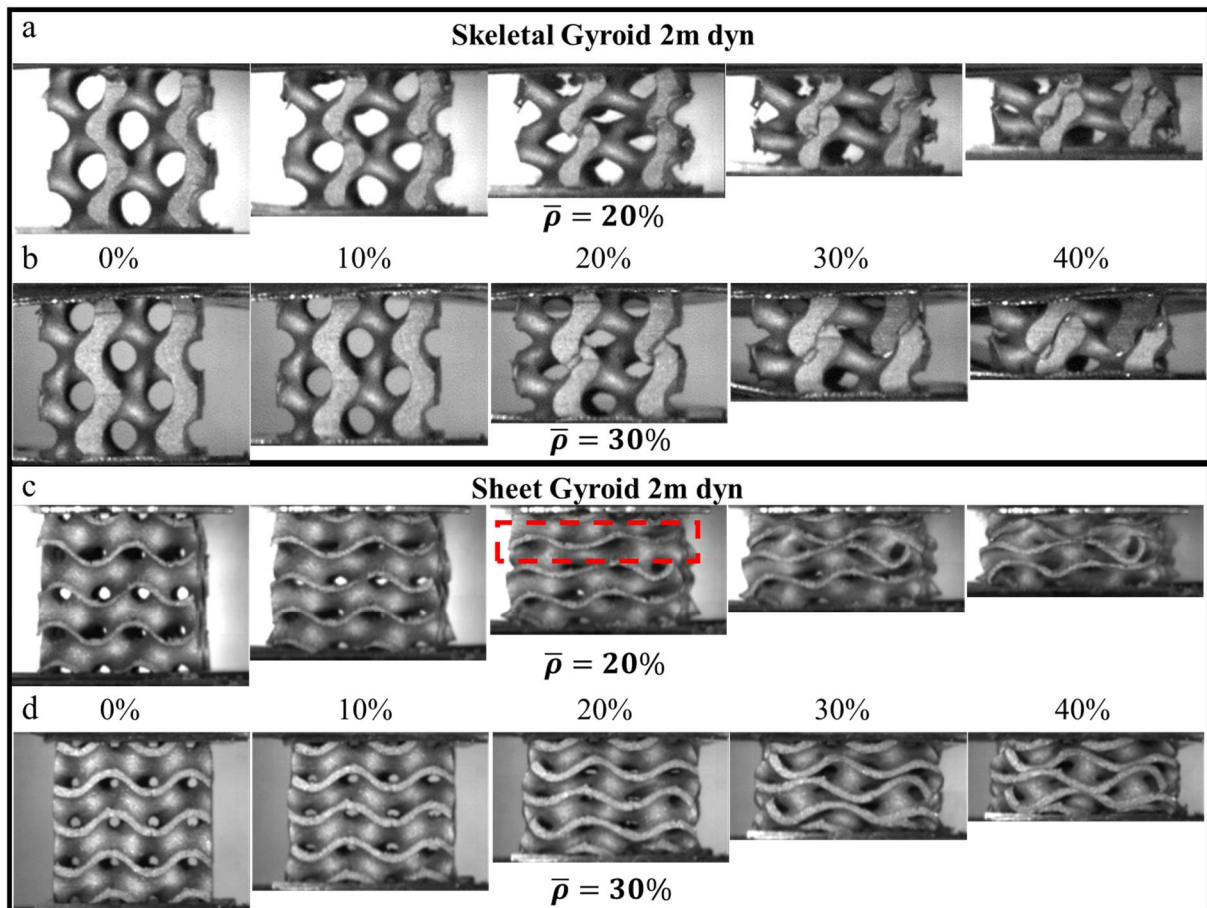


Figure 4-20 : Photos des déformées pour cinq niveaux de déformation macroscopique pour un chargement dynamique des géométries TPMS 2m : Skeletal Gyroid (a) 20% et (b) 30%, Sheet Gyroid (c) 20% et (d) 30%. Le rectangle rouge montre le plan d'amorçage de la rupture.

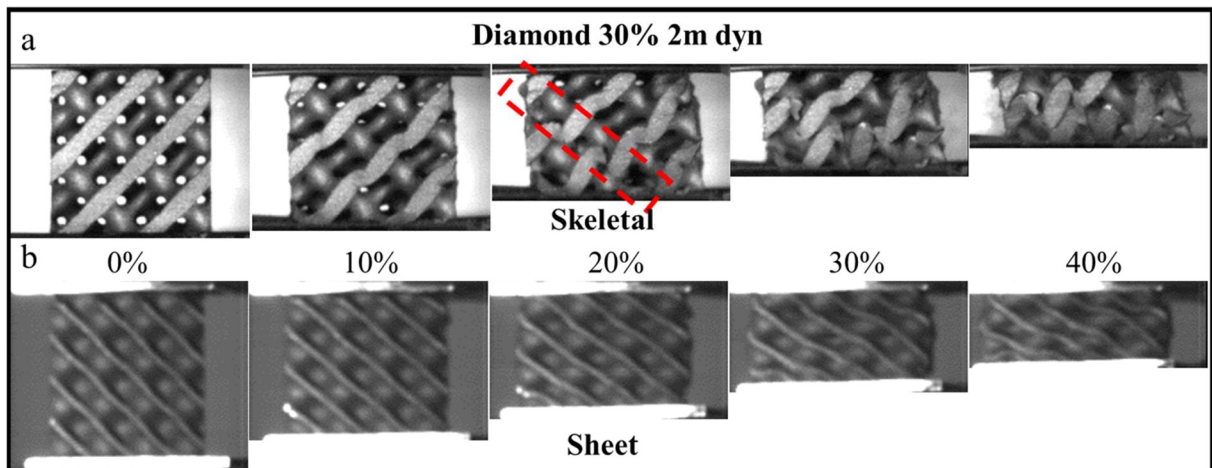


Figure 4-21 : Photos des déformées pour quatre niveaux de déformation macroscopique pour un chargement dynamique des géométries TPMS 2m 30% : (a) Skeletal et (b) Sheet Diamond. Le rectangle rouge montre le plan d'amorçage de la rupture.

Les réponses mécaniques des structures TPMS à un chargement dynamique présentent une légère hausse des niveaux de contrainte, et donc d'énergie absorbée, avec une localisation plus précoce de la déformation, comparativement au chargement quasi-statique. Lorsqu'il existe, le phénomène d'instabilité de l'effondrement est plus accentué sous sollicitation dynamique.

5. Discussions sur les résultats expérimentaux

Dans cette partie, les résultats des parties précédentes sont mis en relation pour analyser l'influence sur la réponse mécanique du nombre de répétitions de motifs, de la direction de chargement, de la géométrie du TPMS, de la densité relative et enfin de la sensibilité à la vitesse de sollicitation. Grâce aux conclusions de ces analyses, il sera alors possible de déterminer quels sont les paramètres qui permettent d'optimiser l'absorption d'énergie cinétique dans le cas de structures TPMS. Enfin, la dernière partie proposera une méthode de dimensionnement structurale pour les structures TPMS basée sur l'utilisation d'abaques et qui est destinée à estimer la fonctionnalité d'absorbeur d'énergie sous conditions d'impact.

5.1. Influence du nombre de motifs

Les réponses mécaniques entre des répétitions de deux et quatre motifs sous sollicitation quasi-statique sont comparées ici. En ce qui concerne les sollicitations en régime dynamique, les barres de Hopkinson disponibles ne permettant pas de tester les structures à quatre motifs, d'un niveau d'effort à l'écrasement bien trop élevé, l'influence du nombre de motifs ne sera pas étudiée en régime dynamique.

La **Figure 4-22** compare, pour les deux familles et les deux motifs, les réponses mécaniques des répétitions de deux et quatre motifs en termes de courbes contrainte-déformation apparentes et aussi au regard des paramètres SEA et σ_p .

Concernant la phase plateau, le comportement est globalement le même où des niveaux de contraintes apparentes similaires sont atteints. L'écart inférieur à 5% dans ce domaine de chargement entre les deux répétitions confirme cette observation, sauf pour la géométrie Skeletal Diamond. Pour cette dernière, avant la chute de contrainte dans le cas d'une répétition de deux motifs qui se produit pour une déformation apparente de 0,3, les courbes sont presque confondues entre 2m et 4m (**Figure 4-22c**).

La phase de densification se produit systématiquement plus tôt pour 2m. Il est supposé que ce soit aussi le cas pour Sheet Diamond puisque la densification n'est pas visible ni pour 2m ni pour 4m (**Figure 4-22d**). Étant donné que la rigidité latérale est moindre sur les bords libres pour une plus faible répétition de motif [36], la déformation et la rupture sont favorisées d'où une densification anticipée.

Un écart inférieur à 10% entre les répétitions sur les paramètres SEA et σ_p est relevé avec des résultats supérieurs pour 4m. La plus grande variation est obtenue de loin par le TPMS Skeletal Diamond où une chute de contrainte a lieu pour 2m et pas pour 4m.

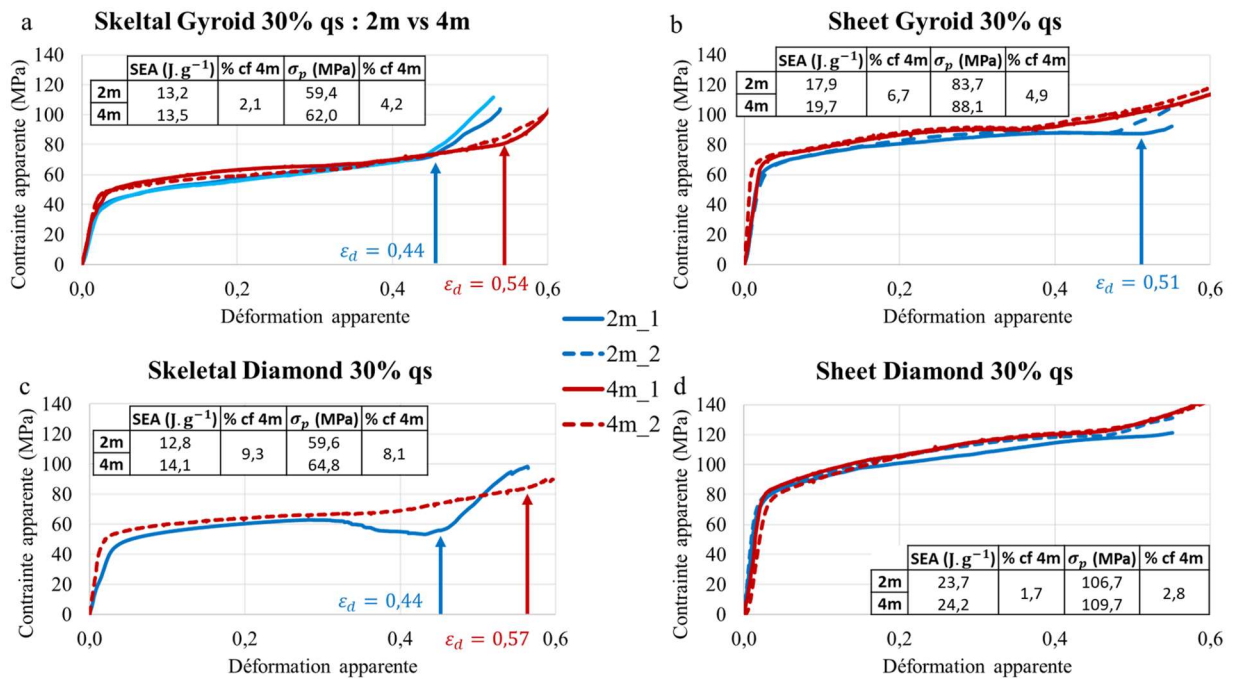


Figure 4-22 : Courbes contrainte-déformation apparentes comparatives entre 2m et 4m pour les géométries TPMS 30% (a) Skeletal Gyroid, (b) Skeletal Diamond, (c) Sheet Gyroid et (d) Sheet Diamond. Les paramètres SEA et σ_p avec une comparaison par rapport à 4m (% cf 4m) sont précisés dans chaque cas.

Les mécanismes de déformation, visibles sur les **Figure 4-11** (4m), **Figure 4-14** et **Figure 4-15** (2m), sont similaires pour les répétitions de deux et quatre motifs, hormis pour le TPMS Skeletal Diamond 2m, où des phénomènes de rupture sont observables (**Figure 4-15a**). La même rigidité latérale mentionnée précédemment, qui est moindre pour 2m que pour 4m, explique également la rupture pour 2m. L'effet tonneau est moins prononcé pour les structures 2m. Avec une surface géométrique plus faible pour ces dernières, il y a moins de friction entre les interfaces et la structure, phénomène qui est à l'origine de l'expansion latérale [22].

Il y a une influence limitée de la répétition du nombre de motifs sur le comportement mécanique. La phase plateau, la plus importante en termes d'absorption d'énergie cinétique, ne présente que peu de différences entre des répétitions de deux et quatre motifs. Les mécanismes de déformations sont identiques dans les deux cas, hormis pour Skeletal Diamond avec l'instabilité de l'effondrement constaté pour 2m. Ce constat indique également que la réponse du couple matériau/structure est prépondérante devant les effets de bord.

Pour la suite de l'étude, dont la partie concernant le chargement dynamique, un VER de deux motifs est validé. Le motif Skeletal Diamond est tout de même conservé dans la suite de l'analyse en prenant toutefois des précautions vis-à-vis des conclusions apportées.

5.2. Anisotropie de chargement

Dans le chapitre précédent, l'acier 316L SS issu du procédé SLM, a révélé des variations de propriétés mécaniques en traction uniaxiale en fonction de la direction de fabrication. Les éprouvettes fabriquées horizontalement ont une contrainte d'écoulement supérieure avec en contrepartie une déformation à rupture deux fois plus faible que les deux autres orientations, dont les réponses mécaniques sont relativement similaires.

Au sein d'une structure TPMS, les surfaces géométriques sont orientées selon plusieurs directions, comme détaillées dans la section 1.1, ce qui conduit également à solliciter le matériau constitutif de manière multiaxiale. Il convient alors de regarder si les propriétés mécaniques en compression varient selon la direction de sollicitation, soit la direction de fabrication (Z), soit une des deux autres directions de l'espace (X et Y). La photo de la structure Skeletal Gyroid en **Figure 4-23a** permet de visualiser ces trois directions. Cette étude est menée sur les TPMS Skeletal et Sheet Gyroid avec 2m et $\bar{\rho} = 30\%$ pour une sollicitation de compression quasi-statique selon les trois directions X, Y et Z.

Les courbes contrainte-déformation apparentes des deux géométries dans les trois cas sont présentées sur la **Figure 4-23b,c**. Il y a quelques différences sur le début de la phase plateau, notamment pour le TPMS Skeletal Gyroid. En effet, en raison de leur symétrie cubique, les structures TPMS sont connues pour avoir des variations de propriétés élastiques selon la direction de chargement [9,37,38]. Celles-ci se confirment être plus importantes pour la famille Skeletal comme vu dans la littérature [39,40].

Pour les phases plateau et densification, l'allure des courbes caractéristiques est quasi-identique avec une densification qui se produit simultanément pour les trois directions. Les comparaisons des paramètres SEA et σ_p soulignent de faibles différences sur l'ensemble de la réponse mécanique, avec un écart maximal de 3,5% pour Sheet Gyroid et 4,5% sur Skeletal Gyroid par rapport à la direction Z.

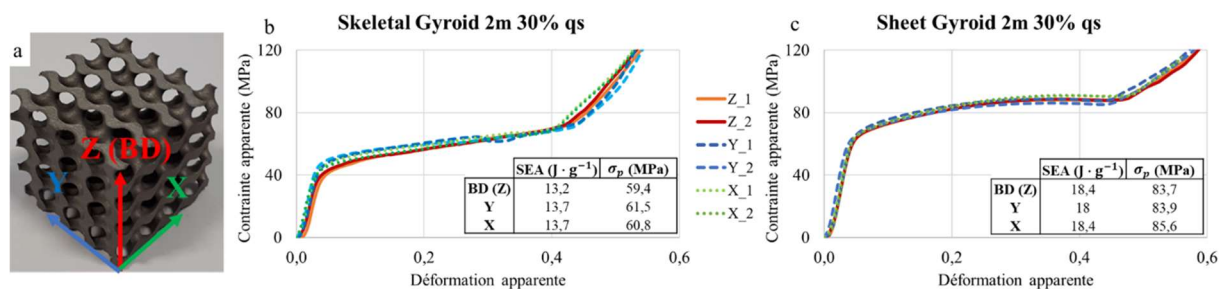


Figure 4-23 : Influence de la direction de chargement : (a) photo d'une structure Skeletal Gyroid 30% avec les trois directions de l'espace X, Y et Z ; courbes contrainte-déformation apparentes en compression qs selon les trois directions X, Y et Z des TPMS 2m 30% (b) Skeletal et (c) Sheet Gyroid avec les paramètres SEA et σ_p associées.

Les structures TPMS fabriquées par le procédé SLM permettent d'atténuer les effets d'anisotropie induits par ce dernier et particulièrement prononcés lors de l'élaboration du matériau constitutif. La réponse structurale prend alors le dessus sur la réponse matérielle, en particulier pour le TPMS Sheet Gyroid. Cela montre aussi que pendant l'écrasement de la structure, les deux autres directions contribuent à l'absorption d'énergie. Ces résultats dénotent un réel intérêt par rapport à des structures en nids-d'abeilles où un changement de direction de chargement d'axiale à latérale se traduit par une chute de l'énergie spécifique absorbée de l'ordre de 140% [4].

5.3. Comparaison relative des motifs et des familles

La considération de deux familles de TPMS (Skeletal et Sheet) et de deux motifs (Gyroid et Diamond) entraîne des géométries différentes l'une de l'autre. L'objectif est d'observer quelle est la géométrie la plus optimale en termes de capacité d'absorption d'énergie et de comprendre quelles en sont les causes. La comparaison effectuée ici pour ces deux entités se base sur les TPMS 4m 30% pour une sollicitation quasi-statique. Étant donné qu'aucune référence n'est définie, les propriétés géométriques et mécaniques sont comparées en termes de rapport.

La principale différence entre les familles Sheet et Skeletal concerne l'uniformité de l'épaisseur des parois et peut donc être l'une des causes des différences constatées sur les réponses structurales. Comme indiqué précédemment, les premières ont une surface qui évolue de manière continue alors que les secondes ont une structure plus ligamentaire, à l'image des structures lattices. Les structures Sheet TPMS ont une surface volumique S_v qui est bien supérieure, d'un rapport 1,9 comparativement aux structures Skeletal TPMS. Ces différences géométriques importantes sont présentées sur la **Figure 4-24** avec la visualisation des différentes sections internes de chaque géométrie. Celles-ci s'observent notamment par des épaisseurs de parois qui sont bien moindres pour la famille Sheet, inférieures à 1 mm, contre des épaisseurs minimales de 3,3 mm et 2,4 mm pour les TPMS Skeletal Gyroid et Diamond.

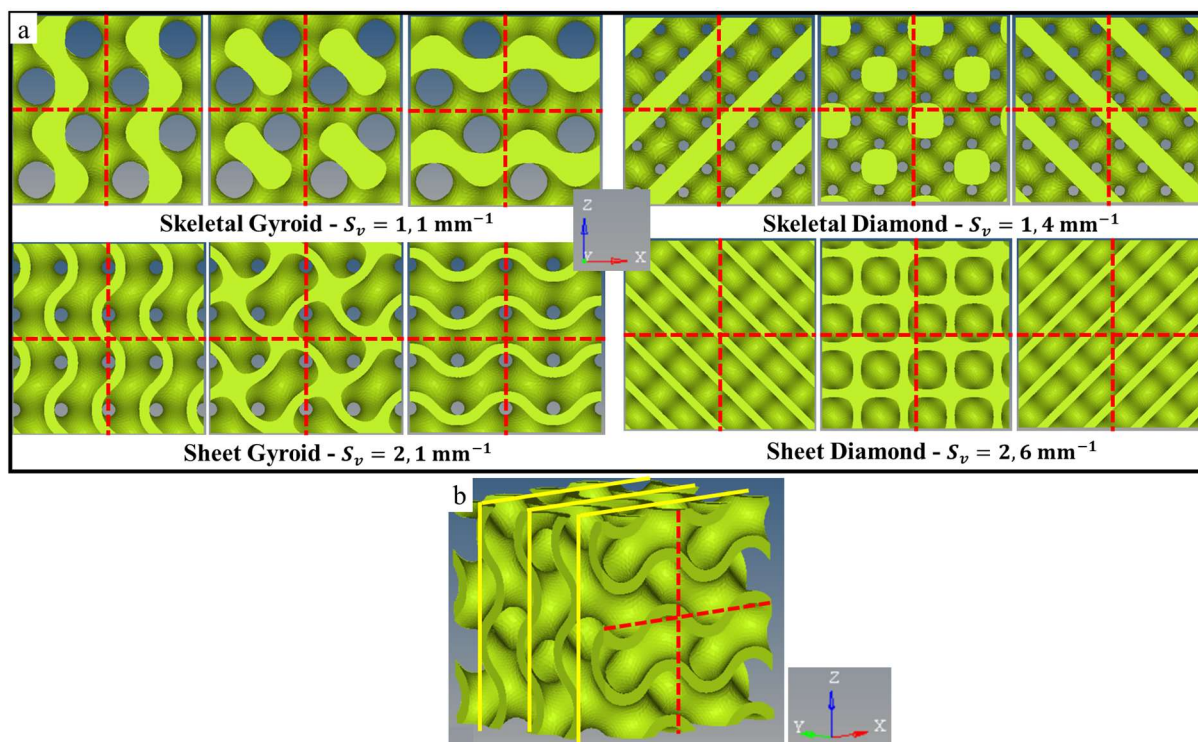


Figure 4-24 : Variation de section des quatre géométries TPMS 2m 30% : (a) Visualisation des trois principales sections internes dans le plan ZX, les traits en pointillés rouges délimitent la séparation entre les répétitions des motifs ; (b) localisation des plans de coupes des sections internes, en jaune, dans le cas du TPMS Sheet Gyroid.

Les courbes contrainte-déformation apparentes et les paramètres SEA et σ_p présentées sur la **Figure 4-25a,b** montrent les comportements des familles Skeletal et Sheet pour chacun des motifs Gyroid et Diamond.

Le début de la phase plateau se fait pour une contrainte plus importante pour les structures Sheet TPMS, d'un rapport 1,4 pour le motif Gyroid, contre un rapport de 1,6 pour celui Diamond. La phase plateau de la famille Sheet est caractéristique d'un comportement dit « stretching-dominated », alors que celle de la famille Skeletal est caractéristique de celui qualifié de « bending-dominated » [7]. Cette analyse se base sur l'augmentation plus importante de la contrainte plateau pour les structures de la famille Sheet. Celle-ci est permise par la géométrie continue et uniforme de cette dernière [22,23].

La phase de densification est initiée pour des déformations apparentes légèrement plus faibles pour la famille Skeletal, relativement à la famille Sheet, et ce quel que soit le motif. Grâce à une surface volumique deux fois plus importante, qui permet une meilleure répartition du chargement au sein de la structure, la localisation, et donc la densification, sont plus tardives pour les structures Sheet TPMS.

Dans la logique du raisonnement précédent, les capacités d'absorption d'énergie en termes de paramètres SEA et σ_p sont supérieures pour la famille Sheet, d'un rapport 1,5 pour le motif Gyroid et 1,7 pour le motif Diamond. Les courbes d'énergie absorbée tracées en fonction de la déformation et contrainte apparentes, **Figure 4-9c,d**, montrent aussi une énergie absorbée supérieure à partir de la phase

plateau et ceci jusqu'à la fin de l'essai pour les structures Sheet TPMS. Ces dernières ont également des valeurs d'absorption d'énergie efficace $\eta(\epsilon_d)$ supérieures, et ceci quel que soit le motif.

Les mécanismes de déformation, illustrés par les images des déformées (**Figure 4-11**), sont identiques pour les deux familles malgré les différences géométriques. La meilleure efficacité structurale des Sheet TPMS réside aussi dans leur capacité à se déformer latéralement. Les Sheet TPMS sont alors capables de supporter un niveau de contrainte supérieur pour un chargement identique [41].

Grâce à une géométrie continue ayant une surface volumique bien supérieure, qui permet notamment une meilleure répartition du chargement au sein de la structure, les TPMS de la famille Sheet ont de meilleures capacités d'absorption d'énergie que la famille Skeletal.

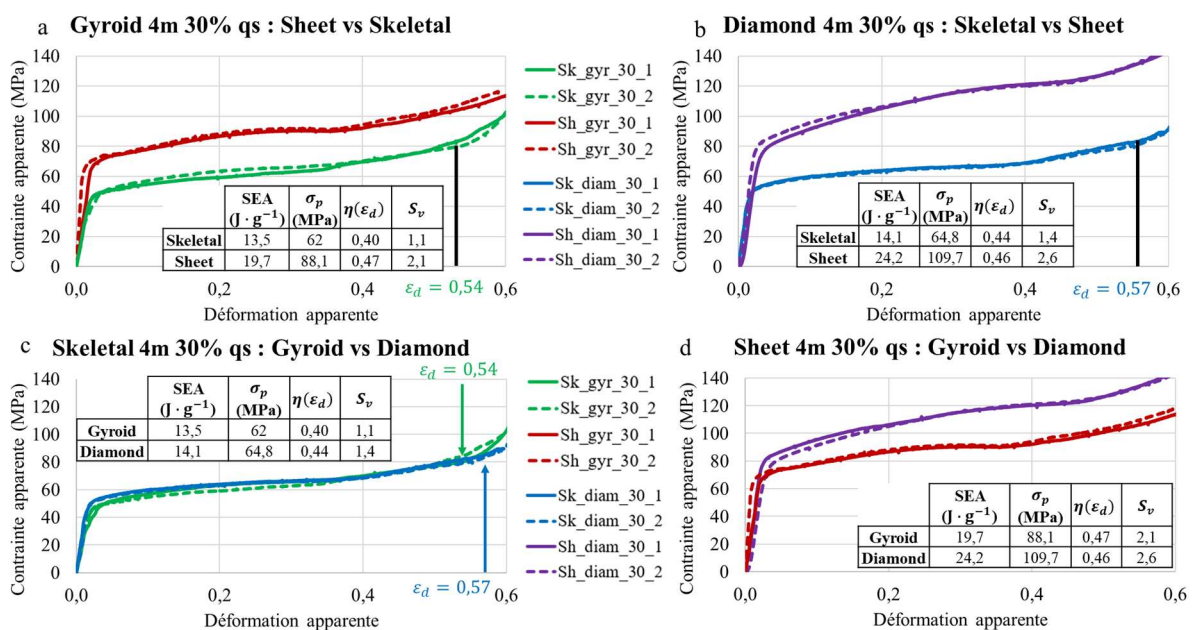


Figure 4-25 : Influence de la géométrie : courbes contrainte-déformation apparentes comparatives pour l'étude des influences des (a,b) familles Sheet et Skeletal et des (c,d) motifs Gyroid et Diamond.

Après avoir comparé les familles Sheet et Skeletal, l'analyse se porte maintenant sur l'influence du choix du motif. Les différences géométriques sont ici moins importantes avec une surface volumique supérieure pour le motif Diamond comparativement à celui Gyroid, d'un rapport 1,3. Visuellement sur la **Figure 4-24**, cela se traduit par moins de vide apparent, voir aucun dans le cas de la géométrie Sheet Diamond.

Les courbes contrainte-déformation apparentes de la **Figure 4-25c,d** montrent une phase plateau identique pour les deux motifs dans le cas de la famille Skeletal alors qu'elle présente des différences dans le cas de la famille Sheet. Dans ce dernier cas, l'augmentation de la contrainte est alors plus prononcée pour le motif Diamond avec une localisation de la déformation et un changement de mécanisme de déformation plus tardif. La phase de densification commence presque simultanément pour les deux motifs pour la famille Skeletal. Pour l'autre famille, la densification n'est pas atteinte.

Les capacités d'absorption d'énergie caractérisées par les paramètres SEA et σ_p sont supérieures pour le motif Diamond, avec un rapport de 1,1 pour la famille Skeletal et 1,3 pour la famille Sheet. Les courbes d'énergie absorbée (**Figure 4-9c,d**) traduisent également une différence moins marquée pour les deux motifs dans le cas de la famille Skeletal avec des courbes qui se superposent jusqu'à atteindre la phase de densification. Pour la famille Sheet, le motif Diamond est capable d'absorbée une plus grande quantité d'énergie tout au long de la phase plateau que le motif Gyroid. En termes d'absorption d'énergie efficace $\eta(\varepsilon_d)$, une légère supériorité est constatée pour le motif Diamond dans le cas de la famille Skeletal alors que des valeurs similaires sont obtenues pour les deux motifs dans le cas de la famille Sheet.

Bien que pour les deux familles les différences géométriques entre les deux motifs soient similaires, de meilleures capacités d'absorption d'énergie sont obtenues pour le motif Diamond seulement dans le cas de la famille Sheet. Pour l'autre famille Skeletal, des résultats similaires sont constatés pour les deux motifs. Cela montre une plus grande influence d'une géométrie continue de type Sheet sur les capacités d'absorption d'énergie.

Il ressort que le choix de la famille (Skeletal ou Sheet) a plus d'influence sur le comportement mécanique que le choix du motif (Gyroid ou Diamond). Ceci est dû à une géométrie dont l'épaisseur est variable pour la famille Skeletal alors qu'elle est constante pour la famille Sheet. Dans ce dernier cas, le chargement est réparti plus uniformément dans la structure grâce à une plus grande surface volumique, et donc son efficacité structurale est augmentée.

5.4. Influence de la densité relative

Deux densités relatives de 20% et 30% sont considérées ici pour les motifs Skeletal et Sheet Gyroid avec une répétition de deux motifs aux deux régimes de chargement quasi-statique et dynamique. Seuls les résultats en quasi-statique sont analysés dans cette section, la partie dynamique sera abordée dans la partie suivante. L'intérêt est d'approfondir l'influence de la densité relative $\bar{\rho}$ sur la réponse mécanique, indépendamment donc des effets de vitesses de sollicitation.

L'influence de la densité relative est liée aux variations d'épaisseur des parois et de la surface géométrique. La qualité de fabrication des pièces obtenues par le procédé SLM est moindre dans le cas où la densité relative est faible, surtout pour le motif Sheet Gyroid 2m 20%. L'épaisseur de paroi de ce dernier est de 0,64 mm, proche des limites de précision du procédé de fabrication. L'aspect le plus dommageable pour les structures TPMS avec $\bar{\rho} = 20\%$ est leur taux de porosité, de 2,5%. Au-dessus de 1%, l'influence sur la réponse mécanique de ces dernières peut être néfaste, notamment avec plus de risques de constater de la rupture prématurée [42].

Les courbes contrainte-déformation apparentes de la **Figure 4-12a,b** montrent une augmentation de la contrainte apparente plus importante pour $\bar{\rho} = 30\%$ au cours de la phase plateau, ce qui souligne une localisation de la déformation plus précoce pour $\bar{\rho} = 20\%$. Cela se traduit par un changement de mécanisme de déformation de « homogène » à « couche par couche ». Un effondrement de la contrainte apparente a été constaté pour le TPMS Sheet Gyroid 2m 20% à partir d'une déformation apparente de 0,3. Cette chute est causée par des mécanismes de rupture liés à une moins bonne qualité de fabrication due à la faible épaisseur de paroi. Aucun phénomène néfaste similaire n'est constaté pour le TPMS Skeletal Gyroid 2m 20%.

Pour la géométrie Skeletal Gyroid, la phase de densification commence pour une valeur de déformation apparente moindre pour $\bar{\rho} = 30\%$ comparativement à $\bar{\rho} = 20\%$. Il est ainsi supposé que la densification est déclenchée de façon prématurée à plus haute densité relative étant donné qu'il y a moins de volume vide au sein de la structure [9,19].

Les capacités d'absorption d'énergie caractérisées par les paramètres SEA et σ_p sont supérieures pour le TPMS Skeletal Gyroid à plus grande densité relative, d'un rapport 1,6 pour le premier et 2,5 pour le deuxième.

Les variations géométriques exprimées par la surface volumique ne permettent pas d'expliquer les différences observées sur les réponses mécaniques d'un même motif pour différentes densités relatives. En effet, la surface volumique est même supérieure pour $\bar{\rho} = 20\%$ comparativement à $\bar{\rho} = 30\%$ alors que les capacités d'absorption d'énergie sont meilleures à plus haute densité relative. Il convient alors de considérer l'épaisseur minimale des parois (**Figure 4-5b**). Dans le cas de $\bar{\rho} = 20\%$, l'épaisseur minimale du TPMS Skeletal Gyroid est de 2,5 mm contre 3,3 mm pour $\bar{\rho} = 30\%$, soit un rapport de 1,3. La moins bonne qualité de fabrication à plus faibles densités relatives, spécifiée par une porosité supérieure et un écart plus important sur la densité relative cible, permet aussi de justifier les différences observées sur les réponses mécaniques.

Grâce notamment à une meilleure qualité de fabrication et une localisation plus tardive de la déformation, il est plus intéressant de considérer une densité relative de 30% pour avoir de meilleures capacités d'absorption d'énergie.

5.5. Influence de la vitesse de sollicitation

Les données issues des essais réalisés en quasi-statique et en dynamique sont analysées pour les quatre géométries TPMS 2m 30% et dans le cas des deux géométries TPMS Sheet et Skeletal Gyroid 2m 20%. L'intérêt est ici d'apporter une attention particulière aux effets de la vitesse de déformation macroscopique sur les réponses caractéristiques de différentes géométries et d'en expliquer les mécanismes d'effondrement.

Les **Figure 4-26** et **Figure 4-27** illustrent la comparaison des résultats des essais aux deux vitesses de chargement. Cette comparaison est menée pour chaque géométrie en termes de réponses contrainte-déformation apparentes ainsi que des paramètres SEA et σ_p .

Pour toutes les géométries TPMS, la rigidité de la phase élastique est plus importante au cours du chargement dynamique. La transition entre la phase élastique et la phase plateau se fait elle aussi pour une valeur de contrainte apparente plus élevée sous sollicitation dynamique. Dans ce cas, le flambage local est retardé à cause de l'inertie, d'où cette élévation importante par rapport au chargement quasi-statique confirmée par la littérature [19,34].

Au cours de la phase plateau, l'état de contrainte courant des réponses en régime dynamique évolue moins fortement que celui des réponses en régime quasi-statique, de telle sorte que les courbes finissent par se croiser. Ceci s'explique dans un premier temps par une localisation de la déformation plus précoce au cours de la compression en régime dynamique [22]. Dans un second temps, les effets d'adoucissement thermique viennent limiter l'augmentation de la contrainte apparente dans la deuxième partie de la phase plateau, soit pour des déformations apparentes comprises entre 0,2 et 0,4 [34,43]. Cela se voit très clairement pour les TPMS Sheet Gyroid et Diamond 2m 30% dont la contrainte apparente diminue légèrement. Dans le cas où de la rupture est constatée en régime quasi-statique, soit pour les TPMS Skeletal Diamond 2m 30% et Sheet Gyroid 2m 20%, ce phénomène de rupture est amplifié à plus haute vitesse de déformation macroscopique. La chute de contrainte passe ainsi de 15% à 50% pour le premier et de 14 à 21% pour le second. Celle-ci s'observe également plus tôt en régime dynamique, notamment sur les **Figure 4-20** (Sheet Gyroid 2m 20%) et **Figure 4-21** (Skeletal Diamond 2m 30%) à partir d'un écrasement de 20%.

La phase de densification est visible pour toutes les géométries aux deux vitesses de sollicitation, sauf pour le TPMS Sheet Diamond 30% où elle n'est atteinte dans aucun des cas à cause d'une rigidité structurale supérieure aux autres structures. En régime dynamique, à cause de la localisation prématurée de la déformation, la phase de densification se produit avec des niveaux de déformation plus faibles qu'en régime quasi-statique, soit une réduction de l'ordre de 13%.

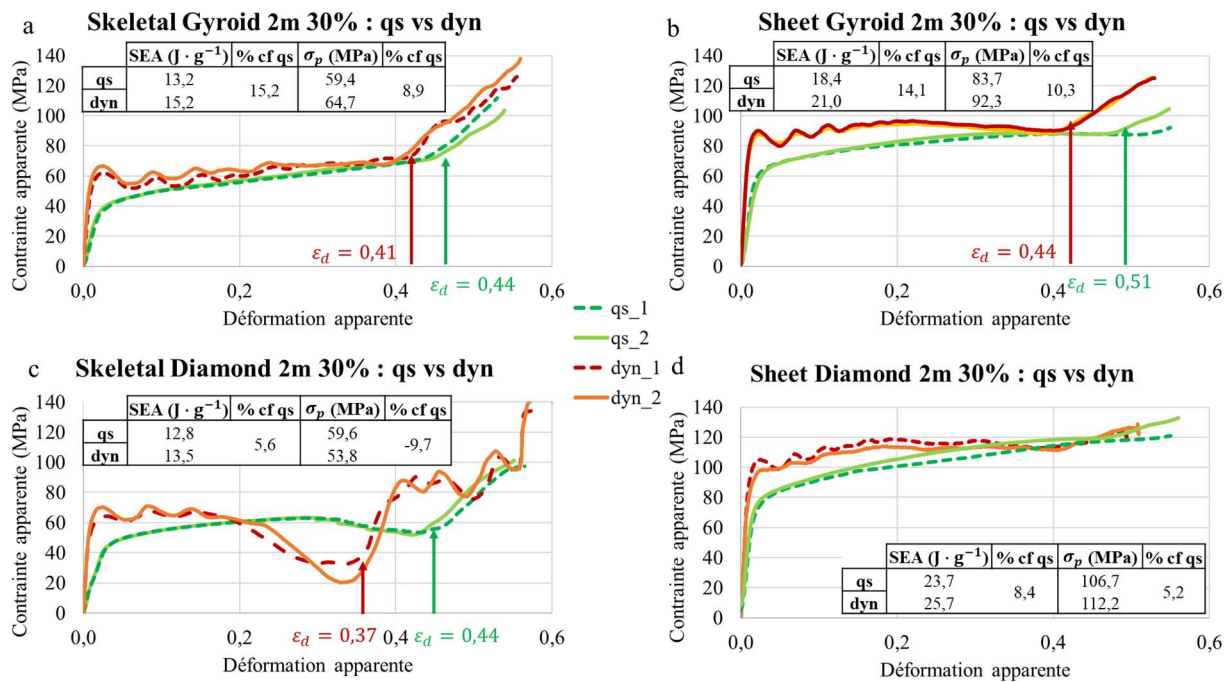


Figure 4-26 : Courbes contrainte-déformation apparentes comparatives qs et dynamique des TPMS 2m 30% : (a) Skeletal Gyroid, (b) Skeletal Diamond, (c) Sheet Gyroid, (d) Sheet Diamond. Les paramètres SEA et σ_p de chacun sont précisés avec une comparaison par au chargement quasi-statique.

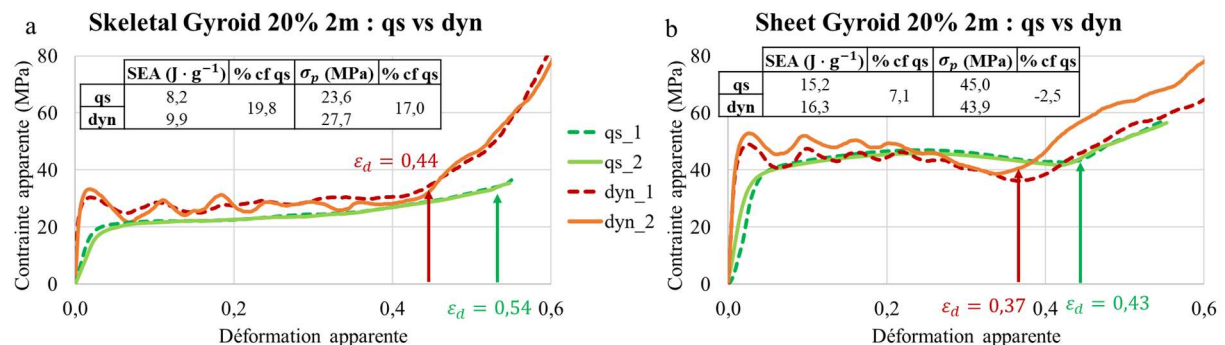


Figure 4-27 : Courbes contrainte-déformation apparentes comparatives qs et dynamique des TPMS 2m 20% : (a) Skeletal Gyroid, (b) Sheet Gyroid. Les paramètres SEA et σ_p de chacun sont précisés avec une comparaison par au chargement quasi-statique.

Les mécanismes de déformation sont similaires en régime quasi-statique (**Figure 4-14** et **Figure 4-15**) et dynamique (**Figure 4-20** et **Figure 4-21**) bien que les réponses caractéristiques évoluent différemment. Le transfert d'une déformation homogène à couche par couche se produit pour des niveaux de déformation plus faibles dans le deuxième cas à cause d'une localisation de la déformation plus précoce. Pour les TPMS Sheet notamment, l'effet tonneau n'est plus aussi prononcé qu'en régime quasi-statique où la déformation a le temps de se développer puis de se propager latéralement, limitant ainsi l'augmentation de la contrainte apparente.

L'augmentation de la vitesse de sollicitation se traduit par une hausse des valeurs des paramètres SEA et σ_p comprise respectivement entre 8,4 et 19,8%, et 5,2 et 17,0% (**Figure 4-26** et **Figure 4-27**). Ceci n'inclut pas les cas où des phénomènes de rupture sont constatés. Dans ce cas-là, la hausse de SEA est

bien moindre et il y a même une diminution de σ_p . De plus, la sensibilité à la vitesse de chargement est plus importante à plus faible densité relative [22], comme en atteste le TPMS Skeletal Gyroid 20% 2m avec l'augmentation des paramètres SEA et σ_p les plus importantes. Sous sollicitation dynamique, les courbes d'énergie absorbée en fonction de la contrainte apparente, **Figure 4-13b** et **Figure 4-19b**, sont étendues sur une plus faible plage de contrainte apparente, traduisant une augmentation plus rapide de l'énergie absorbée.

Dans le cas du matériau constitutif (Chapitre 2), l'augmentation de la vitesse de déformation de 0,001 à 1000 s⁻¹ sur une éprouvette de traction se traduisait par des hausses de 24% de la contrainte pour une déformation de 0,05, de 20% de la contrainte maximale et de 23% de l'énergie absorbée jusqu'à une déformation de 0,1. Avec l'augmentation similaire des paramètres SEA et σ_p et des vitesses de déformation macroscopiques des TPMS en dynamique comprises entre 500 et 1000 s⁻¹, la sensibilité à la vitesse de chargement peut être imputée majoritairement à celle du matériau constitutif et non aux effets inertiels [2,22,34]. Comme spécifié dans la section 4.2.2.2, les vitesses de déformation locales sont très supérieures aux vitesses de déformation macroscopiques. De ce fait, la sensibilité du matériau constitutif n'a pas été approfondie à ces vitesses plus hautes où la compétition entre durcissement visqueux et adoucissement thermique est plus forte. Pour des vitesses de sollicitation supérieures, les effets inertiels joueraient un rôle plus important avec des changements notables dans les mécanismes de déformation [1,22].

Le passage du régime quasi-statique à dynamique se traduit par une rigidité élastique supérieure et une densification plus précoce. Les capacités d'absorption d'énergie sont également supérieures à plus haute vitesse de chargement, entre 5% et 20%, principalement dues à la sensibilité du matériau constitutif.

5.6. Capacités d'absorption d'énergie

Les réponses mécaniques aux sollicitations de compression à plusieurs vitesses de sollicitation permettent de qualifier la performance d'un absorbeur d'énergie. À la différence des nids-d'abeilles ou de certaines structures lattices, les TPMS ne présentent pas de pic d'entrée après la phase élastique [2,5]. La longue phase plateau est également propice à l'absorption d'énergie. En termes de capacités d'absorption d'énergie, la **Figure 4-28** (réalisée à partir des données du **Tableau 4-2**) montre des valeurs de SEA des TPMS de cette étude globalement supérieures aux matériaux cellulaires classiques comme les mousses métalliques, les nids-d'abeilles ou les structures lattices. Cependant, il convient de nuancer cette supériorité car les effets structurels liés aux différences de densité relative ne sont pas considérés dans la **Figure 4-28**.

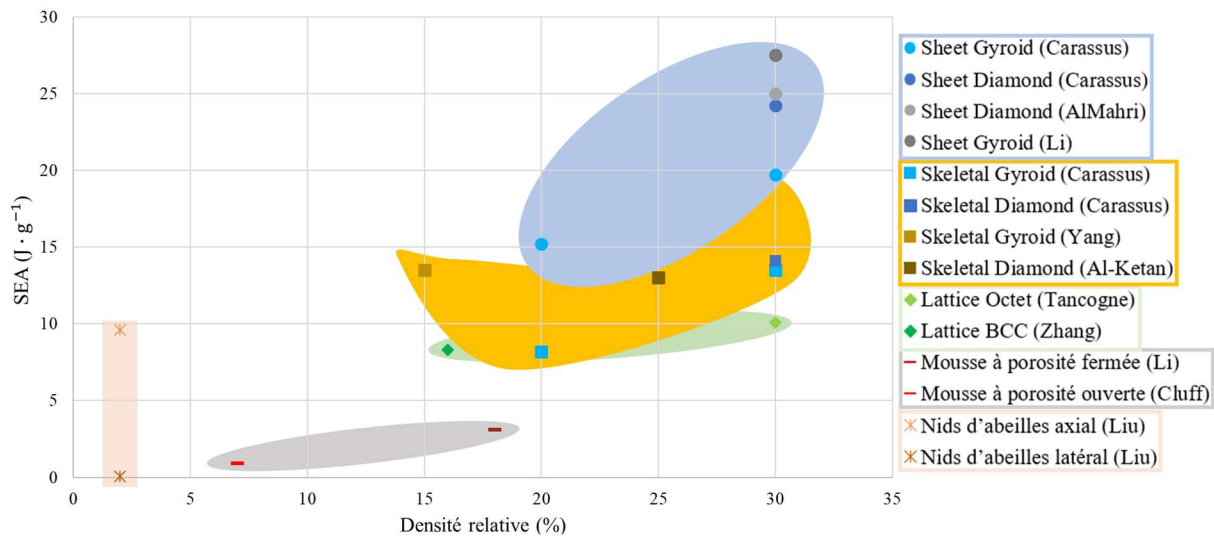


Figure 4-28 : Graphique comparatif de l'énergie spécifique absorbée SEA en fonction de la densité relative $\bar{\rho}$ pour plusieurs matériaux cellulaires.

Les courbes d'énergie absorbée en fonction de la contrainte apparente, également appelées diagramme d'absorption d'énergie, peuvent également servir comme outil de dimensionnement [8,9]. Les diagrammes d'absorption d'énergie des TPMS Skeletal et Sheet Gyroid 2m, aux deux densités relatives de 20% et 30%, sont tracés pour les chargements quasi-statique (**Figure 4-29a**) et dynamique (**Figure 4-29b**). Le coude observé pour chaque courbe, qu'il est possible d'associer au début de la densification, représente le point d'utilisation optimale de la structure pour la densité relative considérée [44]. En traçant une droite de régression entre les coudes de plusieurs densités relatives pour une structure donnée, une enveloppe est décrite. Cette enveloppe établit la relation entre l'énergie absorbée et la contrainte lorsque les structures sont utilisées le plus efficacement ; ceci est obtenu pour les TPMS Skeletal (ligne bleue) et Sheet (ligne noire) Gyroid 2m aux deux vitesses de sollicitation sur la **Figure 4-29**.

L'enveloppe de la famille Sheet est supérieure à celle de la famille Skeletal, ce qui dénote des capacités d'absorption d'énergie supérieures [9]. Ce constat est cohérent avec ce qui a été conclu dans la section **5.3**. De plus, ce résultat démontre que les TPMS Sheet nécessitent des densités relatives plus faibles pour obtenir les mêmes contraintes et énergies absorbées que la famille Skeletal.

Entre les chargements quasi-statique et dynamique, l'enveloppe reste la même pour la famille Skeletal alors que la pente est plus faible pour la famille Sheet à plus haute vitesse de sollicitation. Cette différence s'explique par la chute de contrainte qui est amplifiée en dynamique pour le TPMS Sheet Gyroid 2m 20% et une densification qui se produit plus tôt à plus haute vitesse de sollicitation pour le TPMS Sheet Gyroid 2m 30%.

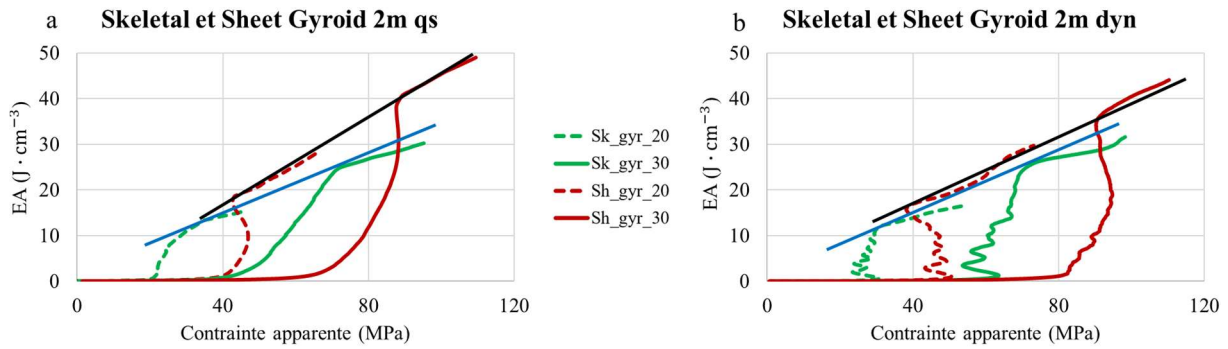


Figure 4-29 : Diagrammes d'absorption d'énergie des TPMS Skeletal et Sheet Gyroid 2m pour les densités relatives de 20% et 30% dans le cas de chargements (a) quasi-statique et (b) dynamique.

À partir d'un cahier des charges indiquant une contrainte maximale admissible ou une quantité d'énergie à absorber, la méthode de conception suivante est proposée pour une vitesse de sollicitation donnée en se basant sur des abaques (diagrammes d'absorption d'énergie **Figure 4-29**). Dans le cas où une contrainte maximale est imposée, l'énergie absorbée et la densité relative sont déterminées en trouvant l'intersection de l'enveloppe et de la ligne verticale associée à la contrainte maximale. Enfin, à partir des équations de design des deux TPMS (**Tableau 4-4**), les paramètres de design e et t , représentant respectivement l'épaisseur de la famille Sheet et le paramètre niveau de la famille Skeletal (comme détaillé en section 1.1), sont calculés afin de générer les structures TPMS à la densité relative désirée. Ces deux équations sont obtenues de manière empirique en générant numériquement des TPMS avec différentes valeurs de paramètres de design e et t .

Dans le cas où c'est une quantité d'énergie à absorber qui est imposée, le raisonnement inverse à celui décrit dans le paragraphe précédent est applicable.

Tableau 4-4 : Paramètres et équations de design des TPMS Skeletal et Sheet Gyroid.

Motif	$\bar{\rho}_{th}$ (%)	Paramètre de design		Equation de design
		t	e	
Skeletal Gyroid	20	0,91		$\bar{\rho} = -33,8 * t + 50,7$
	30	0,61		
Sheet Gyroid	20		0,63	$\bar{\rho} = 31,7 * e$
	30		0,94	

Les structures TPMS étudiées présentent des capacités d'absorption d'énergie supérieures à des matériaux cellulaires dits conventionnels, et équivalentes à celles obtenues pour d'autres structures TPMS. Une méthode de prédiction reposant sur l'utilisation d'abaque a été proposée en considérant un cahier des charges imposant une contrainte maximale ou une quantité d'énergie à absorber. La valeur ajoutée de ces travaux est de pouvoir considérer des chargements quasi-statique et dynamique.

Dans le chapitre suivant traitant de la modélisation numérique de la compression uniaxiale des TPMS, une densité relative intermédiaire de 25% est considérée en plus pour les structures Skeletal et Sheet Gyroid. Il sera alors possible d'avoir une plus grande précision quant à la détermination graphique de la densité relative et de la contrainte maximale admissible ou de la quantité d'énergie à absorber. De plus, des simulations numériques avec des densités relatives de 20% et 25% sont réalisées pour les structures Skeletal et Sheet Diamond afin d'obtenir les abaques nécessaires à l'outil de prédiction.

Conclusions

L'objectif de ce chapitre a été d'étudier le comportement en compression uniaxiale des structures TPMS afin d'évaluer finement leur capacité d'absorption d'énergie sous deux régimes extrêmes de vitesses. Ceci a été effectué à travers l'analyse des mécanismes d'effondrement en régime quasi-statique en lien avec les réponses structurales des TPMS puis en les soumettant au régime dynamique afin d'évaluer leurs performances à l'absorption d'énergie cinétique. L'analyse est segmentée en différentes parties permettant ainsi d'évaluer l'influence de plusieurs paramètres sensibles que sont la densité relative, la direction de chargement, les géométries et la vitesse de chargement. L'analyse des résultats fait ressortir clairement les constats suivants :

- Hormis pour deux géométries de structures TPMS, les réponses mécaniques présentent les caractéristiques d'un absorbeur d'énergie performant avec l'absence de pic d'entrée, une longue phase plateau légèrement ascendante et une densification tardive. Les mécanismes de déformation sont stables et ne présentent pas de phénomène de localisation favorable à la fissuration puis à la rupture.
- Les TPMS Sheet Gyroid 2m 20% et Skeletal Diamond 2m 30% présentent des phénomènes de rupture qui se traduisent par une diminution de la contrainte au cours de la phase plateau. Ces phénomènes sont amplifiés en régime dynamique. Ces deux TPMS ne sont ainsi pas des candidats intéressants pour des applications d'absorption d'énergie.
- Les quatre géométries TPMS ont des capacités d'absorption d'énergie similaires à celles obtenues pour d'autres structures TPMS et supérieures à celles d'autres matériaux cellulaires dits conventionnels (sans considérer les effets structurels liés aux différences de densité relative).
- Pour une compression quasi-statique, des comportements mécaniques semblables entre une répétition de deux et quatre motifs, qui se reflètent par des écarts modérés inférieurs à 10% sur les paramètres SEA et σ_p et des mécanismes de déformation identiques, permettent de considérer un VER pertinent de deux motifs.
- Bien que la géométrie des structures TPMS étudiées conduit à solliciter le matériau constitutif de manière multiaxiale et que celui-ci ait montré une sensibilité du matériau à la direction de fabrication, ce n'est pas constaté pour celles-ci. Des résultats comparables sont obtenus pour les trois directions de l'espace X, Y et Z. Le caractère multiaxial de la sollicitation des motifs TPMS excite probablement les composantes du tenseur des contraintes dans la même proportion quelle que soit la direction de chargement appliquée aux structures TPMS. Cela démontre que les effets structuraux effacent la sensibilité matérielle à la direction d'élaboration. C'est une caractéristique primordiale par rapport à des structures orientées comme les structures en nids d'abeilles.

- La famille Sheet TPMS, grâce à son épaisseur de paroi constante et sa géométrie uniforme, a de meilleures capacités d'absorption d'énergie que l'autre famille Skeletal.
- Le motif Diamond présente un plus grand intérêt que le motif Gyroid seulement dans le cas de la famille Sheet. En effet, avec une surface volumique supérieure, les propriétés mécaniques s'en trouvent directement augmentées lorsque l'épaisseur de paroi est constante. Cependant, quand la géométrie devient ligamentaire (famille Skeletal), l'avantage d'une plus grande surface de charge n'est d'aucun intérêt.
- L'augmentation de la densité relative de 20 à 30% est caractérisée par une meilleure qualité de fabrication, une élévation de la capacité d'absorption d'énergie et une déformation plus homogène au cours de la compression.
- La hausse de la vitesse de sollicitation se traduit par une élévation des paramètres SEA et σ_p , comprise entre 5 et 20%, et à une densification plus précoce. Avec notamment l'absence de pic d'entrée, les réponses mécaniques en régime dynamique présentent également les caractéristiques d'un absorbeur d'énergie performant.
- Une méthodologie de conception via l'emploi d'abaques a été détaillée afin de faire un lien entre les capacités d'absorption d'énergie et les paramètres de conception des structures TPMS. Celle-ci permet en plus de considérer des chargements quasi-statique et dynamique.

Table des Figures :

Figure 4-1 : Evolution du paramètre niveau t et de la densité relative ρ pour un motif élémentaire des géométries Skeletal (a) Gyroid et (b) Diamond.	120
Figure 4-2 : Design des TPMS : (a) méthode d'obtention des TPMS Skeletal et Sheet Gyroid pour $\rho = 30\%$ et une répétition de deux motifs, (b) motif élémentaire avec $\rho = 30\%$ des quatre géométries TPMS étudiées.	121
Figure 4-3 : Images des moyens d'essais en compression uniaxiale quasi-statique pour (a) 2m avec le vérin électromécanique MTS Sintech et (b) 4m avec le vérin servohydraulique Instron 8500. (c) Suivi du déplacement des marqueurs pour un essai de compression quasi-statique sur le TPMS Sheet Gyroid 20% 2m.	124
Figure 4-4 : Dispositif des barres de Hopkinson en compression : (a) schéma du dispositif expérimental, (b) structure TPMS Skeletal Gyroid 30% 2m placée entre es barres de mesure.	126
Figure 4-5 : Qualité de fabrication : (a) Photos des quatre géométries TPMS 4m 30% ; (b) tableau de mesures de la densité relative des motifs et en les comparant avec celles théoriques, et également la surface volumique S_v et l'épaisseur minimale e_{min} théorique de chaque motif.	128
Figure 4-6 : Images MEB des faces (a) supérieure, (b) latérale verticale et (d) latérale horizontale par rapport à la direction de fabrication BD d'une structure (c) Sheet Gyroid 4m 30% avec les mesures d'épaisseur des parois. (e) Image du modèle numérique correspondant avec une épaisseur uniforme de 0,94 mm.	129
Figure 4-7 : Images MEB des faces (a) latérale et (c) supérieure avec les mesures d'épaisseur des parois d'un (b) Sheet Diamond 4m 30% dont l'épaisseur uniforme est de 0,74 mm.	130
Figure 4-8 : Présentation des paramètres Wv , σ_p , ϵd : courbes d'absorption d'énergie efficace (bleu) et contrainte-déformation apparentes (rouge) pour le TPMS Skeletal Gyroid 4m 30% en compression quasi-statique (qs).	131
Figure 4-9 : Courbes contrainte-déformation apparentes des essais de compression quasi-statique (qs) des TPMS 4m 30% : motifs (a) Gyroid et (b) Diamond avec les paramètres SEA, σ_p et $\eta \epsilon d$ associés.	132
Figure 4-10 : Courbes de l'énergie absorbée (EA) pour les quatre TPMS 4m 30% en fonction (c) de la déformation apparente et (d) de la contrainte apparente.	134

Figure 4-11 : Photos des déformées à cinq niveaux de déformation macroscopique des géométries TPMS 4m 30% qs : (a) Skeletal et (b) Sheet Gyroid, (c) Skeletal et (d) et Sheet Diamond.	135
Figure 4-12 : Courbes contrainte-déformation apparentes pour une sollicitation quasi-statique des géométries TPMS 2m (a-b) Sheet et Skeletal Gyroid pour $\rho = 20$ et 30%, (c) Sheet et (d) Skeletal Diamond pour $\rho = 30\%$, avec les paramètres SEA, σp et $\eta \epsilon d$ associés.....	137
Figure 4-13 : Energie absorbée (EA) cumulée pour les six TPMS 2m avec $\rho = 20\%$ et 30% pour un chargement quasi-statique (qs) en fonction de (a) la déformation apparente et (b) la contrainte apparente.	138
Figure 4-14 : Photos des déformées pour cinq niveaux de déformation macroscopique pour un chargement quasi-statique des géométries TPMS 2m : Skeletal Gyroid (a) 20% et (b) 30%, Sheet Gyroid (c) 20% et (d) 30%. Le rectangle rouge montre le plan d'amorçage de la rupture.	139
Figure 4-15 : Photos des déformées pour cinq niveaux de déformation macroscopique pour un chargement quasi-statique des géométries TPMS 2m 30% : (a) Skeletal et (b) Sheet Diamond. Le rectangle rouge montre le plan d'amorçage de la rupture.	139
Figure 4-16 : Images présentant les zones de rupture (cercle rouge) sur les TPMS (a) Sheet Gyroid 2m 20% et (b) Skeletal Diamond 2m 30%.	139
Figure 4-17 : Vitesse de déformation macroscopique des TPMS 2m pour un chargement dynamique : évolution de la vitesse de déformation macroscopique en fonction de la déformation apparente des géométries (a) Skeletal et (b) Sheet Gyroid pour $\rho = 20$ et 30%, (c) Skeletal et (d) Sheet Diamond pour $\rho = 30\%$	141
Figure 4-18 : Courbes contrainte-déformation apparentes pour une sollicitation dynamique des géométries TPMS 2m (a-b) Sheet et Skeletal Gyroid pour $\rho = 20$ et 30%, (c) Sheet et (d) Skeletal Diamond pour $\rho = 30\%$, avec les valeurs des paramètres SEA, σp et $\eta \epsilon d$ associées.	142
Figure 4-19 : Energie absorbée (EA) des six TPMS 2m avec $\rho = 20$ et 30% pour un chargement dynamique (dyn) : en fonction (a) de la déformation apparente, (b) et de la contrainte apparente.....	143
Figure 4-20 : Photos des déformées pour cinq niveaux de déformation macroscopique pour un chargement dynamique des géométries TPMS 2m : Skeletal Gyroid (a) 20% et (b) 30%, Sheet Gyroid (c) 20% et (d) 30%. Le rectangle rouge montre le plan d'amorçage de la rupture.	144
Figure 4-21 : Photos des déformées pour quatre niveaux de déformation macroscopique pour un chargement dynamique des géométries TPMS 2m 30% : (a) Skeletal et (b) Sheet Diamond. Le rectangle rouge montre le plan d'amorçage de la rupture.....	144
Figure 4-22 : Courbes contrainte-déformation apparentes comparatives entre 2m et 4m pour les géométries TPMS 30% (a) Skeletal Gyroid, (b) Skeletal Diamond, (c) Sheet Gyroid et (d) Sheet Diamond. Les paramètres SEA et σp avec une comparaison par rapport à 4m (% cf 4m) sont précisés dans chaque cas.	146
Figure 4-23 : Influence de la direction de chargement : (a) photo d'une structure Skeletal Gyroid 30% avec les trois directions de l'espace X, Y et Z ; courbes contrainte-déformation apparentes en compression quasi-statique selon les trois directions X, Y et Z (direction de fabrication BD) des TPMS 2m 30% (a) Skeletal et (b) Sheet Gyroid avec les valeurs des paramètres SEA et σp associées.....	147
Figure 4-24 : Variation de section des quatre géométries TPMS 2m 30% : (a) Visualisation des trois principales sections internes dans le plan ZX, les traits en pointillés rouges délimitent la séparation entre les répétitions des motifs ; (b) localisation des plans de découpes des sections internes, en jaune, dans le cas du TPMS Sheet Gyroid.	149
Figure 4-25 : Influence de la géométrie : courbes contrainte-déformation apparentes comparatives pour l'étude des influences des familles Sheet et Skeletal (a,b) et des motifs Gyroid et Diamond (c,d). ...	150
Figure 4-26 : Courbes contrainte-déformation apparentes comparatives en quasi-statique (qs) et en dynamique (dyn) des TPMS 2m 30% : (a) Skeletal Gyroid, (b) Skeletal Diamond, (c) Sheet Gyroid, (d) Sheet Diamond. Les valeurs des paramètres SEA et σp de chacun sont précisées avec une comparaison par au chargement quasi-statique.	154

- Figure 4-27 :** Courbes contrainte-déformation apparentes comparatives en quasi-statique (qs) et en dynamique (dyn) des TPMS 2m 20% : (a) Skeletal Gyroid, (b) Sheet Gyroid. Les paramètres SEA et σ_p de chacun sont précisés avec une comparaison par au chargement quasi-statique. 154
- Figure 4-28 :** Graphique comparatif de l'énergie spécifique absorbée SEA en fonction de la densité relative ρ pour plusieurs matériaux cellulaires..... 156
- Figure 4-29 :** Diagrammes d'absorption d'énergie des TPMS Skeletal et Sheet Gyroid 2m pour les densités relatives de 20% et 30% dans le cas de chargements (a) quasi-statique et (b) dynamique. .. 157

Table des Tableaux :

- Tableau 4-1 :** Matrice d'essai de la campagne expérimentale, (*) signifie que les résultats sont couplés avec d'autres essais. 122
- Tableau 4-2 :** Energie spécifique absorbée (SEA) de plusieurs matériaux cellulaires, issue de la littérature [2–4,7,10,19,22,23,28–32] et de ces travaux, en fonction du matériau constitutif, de leur densité relative ρ et de la déformation jusqu'à laquelle le paramètre SEA est mesuré..... 133
- Tableau 4-3 :** Vitesses de déformation macroscopique moyennes $\dot{\epsilon}_{moy}$ sur une plage de déformation apparente de 0,1 à 0,4 pour les TPMS 2m dans le cas d'un chargement dynamique..... 141
- Tableau 4-4 :** Paramètres et équations de design des TPMS Skeletal et Sheet Gyroid..... 157

Références :

- [1] Sun Y, Li QM. Dynamic compressive behaviour of cellular materials: A review of phenomenon, mechanism and modelling. *Int J Impact Eng* 2018;112:74–115. <https://doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2017.10.006>.
- [2] Tancogne-Dejean T, Spierings AB, Mohr D. Additively-manufactured metallic micro-lattice materials for high specific energy absorption under static and dynamic loading. *Acta Mater* 2016;116:14–28. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.05.054>.
- [3] Li J, Ma G, Zhou H, Du X. Energy Absorption Analysis of Density Graded Aluminium Foam: *Int J Prot Struct* 2011.
- [4] Liu Q, Fu J, Wang J, Ma J, Chen H, Li Q, et al. Axial and lateral crushing responses of aluminum honeycombs filled with EPP foam. *Compos Part B Eng* 2017;130:236–47. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2017.07.041>.
- [5] Novak N, Al-Ketan O, Krstulović-Opara L, Rowshan R, Abu Al-Rub RK, Vesenjak M, et al. Quasi-static and dynamic compressive behaviour of sheet TPMS cellular structures. *Compos Struct* 2021;266:113801. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2021.113801>.
- [6] Zhang C, Zheng H, Yang L, Li Y, Jin J, Cao W, et al. Mechanical responses of sheet-based gyroid-type triply periodic minimal surface lattice structures fabricated using selective laser melting. *Mater Des* 2022;214:110407. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2022.110407>.
- [7] Al-Ketan O, Rowshan R, Abu Al-Rub RK. Topology-mechanical property relationship of 3D printed strut, skeletal, and sheet based periodic metallic cellular materials. *Addit Manuf* 2018;19:167–83. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2017.12.006>.
- [8] Gibson LJ, Ashby MF. *Cellular Solids: Structure and Properties*. Camb Core 1997. <https://doi.org/10.1017/CBO9781139878326>.
- [9] Zhang L, Feih S, Daynes S, Chang S, Wang MY, Wei J, et al. Energy absorption characteristics of metallic triply periodic minimal surface sheet structures under compressive loading. *Addit Manuf* 2018;23:505–15. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.08.007>.
- [10] Maskery I, Aboulkhair NT, Aremu AO, Tuck CJ, Ashcroft IA. Compressive failure modes and energy absorption in additively manufactured double gyroid lattices. *Addit Manuf* 2017;16:24–9. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2017.04.003>.
- [11] Yang E, Leary M, Lozanovski B, Downing D, Mazur M, Sarker A, et al. Effect of geometry on the mechanical properties of Ti-6Al-4V Gyroid structures fabricated via SLM: A numerical study. *Mater Des* 2019;184:108165. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.108165>.

- [12] Jones A, Leary M, Bateman S, Easton M. TPMS Designer: A tool for generating and analyzing triply periodic minimal surfaces. *Softw Impacts* 2021;10:100167. <https://doi.org/10.1016/j.simpa.2021.100167>.
- [13] Murphy-Leonard AD, Pagan DC, Callahan PG, Heinkel ZK, Jasien CE, Rowenhorst DJ. Investigation of porosity, texture, and deformation behavior using high energy X-rays during in-situ tensile loading in additively manufactured 316L stainless steel. *Mater Sci Eng A* 2021;810:141034. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141034>.
- [14] Wang X, Muñiz-Lerma JA, Sánchez-Mata O, Attarian Shandiz M, Brochu M. Microstructure and mechanical properties of stainless steel 316L vertical struts manufactured by laser powder bed fusion process. *Mater Sci Eng A* 2018;736:27–40. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.08.069>.
- [15] Yin H, Liu Z, Dai J, Wen G, Zhang C. Crushing behavior and optimization of sheet-based 3D periodic cellular structures. *Compos Part B Eng* 2020;182:107565. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2019.107565>.
- [16] Kolsky H. Stress waves in solids. *J Sound Vib* 1964;1:88–110. [https://doi.org/10.1016/0022-460X\(64\)90008-2](https://doi.org/10.1016/0022-460X(64)90008-2).
- [17] Zhao H, Gary G, Klepaczko JR. On the use of a viscoelastic split hopkinson pressure bar. *Int J Impact Eng* 1997;19:319–30. [https://doi.org/10.1016/S0734-743X\(96\)00038-3](https://doi.org/10.1016/S0734-743X(96)00038-3).
- [18] Gary G, Degreef V. DAVID users' manual version n.d.
- [19] AlMahri S, Santiago R, Lee D-W, Ramos H, Alabdouli H, Alteneiji M, et al. Evaluation of the dynamic response of triply periodic minimal surfaces subjected to high strain-rate compression. *Addit Manuf* 2021;46:102220. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2021.102220>.
- [20] Liang Y, Zhou W, Liu Y, Yang Y, Xi H, Wu Z. Energy Absorption and Deformation Behaviour of 3D Printed TPMS Stainless Steel Cellular Structures Under Compression. *Steel Res Int* n.d.;n/a. <https://doi.org/10.1002/srin.202000411>.
- [21] Alhammadi A, Al-Ketan O, Khan KA, Ali M, Rowshan R, Abu Al-Rub RK. Microstructural characterization and thermomechanical behavior of additively manufactured AlSi10Mg sheet cellular materials. *Mater Sci Eng A* 2020;791:139714. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139714>.
- [22] Li X, Xiao L, Song W. Compressive behavior of selective laser melting printed Gyroid structures under dynamic loading. *Addit Manuf* 2021:102054. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2021.102054>.
- [23] Zhou H, Zhao M, Ma Z, Zhang DZ, Fu G. Sheet and network based functionally graded lattice structures manufactured by selective laser melting: Design, mechanical properties, and simulation. *Int J Mech Sci* 2020;175:105480. <https://doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2020.105480>.
- [24] Wouts J, Haugou G, Oudjene M, Coutellier D, Morvan H. Strain rate effects on the compressive response of wood and energy absorption capabilities – Part A: Experimental investigations. *Compos Struct* 2016;149:315–28. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2016.03.058>.
- [25] Sun Q, Sun J, Guo K, Wang L. Compressive mechanical properties and energy absorption characteristics of SLM fabricated Ti6Al4V triply periodic minimal surface cellular structures. *Mech Mater* 2022;166:104241. <https://doi.org/10.1016/j.mechmat.2022.104241>.
- [26] Ashby M.F. The properties of foams and lattices. *Philos Trans R Soc Math Phys Eng Sci* 2006;364:15–30. <https://doi.org/10.1098/rsta.2005.1678>.
- [27] Tounsi R. Dynamic honeycomb behaviour under mixed shear-compression loading and in-plane orientation cells effect. phdthesis. Université de Valenciennes et du Hainaut-Cambresis ; Université de Sfax (Tunisie), 2014.
- [28] Yang L, Yan C, Cao W, Liu Z, Song B, Wen S, et al. Compression–compression fatigue behaviour of gyroid-type triply periodic minimal surface porous structures fabricated by selective laser melting. *Acta Mater* 2019;181:49–66. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2019.09.042>.
- [29] Cluff DRA, Esmacili S. Compressive properties of a new metal–polymer hybrid material. *J Mater Sci* 2009;44:3867–76. <https://doi.org/10.1007/s10853-009-3525-5>.
- [30] Harris JA, Winter RE, McShane GJ. Impact response of additively manufactured metallic hybrid lattice materials. *Int J Impact Eng* 2017;104:177–91. <https://doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2017.02.007>.

- [31] Radford DD, McShane GJ, Deshpande VS, Fleck NA. Dynamic Compressive Response of Stainless-Steel Square Honeycombs. *J Appl Mech* 2006;74:658–67. <https://doi.org/10.1115/1.2424717>.
- [32] Wang Z, Li Z, Ning J, Zhao L. Effect of heat treatments on the crushing behaviour and energy absorbing performance of aluminium alloy foams. *Mater Des* 2009;30:977–82. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2008.06.058>.
- [33] Bonatti C, Mohr D. Large deformation response of additively-manufactured FCC metamaterials: From octet truss lattices towards continuous shell mesostructures. *Int J Plast* 2017;92:122–47. <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2017.02.003>.
- [34] Li X, Roth CC, Tancogne-Dejean T, Mohr D. Rate- and temperature-dependent plasticity of additively manufactured stainless steel 316L: Characterization, modeling and application to crushing of shell-lattices. *Int J Impact Eng* 2020;145:103671. <https://doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2020.103671>.
- [35] Zhao M, Zhang DZ, Liu F, Li Z, Ma Z, Ren Z. Mechanical and energy absorption characteristics of additively manufactured functionally graded sheet lattice structures with minimal surfaces. *Int J Mech Sci* 2020;167:105262. <https://doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2019.105262>.
- [36] Xiao L, Song W, Wang C, Tang H, Fan Q, Liu N, et al. Mechanical properties of open-cell rhombic dodecahedron titanium alloy lattice structure manufactured using electron beam melting under dynamic loading. *Int J Impact Eng* 2017;100:75–89. <https://doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2016.10.006>.
- [37] Bonatti C, Mohr D. Smooth-shell metamaterials of cubic symmetry: Anisotropic elasticity, yield strength and specific energy absorption. *Acta Mater* 2019;164:301–21. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2018.10.034>.
- [38] Yang L, Yan C, Fan H, Li Z, Cai C, Chen P, et al. Investigation on the orientation dependence of elastic response in Gyroid cellular structures. *J Mech Behav Biomed Mater* 2019;90:73–85. <https://doi.org/10.1016/j.jmbbm.2018.09.042>.
- [39] Maskery I, Ashcroft IA. The deformation and elastic anisotropy of a new gyroid-based honeycomb made by laser sintering. *Addit Manuf* 2020;36:101548. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101548>.
- [40] Li D, Liao W, Dai N, Xie YM. Comparison of Mechanical Properties and Energy Absorption of Sheet-Based and Strut-Based Gyroid Cellular Structures with Graded Densities. *Materials* 2019;12. <https://doi.org/10.3390/ma12132183>.
- [41] Al-Ketan O, Al-Rub RKA. Multifunctional Mechanical Metamaterials Based on Triply Periodic Minimal Surface Lattices. *Adv Eng Mater* 2019. <https://doi.org/10.1002/adem.201900524>.
- [42] Li Z, Voisin T, McKeown JT, Ye J, Braun T, Kamath C, et al. Tensile properties, strain rate sensitivity, and activation volume of additively manufactured 316L stainless steels. *Int J Plast* 2019;120:395–410. <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2019.05.009>.
- [43] Cao X, Xiao D, Li Y, Wen W, Zhao T, Chen Z, et al. Dynamic compressive behavior of a modified additively manufactured rhombic dodecahedron 316L stainless steel lattice structure. *Thin-Walled Struct* 2020;148:106586. <https://doi.org/10.1016/j.tws.2019.106586>.
- [44] Sharma D, Hiremath SS. Bio-inspired Repeatable Lattice Structures for Energy Absorption: Experimental and Finite Element Study. *Compos Struct* 2021:115102. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2021.115102>.

5. Chapitre 4 :

Modélisation numérique de la compression uniaxiale des structures TPMS

Résumé :

L'analyse numérique des structures TPMS s'est révélée être peu étudiée pour des chargements dynamiques. Un modèle numérique est développé dans ce chapitre afin de prédire leurs capacités d'absorption d'énergie quel que soit la nature du chargement et d'approfondir la compréhension des mécanismes locaux d'effondrement que l'expérimentation seule ne permet pas. Dans le cadre de ces travaux, la première étape consiste à développer un modèle numérique et de le valider par comparaison avec les résultats expérimentaux. Les résultats des simulations numériques sont fidèles à ceux expérimentaux avec des écarts sur les paramètres σ_p et SEA inférieurs à 13,5% et des déformations de structures TPMS semblables. Localement, la déformation se manifeste comme une combinaison de plusieurs mécanismes avec principalement du flambement et de la flexion, et dans une moindre mesure, du cisaillement. Grâce à leur épaisseur de paroi constante, les Sheet TPMS ont une meilleure efficacité structurale avec un chargement mieux réparti au sein de la structure. Le modèle numérique permet également de démontrer que la sensibilité à la vitesse de déformation des structures TPMS est due à celle du matériau constitutif. La deuxième étape de ces travaux vise le développement d'outils de prédiction des capacités d'absorption d'énergie et d'aide au dimensionnement de structures TPMS. Ces outils, complémentaires à ceux obtenus dans le chapitre précédent sur la base des résultats expérimentaux, permettent également de relier les capacités d'absorption d'énergie à la densité relative, et donc à la géométrie, pour des chargements quasi-statique et dynamique.

Table des matières

Introduction	167
1. Modèle numérique.....	168
1.1. Modélisation des structures TPMS.....	168
1.2. Mise en donnée.....	169
2. Sensibilité du modèle numérique	170
2.1. Convergence du maillage	171
2.2. Vitesse de chargement.....	172
2.3. Nombre de motifs.....	174
2.4. Loi matériau	175
3. Comparaison expérimentale/numérique	176
3.1. Régime de chargement quasi-statique	177
3.2. Régime de chargement dynamique	179
4. Mécanismes locaux de déformation	182
4.1. Régime de chargement quasi-statique	182
4.2. Régime de chargement dynamique	186
4.3. Sensibilité à la vitesse de déformation	189
5. Prédiction des capacités d'absorption d'énergie	190
5.1. Quasi-statique.....	191
5.2. Dynamique	194
Conclusion.....	197

Introduction

Après avoir caractérisé expérimentalement la réponse mécanique des structures TPMS, ce chapitre s'intéresse au développement de modèles numériques. L'intérêt majeur de ces modèles est double : pouvoir réaliser un couplage expérimental/numérique afin d'approfondir la compréhension des mécanismes locaux de déformation et d'effondrement que la mesure expérimentale seule ne permet pas ; entreprendre le développement d'outils de prédiction des capacités d'absorption d'énergie et de dimensionnement optimal de structures TPMS.

L'état de l'art actuel sur le comportement mécanique des structures TPMS montre peu d'intérêt pour le couplage expérimental/numérique, notamment lorsque plusieurs vitesses de sollicitations sont considérées. Or, ce couplage est nécessaire pour juger de l'efficacité structurale des géométries TPMS [1,2], notamment grâce à l'observation des mécanismes locaux. En plus de la corrélation avec les résultats expérimentaux, le modèle numérique permet d'obtenir des outils de prédiction des capacités d'absorption d'énergie des structures TPMS. Il peut s'agir de lois de comportement de Gibson-Ashby [3,4] ou bien d'abaques [2] reliant tous deux les capacités d'absorption d'énergie à la densité relative des matériaux cellulaires considérés.

Ainsi, dans ce chapitre, la première partie est consacrée à la modélisation des essais de compression des structures TPMS en détaillant toutes les hypothèses choisies. Ensuite, les influences de plusieurs paramètres numériques sont approfondies, notamment pour le choix de la loi de comportement matériau. Dans la troisième section, les résultats des simulations numériques et des essais expérimentaux sont comparés pour juger de la précision du modèle numérique. La quatrième partie s'intéresse ensuite à l'étude locale de la répartition des contraintes et déformations plastiques. Il est alors possible d'identifier les mécanismes de déformation locaux et d'expliquer la sensibilité à la vitesse de déformation des structures TPMS. La section suivante porte sur l'utilisation du modèle numérique comme outil de prédiction des capacités d'absorption d'énergie et de dimensionnement des structures TPMS pour des chargements quasi-statique et dynamique. Enfin, la dernière section vient conclure ce chapitre.

1. Modèle numérique

La mise en donnée du modèle numérique est détaillée dans cette première partie en présentant les hypothèses retenues dans le cadre de ces travaux ainsi que les conditions de chargement et le protocole d'analyses des observables.

Le système dimensionnel employé tout au long de cette partie numérique est {mm, g, ms}.

1.1. Modélisation des structures TPMS

La première étape consiste à réaliser un maillage volumique de la structure TPMS grâce au logiciel HyperMesh[®] (HM) de la suite Altair[®]. Les fichiers STL générés pour la fabrication par SLM sont utilisés comme point de départ à la procédure de maillage surfacique. Ce maillage composé d'éléments triangulaires (dénommés « TRIA3 » sur HM) est importé sur HM. À partir de là, un remaillage surfacique avec des éléments triangulaires est effectué en choisissant la taille d'élément adaptée (outil « automesh » sur HM). Le choix de la taille d'élément est détaillé dans une étude de convergence en maillage dans la section 2.1. Ensuite un maillage volumique est obtenu grâce au maillage surfacique (outil « tetramesh » sur HM). Les éléments sont passés au second ordre avec des éléments tétraédriques à 10 nœuds (dénommés « TRETRA10N » sur HM, **Figure 5-1a**) dans le but de reproduire plus fidèlement la complexité du comportement à déformation des structures TPMS [5,6]. Étant donné qu'il s'agit d'une modélisation solide, une propriété générique de type P14 Solid est choisie pour les éléments TETRA10N.

Le chargement de compression est représenté au moyen de deux plans rigides (**Figure 5-1b**). Dans le détail, un plan supérieur où seule la translation selon la direction de chargement Z est autorisée (plan de couleur verte), et un plan inférieur qui est défini comme encasté (plan de couleur rouge). Ces deux derniers sont maillés au préalable avec des éléments coques (dénommés « SH4N » sur HM). Une propriété classique de type P1 d'élément Shell dont l'épaisseur vaut 0,1 mm est attribuée aux plans. Ces deux derniers sont ensuite définis comme des corps rigides avec un nœud maître.

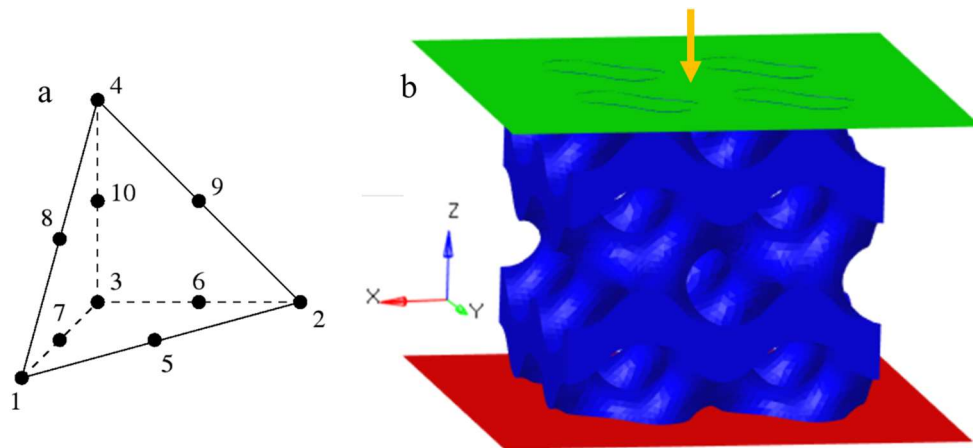


Figure 5-1 : Maillage volumique : (a) schéma d'un élément TETRA10N avec la numérotation de chaque nœud ; (b) modèle numérique de la compression du TPMS Skeletal Gyroid 2m 30%.

Le matériau considéré est celui qui a été caractérisé expérimentalement dans le Chapitre 2. Les deux lois de comportement - isotrope et anisotrope - identifiées dans la section 5 de ce même chapitre seront testées. Une comparaison avec les données expérimentales permettra de choisir la loi la plus pertinente. Pour les deux modèles matériaux, les paramètres suivants sont définis en commun : un module d'Young initial E de 180 GPa, un coefficient de Poisson ν de 0,3 et une densité ρ de $7,95 \text{ g} \cdot \text{cm}^{-3}$.

La prise en compte de l'érosion des éléments n'est pas considérée. En effet, le Chapitre 3 montre qu'un faible nombre de structures TPMS (Skeletal Diamond 2m 30% et Sheet Gyroid 2m 20%) présentent des phénomènes de rupture. La plupart des études numériques [2,4,7] ne prennent d'ailleurs pas ce phénomène en compte pour des raisons similaires.

1.2. Mise en donnée

Une fois le maillage réalisé sur HM, la mise en données de la simulation de chargement par compression axiale est faite sur le module HyperCrash[®] (HC) de la même suite Altair[®]. Les plans supérieur et inférieur – maillés en 2D - sont définis comme des corps rigides avec un nœud maître en leur centre pour définir plus simplement leur mobilité spatiale. L'interface de contact considérée est une interface classique de type maître/esclave (numéro 7 sur HC). Trois sont définies ici, à savoir :

- Deux interfaces entre chaque plan et la structure TPMS
- Une interface de type autocontact pour la structure TPMS afin d'éviter l'interpénétration nodale

Pour les deux interfaces entre chaque plan et la structure TPMS, un coefficient de frottement de Coulomb de 0,1 est choisi [4,8]. Étant donné que les simulations numériques sont exécutées sur le solveur explicite RADIOSS, le chargement quasi-statique est effectué avec une mise en vitesse constante du plan supérieur de $5 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$, via une fonction linéaire sans prise en compte des effets de vitesse dans la loi matériau. Effet, avec un solveur explicite, un temps de calcul trop conséquent serait nécessaire pour simuler la compression pour un chargement quasi-statique à une vitesse de $1 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$. Cette

hypothèse est vérifiée ultérieurement dans la section 2.2. Pour les chargements de compression en régime dynamique, la vitesse imposée est de $15 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$, qui correspond à la vitesse maximale de l'impacteur du dispositif de barres de Hopkinson obtenue expérimentalement dans le Chapitre 3, en prenant en compte cette fois-ci les effets de vitesse dans la loi matériau.

Le post-traitement est effectué au moyen du module HyperView[®] pour les visualisations, et de HyperGraph[®] pour tracer l'évolution des observables définies au préalable tels que les déplacements et les efforts par exemple. Le déplacement du plan supérieur ainsi que l'effort normal de l'interface du plan inférieur et la structure TPMS sont ainsi extraits afin d'obtenir les courbes caractéristiques représentatives du comportement à la compression telles qu'extraites lors des essais expérimentaux. Celles-ci sont normalisées en réponses contrainte-déformation apparentes en rapportant le déplacement relatif à la hauteur initiale de la structure TPMS (20 mm) et l'effort relatif à la surface initiale apparente (soit $20 \cdot 20 \text{ mm}^2$).

Cette première section a permis de bâtir le modèle numérique en détaillant la modélisation des structures TPMS et l'obtention du chargement de compression. Avant de comparer les résultats des simulations numériques avec l'expérimental, il convient de vérifier au préalable plusieurs points afin de s'assurer de la fiabilité du modèle numérique qui a été retenu.

2. Sensibilité du modèle numérique

Après avoir présenté le modèle de compression des TPMS, l'influence de plusieurs paramètres sur la réponse de la simulation numérique est détaillée dans cette partie.

Bien que la densité relative après fabrication des structures TPMS soit plus faible que la valeur cible, en moyenne de 8,3%, la densité relative est fixée à la valeur cible afin que celle-ci soit identique pour chaque structure TPMS. Cette hypothèse est appliquée dans tout ce chapitre. Celle-ci est confortée par les travaux de Li *et al.* [4] qui ont montré peu de différences entre les résultats d'un modèle numérique « idéal » (comme dans notre cas) et ceux d'un modèle numérique prenant en compte les défauts de fabrication et les résultats expérimentaux. Cette hypothèse est également considérée dans d'autres études [9,10].

Pour les premières analyses sur le maillage, la vitesse de chargement et le nombre de motif, la loi matériau considérée est le modèle Johnson-Cook (JC) de l'orientation Bd90 dont les paramètres issus de l'identification du Chapitre 2 sont détaillés dans le **Tableau 5-1**. Le choix de la loi matériau sera discuté dans la section 2.4 en comparaison avec les données expérimentales.

Tableau 5-1 : Paramètres du modèle JC pour l'orientation Bd90.

A (MPa)	B (MPa)	n	C	$\dot{\epsilon}_0$ (s^{-1})	m_T	T_f (K)	T_0 (K)
454	487	0,52	0,014	0,00057	0,91	1504	298

2.1. Convergence du maillage

Dans un premier temps, il convient de déterminer la densité du maillage nécessaire pour optimiser la précision des résultats en fonction du temps de calcul. Pour cette étude de convergence du maillage, le motif Sheet Gyroid 2m 30% est choisi. C'est en effet les TPMS de la famille Sheet qui sont dimensionnant, car l'épaisseur de parois constante de ces derniers est bien inférieure à l'épaisseur minimale des TPMS de la famille Skeletal.

L'analyse est menée sur la réponse mécanique pour un chargement quasi-statique en comparant conjointement les paramètres SEA et σ_p introduits dans le chapitre précédent. Trois tailles d'éléments sont dès lors considérées, correspondant à deux, trois et quatre éléments dans l'épaisseur.

Les résultats, les détails des maillages et les modèles 3D associés sont présentés dans la **Figure 5-2**. Les courbes contrainte-déformation apparentes sont similaires pour les trois cas, mais avec une contrainte dans la phase plateau plus élevée avec le modèle à deux éléments dans l'épaisseur. Cela se traduit par un écart de 4% sur les paramètres SEA et σ_p par rapport au cas où il y a quatre éléments dans l'épaisseur. Cet écart est de 1% en comparant trois et quatre éléments dans l'épaisseur. Bien que les écarts entre les cas soient faibles, il y a une grosse disparité sur le temps de calcul. Pour atteindre une déformation apparente de 0,5 (déplacement de 10 mm), il faut 4h20 pour deux éléments, 15h pour trois éléments et 55h pour quatre éléments sur notre serveur de calcul.

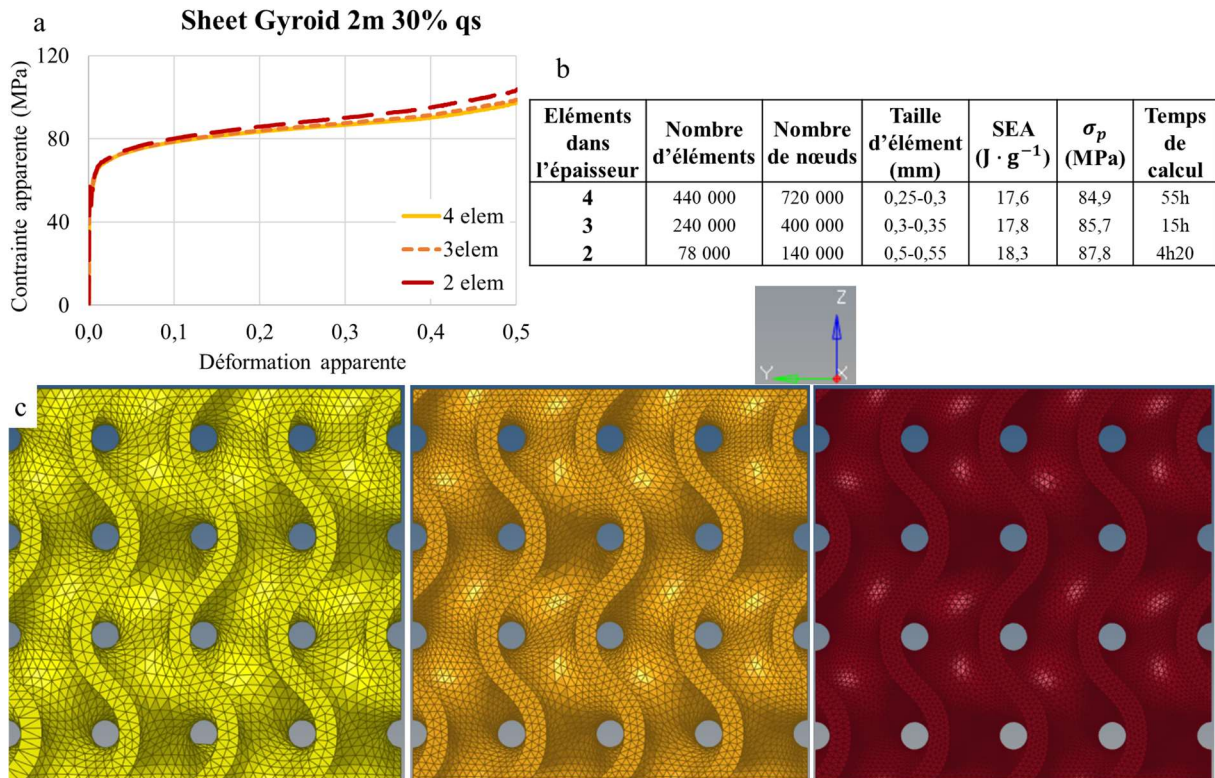


Figure 5-2 : Convergence en maillage du TPMS Sheet Gyroid 2m 30% : (a) courbes contrainte-déformation apparentes pour un chargement quasi-statique avec 2 – 3 – 4 éléments dans l'épaisseur (0,94 mm) ; (b) tableau présentant les paramètres SEA, σ_p , et des informations sur chaque modèle ; (c) modèles 3D associés avec de gauche à droite 2 – 3 – 4 éléments dans l'épaisseur.

Le choix se porte ainsi sur le modèle avec trois éléments dans l'épaisseur car cela représente un bon compromis entre temps de calcul et précision numérique.

2.2. Vitesse de chargement

Avec un solveur explicite, un temps de calcul non envisageable serait nécessaire pour simuler la compression pour un chargement quasi-statique à une vitesse de $1 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$. Plusieurs vitesses allant de $0,1$ à $15 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$, qui est la vitesse du chargement dynamique, sont testées afin de choisir celle qui présente le meilleur compromis entre temps de calcul et précision. Le paramètre de sensibilité à la vitesse de déformation, C dans la loi matériau JC, est défini comme étant nul afin de se placer dans les conditions d'un chargement quasi-statique. Le motif considéré pour cette étude est le TPMS Skeletal Gyroid 2m 30% afin d'obtenir des temps de calcul plus rapide que dans le cas d'un motif TPMS Sheet Gyroid 2m (taille d'élément plus faible en raison de l'épaisseur des parois elle aussi plus faible).

Les résultats des simulations numériques sont détaillés dans la **Figure 5-3**.

Un phénomène d'oscillation numérique est visible à la fin de la phase élastique pour les vitesses de 5 et $15 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$ (**Figure 5-3b**). Il s'agit d'un phénomène de réflexion d'ondes élastiques entre les plans

inférieur et supérieur jusqu'à ce qu'un équilibre des forces se produise pour une déformation apparente de 0,02. Cela se traduit par une rigidité élastique plus prononcée, mais dont l'impact reste très limité sur le reste de la courbe et donc sur les paramètres SEA et σ_p . Ce phénomène a également été observé dans d'autres travaux [4,11,12].

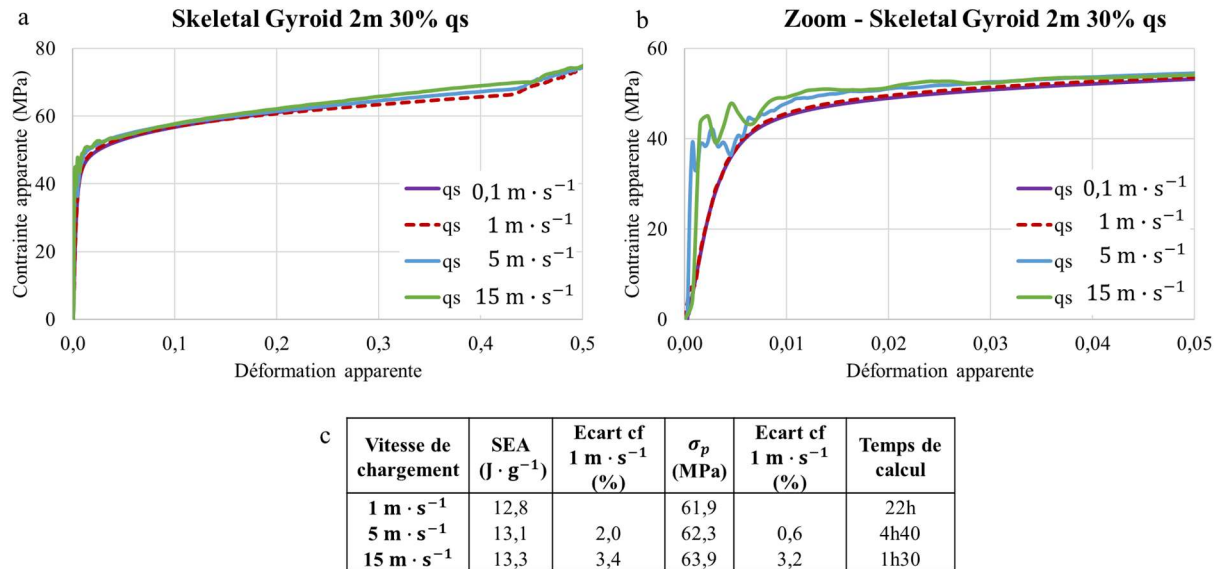


Figure 5-3 : Influence de la vitesse de chargement : (a-b) courbes contrainte-déformation apparentes du TPMS Skeletal Gyroid 2m 30% pour quatre vitesses de chargement ; (c) tableau récapitulatif des résultats des simulations pour les chargements à 1 – 5 – 15 $m \cdot s^{-1}$.

Pour une vitesse de chargement de $0,1 m \cdot s^{-1}$, la compression a été réalisée jusqu'à une déformation apparente de 0,1, soit un déplacement de 2 mm, pour un temps de calcul de 71h. Pour atteindre le même niveau de déformation, il faut respectivement 7h, 1h40, 30min pour les vitesses de 1, 5 et 15 $m \cdot s^{-1}$. Comme des résultats similaires sont obtenus pour les vitesses de chargement de 0,1 et 1 $m \cdot s^{-1}$, seule la dernière vitesse est considérée pour la comparaison avec 5 et 15 $m \cdot s^{-1}$.

Hormis une contrainte légèrement supérieure à la fin de la phase plateau à plus haute vitesse, il n'y a de pas différence notable entre les différentes vitesses de chargement. Cela se traduit par de faibles écarts sur les paramètres SEA et σ_p , inférieurs à 3,5%, entre les vitesses de déformation considérées. L'augmentation de la vitesse de chargement amène des effets inertiels sur les mécanismes d'effondrement indépendants des effets visqueux du matériau constitutif.

D'après les temps de calcul nécessaires pour atteindre une déformation apparente de 0,5, la vitesse de chargement de $5 m \cdot s^{-1}$ présente un bon compromis entre rapidité et précision. Cette vitesse est utilisée dans la suite de l'étude pour simuler le chargement quasi-statique sans prendre en compte les effets de sensibilité à la vitesse de déformation.

2.3. Nombre de motifs

Expérimentalement, une étude sur l'influence du nombre de motifs entre des répétitions de deux et quatre motifs a été menée dans la section 5.1 du chapitre précédent. Peu de différences ont été observées sur les réponses mécaniques permettant ainsi de considérer un VER de deux motifs. Cette fois-ci, en plus des répétitions de deux et quatre motifs, une autre de trois motifs est incluse afin de compléter l'analyse. La taille du motif est fixée à 10 mm.

Les résultats et les modèles 3D pour les trois cas sont détaillés dans la **Figure 5-4**. Les répétitions de deux et trois motifs ont des courbes contrainte-déformation apparentes similaires. Il est donc de même pour leurs paramètres SEA et σ_p . Pour une répétition de quatre motifs, la contrainte au cours de la phase plateau est légèrement supérieure à celle des deux autres cas, avec des écarts compris entre 2,5 et 3,8% sur les paramètres SEA et σ_p .

De façon détaillée, des écarts similaires sont obtenus expérimentalement entre des répétitions de deux et quatre motifs dans la section 5.1 du Chapitre 3. La légère supériorité constatée pour une répétition de quatre motifs s'explique par une rigidité latérale plus importante due à un nombre de motifs plus grand [13]. Pour des répétitions de deux et trois motifs, l'influence de cette rigidité est quasiment inexistante.

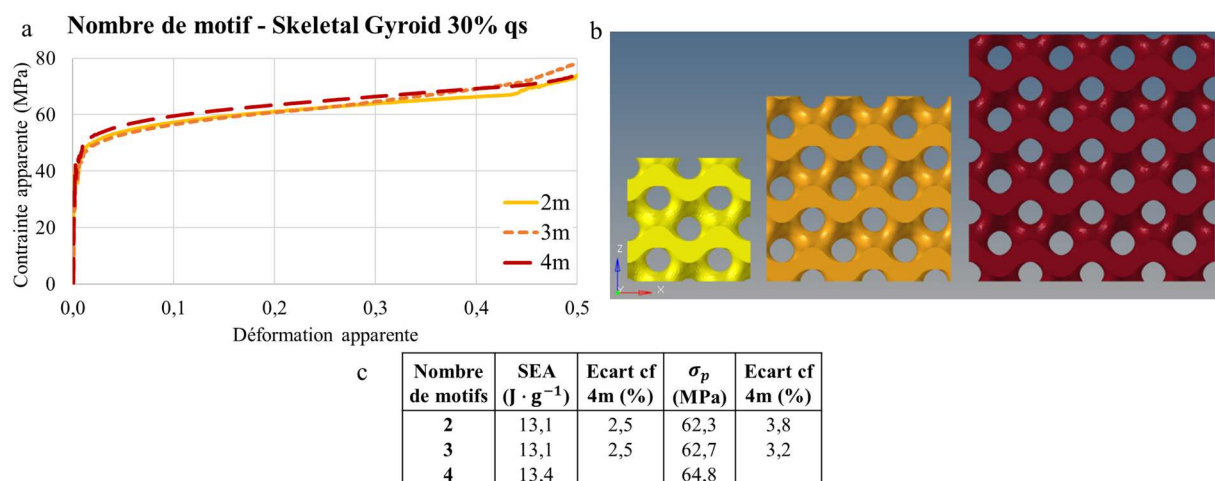


Figure 5-4 : Influence de nombre de motif : (a) courbes contrainte-déformation apparentes du TPMS Skeletal Gyroid 30% avec des répétitions de 2, 3 et 4 motifs ; (b) modélisations 3D associées avec de gauche à droite des répétitions de 2 – 3 – 4 motifs ; (c) tableau récapitulant les paramètres SEA et σ_p en comparaison avec la répétition de quatre motifs.

Ainsi, comme dans l'étude expérimentale, aux vues des faibles écarts entre les trois répétitions étudiées, un VER de deux motifs est considéré dans la suite de l'étude numérique.

2.4. Loi matériau

Dans la section 5 du Chapitre 2 portant sur la caractérisation du 316L SS SLM, deux modèles de comportement ont été proposés pour les trois orientations de fabrication étudiées, soit Bd0 – Bd45 – Bd90. Elles permettent de prendre en compte l'anisotropie (modèle de Hill) ou non (modèle de Johnson-Cook) du matériau engendré par le procédé de fabrication. Cette partie compare les résultats des simulations numériques pour ces différentes lois matériaux avec les données expérimentales (allure des courbes contrainte-déformation apparentes, paramètres SEA et σ_p). L'intérêt est de choisir celle qui permet d'obtenir la meilleure précision vis-à-vis des données expérimentales. Les paramètres des lois matériaux sont détaillés dans le **Tableau 5-2**.

Tableau 5-2 : Paramètres des modèles matériaux Hill et JC pour les trois orientations.

Orientation	Hill							Johnson-Cook							
	A (MPa)	ε_0	n	Paramètres de Hill				A (MPa)	B (MPa)	n	C	$\dot{\varepsilon}_0$ (s ⁻¹)	m_T	T_f (K)	T_0 (K)
				F	G	H	N								
Bd0	945	0,03	0,17					493	570	0,52	0,013				
Bd45	1059	0,26	0,54	0,42	0,70	0,30	2,26	488	680	0,74	0,011	0,00057	0,91	1504	298
Bd90	950	0,17	0,36					454	487	0,52	0,014				

Les données issues des simulations numériques et des essais expérimentaux du TPMS Skeletal Gyroid 2m 30% sous chargement quasi-statique sont comparées dans la **Figure 5-5**. Les réponses issues des simulations numériques présentent toutes un module apparent plus important que dans le cas expérimental, comme expliqué dans la section 2.2.

La transition entre les phases élastique et plateau se fait pour une contrainte d'écoulement plus élevée pour les modèles numériques, avec une valeur d'au minimum 47 MPa pour JC_Bd90, par rapport à 43 MPa pour les essais expérimentaux. Cette différence peut s'expliquer par la considération d'un modèle numérique idéal sans prise en compte des défauts de fabrication [4]. Une autre cause probable est le choix d'une densité relative correspondant à la valeur cible, qui est supérieure à ce qui est mesurée expérimentalement.

Pour les deux modèles de comportement, les lois identifiées pour l'orientation Bd0 sont celles qui présentent les plus grands écarts avec les données expérimentales alors qu'ils sont les plus faibles pour l'orientation Bd90.

La comparaison entre les modèles de JC et Hill montrent des écarts d'au maximum 2,9% pour le paramètre SEA et 5,6% pour σ_p (par rapport aux données expérimentales) sans qu'il y ait un modèle qui soit plus fidèle aux données expérimentales que l'autre. Cependant, il est plus intéressant de choisir le modèle de JC car ce dernier permet de prendre en compte la sensibilité à la vitesse de déformation, alors que celui de Hill non. En effet, Tancogne-Dejean *et al.* [14] constatent qu'il est plus important de

considérer l'effet de vitesse de déformation pour des chargements dynamiques que l'anisotropie du matériau.

De plus, dans le cas des structures TPMS, l'anisotropie du matériau constitutif constatée dans le Chapitre 2 est moins prononcée. Du fait de la variation de géométrie des structures, il n'est plus question d'une seule orientation, comme c'était le cas pour les éprouvettes de traction. C'est ce qu'a constaté Yang *et al.* [15] sur des Skeletal Gyroid avec une absence d'orientation cristallographique préférentielle. Ceci a également été observé dans la section 5.2 du Chapitre 3 où des réponses mécaniques similaires sont obtenues pour les directions de sollicitations X, Y et Z. Les structures TPMS fabriquées par le procédé SLM permettent d'atténuer les effets d'anisotropie induits par ce dernier et particulièrement prononcés lors de l'élaboration du matériau constitutif. La réponse structurale prend alors le dessus sur la réponse matérielle.

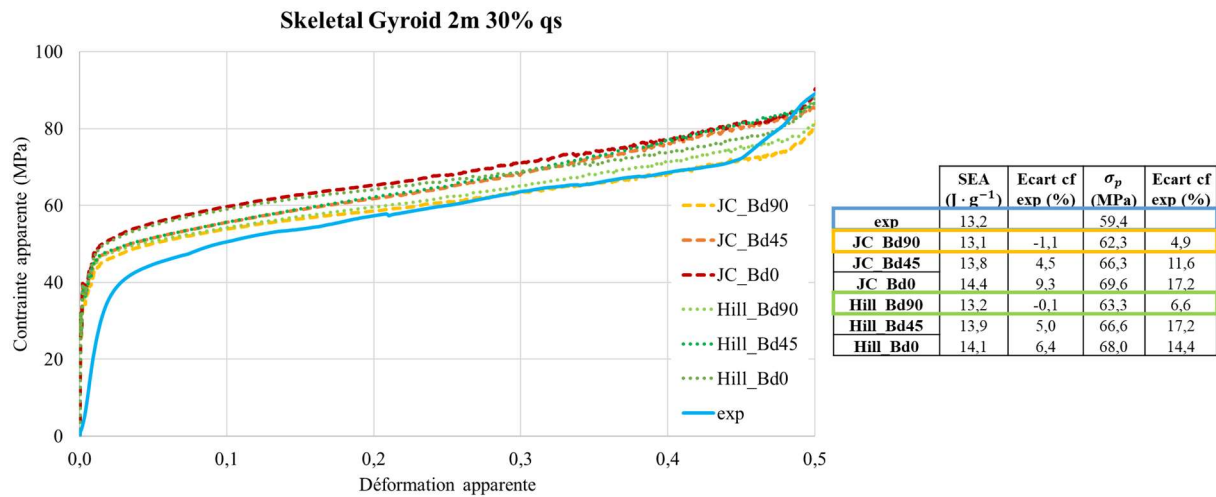


Figure 5-5 : Courbes contrainte-déformation apparentes du TPMS Skeletal Gyroid 2m 30% comparatives entre les données expérimentales et numériques pour les deux lois de comportement ; tableau associé détaillant les paramètres SEA et σ_p avec les écarts par rapport aux données expérimentales.

L'orientation de fabrication Bd90 est celle qui est la plus fidèle aux données expérimentales. Dans le cas des structures TPMS, l'anisotropie est moins marquée que dans le cas du matériau constitutif. Il est préférable de choisir une loi de comportement qui permette de considérer la sensibilité à la vitesse de déformation plutôt que l'anisotropie. Ainsi, le modèle de Johnson-Cook identifié sur l'orientation 90° est choisi par la suite pour simuler le comportement mécanique des structures TPMS.

3. Comparaison expérimentale/numérique

Les comparaisons expérimentale/numérique sont réalisées sur les quatre géométries TPMS 2m en considérant les deux densités relatives (20% et 30%) sous chargements quasi-statique et dynamique.

Pour cela, les courbes contrainte-déformation apparentes, les paramètres SEA et σ_p associés, et les déformées sont confrontés.

3.1. Régime de chargement quasi-statique

Les résultats expérimentaux issus du chapitre précédent et ceux des simulations numériques sont comparés dans les **Figure 5-6** et **Figure 5-7**.

Comme expliqué précédemment, la rigidité de la phase élastique des courbes contrainte-déformation apparentes - obtenues par simulation numérique - est plus importante que ce qui est observé expérimentalement.

En revanche, la phase plateau présente des différences moins importantes. D'après les écarts sur σ_p , qui est représentatif de cette phase, des différences d'au maximum 5,3% sont visibles par rapport aux modèles Skeletal. Étant donné que la rupture n'est pas considérée, et comme celle-ci n'est observée que pour les TPMS Skeletal Diamond 2m 30% et Sheet Gyroid 2m 20%, ce sont ces derniers qui ont les écarts les plus conséquents.

Hormis pour le motif Sheet Diamond 2m 30% où la densification n'est pas atteinte expérimentalement et numériquement, celle-ci se produit plus tard pour le modèle numérique avec une erreur comprise entre 1% et 17%. Cette surestimation numérique est causée par la considération d'un modèle idéale qui ne prend pas en compte les défauts de fabrication [2,4].

Pour $\bar{\rho} = 30\%$, les écarts sur les paramètres SEA et σ_p sont inférieurs à 6% entre données numériques et expérimentales. En revanche, les écarts sont plus importants pour $\bar{\rho} = 20\%$, avec notamment 8,8% sur le SEA pour le Skeletal Gyroid. En comparaison avec la littérature, des écarts de 11,2% pour le SEA et 8,5% pour σ_p sont obtenus pour un TPMS Sheet Diamond avec $\bar{\rho} = 30\%$ [10]. Ceci démontre une précision satisfaisante du modèle numérique développé dans cette thèse.

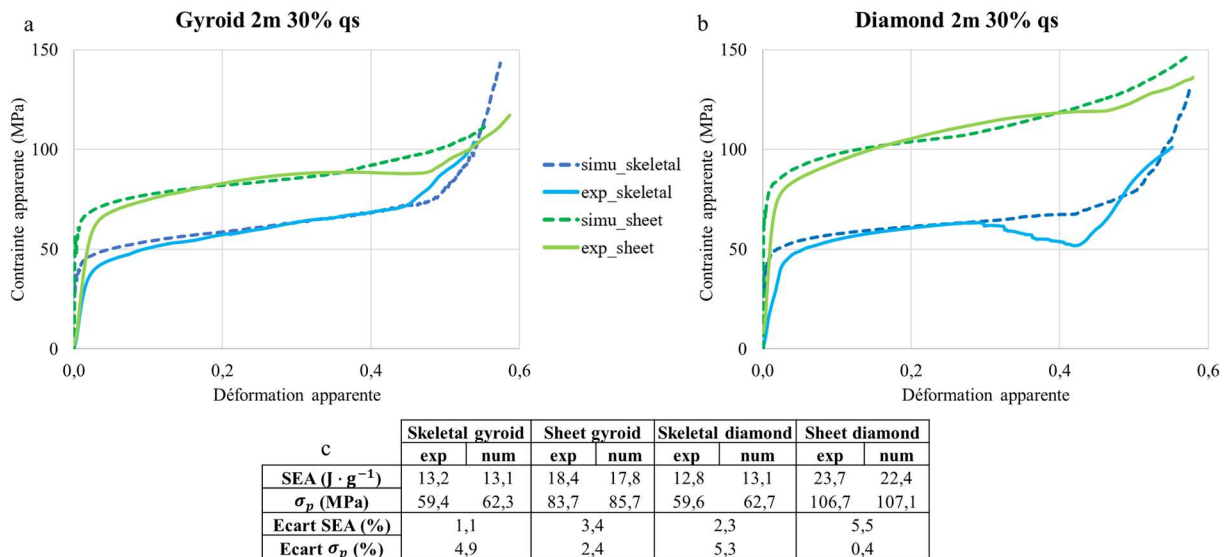


Figure 5-6 : Comparaisons des réponses caractéristiques expérimentales/numériques pour les quatre TPMS 2m 30% dans le cas d'un chargement de compression quasi-statique avec les courbes contrainte-déformation apparentes des motifs (a) Gyroid et (b) Diamond ; (c) tableau des paramètres SEA et σ_p avec les écarts par rapport aux données expérimentales.

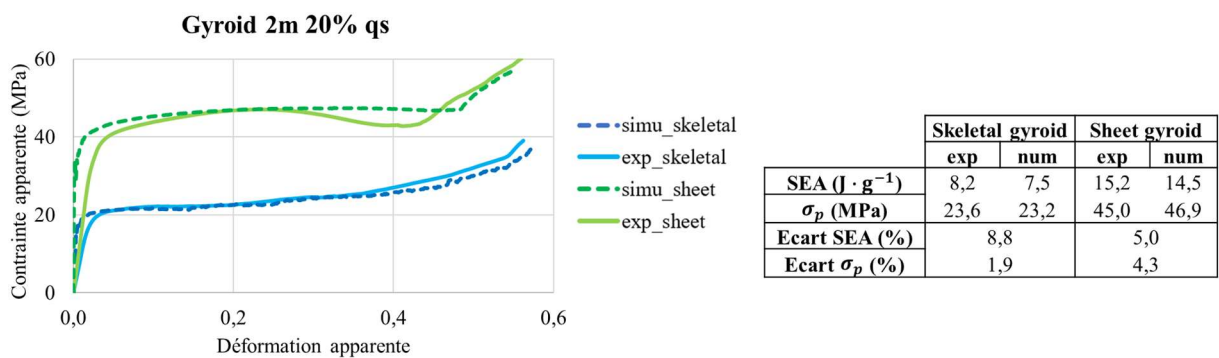


Figure 5-7 : Comparaisons des réponses caractéristiques expérimentales/numériques pour les deux TPMS 2m 20% dans le cas d'un chargement de compression quasi-statique avec les courbes contrainte-déformation apparentes et le tableau des paramètres SEA et σ_p avec les écarts par rapport aux données expérimentales.

La comparaison des simulations numériques avec les essais expérimentaux concernant les déformées des quatre géométries TPMS pour les deux densités relatives (**Figure 5-8** et **Figure 5-9**) montrent des mécanismes de déformation similaires. La déformation demeure stable au cours de la compression pour le présent régime de vitesse de chargement. Dans un premier temps, la répartition des déformations est homogène dans toute la structure pour ensuite se localiser au centre de la structure et s'étendre couche par couche de manière symétrique sur les parties inférieure et supérieure. Ceci est cohérent avec la bonne précision du modèle numérique observée sur les courbes contrainte-déformation apparentes.

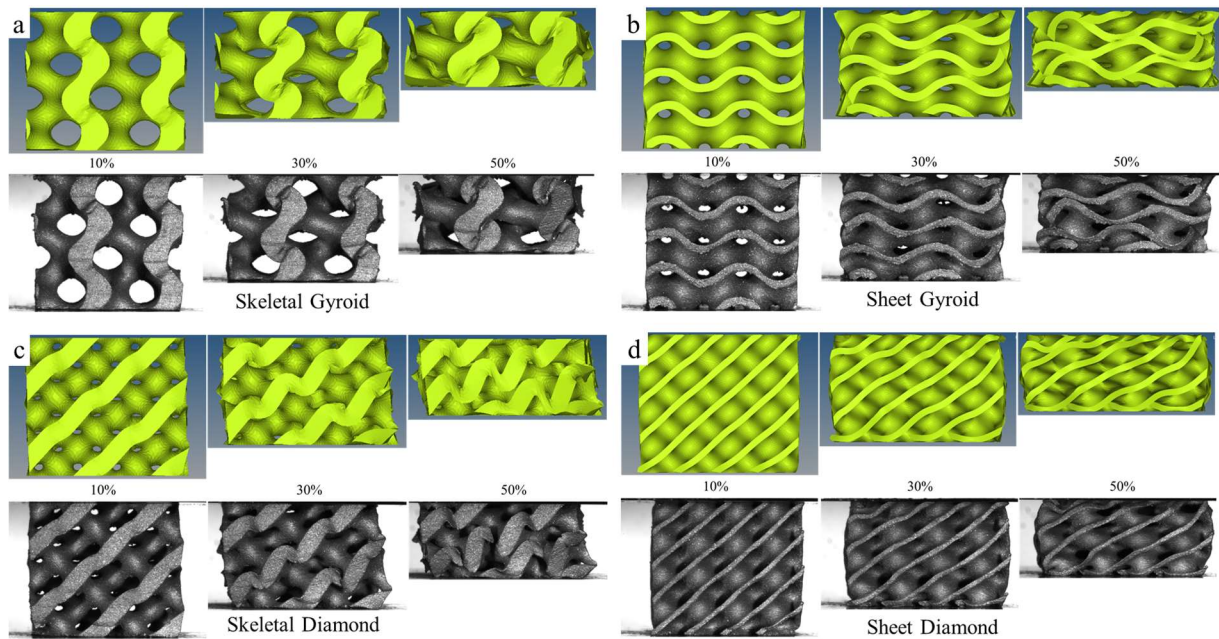


Figure 5-8 : Comparaison des déformées entre simulations numériques et essais expérimentaux à trois niveaux de déformations apparentes, 10-30-50%, pour les quatre TPMS 2m 30% dans le cas d'un chargement quasi-statique : (a) Skeletal et (b) Sheet Gyroid ; (c) Skeletal et (d) Sheet Diamond.

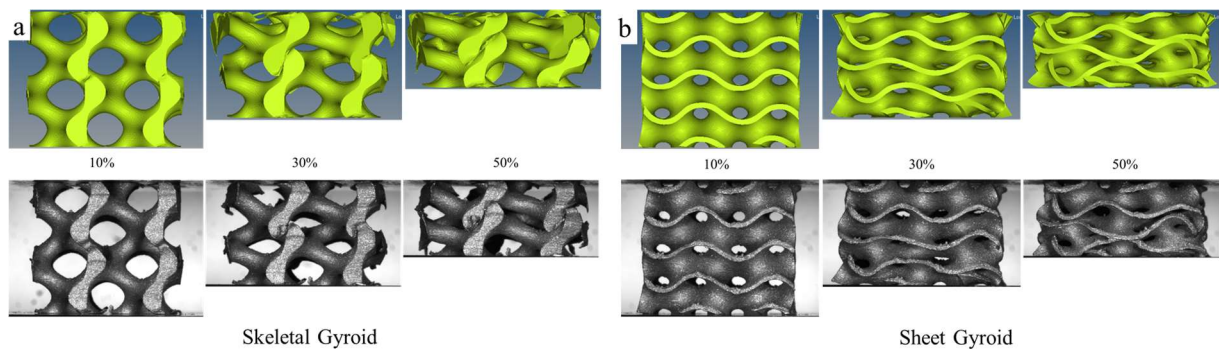


Figure 5-9 : Comparaison des déformées entre simulations numériques et essais expérimentaux à trois niveaux de déformations apparentes, 10-30-50%, pour les deux TPMS 2m 20% dans le cas d'un chargement quasi-statique : (a) Skeletal et (b) Sheet Gyroid.

Les modèles numériques de compression des structures TPMS permettent d'obtenir en quasi-statique une bonne corrélation par rapport aux essais expérimentaux. De plus, celui-ci est capable de retranscrire la modification de réponse mécanique observée expérimentalement en variant la densité relative.

3.2. Régime de chargement dynamique

Les **Figure 5-10** et **Figure 5-11** comparent les courbes contrainte-déformation des essais expérimentaux et des simulations numériques pour une sollicitation dynamique de compression.

Contrairement au chargement quasi-statique, les phases élastiques sont confondues ici. Ceci s'explique par une vitesse de chargement imposée numériquement qui est identique à celle des essais expérimentaux.

Des oscillations dues à l'utilisation de barres de Hopkinson sont observables au début de la phase plateau mais ne sont pas constatées numériquement. Les comportements au cours de la phase plateau sont similaires avec un adoucissement thermique moins marqué numériquement. Même si les effets thermiques sont pris en compte avec le modèle JC grâce aux données des travaux Li *et al.* [4], ceci n'est pas forcément le plus représentatif de notre matériau, d'où les écarts observés entre expérimental et numérique. Le principal étant d'être déjà capable de modéliser cet adoucissement thermique.

À l'exception des TPMS Skeletal Diamond 2m 30% et Sheet Gyroid 2m 20% où une chute de la contrainte due à des phénomènes de rupture (section 4.2.2.2 du Chapitre 3) est notable, des écarts inférieurs à 7,1% sont relevés pour σ_p .

De même que pour une sollicitation quasi-statique, la densification se produit plus tardivement en numérique. Cependant, les erreurs sont plus importantes avec des valeurs comprises entre 1% et 33%. Dans le cas du Sheet Diamond, la densification n'est pas atteinte aussi bien expérimentalement que numériquement.

Les variations de SEA sont plus importantes que pour un chargement quasi-statique, notamment à cause des oscillations initiales. Comme pour le chargement quasi-statique, les écarts sont plus importants pour $\bar{\rho} = 20\%$ avec une valeur maximale de 13,5% contre 8,6% pour $\bar{\rho} = 30\%$.

La précision du modèle numérique reste satisfaisante pour des chargements dynamiques, et celui-ci permet également de retranscrire le changement de réponse mécanique en variant la densité relative.

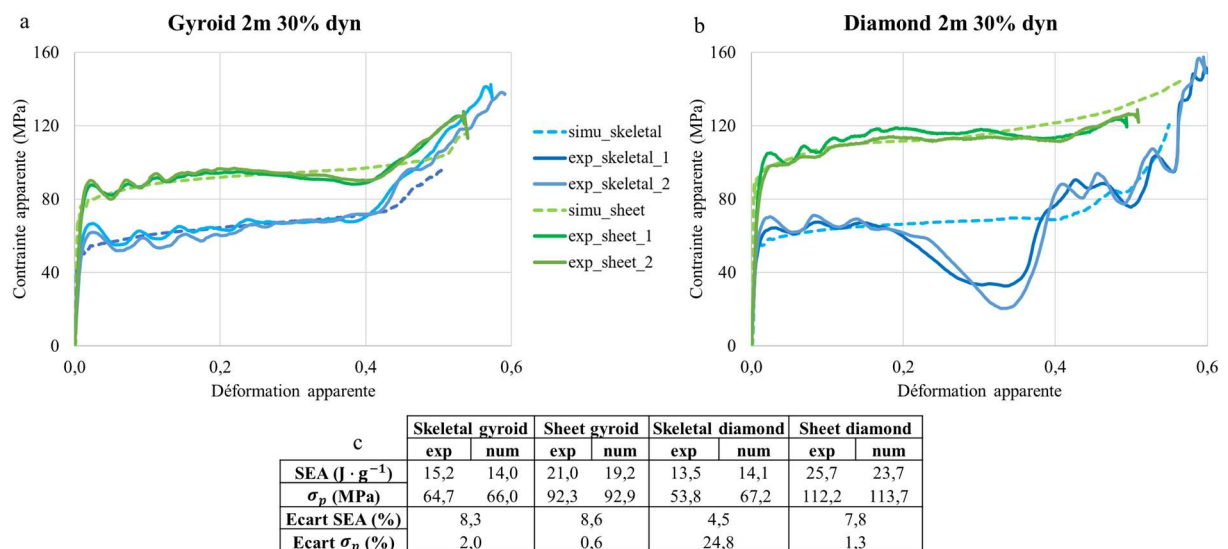


Figure 5-10 : Comparaison des réponses caractéristiques expérimentales/numériques pour les quatre TPMS 2m 30% dans le cas d'un chargement de compression dynamique avec les courbes contrainte-déformation apparentes des motifs (a) Gyroid et (b) Diamond ; (c) tableau des paramètres SEA et σ_p avec les écarts par rapport aux données expérimentales.

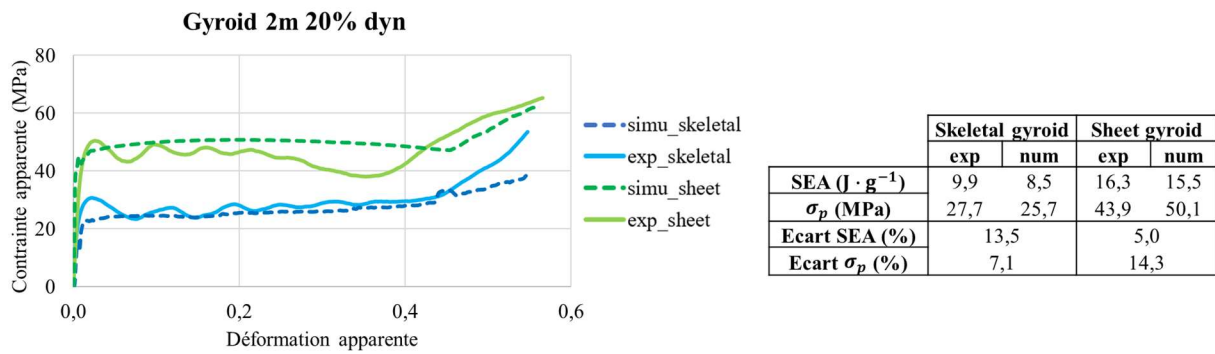


Figure 5-11 : Comparaisons des réponses caractéristiques expérimentales/numériques pour les deux TPMS 2m 20% dans le cas d'un chargement de compression dynamique avec les courbes contrainte-déformation apparentes et le tableau des paramètres SEA et σ_p avec les écarts par rapport aux données expérimentales.

Les déformées des modèles numériques sont fidèles à ce qui est observé dans le cas des essais expérimentaux (**Figure 5-12**). La déformation se localise plus rapidement que pour un chargement quasi-statique, en se produisant principalement couche par couche. Ceci est consistant avec la fiabilité constatée sur les courbes contrainte-déformation apparentes.

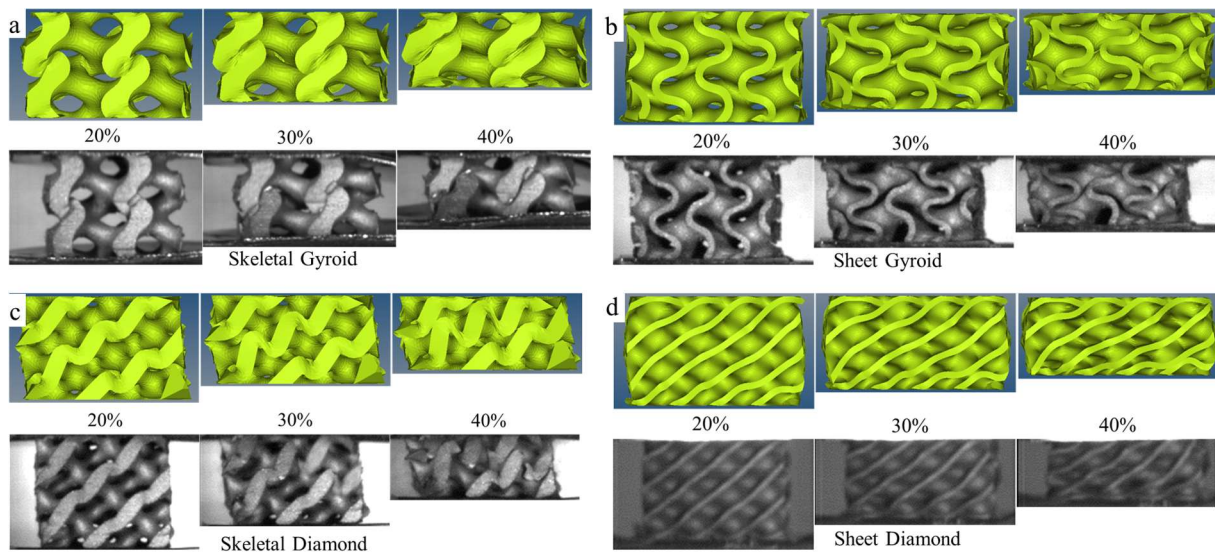


Figure 5-12 : Comparaison des déformées entre modèles numériques et essais expérimentaux à trois niveaux de déformations apparentes, 20-30-40%, pour les quatre TPMS 2m 30% dans le cas d'un chargement dynamique : (a) Skeletal et (b) Sheet Gyroid ; (c) Skeletal et (d) Sheet Diamond.

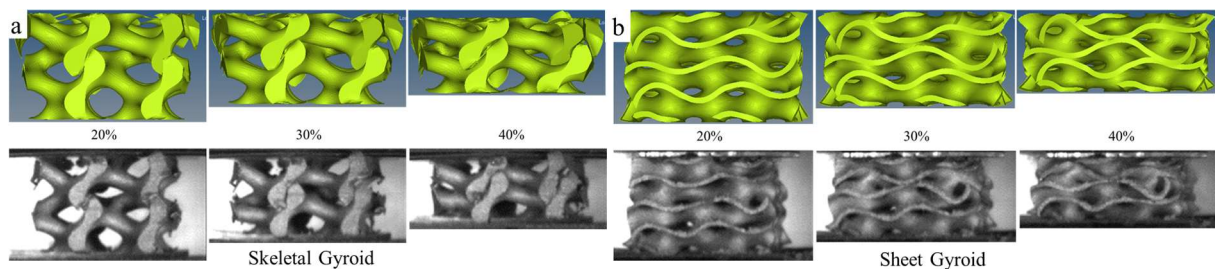


Figure 5-13 : Comparaison des déformées entre modèles numériques et essais expérimentaux à trois niveaux de déformations apparentes, 20-30-40%, pour les deux TPMS 2m 20% dans le cas d'un chargement dynamique : (a) Skeletal et (b) Sheet Gyroid.

Les simulations numériques sont capables de prédire les propriétés mécaniques des structures TPMS élaborées par SLM sous différentes vitesses de chargement et pour plusieurs densités relatives. Hormis dans le cas où des phénomènes de rupture sont constatés, les écarts sur les paramètres SEA et σ_p sont inférieurs à 13,5%.

4. Mécanismes locaux de déformation

L'observation des mécanismes locaux de déformation se fait grâce au modèle numérique en observant les répartitions des contraintes de Von Mises, des déformations plastiques et des composantes du tenseur des contraintes sur plusieurs sections internes des structures TPMS. Afin de quantifier l'efficacité de ces dernières, la répartition volumique des déformations plastiques au sein de toute la structure est déterminée. Cette analyse est faite pour les quatre motifs TPMS 2m 30% pour les chargements quasi-statique et dynamique. De plus, l'origine de la sensibilité à la vitesse de chargement est déterminée grâce au modèle numérique.

4.1. Régime de chargement quasi-statique

Les répartitions des contraintes de Von Mises et des déformations plastiques généralement observées pour le motif Gyroid (familles Skeletal et Sheet) sont de forme hélicoïdale [15]. Ce constat est cohérent avec ce qui est observé sur la **Figure 5-14**. Ce phénomène intéressant est dû à la surface hélicoïdale de la structure Gyroid [15] et au fait que c'est à ces endroits que le diamètre atteint son minimum pour la famille Skeletal où l'épaisseur varie.

Les **Figure 5-14** et **Figure 5-15** confirment les observations faites au Chapitre 3 dans la section 4.2.1 sur l'analyse des déformées. La déformation est homogène puis celle-ci se localise au centre de la structure. De plus, la déformation est homogène plus longtemps avant de se localiser pour les motifs de la famille Sheet.

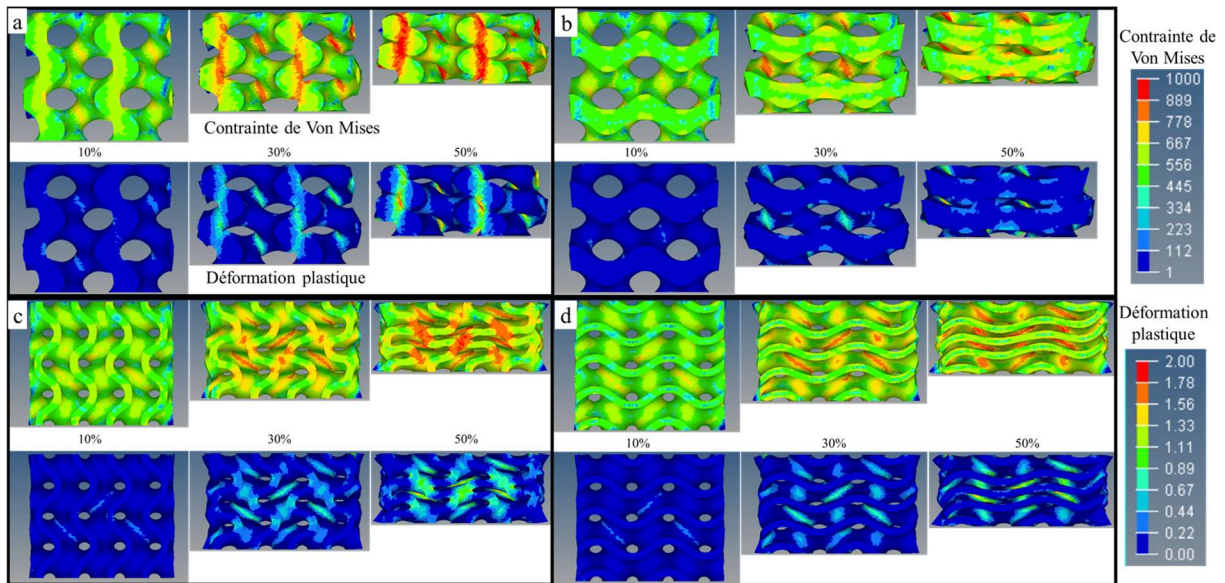


Figure 5-14 : Visualisation des contraintes de Von Mises et des déformations plastiques de deux sections internes à trois niveaux d'écrasement de 10-30-50% pour les TPMS (a,b) Skeletal et (c,d) Sheet Gyroid 2m 30%.

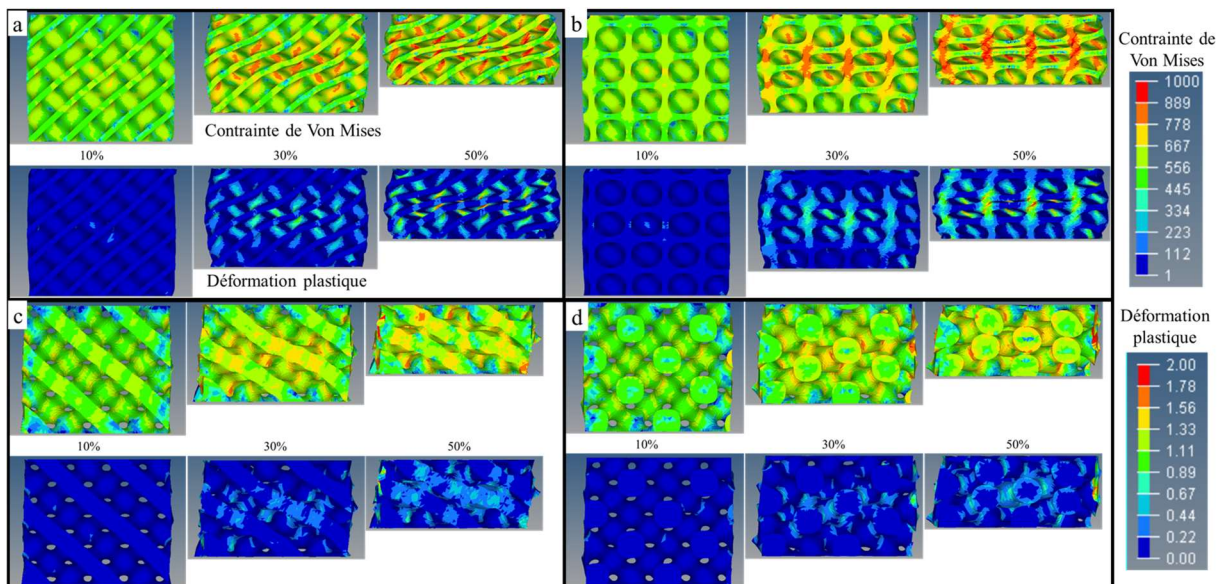


Figure 5-15 : Visualisation des contraintes de Von Mises et de la déformation plastique de deux sections internes à trois niveaux d'écrasement de 10-30-50% pour les TPMS (a,b) Skeletal et (c,d) Sheet Diamond 2m 30%.

Les **Figure 5-16** et **Figure 5-17** permettent d'aller plus loin dans l'analyse des mécanismes locaux de déformation des quatre TPMS 2m 30% avec les répartitions des composantes du tenseur des contraintes. L'analyse est similaire pour les quatre motifs. Ce sont les contraintes selon la direction Z (direction de chargement) qui sont les plus élevées et ceci en compression. Les composantes X et Y sont moins élevées que selon la direction de chargement et sont toutes deux du même ordre de grandeur. Elles sont à la fois en compression et en traction avec des répartitions différentes l'une de l'autre. Les contraintes de cisaillement YZ et ZX sont du même ordre de grandeur que les composantes X et Y. Enfin les contraintes de cisaillement XY (dans le plan) sont les plus faibles.

Les analyses combinées des répartitions des contraintes de VonMises, de la déformation plastique, des contraintes principales et de cisaillement montrent que localement plusieurs sollicitations telles que la compression, la traction et le cisaillement sont en jeu. Ainsi, la déformation se fait principalement via la flexion et le flambement et dans une moindre mesure, du cisaillement.

Dans la littérature, ceci a également été constaté pour des TPMS Sheet Gyroid et Diamond [10,16] et d'après ces travaux, ceci s'étend également aux TPMS Skeletal Gyroid et Diamond.

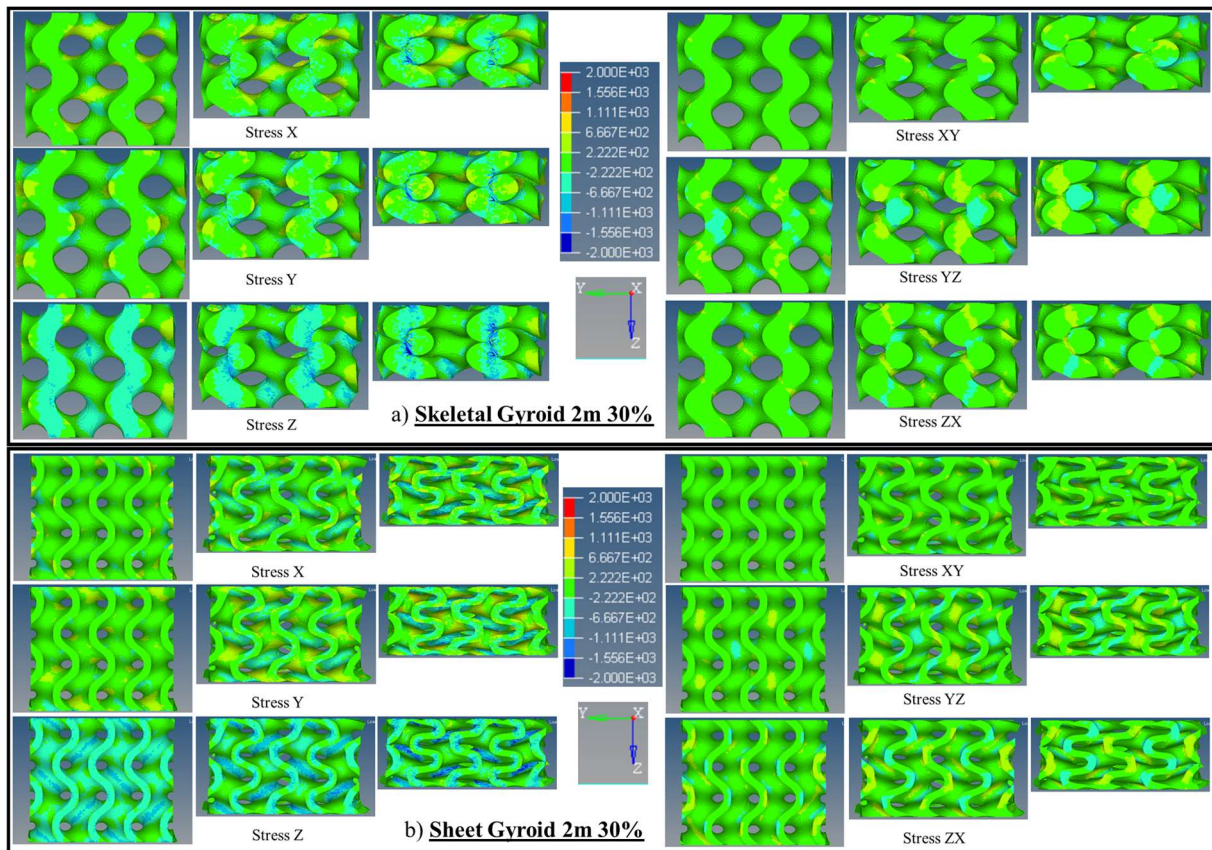


Figure 5-16 : Visualisation des composantes du tenseur des contraintes des sections médianes à trois niveaux d'écrasement de 10-30-50% pour les TPMS (a) Skeletal et (b) Sheet Gyroid 2m 30%.

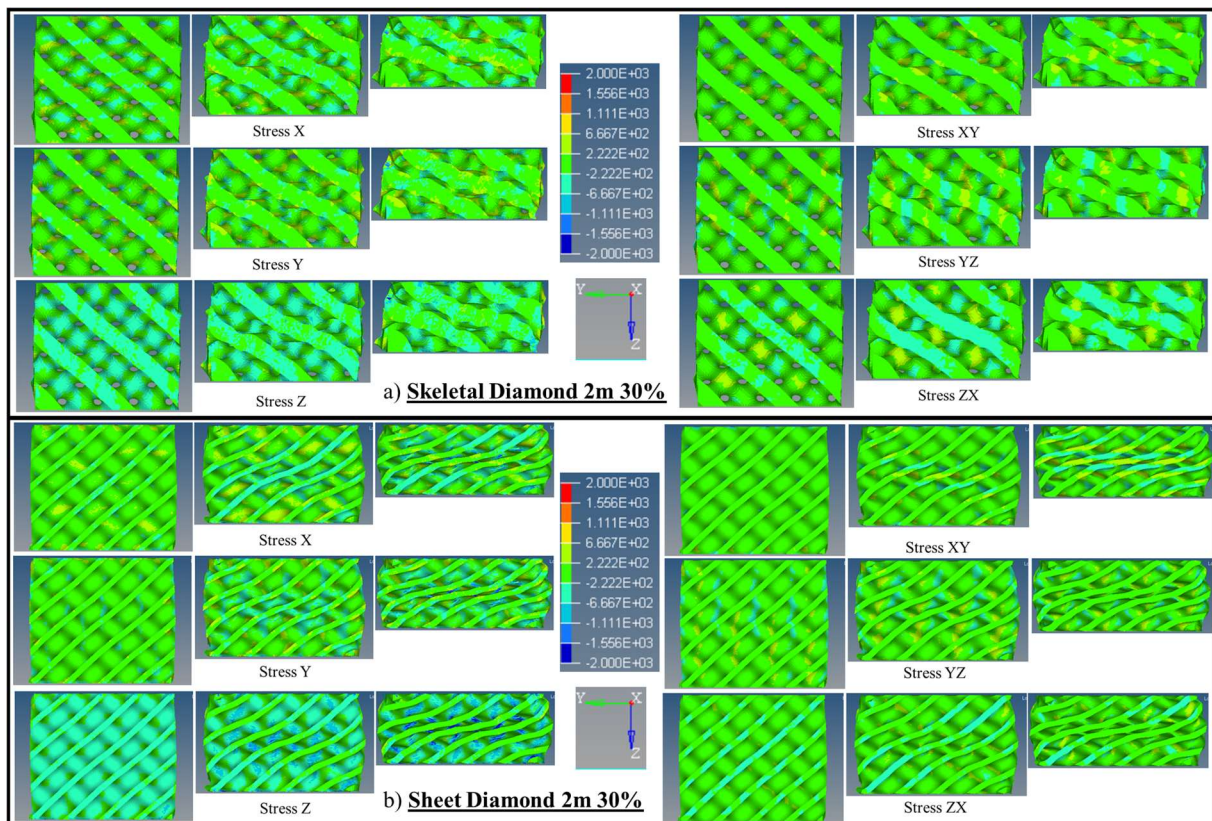


Figure 5-17 : Visualisation des composantes du tenseur des contraintes et de cisaillements des sections médianes à trois niveaux d'écrasement de 10-30-50% pour les TPMS (a) Skeletal et (b) Sheet Diamond 2m 30%.

La **Figure 5-18** détaille la répartition volumique des déformations plastiques au sein de toute la structure pour quatre plages allant de 0,1 à 0,5 de déformation totale et ceci pour trois niveaux de déformations macroscopiques. Dans l'optique d'obtenir un absorbeur d'énergie efficace, une répartition avec une plus grande proportion de déformation plastique maximale est recherchée pour des niveaux de déformation macroscopique élevés afin d'absorber un maximum d'énergie. De plus, il convient de préciser que localement, la déformation plastique est nettement supérieure à la déformation macroscopique, avec des niveaux qui atteignent 2. Macroscopiquement, c'est une moyenne globale de ce qui est vu localement pour le matériau cellulaire, qui n'est pas un matériau « plein », d'où des variations supérieures et inférieures à la déformation macroscopique.

Des répartitions similaires sont obtenues pour les motifs Skeletal Gyroid et Diamond 2m 30% traduisant une efficacité structurale équivalente. Pour la famille Sheet, un plus grand volume voit des déformations plastiques plus importantes, entre 64-65% pour une déformation plastique supérieure à 0,1 contre 48-49% pour la famille Skeletal. Ces répartitions traduisent une plus grande efficacité structurale de la famille Sheet sur la famille Skeletal. Cependant, celles-ci ne sont pas similaires pour les structures TPMS Sheet Gyroid et Diamond 2m 30% avec un grand volume pour les intervalles 0,3-0,5 et $>0,5$ pour la dernière.

Ces différences de répartition de la déformation sont cohérentes avec les analyses géométriques qui ont été faites dans la section 5.3 du Chapitre 3. Cela démontre ainsi que c'est bien l'épaisseur de paroi uniforme (famille Sheet) avec la plus grande surface volumique qui permet de plus grandes déformations plastiques et donc d'absorber une quantité supérieure d'énergie.

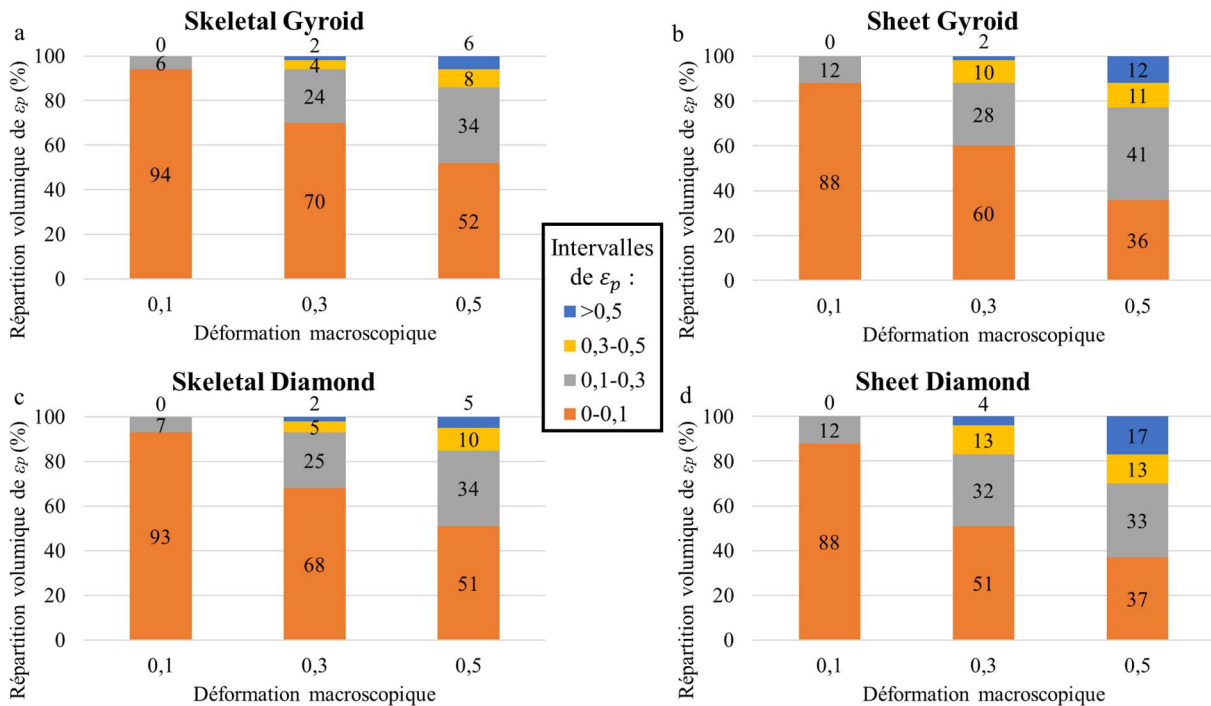


Figure 5-18 : Répartition volumique de la déformation plastique ϵ_p pour trois valeurs de déformation macroscopiques dans le cas d'un chargement quasi-statique pour les TPMS (a) Skeletal et (b) Sheet Gyroid 2m 30%, (c) Skeletal et (d) Sheet Diamond 2m 30%.

L'analyse des mécanismes de déformation locaux grâce aux modèles numériques permet de valider ce qui a été observé expérimentalement. La déformation se fait comme une combinaison de plusieurs mécanismes avec principalement du flambement et de la flexion, et dans une moindre mesure, du cisaillement. Les TPMS de la famille Sheet, dont notamment le motif Diamond, ont une meilleure efficacité structurale grâce à leur épaisseur de paroi constante.

4.2. Régime de chargement dynamique

Dans le cas d'une sollicitation de compression dynamique, les répartitions des contraintes de Von Mises et des déformations plastiques des quatre motifs (**Figure 5-19** et **Figure 5-20**) sont très similaires au cas d'un chargement quasi-statique. Il en est de même pour les répartitions des composantes du tenseur des contraintes qui détaillées en **Figure 5-21** et **Figure 5-22**. Cependant, comme il a été constaté dans l'analyse des déformées dans la section 4.2.2.2 du Chapitre 3, la localisation se fait plus rapidement sous sollicitation dynamique.

En dépit cette différence sur la localisation, les similitudes observées entre chargements quasi-statique et dynamique sont d'intérêt dans une optique de dimensionnement d'absorbeur d'énergie puisque cela signifie que la vitesse de sollicitation ne modifie pas la cinématique de déformation et la distribution des contraintes et déformations plastiques.

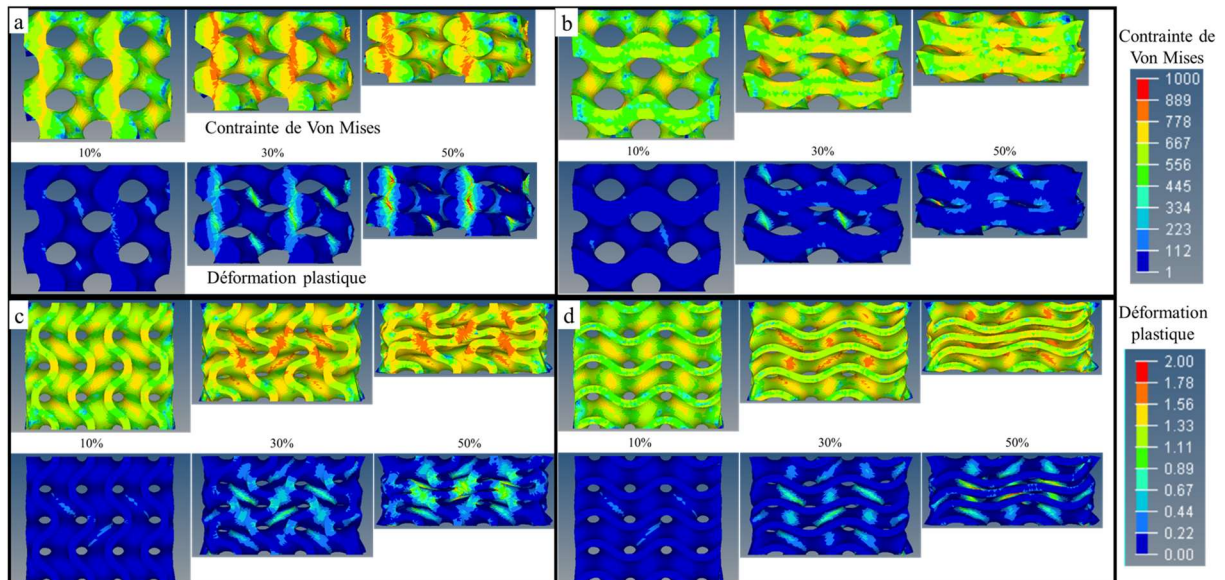


Figure 5-19 : Visualisation des contraintes de Von Mises et des déformations plastiques de deux sections internes à trois niveaux d'écrasement de 10-30-50% pour les TPMS (a,b) Skeletal et (c,d) Sheet Gyroid 2m 30%.

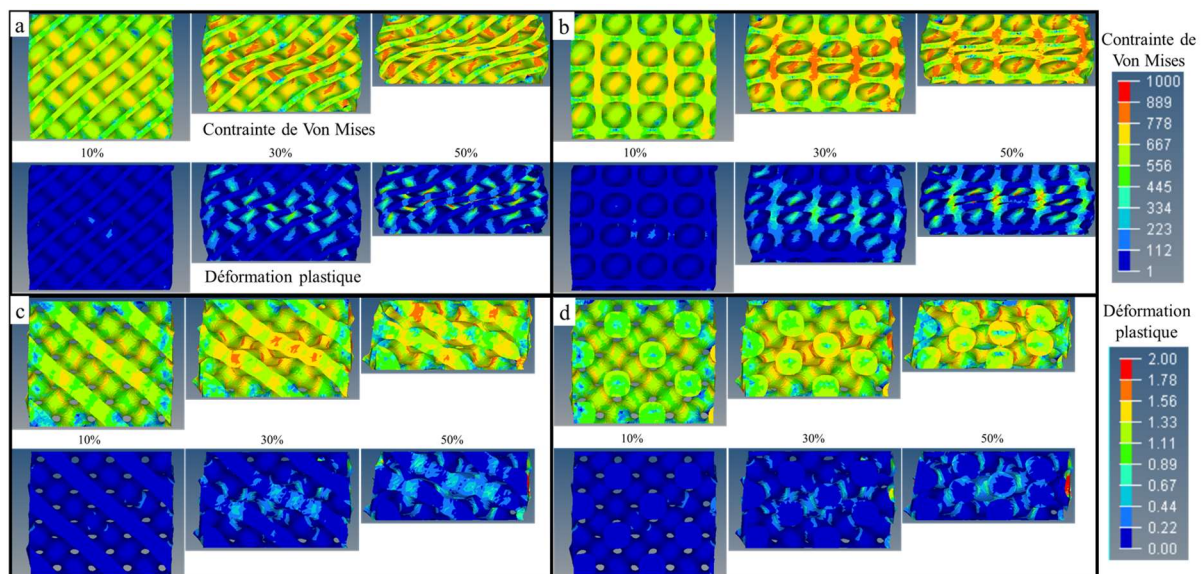


Figure 5-20 : Visualisation des contraintes de Von Mises et des déformations plastiques de deux sections internes à trois niveaux d'écrasement de 10-30-50% pour les TPMS (a,b) Skeletal et (c,d) Sheet Diamond 2m 30%.

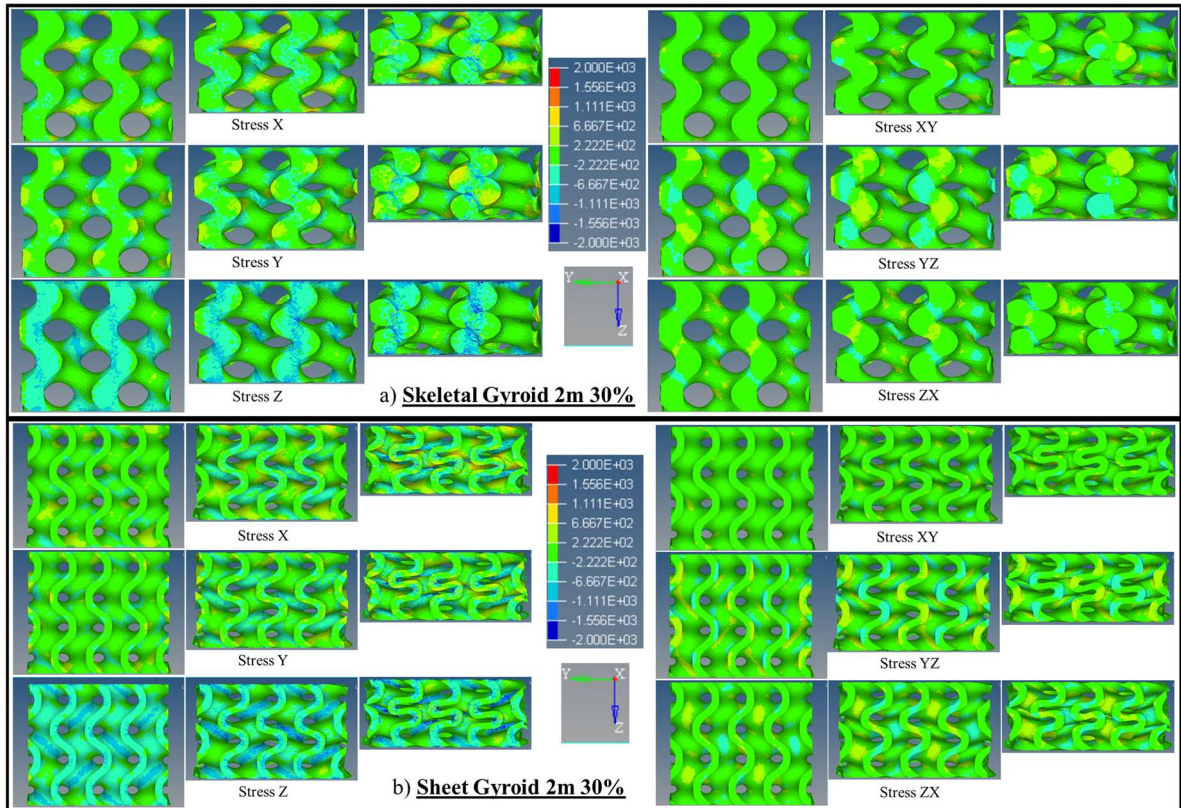


Figure 5-21 : Visualisation des composantes du tenseur des contraintes des sections médianes à trois niveaux d'écrasement de 10-30-50% pour les TPMS (a) Skeletal et (b) Sheet Gyroid 2m 30%.

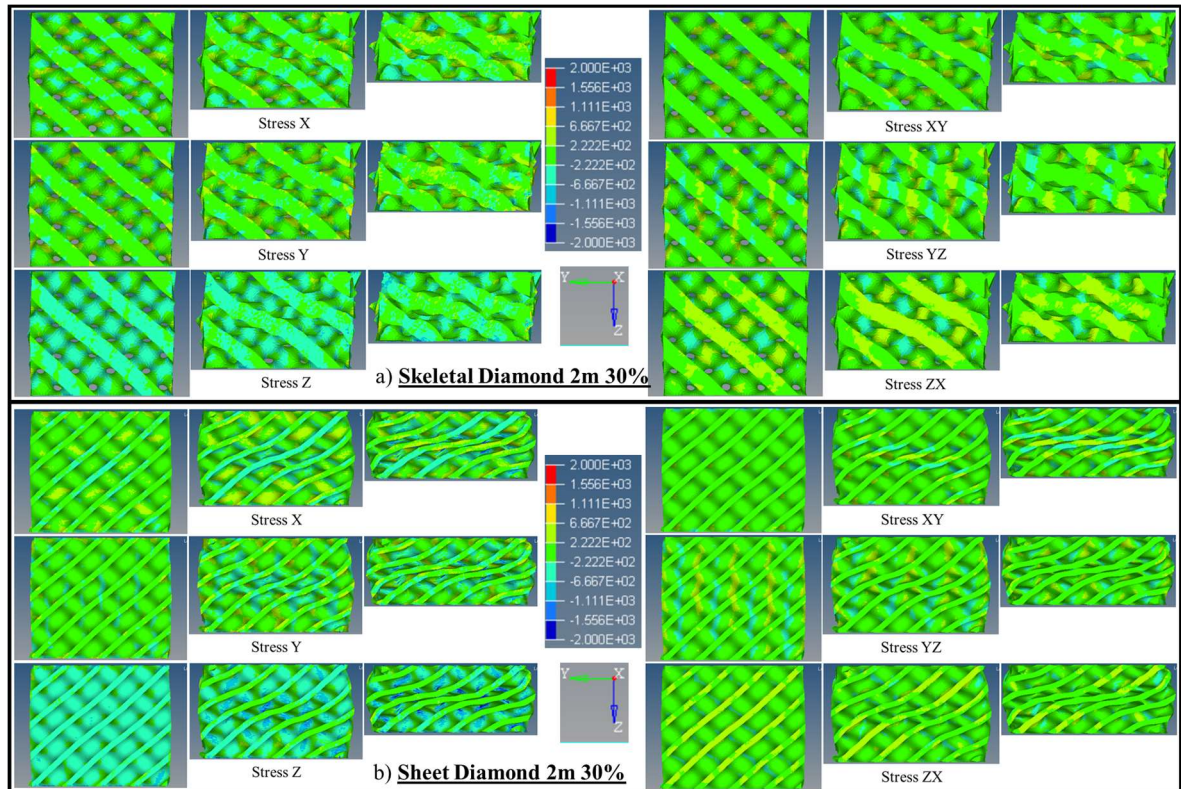


Figure 5-22 : Visualisation des composantes du tenseur des contraintes des sections médianes à trois niveaux d'écrasement de 10-30-50% pour les TPMS (a) Skeletal et (b) Sheet Diamond 2m 30%.

De même que pour le chargement quasi-statique, les répartitions volumiques des déformations plastiques au sein des TPMS sont présentées dans la **Figure 5-23**. Des résultats similaires sont obtenus pour les deux chargements.

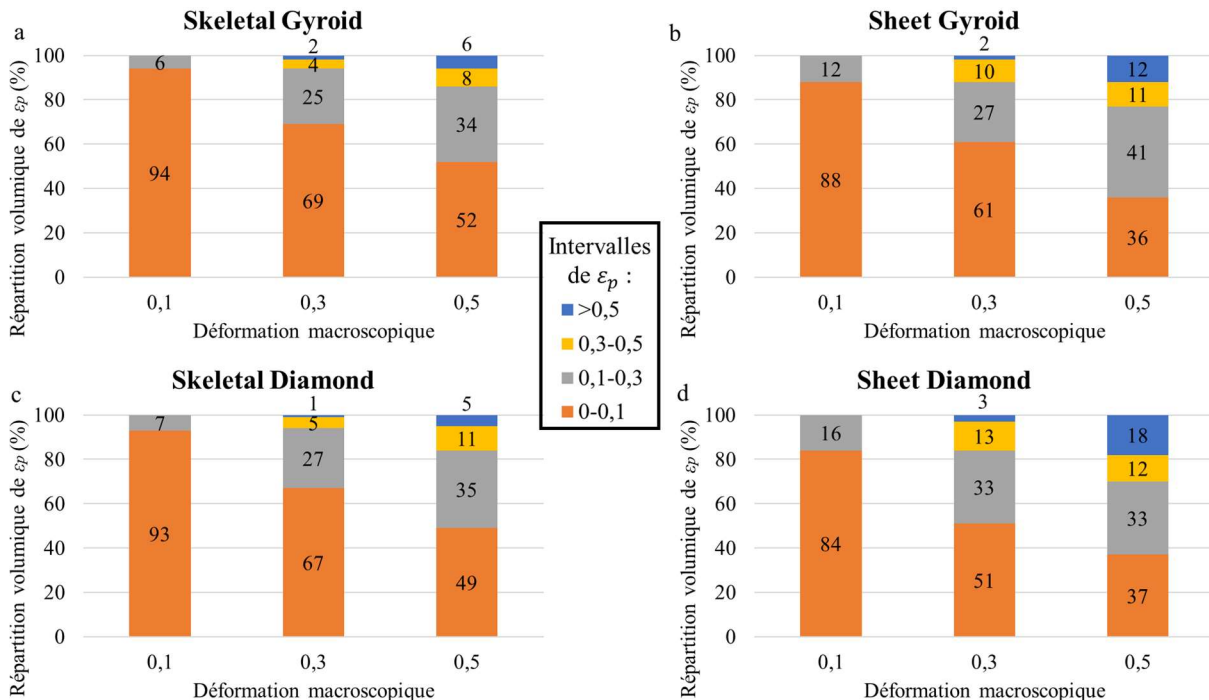


Figure 5-23 : Répartition volumique de la déformation plastique ϵ_p pour trois valeurs de déformation macroscopiques dans le cas d'un chargement dynamique pour les TPMS (a) Skeletal et (b) Sheet Gyroid 2m 30%, (c) Skeletal et (d) Sheet Diamond 2m 30%.

Les mêmes constats que pour un chargement de compression quasi-statique sont observés dans le cas d'un chargement dynamique, avec cette fois-ci une localisation plus précoce, comme il a été observé expérimentalement. Ceci est intéressant dans une optique de dimensionnement d'absorbeur d'énergie puisque cela signifie que la vitesse de sollicitation ne modifie pas la cinématique de déformation et la distribution des contraintes et déformations plastiques.

4.3. Sensibilité à la vitesse de déformation

Grâce au modèle numérique, il est également possible de déterminer l'origine de la sensibilité à la vitesse de déformation entre effets matériau et inertiel. Pour les mêmes raisons que dans la section 2.2, seul le motif TPMS Skeletal Gyroid 2m avec une densité relative $\bar{\rho} = 30\%$ est considéré ici. La **Figure 5-24** présente les courbes contrainte-déformation apparentes pour trois chargements :

- quasi-statique ($5 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$, $C = 0$) ;
- dynamique sans prendre en compte la sensibilité à la vitesse de déformation ($15 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$, $C = 0$) ;

- dynamique en prenant en compte la sensibilité à la vitesse de déformation ($15 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$, $C = 0,014$).

Entre le premier et le deuxième cas, ce sont les potentiels effets d'inertie qui sont évalués. Entre le deuxième et le troisième cas, c'est l'effet de la viscoplasticité du matériau constitutif qui est évalué.

Dans la gamme de vitesses de chargement considérée ici, nous vérifions que ce ne sont pas les effets inertiels qui permettent d'expliquer l'augmentation du niveau de contrainte constatée expérimentalement, mais bien la sensibilité à la vitesse de déformation du matériau constitutif.

Li *et al.* [4] sont également arrivés à cette conclusion pour le TPMS Sheet Gyroid. Nous supposons ainsi que cela est valable pour les TPMS Skeletal et Sheet Diamond.

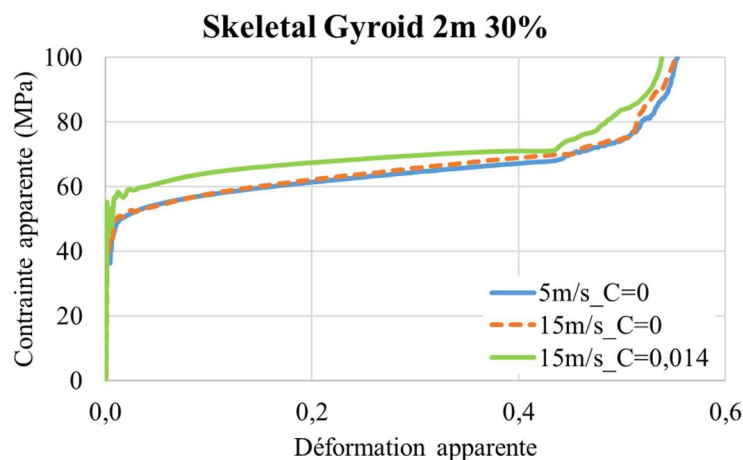


Figure 5-24 : Courbes contrainte-déformation apparentes du TPMS Skeletal Gyroid 2m 30% à plusieurs vitesses de chargement en prenant compte ou non la sensibilité à la vitesse de déformation C dans la loi matériau.

Les modèles numériques proposent une réponse contrainte-déformation et des déformées similaires à celles observées expérimentalement tant en quasi-statique qu'en dynamique. L'analyse locale des mécanismes de déformation, rendue possible grâce aux modèles numériques, montre une efficacité structurale supérieure pour la famille Sheet de par leur épaisseur de paroi uniforme. Enfin, les modèles numériques permettent également d'attribuer les effets de sensibilité à la vitesse de déformation des structures TPMS au matériau constitutif.

Après avoir validé le modèle numérique et expliqué les mécanismes de déformation, celui-ci sera utilisé dans la suite comme outil de prédiction des capacités d'absorption d'énergie cinétique des structures TPMS.

5. Prédiction des capacités d'absorption d'énergie

Dans la section 5.6 du Chapitre 3, un graphique comparatif entre les différentes familles de matériaux cellulaires a permis de comparer les capacités d'absorption d'énergie en fonction de la densité relative

considérée. Celui-ci peut ainsi permettre d'identifier la famille permettant d'obtenir les paramètres SEA et de densité relative correspondant au besoin. Ensuite, des outils de prédiction des capacités d'absorption d'énergie obtenus grâce aux modèles numériques vont permettre d'affiner plus précisément la solution technologique souhaitée. Cette section détaille l'obtention de ces outils de prédiction.

Les lois de comportement de Gibson-Ashby (GA), présentées dans la section 1.2.1 du Chapitre 1, permettent de lier les propriétés mécaniques des absorbeurs d'énergie à la densité relative de ces derniers via une loi puissance. De nombreuses études [2,17,18] entreprennent les identifications des lois de GA à partir de courbes contrainte-déformation dans l'optique d'obtenir des outils de prédiction. Les paramètres considérés pour les lois de GA sont la contrainte plateau σ_p et l'énergie spécifique absorbée SEA. Les lois puissances pour ces deux paramètres sont de la forme :

$$\frac{\sigma_{pl}}{\sigma_y} = C_1 * (\bar{\rho})^n ; \frac{SEA}{\sigma_y} = C_2 * (\bar{\rho})^p \quad (6)$$

où σ_y est la limite d'élasticité du matériau constitutif ($\sigma_y = 454$ MPa avec la loi JC Bd90 considérée ici) et (C_1, n) , (C_2, p) les couples de paramètres à identifier. Les lois de GA sont identifiées à partir des résultats des simulations numériques des quatre motifs pour un chargement quasi-statique dans un premier temps, puis pour un chargement dynamique.

L'autre outil choisi pour la prédiction des capacités d'absorption d'énergie est le diagramme d'absorption d'énergie. Celui-ci a été présenté dans la section 5.6 du Chapitre 3 avec les résultats obtenus expérimentalement. Ici, les diagrammes d'absorption d'énergie sont obtenus avec les résultats numériques incluant plusieurs densités relatives, permettant ainsi de proposer un outil plus complet.

5.1. Quasi-statique

Les lois de GA des paramètres σ_p et SEA pour les quatre motifs dans le cas d'une sollicitation quasi-statique sont présentées dans la **Figure 5-25**. La comparaison des capacités d'absorption d'énergie entre les TPMS s'effectue grâce aux coefficients C_1, C_2 et aux exposants n, p présentés dans l'équation (6). Les coefficients et exposants sont obtenus par identification des paramètres des lois puissance des courbes de tendance associées à l'évolution de σ_{pl}/σ_y et SEA/σ_y en fonction de $\bar{\rho}$. Les lois puissance des courbes de tendance sont précisées pour chaque cas dans la **Figure 5-25**.

Pour les deux paramètres σ_p et SEA, les exposants des lois de GA sont plus faibles pour la famille Sheet, notamment pour le motif Diamond. Cela traduit une sensibilité moins importante à la densité relative et donc des propriétés mécaniques encore plus intéressantes que la famille Skeletal pour de plus faibles densités relatives [16]. De plus, les exposants des lois de GA dans le cas de σ_p renseignent sur le mode

de déformation. Avec des valeurs inférieures à 1,5, les TPMS Sheet ont un comportement « stretching dominated » alors qu’avec des valeurs supérieures ou égales à 2, le comportement est « bending-dominated ». Cela confirme ce qui avait été constaté dans la section 5.3 du Chapitre 3 sur l’analyse de l’allure des courbes contrainte-déformation. Cette différence de comportement accentue davantage la supériorité de la famille Sheet en termes de rigidité et de résistance [2].

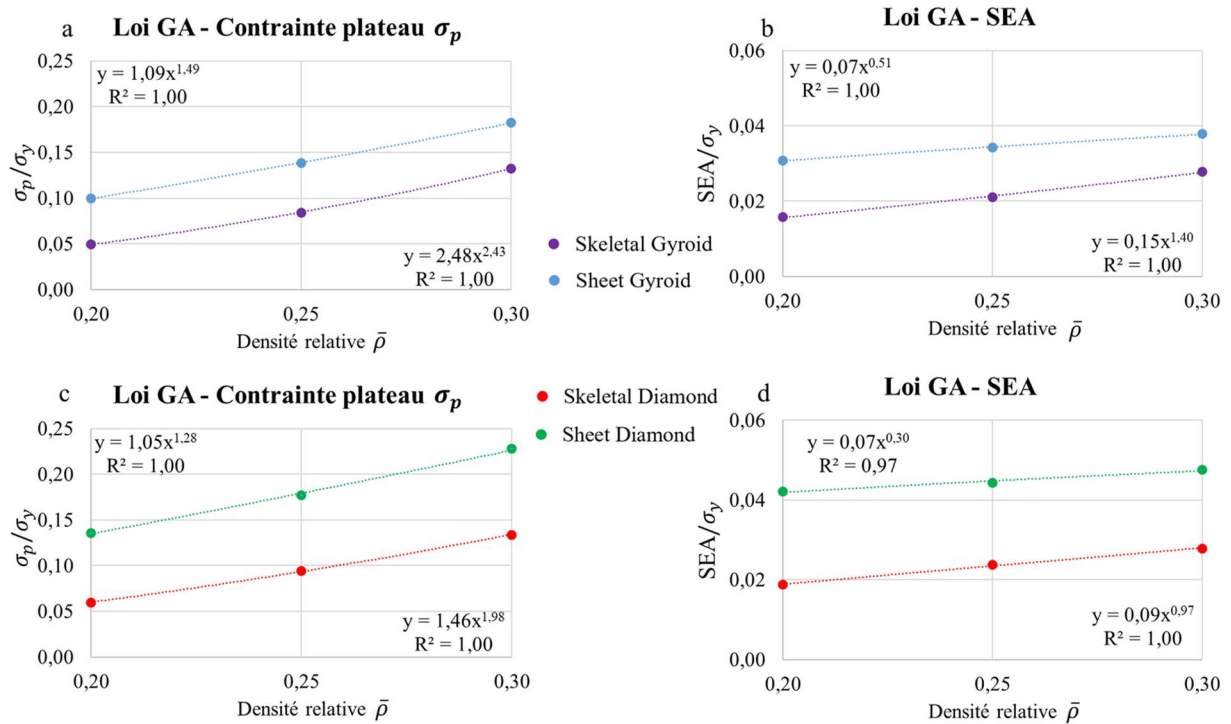


Figure 5-25 : Lois de GA de (a,c) de σ_p et (b,d) du SEA pour un chargement quasi-statique des motifs (a,b) Skeletal et Sheet Gyroid 2m, et (c,d) Skeletal et Sheet Diamond 2m. Les équations des courbes de tendance de type loi puissance et le coefficient de détermination R^2 sont précisés dans chaque cas.

Une comparaison est faite avec la littérature pour les exposants n et p des lois de GA dans le **Tableau 5-3**. Ces derniers sont les principaux indicateurs de comportement mécanique [3]. Les ordres de grandeur des exposants sont similaires entre les motifs TPMS de la famille Sheet. A notre connaissance, la littérature ne fait pas mention de lois de GA concernant la famille Skeletal pour le matériau 316L SS, empêchant ainsi toute comparaison.

Tableau 5-3 : Comparaison des exposants des lois de GA pour des structures TPMS 2m fabriquées en 316L SS par SLM dans le cas d'un chargement quasi-statique.

Etudes	Motifs	n (σ_{pl})	p (SEA)
Carassus	Skeletal Gyroid	2,34	1,41
	Sheet Gyroid	1,49	0,51
	Skeletal Diamond	1,98	0,97
	Sheet Diamond	1,23	0,30
Li et al. [1]	Sheet Gyroid	1,67	
Novak et al. [17]	Sheet diamond	2,01	0,84
	Sheet Gyroid	1,93	0,78
AlMahri et al. [18]	Sheet diamond		0,49
	sheet gyroid		0,61

Dans la section 5.6 du chapitre précédent, les diagrammes d'absorption d'énergie des géométries TPMS Skeletal et Sheet Gyroid 2m ont été présentés pour les deux densités relatives de 20% et 30%. Dans la **Figure 5-26a,b**, ces derniers ont été mis en parallèle avec ceux issus des simulations numériques pour un chargement quasi-statique. Les résultats des simulations numériques de la densité relative de 25% ont également été rajoutés pour avoir une analyse plus complète.

Pour les TPMS Skeletal et Sheet Diamond 2m, les résultats expérimentaux pour la densité relative de 30% et les résultats des simulations numériques pour les trois densités relatives 20%, 25%, 30% ont été associées dans les diagrammes d'absorption d'énergie (**Figure 5-26c,d**). Les enveloppes obtenues pour les simulations numériques des trois densités relatives sont légèrement inférieures à celles expérimentales pour les TPMS Skeletal et Sheet Gyroid 2m. La densification plus tardive obtenue numériquement peut expliquer cet écart même si cela permet déjà d'obtenir une prédiction suffisamment précise. À cause de la rupture constatée pour le TPMS Skeletal Diamond 2m 30%, l'enveloppe issue des simulations numériques n'est pas cohérente vis-à-vis de la courbe expérimentale. Pour le TPMS Sheet Diamond 2m, aucun coude n'est visible pour les trois densités relatives. Il n'est donc pas possible de déterminer d'enveloppe pour ce motif. Ceci est lié au fait que la densification n'a pas été atteinte pour ce dernier, ce point étant le plus efficace en termes de capacités d'absorption d'énergie [2].

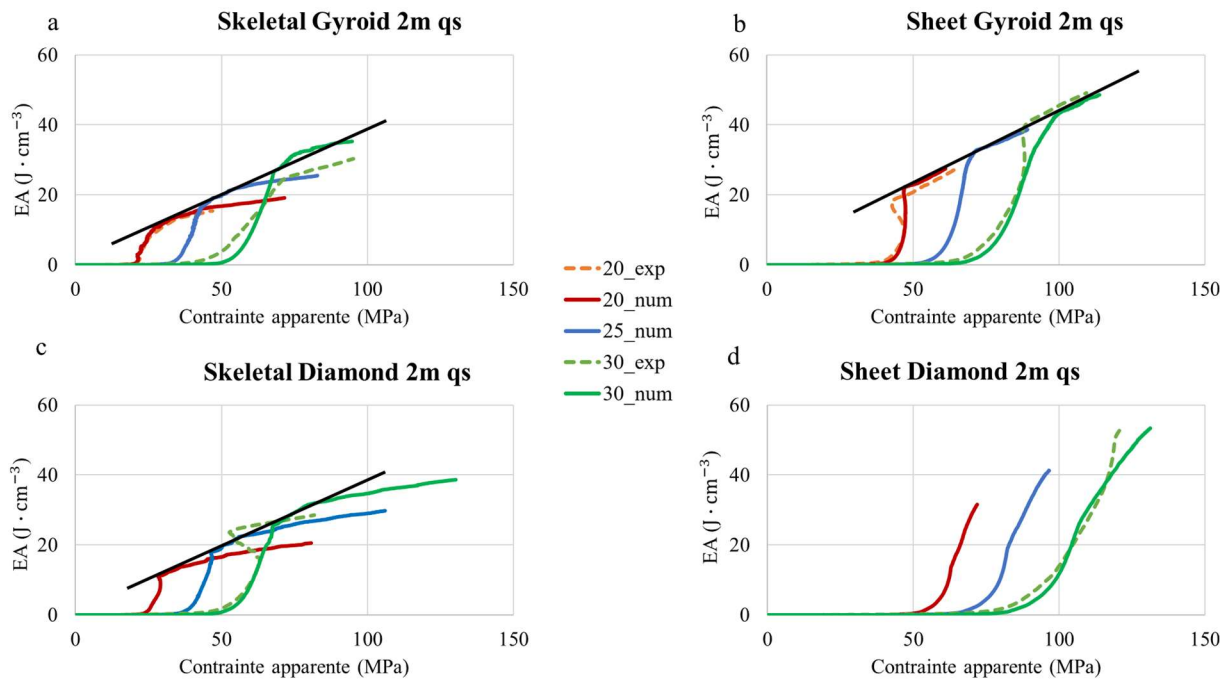


Figure 5-26 : Diagrammes d'absorption d'énergie des quatre structures TPMS 2m avec les résultats expérimentaux (traits pointillés) et numériques (traits pleins) pour les trois densités relatives de 20 - 25 - 30% dans le cas d'un chargement quasi-statique.

Pour les quatre motifs étudiés, les lois de GA pour les paramètres σ_p et SEA sont identifiées. Une sensibilité moins importante à la densité relative est constatée pour la famille Sheet, ce qui démontre des capacités encore plus grandes à plus faibles densités relatives. Les valeurs des exposants n et p obtenues sont cohérentes avec celles trouvées dans la littérature pour la famille Sheet. Pour l'autre famille, il n'y a pas de comparaison possible étant donné qu'aucun travail ne mentionne de lois de GA pour les Skeletal TPMS. Les diagrammes d'absorption d'énergie obtenus avec les simulations numériques sont cohérents avec les résultats expérimentaux, à l'exception du Skeletal Diamond 2m où des phénomènes de rupture interviennent. En plus des lois de GA, cela confère une possibilité supplémentaire de prédiction des capacités d'absorption d'énergie.

5.2. Dynamique

La **Figure 5-27** présente les lois de GA des quatre motifs dans le cas d'un chargement dynamique. Les analyses sont identiques à celles établies pour un chargement quasi-statique. De légères variations des coefficients C_1 et C_2 sont constatées sans tendance remarquable. Il en est de même pour les exposants n et p .

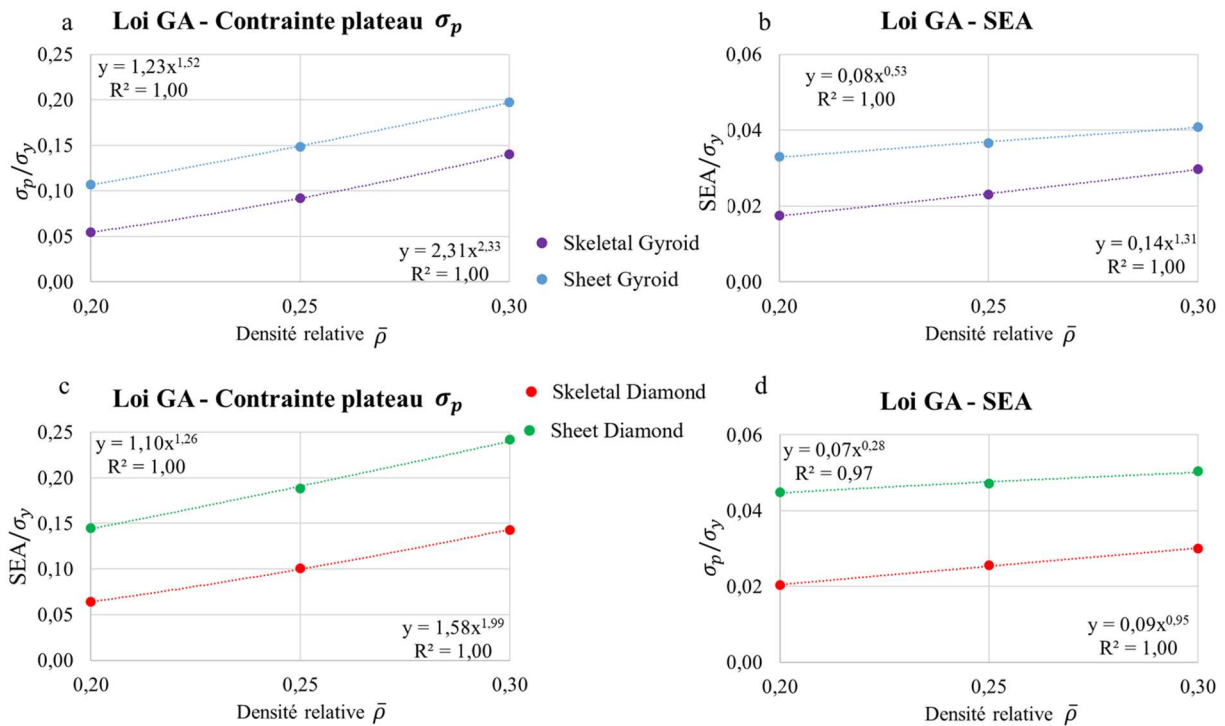


Figure 5-27 : Lois de GA (a,c) de σ_p et (b,d) du SEA pour un chargement dynamique des motifs (a,b) Skeletal et Sheet Gyroid 2m, et (c,d) Skeletal et Sheet Diamond 2m. Les équations des courbes de tendance de type loi puissance et le coefficient de détermination R^2 sont précisés dans chaque cas.

Le **Tableau 5-4** effectue la comparaison entre les exposants n et p obtenus dans ces travaux et ceux issus de la littérature pour un chargement dynamique. De même que pour un chargement quasi-statique, les ordres de grandeur sont similaires pour les motifs Sheet TPMS. D'après l'état de l'art actuel, seulement deux travaux publiés étudient l'évolution des lois de GA avec la vitesse de déformation. Avec des vitesses de déformation macroscopiques comprises entre $0,005$ et $14,5 \text{ s}^{-1}$, Novak *et al.* [17] n'observent qu'une très légère variation des exposants pour les Sheet TPMS qui est due à la sensibilité à la vitesse de déformation. Pour une vitesse de déformation macroscopique atteignant 2000 s^{-1} , AlMahri *et al.* [18] constatent également une faible fluctuation des exposants des Sheet TPMS pour la même raison citée précédemment. Ainsi ces résultats sont cohérents avec ce qui est obtenu dans ces travaux, aussi bien pour les Sheet que les Skeletal TPMS.

Tableau 5-4 : Comparaison des exposants des lois de GA pour des structures TPMS 2m fabriquées en 316L SS par SLM dans le cas d'un chargement dynamique.

Etudes	Motifs	n (σ_{pl})	p (SEA)
Carassus	Skeletal Gyroid	2,33	1,31
	Sheet Gyroid	1,52	0,53
	Skeletal Diamond	1,99	0,95
	Sheet Diamond	1,26	0,28
Novak <i>et al.</i> [17]	Sheet diamond	1,99	0,90
	Sheet Gyroid	1,84	0,74
AlMahri <i>et al.</i> [18]	Sheet diamond		0,44
	sheet gyroid		0,57

Les diagrammes d'absorption d'énergie sont tracés sur la **Figure 5-28** pour un chargement dynamique. De même que ce qui a été conclu expérimentalement, les enveloppes sont similaires entre les deux vitesses de chargement pour la famille Skeletal alors que la pente est plus faible pour le Sheet Gyroid 2m. Il n'y a toujours pas d'enveloppe identifiable pour le TPMS Sheet Diamond 2m. Comme observé en quasi-statique, les enveloppes numériques sont légèrement supérieures en raison de l'hypothèse d'un TPMS « idéal » (sans défaut de fabrication), qui explique la densification retardée. Étant donné que la chute de contrainte est amplifiée en régime dynamique, l'enveloppe obtenue numériquement pour le Skeletal Diamond 2m 30% n'est pas cohérente vis-à-vis de la courbe expérimentale.

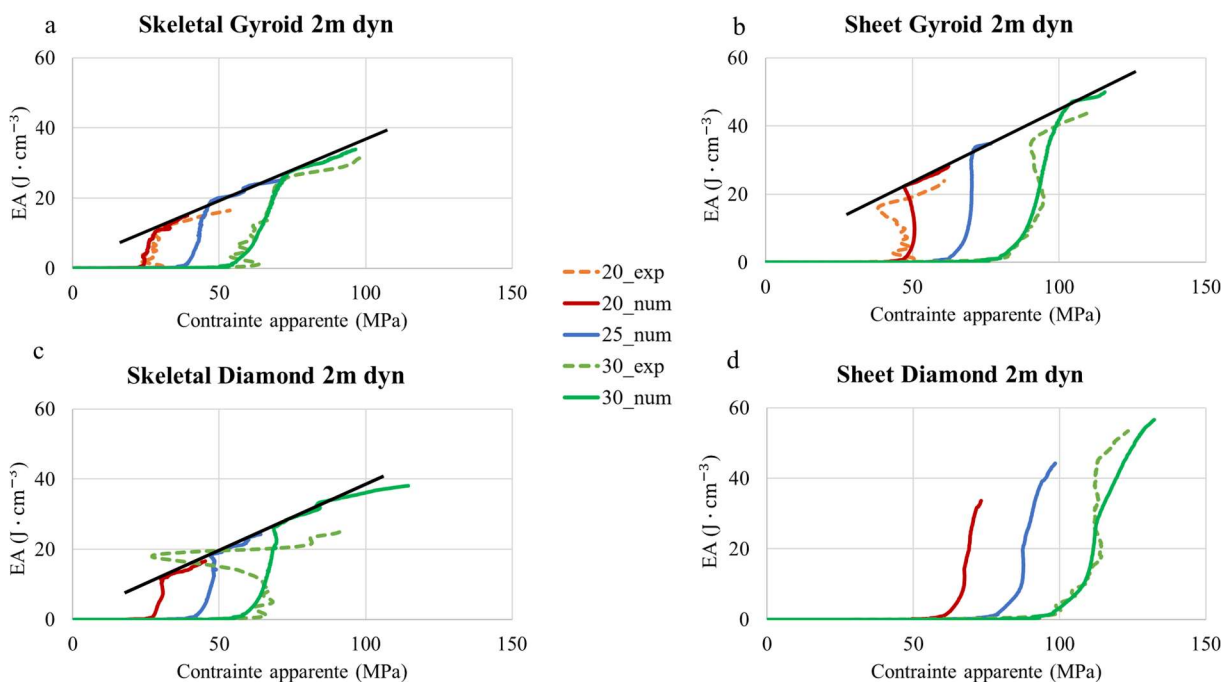


Figure 5-28 : Diagrammes d'absorption d'énergie des quatre structures TPMS 2m avec les résultats expérimentaux (traits pointillés) et numériques (traits pleins) pour les trois densités relatives de 20 - 25 - 30% dans le cas d'un chargement dynamique.

Les lois de GA identifiées pour un chargement dynamique sont similaires à celles obtenues pour une sollicitation quasi-statique avec une légère variation due à la sensibilité à la vitesse de déformation. Les mêmes analyses sur les diagrammes d'absorption d'énergie en dynamique sont réalisées avec des enveloppes légèrement supérieures numériquement pour les TPMS Skeletal et Sheet 2m mais qui restent proche de celles expérimentales.

Conclusion

Grâce à un couplage expérimental/numérique, la réponse mécanique des structures TPMS a été approfondie dans l'optique d'étudier l'efficacité structurale de ces dernières. Après une première partie de validation du modèle numérique, les mécanismes de déformation locaux sont étudiés et des outils de prédiction des capacités d'absorption d'énergie sont déterminés. Les résultats principaux de cette étude numérique sont :

- Un modèle de comportement matériau isotrope permet de reproduire fidèlement la réponse mécanique des structures TPMS.
- Hormis dans le cas où des phénomènes de ruptures sont constatés expérimentalement, la comparaison expérimentale/numérique montre une bonne précision du modèle numérique. Les écarts concernant les paramètres σ_p et SEA sont inférieurs à 13,5% pour les deux vitesses de chargement et les deux densités relatives. Les déformées issues des simulations numériques sont également fidèles à ce qui est observé expérimentalement.
- La déformation se fait comme une combinaison de plusieurs mécanismes avec principalement du flambement et de la flexion, et dans une moindre mesure, du cisaillement. Les TPMS de la famille Sheet, dont notamment le motif Diamond, ont une meilleure efficacité structurale grâce à leur épaisseur de paroi constante. Les similitudes observées sur les mécanismes de déformation entre sollicitation quasi-statique et dynamique sont intéressantes dans une optique de dimensionnement d'absorbeur d'énergie. Cela signifie que la vitesse de sollicitation ne modifie pas la cinématique de déformation et la distribution des contraintes et déformations plastiques.
- Pour les vitesses de sollicitation considérées, la sensibilité à la vitesse de déformation du matériau constitutif est principalement responsable de la hausse du niveau de contrainte des structures TPMS avec la vitesse de déformation.
- Les lois de GA et les diagrammes d'absorption d'énergie permettant de relier les capacités d'absorption d'énergie à la densité relative ont été identifiés en quasi-statique et en dynamique. Ils peuvent ainsi être utilisés pour prédire les capacités d'absorption d'énergie des structures TPMS pour de potentielles applications industrielles.
- Bien que le modèle numérique développé dans cette thèse permette de simuler fidèlement la majorité des cas étudiés, il serait intéressant prendre en compte les phénomènes de rupture (Skeletal Diamond 2m 30% et Sheet Gyroid 2m 20%) afin d'avoir un modèle plus complet et fiable. Grâce à des essais de caractérisation du matériau constitutif complémentaires, un modèle d'initiation de la rupture de type Hosford-Coulomb [1] pourrait être identifié et permettrait d'obtenir un modèle plus prédictif.

Table des figures:

Figure 5-1 : Maillage volumique : (a) schéma d'un élément TETRA10N avec la numérotation de chaque nœud ; (b) modèle numérique de la compression du TPMS Skeletal Gyroid 2m 30%.....	169
Figure 5-2 : Convergence en maillage du TPMS Sheet Gyroid 2m 30% : (a) courbes contrainte-déformation apparentes pour un chargement quasi-statique avec 2 – 3 – 4 éléments dans l'épaisseur (0,94 mm) ; (b) tableau présentant les paramètres SEA, σ_p , et des informations sur chaque modèle ; (c) modèles 3D associés avec de gauche à droite 2 – 3 – 4 éléments dans l'épaisseur.....	172
Figure 5-3 : Influence de la vitesse de chargement : (a-b) courbes contrainte-déformation apparentes du TPMS Skeletal Gyroid 2m 30% pour quatre vitesses de chargement ; (c) tableau récapitulant les résultats des simulations pour les chargements à 1 – 5 – 15 $m \cdot s^{-1}$	173
Figure 5-4 : Influence de nombre de motif : (a) courbes contrainte-déformation apparentes du TPMS Skeletal Gyroid 30% avec des répétitions de 2, 3 et 4 motifs ; (b) modélisations 3D associées avec de gauche à droite des répétitions de 2 – 3 – 4 motifs ; (c) tableau récapitulant les paramètres SEA et σ_p en comparaison avec la répétition de quatre motifs.	174
Figure 5-5 : Courbes contrainte-déformation apparentes du TPMS Skeletal Gyroid 2m 30% comparatives entre les données expérimentales et numériques pour les deux lois de comportement ; tableau associé détaillant les paramètres SEA et σ_p avec les écarts par rapport aux données expérimentales.....	176
Figure 5-6 : Comparaisons des réponses caractéristiques expérimentales/numériques pour les quatre TPMS 2m 30% dans le cas d'un chargement de compression quasi-statique avec les courbes contrainte-déformation apparentes des motifs (a) Gyroid et (b) Diamond ; (c) tableau des paramètres SEA et σ_p avec les écarts par rapport aux données expérimentales.	178
Figure 5-7 : Comparaisons des réponses caractéristiques expérimentales/numériques pour les deux TPMS 2m 20% dans le cas d'un chargement de compression quasi-statique avec les courbes contrainte-déformation apparentes et le tableau des paramètres SEA et σ_p avec les écarts par rapport aux données expérimentales.....	178
Figure 5-8 : Comparaison des déformées entre simulations numériques et essais expérimentaux à trois niveaux de déformations apparentes, 10-30-50%, pour les quatre TPMS 2m 30% dans le cas d'un chargement quasi-statique : (a) Skeletal et (b) Sheet Gyroid ; (c) Skeletal et (d) Sheet Diamond.....	179
Figure 5-9 : Comparaison des déformées entre simulations numériques et essais expérimentaux à trois niveaux de déformations apparentes, 10-30-50%, pour les deux TPMS 2m 20% dans le cas d'un chargement quasi-statique : (a) Skeletal et (b) Sheet Gyroid.	179
Figure 5-10 : Comparaison des réponses caractéristiques expérimentales/numériques pour les quatre TPMS 2m 30% dans le cas d'un chargement de compression dynamique avec les courbes contrainte-déformation apparentes des motifs (a) Gyroid et (b) Diamond ; (c) tableau des paramètres SEA et σ_p avec les écarts par rapport aux données expérimentales.	180
Figure 5-11 : Comparaisons des réponses caractéristiques expérimentales/numériques pour les deux TPMS 2m 20% dans le cas d'un chargement de compression dynamique avec les courbes contrainte-déformation apparentes et le tableau des paramètres SEA et σ_p avec les écarts par rapport aux données expérimentales.....	181
Figure 5-12 : Comparaison des déformées entre modèles numériques et essais expérimentaux à trois niveaux de déformations apparentes, 20-30-40%, pour les quatre TPMS 2m 30% dans le cas d'un chargement dynamique : (a) Skeletal et (b) Sheet Gyroid ; (c) Skeletal et (d) Sheet Diamond.	181
Figure 5-13 : Comparaison des déformées entre modèles numériques et essais expérimentaux à trois niveaux de déformations apparentes, 20-30-40%, pour les deux TPMS 2m 20% dans le cas d'un chargement dynamique : (a) Skeletal et (b) Sheet Gyroid.....	181
Figure 5-14 : Visualisation des contraintes de Von Mises et des déformations plastiques de deux sections internes à trois niveaux d'écrasement de 10-30-50% pour les TPMS (a,b) Skeletal et (c,d) Sheet Gyroid 2m 30%.	183

Figure 5-15 : Visualisation des contraintes de Von Mises et de la déformation plastique de deux sections internes à trois niveaux d'écrasement de 10-30-50% pour les TPMS (a,b) Skeletal et (c,d) Sheet Diamond 2m 30%.....	183
Figure 5-16 : Visualisation des contraintes principales et de cisaillements des sections médianes à trois niveaux d'écrasement de 10-30-50% pour les TPMS (a) Skeletal et (b) Sheet Gyroid 2m 30%.	184
Figure 5-17 : Visualisation des contraintes principales et de cisaillements des sections médianes à trois niveaux d'écrasement de 10-30-50% pour les TPMS (a) Skeletal et (b) Sheet Diamond 2m 30%. ...	185
Figure 5-18 : Répartition volumique de la déformation plastique ϵ_p pour trois valeurs de déformation macroscopiques dans le cas d'un chargement quasi-statique pour les TPMS (a) Skeletal et (b) Sheet Gyroid 2m 30%, (c) Skeletal et (d) Sheet Diamond 2m 30%.	186
Figure 5-19 : Visualisation des contraintes de Von Mises et des déformations plastiques de deux sections internes à trois niveaux d'écrasement de 10-30-50% pour les TPMS (a,b) Skeletal et (c,d) Sheet Gyroid 2m 30%.	187
Figure 5-20 : Visualisation des contraintes de Von Mises et des déformations plastiques de deux sections internes à trois niveaux d'écrasement de 10-30-50% pour les TPMS (a,b) Skeletal et (c,d) Sheet Diamond 2m 30%.....	187
Figure 5-21 : Visualisation des contraintes principales et de cisaillements des sections médianes à trois niveaux d'écrasement de 10-30-50% pour les TPMS (a) Skeletal et (b) Sheet Gyroid 2m 30%.	188
Figure 5-22 : Visualisation des contraintes principales et de cisaillements des sections médianes à trois niveaux d'écrasement de 10-30-50% pour les TPMS (a) Skeletal et (b) Sheet Diamond 2m 30%. ...	188
Figure 5-23 : Répartition volumique de la déformation plastique ϵ_p pour trois valeurs de déformation macroscopiques dans le cas d'un chargement dynamique pour les TPMS (a) Skeletal et (b) Sheet Gyroid 2m 30%, (c) Skeletal et (d) Sheet Diamond 2m 30%.....	189
Figure 5-24 : Courbes contrainte-déformation apparentes du TPMS Skeletal Gyroid 2m 30% à plusieurs vitesses de chargement en prenant compte ou non la sensibilité à la vitesse de déformation C dans la loi matériau.....	190
Figure 5-25 : Lois de GA de (a,c) de σ_p et (b,d) du SEA pour un chargement quasi-statique des motifs (a,b) Skeletal et Sheet Gyroid 2m, et (c,d) Skeletal et Sheet Diamond 2m. Les équations des courbes de tendance de type loi puissance et le coefficient de détermination R^2 sont précisés dans chaque cas.	192
Figure 5-26 : Diagrammes d'absorption d'énergie des quatre structures TPMS 2m avec les résultats expérimentaux (traits pointillés) et numériques (traits pleins) pour les trois densités relatives de 20 - 25 - 30% dans le cas d'un chargement quasi-statique.....	194
Figure 5-27 : Lois de GA (a,c) de σ_p et (b,d) du SEA pour un chargement dynamique des motifs (a,b) Skeletal et Sheet Gyroid 2m, et (c,d) Skeletal et Sheet Diamond 2m. Les équations des courbes de tendance de type loi puissance et le coefficient de détermination R^2 sont précisés dans chaque cas.	195
Figure 5-28 : Diagrammes d'absorption d'énergie des quatre structures TPMS 2m avec les résultats expérimentaux (traits pointillés) et numériques (traits pleins) pour les trois densités relatives de 20 - 25 - 30% dans le cas d'un chargement dynamique.	196

Table des Tableaux :

Tableau 5-1 : Paramètres du modèle JC pour l'orientation Bd90.	171
Tableau 5-2 : Paramètres des modèles matériaux Hill et JC pour les trois orientations.	175
Tableau 5-3 : Comparaison des exposants des lois de GA pour des structures TPMS 2m fabriquées en 316L SS par SLM dans le cas d'un chargement quasi-statique.....	193
Tableau 5-4 : Comparaison des exposants des lois de GA pour des structures TPMS 2m fabriquées en 316L SS par SLM dans le cas d'un chargement dynamique.....	195

Références:

- [1] Li X, Roth CC, Tancogne-Dejean T, Mohr D. Rate- and temperature-dependent plasticity of additively manufactured stainless steel 316L: Characterization, modeling and application to crushing of shell-lattices. *International Journal of Impact Engineering* 2020;145:103671. <https://doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2020.103671>.
- [2] Zhang L, Feih S, Daynes S, Chang S, Wang MY, Wei J, et al. Energy absorption characteristics of metallic triply periodic minimal surface sheet structures under compressive loading. *Additive Manufacturing* 2018;23:505–15. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.08.007>.
- [3] Gibson LJ, Ashby MF. *Cellular Solids: Structure and Properties*. Cambridge Core 1997. <https://doi.org/10.1017/CBO9781139878326>.
- [4] Li X, Xiao L, Song W. Compressive behavior of selective laser melting printed Gyroid structures under dynamic loading. *Additive Manufacturing* 2021;46:102054. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2021.102054>.
- [5] Abou-Ali AM, Al-Ketan O, Lee D-W, Rowshan R, Abu Al-Rub RK. Mechanical behavior of polymeric selective laser sintered ligament and sheet based lattices of triply periodic minimal surface architectures. *Materials & Design* 2020;196:109100. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2020.109100>.
- [6] Al-Rub RKA, Lee D-W, Khan KA, Palazotto AN. Effective Anisotropic Elastic and Plastic Yield Properties of Periodic Foams Derived from Triply Periodic Schoen's I-WP Minimal Surface. *Journal of Engineering Mechanics* 2020.
- [7] Yin H, Liu Z, Dai J, Wen G, Zhang C. Crushing behavior and optimization of sheet-based 3D periodic cellular structures. *Composites Part B: Engineering* 2020;182:107565. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2019.107565>.
- [8] Tancogne-Dejean T, Spierings AB, Mohr D. Additively-manufactured metallic micro-lattice materials for high specific energy absorption under static and dynamic loading. *Acta Materialia* 2016;116:14–28. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.05.054>.
- [1] Li X, Roth CC, Tancogne-Dejean T, Mohr D. Rate- and temperature-dependent plasticity of additively manufactured stainless steel 316L: Characterization, modeling and application to crushing of shell-lattices. *International Journal of Impact Engineering* 2020;145:103671. <https://doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2020.103671>.
- [2] Zhang L, Feih S, Daynes S, Chang S, Wang MY, Wei J, et al. Energy absorption characteristics of metallic triply periodic minimal surface sheet structures under compressive loading. *Additive Manufacturing* 2018;23:505–15. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.08.007>.
- [3] Gibson LJ, Ashby MF. *Cellular Solids: Structure and Properties*. Cambridge Core 1997. <https://doi.org/10.1017/CBO9781139878326>.
- [4] Li X, Xiao L, Song W. Compressive behavior of selective laser melting printed Gyroid structures under dynamic loading. *Additive Manufacturing* 2021;46:102054. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2021.102054>.
- [5] Abou-Ali AM, Al-Ketan O, Lee D-W, Rowshan R, Abu Al-Rub RK. Mechanical behavior of polymeric selective laser sintered ligament and sheet based lattices of triply periodic minimal surface architectures. *Materials & Design* 2020;196:109100. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2020.109100>.
- [6] Al-Rub RKA, Lee D-W, Khan KA, Palazotto AN. Effective Anisotropic Elastic and Plastic Yield Properties of Periodic Foams Derived from Triply Periodic Schoen's I-WP Minimal Surface. *Journal of Engineering Mechanics* 2020.
- [7] Yin H, Liu Z, Dai J, Wen G, Zhang C. Crushing behavior and optimization of sheet-based 3D periodic cellular structures. *Composites Part B: Engineering* 2020;182:107565. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2019.107565>.
- [8] Tancogne-Dejean T, Spierings AB, Mohr D. Additively-manufactured metallic micro-lattice materials for high specific energy absorption under static and dynamic loading. *Acta Materialia* 2016;116:14–28. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.05.054>.
- [9] Zhang C, Zheng H, Yang L, Li Y, Jin J, Cao W, et al. Mechanical responses of sheet-based gyroid-type triply periodic minimal surface lattice structures fabricated using selective laser melting. *Materials & Design* 2022;110407. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2022.110407>.

- [10] Yang L, Mertens R, Ferrucci M, Yan C, Shi Y, Yang S. Continuous graded Gyroid cellular structures fabricated by selective laser melting: Design, manufacturing and mechanical properties. *Materials & Design* 2019;162:394–404. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2018.12.007>.
- [11] Wang Y, Ren X, Chen Z, Jiang Y, Cao X, Fang S, et al. Numerical and experimental studies on compressive behavior of Gyroid lattice cylindrical shells. *Materials & Design* 2020;186:108340. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.108340>.
- [12] Santiago R, Almahri S, Lee D-W, Alabdouli H, Banabila O, Ramos H, et al. Mechanical characterization and numerical modeling of TPMS lattice structures subjected to impact loading. *EPJ Web Conf* 2021;250:02005. <https://doi.org/10.1051/epjconf/202125002005>.
- [13] Xiao L, Song W, Wang C, Tang H, Fan Q, Liu N, et al. Mechanical properties of open-cell rhombic dodecahedron titanium alloy lattice structure manufactured using electron beam melting under dynamic loading. *International Journal of Impact Engineering* 2017;100:75–89. <https://doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2016.10.006>.
- [14] Tancogne-Dejean T, Gorji MB, Pack K, Roth CC. The third Sandia Fracture Challenge: deterministic and probabilistic modeling of ductile fracture of additively-manufactured material. *Int J Fract* 2019. <https://doi.org/10.1007/s10704-019-00355-z>.
- [15] Yang L, Yan C, Cao W, Liu Z, Song B, Wen S, et al. Compression–compression fatigue behaviour of gyroid-type triply periodic minimal surface porous structures fabricated by selective laser melting. *Acta Materialia* 2019;181:49–66. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2019.09.042>.
- [16] Zhao M, Zhang DZ, Liu F, Li Z, Ma Z, Ren Z. Mechanical and energy absorption characteristics of additively manufactured functionally graded sheet lattice structures with minimal surfaces. *International Journal of Mechanical Sciences* 2020;167:105262. <https://doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2019.105262>.
- [17] Novak N, Al-Ketan O, Krstulović-Opara L, Rowshan R, Abu Al-Rub RK, Vesenjak M, et al. Quasi-static and dynamic compressive behaviour of sheet TPMS cellular structures. *Composite Structures* 2021;266:113801. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2021.113801>.
- [18] AlMahri S, Santiago R, Lee D-W, Ramos H, Alabdouli H, Alteneiji M, et al. Evaluation of the dynamic response of triply periodic minimal surfaces subjected to high strain-rate compression. *Additive Manufacturing* 2021;46:102220. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2021.102220>.

6. Conclusion

De nos jours, les matériaux cellulaires sont largement utilisés comme absorbeur d'énergie dans de nombreuses industries telles que l'aéronautique, le transport ou encore la défense. Avec l'essor de la fabrication additive métallique, de nouveaux matériaux cellulaires architecturés prometteurs ont attiré l'attention. De par la fusion laser et la conception couche par couche, des spécificités sont induites sur la microstructure et donc sur le comportement mécanique du matériau constitutif qu'il convient de quantifier. Ainsi, l'investigation et la prédiction des capacités d'absorption d'énergie de ces nouveaux matériaux cellulaires élaborés par fabrication additive constituent les objectifs principaux de cette thèse.

L'influence du procédé de fusion laser sur lit de poudre sur le comportement mécanique a fait l'objet de nombreux travaux de recherche. Cependant, il reste encore peu approfondi au regard de la sensibilité à la vitesse de déformation et des paramètres géométriques que sont l'orientation de fabrication et l'épaisseur des pièces considérées. Pourtant, ces aspects sont à considérer dans l'optique de développer des absorbeurs d'énergie cinétique.

Les structures TPMS, matériaux cellulaires architecturés en 3D élaborées par fabrication additive, ont démontré des capacités d'absorption d'énergie similaires voir supérieures aux structures en nids-d'abeilles et autres matériaux cellulaires conventionnelles. Ces observations sur ces nouveaux matériaux cellulaires restent néanmoins limitées à des chargements quasi-statiques. Ainsi, pour étudier le comportement des structures TPMS pour des applications d'absorption d'énergie, l'influence de la vitesse de sollicitation doit être envisagée.

Ainsi, dans un premier temps, une étude de caractérisation du matériau constitutif est réalisée afin d'étudier l'influence du procédé de fabrication. L'attention se porte ensuite sur les capacités d'absorption d'énergie des structures TPMS en combinant des essais expérimentaux et des simulations numériques permettant notamment de dégager des outils de prédiction.

Le matériau 316L SS élaboré par le procédé SLM atteint une meilleure limite d'élasticité, une contrainte maximale similaire et une déformation à rupture équivalente ou inférieure au matériau obtenu par procédés conventionnels. Ceci est principalement le résultat d'un raffinement de la microstructure. Un effet positif de la sensibilité à la vitesse de déformation est observé pour toutes les configurations, à l'exception de l'épaisseur 0,5 mm. Plus la microstructure est hétérogène, et plus la sensibilité à la vitesse de déformation est importante. Pour des vitesses de déformation comprises entre de 10^{-3} et 10^3 s^{-1} , il y a une augmentation comprise entre 20% et 24% de la contrainte d'écoulement. L'anisotropie est observée au niveau macroscopique avec une contrainte de traction plus élevée et une déformation à rupture plus faible pour les éprouvettes horizontales, ce qui s'explique au niveau microscopique par des

morphologies et textures de grains distinctes. Les propriétés mécaniques augmentent nettement avec une hausse de l'épaisseur de 0,5 à 1 mm, de 11% pour le YS et de 15% pour le UTS pour un chargement quasi-statique. Une épaisseur minimale de 0,75 mm est conseillée pour atteindre au moins les standards de la norme du 316L SS. Des modèles de comportement matériau permettant de prendre en compte ou non l'anisotropie SLM ont été identifiés. Ces derniers peuvent ainsi servir pour prédire la réponse mécanique d'une structure fabriquée par SLM en incluant les spécificités du procédé.

Les réponses mécaniques des structures TPMS présentent les caractéristiques d'un absorbeur d'énergie idéal avec notamment l'absence de pic d'entrée, une longue phase plateau légèrement ascendante et une densification retardée. De plus, les mécanismes de déformation sont particulièrement stables, quel que soit le régime de vitesse. Les géométries TPMS de type Sheet, de par leur épaisseur de paroi constante et leur géométrie continue, ont des capacités d'absorption d'énergie supérieures à celles de type Skeletal. L'augmentation de la densité relative de 20% à 30% est caractérisée par une meilleure qualité de fabrication, une capacité d'absorption d'énergie accrue et une déformation plus homogène au cours de la compression. L'augmentation de la vitesse de déformation se traduit par une élévation des capacités d'absorption d'énergie, comprise entre 5% et 20%. Les réponses mécaniques en régime dynamique présentent également les caractéristiques d'un absorbeur d'énergie performant avec l'absence de pic d'entrée. Comparativement à d'autres matériaux cellulaires dits conventionnels, tels par exemple les structures en nids d'abeilles, les capacités d'absorption d'énergie des structures TPMS sont supérieures (sans considérer les effets structurels liés aux différences de densité relative) tout en étant moins sensibles à la direction de sollicitation pour un chargement uniaxial. Un outil de prédiction reposant sur l'utilisation d'abaque est proposé en considérant des chargements quasi-statique et dynamique.

Les résultats des simulations numériques de la compression uniaxiale des structures TPMS sont fidèles à ceux expérimentaux avec des écarts sur les paramètres σ_p et SEA inférieurs à 13,5% et des déformées de structures TPMS semblables. Localement, la déformation se fait comme une combinaison de plusieurs mécanismes avec principalement du flambement et de la flexion, et dans une moindre mesure, du cisaillement. Grâce à leur épaisseur de paroi constante, les Sheet TPMS ont une meilleure efficacité structurale avec un chargement mieux réparti au sein de la structure. Les similitudes observées sur les mécanismes de déformation entre sollicitation quasi-statique et dynamique sont intéressantes dans une optique de dimensionnement d'absorbeur d'énergie. Cela signifie en effet que la vitesse de sollicitation ne modifie pas la cinématique de déformation et les distributions des contraintes et déformations plastiques. Le modèle numérique permet également de démontrer que la sensibilité à la vitesse de déformation des structures TPMS est due à celle du matériau constitutif pour les vitesses de sollicitation considérées. Des outils de prédiction (lois de GA et les diagrammes d'absorption d'énergie), plus complets que ceux obtenus dans le chapitre précédent, permettant eux aussi de relier les capacités d'absorption d'énergie à la densité relative, ont été identifiés pour des chargements quasi-statique et

dynamique. Ils peuvent ainsi être utilisés pour prédire les capacités d'absorption d'énergie des structures TPMS pour de potentielles applications industrielles.

Perspectives

Une première perspective dans la poursuite de ces travaux serait d'approfondir la caractérisation du matériau constitutif. Grâce à des essais sur d'autres géométries éprouvettes (éprouvettes entaillées, de cisaillement, ...) permettant d'atteindre différents états de contraintes, une représentation plus fidèle du comportement mécanique peut être obtenue. À l'image des travaux de Li et *al.* [1], un modèle de plasticité quadratique anisotrope avec un écrouissage de Swift-Voce et des dépendances à la vitesse de déformation et à la température du type Johnson-Cook pourrait ainsi être identifié.

En plus de la loi de comportement matériau plus représentative, il serait intéressant d'envisager l'ajout d'un critère de rupture considérant les différents états de contraintes. Un modèle d'initiation de la rupture de type Hosford-Coulomb [1] permettrait d'obtenir une modélisation du matériau constitutif plus fidèle. Ainsi, une meilleure précision serait attendue dans la simulation numérique des structures TPMS, notamment pour les deux structures TPMS Skeletal Diamond 2m 30% et Sheet Gyroid 2m 20% où des phénomènes de rupture sont constatés expérimentalement. Grâce à une meilleure identification du matériau constitutif, il sera également possible de prédire plus précisément les états de contraintes locaux au sein des structures TPMS. En traçant le paramètre Lode en fonction de la triaxialité, qui sont tous deux obtenus à partir des invariants du tenseur des contraintes, les états de contraintes des zones d'intérêts des structures TPMS pourront être différenciés entre cisaillement, compression et traction. Une illustration est donnée dans la **Figure 6-1** dans le cas d'un disque d'un moteur d'avion sollicité en force centrifuge. Les points de la zone « perçage » (en vert) sont principalement soumis à de la traction, les points de la zone « col » (en bleu) sont représentatif d'un état de déformation plane et les points de la zone « centre col » (en rouge) sont dans un état de bi-traction (compétition entre les efforts tangentiels et radiaux) [2].

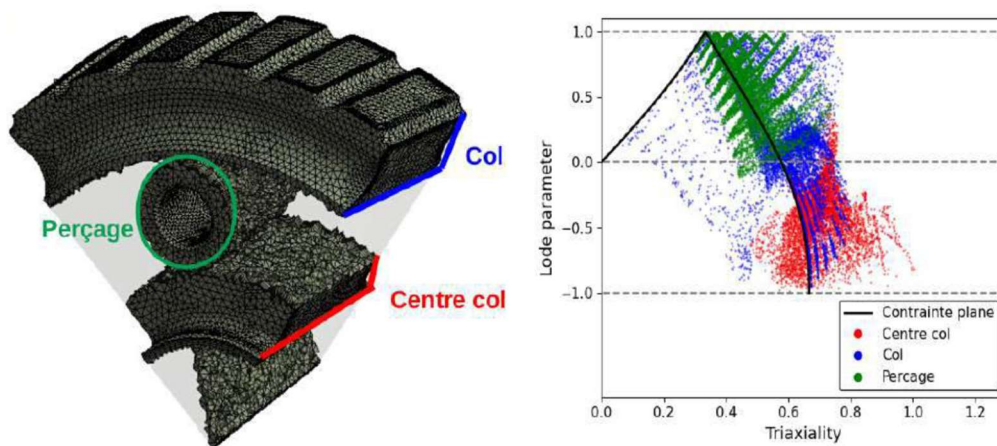


Figure 6-1 : Géométrie d'un disque de moteur d'avion maillé avec trois zones (perçage, col, centre col) identifiées pour lesquelles l'état de sollicitation est donné dans le graphique paramètre de Lode – Triaxialité [2].

La première étape de caractérisation des absorbeurs d'énergie est l'étude du comportement sous chargement de compression uniaxiale. C'est ce qui a été entrepris dans ces travaux de thèse pour les structures TPMS. Pour aller plus loin dans l'analyse et être plus représentatif des chargements « réels », l'étude doit inclure des chargements combinés. En effet, dans le cas de certains matériaux cellulaires comme les structures en nids d'abeilles, bien que le comportement en compression uniaxiale soit très satisfaisant, dès lors que l'angle de chargement varie, les capacités d'absorption d'énergie chutent drastiquement.

Une campagne d'essai expérimental incluant des chargements mixtes compression/cisaillement peut ainsi permettre d'approfondir l'aspect multiaxial. Similairement à ce qui a été fait pour le chargement uniaxial, une étude numérique complémentaire permettrait l'analyse des mécanismes de déformation locaux et de prédire les réponses mécaniques pour d'autres cas de chargement. En couplant les résultats numériques et expérimentaux, il serait possible d'identifier les paramètres d'une surface de charge macroscopique exprimée en fonction de la vitesse d'impact et de l'angle de chargement. Celle-ci peut alors être considérée comme un outil de prédiction complémentaire à ceux obtenus dans ces travaux afin de décrire du mieux possible les capacités d'absorption d'énergie des structures TPMS pour des applications industrielles.

Table des figures:

Figure 6-1 : Géométrie d'un disque de moteur d'avion maillé avec trois zones (perçage, col, centre col) identifiées pour lesquelles l'état de sollicitation est donné dans le graphique paramètre de Lode – Triaxialité [2]..... 206

Références:

[1] Li X, Roth CC, Tancogne-Dejean T, Mohr D. Rate- and temperature-dependent plasticity of additively manufactured stainless steel 316L: Characterization, modeling and application to

crushing of shell-lattices. *International Journal of Impact Engineering* 2020;145:103671.
<https://doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2020.103671>.

- [2] Guillermin N. Détection et simulation d'instabilités viscoplastiques dans les disques de turbines. phdthesis. Université Paris sciences et lettres, 2022.

Annexes

Codes Matlab des structures TPMS

Dans cette partie, les codes Matlab qui permettent de générer les fichiers STL des structures TPMS sont détaillés. Pour les deux familles Sheet et Skeletal TPMS, c'est le motif Gyroid qui est présenté. Pour obtenir de même avec le motif Diamond ou d'autres motifs, il suffit juste de modifier la fonction mathématique.

1. Famille Sheet

```
%% Définition des variables

dimensionX = 30;    % dimension dans la direction x
dimensionY = 30;    % dimension dans la direction y
dimensionZ = 30;    % dimension dans la direction z
resolution = 0.2;   % résolution
cellLength = 6;     % longueur d'un motif élémentaire
e = 0.94;           % épaisseur de paroi (densité relative de 30%)
finalFaces = 1;

%% Génération de l'espace 3D
% création de points uniformément espacés dans chaque direction

x = linspace(0, dimensionX, dimensionX/resolution);
y = linspace(0, dimensionY, dimensionY/resolution);
z = linspace(0, dimensionZ, dimensionZ/resolution);

% Création d'une grille 3D à partir de x, y and z

[X, Y, Z] = meshgrid(x, y, z);

%% Calcul de la structure Skeletal Gyroid

% fonction mathématique qui définit le motif Gyroid

f = alpha*cos(2*pi*X/(cellLength)).*sin(2*pi*Y/(cellLength)) + ..
beta*cos(2*pi*Y/(cellLength)).*sin(2*pi*Z/(cellLength)) + ...
delta*cos(2*pi*Z/(cellLength)).*sin(2*pi*X/(cellLength))+ e/2;

g = alpha*cos(2*pi*X/(cellLength)).*sin(2*pi*Y/(cellLength)) + ..
beta*cos(2*pi*Y/(cellLength)).*sin(2*pi*Z/(cellLength)) + ...
delta*cos(2*pi*Z/(cellLength)).*sin(2*pi*X/(cellLength))- e/2;

h= f.*g;

% définition des isosurface et isocaps

FVI = isosurface(X, Y, Z, h, 0);
```

```

FVC = isocaps(X, Y, Z, h, 0, 'enclose', 'below');

% création d'une structure de sommets et de faces basée
% sur les résultats de l'isosurface et de l'isocaps
% (nécessaire pour le calcul volumique)

FV.vertices = [FVI.vertices; FVC.vertices];
FV.faces = [FVI.faces; FVC.faces+length(FVI.vertices)];

%% Calcul du volume du Skeletal Gyroid

globalVol = 0;
for ii = 1 : size(FV.faces, 1)
    vertex1 = FV.vertices(FV.faces(ii, 1), :);
    vertex2 = FV.vertices(FV.faces(ii, 2), :);
    vertex3 = FV.vertices(FV.faces(ii, 3), :);

    tetraMat = [vertex1(1) vertex2(1) vertex3(1); ...
                vertex1(2) vertex2(2) vertex3(2); ...
                vertex1(3) vertex2(3) vertex3(3) ];

    tetraVol = det(tetraMat)/6;
    globalVol = globalVol+tetraVol;
end

fprintf('gyroid volume : %f^3\n', globalVol);
fprintf('volume          fraction          :           %f%%\n',
globalVol/(dimensionX*dimensionY*dimensionZ)*100);

%% Tracés

pFV = patch(FV);

% choix du style et de l'affichage

set(pFV, 'FaceColor', 'red', 'EdgeColor', 'none');

daspect([1 1 1])
view([120, 15])

xlabel('X')
ylabel('Y')
zlabel('Z')

%% Ecriture du fichier STL

stlwrite(sprintf('%s.stl', 'sh_gyr_30_2m'), FV);

```

2. Famille Skeletal (cas du motif Gyroid)

```

%% Définition des variables

dimensionX = 30;    % dimension dans la direction x
dimensionY = 30;    % dimension dans la direction y

```

```

dimensionZ = 30;      % dimension dans la direction z
resolution = 0.2;    % résolution
cellLength = 6;     % longueur d'un motif élémentaire
t = 0.612;          % paramètre niveau (densité relative de 30%)
finalFaces = 1;

%% Génération de l'espace 3D
% création de points uniformément espacés dans chaque direction

x = linspace(0, dimensionX, dimensionX/resolution);
y = linspace(0, dimensionY, dimensionY/resolution);
z = linspace(0, dimensionZ, dimensionZ/resolution);

% Création d'une grille 3D à partir de x, y and z

[X, Y, Z] = meshgrid(x, y, z);

%% Calcul de la structure Skeletal Gyroid
% fonction mathématique qui définit le motif Gyroid

f = alpha*cos(2*pi*X/(cellLength)).*sin(2*pi*Y/(cellLength)) + ...
beta*cos(2*pi*Y/(cellLength)).*sin(2*pi*Z/(cellLength)) + ...
delta*cos(2*pi*Z/(cellLength)).*sin(2*pi*X/(cellLength));

% définition des isosurface et isocaps

FVI = isosurface(X, Y, Z, f, t);
FVC = isocaps(X, Y, Z, f, t);

% création d'une structure de sommets et de faces basée
% sur les résultats de l'isosurface et de l'isocaps
% (nécessaire pour le calcul volumique)

FV.vertices = [FVI.vertices; FVC.vertices];
FV.faces = [FVI.faces; FVC.faces+length(FVI.vertices)];

FV = reducepatch(FV, finalFaces);

%% Calcul du volume du Skeletal Gyroid

globalVol = 0;
for ii = 1 : size(FV.faces, 1)
    vertex1 = FV.vertices(FV.faces(ii, 1), :);
    vertex2 = FV.vertices(FV.faces(ii, 2), :);
    vertex3 = FV.vertices(FV.faces(ii, 3), :);

    tetraMat = [vertex1(1) vertex2(1) vertex3(1); ...
                vertex1(2) vertex2(2) vertex3(2); ...
                vertex1(3) vertex2(3) vertex3(3) ];

    tetraVol = det(tetraMat)/6;
    globalVol = globalVol+tetraVol;
end

fprintf('gyroid volume : %f^3\n', globalVol);
fprintf('volume          fraction          :           %f%%\n',
globalVol/(dimensionX*dimensionY*dimensionZ)*100);

```

```
%% Tracés

pFVI = patch(FVI);
pFVC = patch (FVC);

% choix du style et de l'affichage

set(pFVI, 'FaceColor', 'red', 'EdgeColor', 'none');
set(pFVC, 'FaceColor', 'red', 'EdgeColor', 'none');

daspect([1 1 1])
view([120, 15])

xlabel('X')
ylabel('Y')
zlabel('Z')

%% Ecriture du fichier STL

stlwrite(sprintf('%s.stl', 'sk_gyr_30_2m'), FV);
```

Résumé

L'essor de la fabrication additive depuis la fin du XX^{ème} siècle permet d'envisager la conception de nouveaux matériaux cellulaires architecturés combinant légèreté et grande capacité d'absorption d'énergie. Leur utilisation dans les secteurs du transport terrestre ou aérien revêt alors un intérêt certain pour contribuer conjointement à l'allègement structural et à la sécurité en cas de crash et/ou d'impacts.

Les objectifs des travaux de recherche sont d'étudier et de modéliser le comportement mécanique, sous chargements uniaxiaux en dynamique rapide, de cette nouvelle catégorie de matériaux cellulaires, les structures TPMS « *Triply Period Minimal Surface* », dont l'état de l'art actuel est plutôt centré sur les chargements quasi-statiques ou cycliques.

Les travaux présentés dans cette thèse sont organisés en trois volets. La première partie vise à caractériser le comportement mécanique du matériau constitutif, l'acier 316L choisi pour sa grande ductilité, élaboré par le procédé SLM « *Selective Laser Melting* ». Les spécificités induites par la fusion laser sur lit de poudre telles que l'anisotropie et la sensibilité à la vitesse de déformation sont identifiées et modélisées par des lois de comportement matériaux.

La deuxième partie de cette thèse s'intéresse à la réponse mécanique des structures TPMS en régimes quasi-statique et dynamique. Plusieurs paramètres tels que la densité relative ou le type de géométrie sont approfondis. Les réponses mécaniques des structures présentent les caractéristiques d'un absorbeur d'énergie idéal avec l'absence de pic d'entrée, une longue phase plateau légèrement ascendante et une densification tardive. De plus, les mécanismes de déformation sont stables. Comparativement à d'autres matériaux cellulaires dits conventionnels, les capacités d'absorption d'énergie des structures TPMS sont supérieures avec l'avantage d'être moins sensible à la direction de sollicitation pour un chargement uniaxial. En régime dynamique, la hausse observée des capacités d'absorption d'énergie est liée à la sensibilité du matériau constitutif.

Cette approche expérimentale est couplée à une approche numérique EF détaillée à l'échelle mésoscopique afin de pouvoir mieux appréhender les mécanismes locaux d'effondrement que la mesure seule ne permet pas, notamment en dynamique. C'est le sujet de la troisième et dernière partie. Le modèle numérique est capable de prédire assez fidèlement la réponse mécanique expérimentale en se basant notamment sur les lois de comportement matériau identifiées au préalable. Localement, la déformation se fait comme une combinaison de plusieurs mécanismes tels que le flambement, la flexion et le cisaillement. Des diagrammes d'absorption d'énergie et des lois de Gibson et Ashby sont déterminés dans l'optique de relier les capacités d'absorption d'énergie aux dimensions géométriques et donc de choisir la configuration la plus adaptée aux spécifications imposées.

Mots clés : Fabrication additive métallique ; absorption d'énergie ; matériaux architecturés ; TPMS ; Gyroid ; Diamond ; dynamique ; 316L SS ; SLM ; compression ; EBSD ; RADIOSS ; barres de Hopkinson ; couplage expérimental-numérique.

Abstract

The rise of additive manufacturing since the end of the 20th century has made it possible to consider the design of new architectural cellular materials combining lightness and high energy absorption capacity. Their use in the field of ground or air transport sectors is therefore of interest to contribute jointly to structural lightening and safety in the event of a crash and/or impact.

The objectives of the research work are to investigate and model the mechanical behaviour, under uniaxial dynamic loadings, of this new category of cellular materials, the TPMS (Triply Period Minimal Surface) structures, for which the current state of the art is rather focused on quasi-static or cyclic loadings.

The work presented in this thesis is organised in three parts. The first part aims to characterise the mechanical behaviour of the constitutive material, 316L steel chosen for its high ductility, produced by the SLM (Selective Laser Melting) process. The specificities induced by laser melting on a powder bed, such as anisotropy and strain rate sensitivity, are identified and modelised by material behaviour laws.

The second part of this thesis focuses on the mechanical response of TPMS structures under quasi-static and dynamic solicitations. The mechanical responses of the structures show the characteristics of an ideal energy absorber with the absence of an initial peak, a long and slightly rising plateau phase, and a late densification. In addition, the deformation mechanisms are stable. Compared to other so-called conventional cellular materials, the energy absorption capacities of TPMS structures are superior with the advantage of being less sensitive to the direction of solicitation for uniaxial loading. In the dynamic regime, the observed increase in energy absorption capacities is linked to the sensitivity of the constitutive material.

This experimental approach is coupled with a detailed numerical FE approach at the mesoscopic scale in order to better understand the local collapse mechanisms that measurement alone does not allow, especially under dynamic solicitations. The numerical model is capable of predicting the experimental mechanical response fairly accurately, based in particular on the material behaviour laws identified previously. Locally, the deformation is a combination of several mechanisms such as buckling, bending and shearing. Energy absorption diagrams and Gibson-Ashby laws are determined in order to relate the energy absorption capacities to the geometrical dimensions and thus to choose the most suitable configuration for the imposed specifications.