



HAL
open science

Etude et caractérisation sous sollicitations dynamiques de structures mécaniques en fabrication additive et soustractive

Philippe Lesage

► **To cite this version:**

Philippe Lesage. Etude et caractérisation sous sollicitations dynamiques de structures mécaniques en fabrication additive et soustractive. Autre. Université Bourgogne Franche-Comté, 2024. Français. NNT : 2024UBFCA003 . tel-04586568

HAL Id: tel-04586568

<https://theses.hal.science/tel-04586568>

Submitted on 24 May 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.



THESE DE DOCTORAT DE L'UNIVERSITE BOURGOGNE FRANCHE-COMTE

Préparée A L'UNIVERSITE DE TECHNOLOGIE DE BELFORT MONTBELIARD

Ecole doctorale n°37

Sciences Physiques pour l'Ingénieur et Microtechniques

SPIM

Doctorat de Mécanique

Par

Philippe LESAGE

**Etude et caractérisation sous sollicitations dynamiques de structures
mécaniques en fabrication additive et soustractive**

Thèse présentée et soutenue à l'Université de Technologie de Belfort Montbéliard, le 2 avril 2024

Composition du Jury :

Michel ARRIGONI	Professeur	ENSTA Bretagne	Président du Jury
Raphaël DUPUIS	Maître de Conférences HDR	UHA	Rapporteur
Christophe MARECHAL	Professeur des Universités	UPHF	Rapporteur
Emeline SADOULET-REBOUL	Maîtresse de Conférences HDR	UFC	Examinatrice
Sébastien ROTH	Professeur des Universités	UTBM	Directeur de thèse
Rémy LACHAT	Enseignant Chercheur	UTBM	Co-encadrant
Lucas DEMBINSKI	Maître de Conférences	UTBM	Invité
Thibaut HIRSCHLER	Maître de Conférences	UTBM	Invité

Résumé

Titre : Etude et caractérisation sous sollicitations dynamiques de structures mécaniques en fabrication additive et soustractive.

Mots clés : Fabrication Additive et Soustractive, Paramètres d'Impression, Caractérisation Mécanique, Analyse Modale, Dynamique Rapide, Impact Pénétrant

Résumé : La fabrication additive est en pleine expansion et suscite un intérêt grandissant pour l'industrie, la recherche scientifique et le grand public. Les procédés additifs ont permis des ouvertures pour fabriquer des structures à géométrie complexe par rapport aux fabrications classiques. En revanche, le comportement mécanique des fabrications additives en réponse aux chargements est peu exploré. En particulier la caractérisation mécanique de ces fabrications reste un challenge et se limite souvent à des champs d'investigations pseudo-statiques par des moyens de tests mécaniques classiques tels que des essais de traction. Ce travail de thèse tente donc d'apporter une contribution à la caractérisation mécanique dynamique des fabrications additives sur un champ comparatif avec les fabrications soustractives. Cette contribution repose sur l'utilisation de méthodes modales en réponse à des stimuli « Low Velocity » appliqués au marteau de choc et sur une méthode dynamique « High Velocity » en étudiant le comportement à l'impact de plaques réalisées par procédés additifs (SLM) et soustractifs.

Abstracts

Title: Study and characterization under dynamic loading of mechanical structures in additive and subtractive manufacturing.

Keywords: Additive and Subtractive Manufacturing, Printing Parameters, Mechanical Characterization, Modal Analysis, Fast Dynamics, Penetrating Impact

Abstract: Additive manufacturing is rapidly expanding and attracting increasing interest from industry, scientific research and the general public. Additive processes have opened up opportunities for producing structures with complex geometries compared to traditional manufacturing. However, the mechanical behavior of additive fabrications under loading conditions is not extensively explored. In particular, the mechanical characterization of these fabrications remains a challenge and often limits itself to pseudo-static investigation fields through conventional mechanical testing methods such as tensile tests. This doctoral thesis aims to contribute to the dynamic mechanical characterization of additive manufacturing on a comparative scale with subtractive manufacturing. This contribution is based on the use of modal methods in response to 'Low Velocity' stimuli applied by an impact hammer, and on a 'High Velocity' dynamic method studying the impact behavior of plates produced by additive (SLM) and subtractive processes.

Remerciements

Je tiens à remercier Le Professeur Sébastien ROTH qui m'a accompagné en tant que Directeur de thèse. Je le remercie pour le soutien, la patience, la disponibilité et la confiance qu'il m'a accordé tout au long de ces années ainsi que pour les nombreux échanges, scientifiques ou sociaux, qui furent intenses, motivants, toujours agréables et amicaux.

Je remercie le Dr. Christian CAMELIN, Directeur du Pôle Industrie 4.0 de l'UTBM, dont le soutien hiérarchique et humain a été continu, précieux et bienveillant. Son appui a été particulièrement important pour mener de front ma charge professionnelle et mes travaux de thèse. Je lui suis reconnaissant.

Je remercie le Professeur Samuel GOMES qui a initié cette démarche de thèse et qui a toujours eu une attention collégiale au déroulement de ce travail.

Je remercie le Dr. Rémy LACHAT pour son co-encadrement.

Merci au Dr. Raphaël DUPUIS et au Professeur Christophe MARECHAL d'avoir accepté la mission de rapporteur de cette thèse.

Merci également au Dr. Emeline SADOULET-REBOUL et au Professeur Michel ARRIGONI d'avoir accepté de faire partie du jury de cette thèse.

Je remercie naturellement les membres du laboratoire ICB/CO2M qu'ils soient chercheurs ou non car ils m'ont tous apporté une assistance à un moment ou un autre lors du déroulé de ce travail. Une mention particulière au Dr Lucas DEMBINSKI ainsi qu'au Dr. Thibaut HIRSCHLER pour leur aide et leur conseil. Enfin, un merci appuyé à Mme Sophie LAPRADE, gestionnaire administrative du laboratoire et sans laquelle rien ne serait possible.

Je dédie cette thèse à ma femme, mes enfants et petits-enfants.

Table des matières

Table des matières	3
Tables des Figures	7
Liste des acronymes et symboles	12
1 Introduction Générale	15
1.1 Bref historique et contexte.....	15
1.2 Objectifs de la thèse.....	16
1.3 Structure du manuscrit.....	19
2 Etat de l'art : additif versus soustractif	21
2.1 La fabrication additive.....	21
2.1.1 Avantages et inconvénients des procédés AM et SM	23
2.1.2 Fusion sélective par laser SLM	25
2.1.3 Les défis techniques propre à la méthode SLM	28
2.1.4 Présentation des caractéristiques de l'alliage AlSi10Mg	31
2.1.5 Focus sur l'importance du traitement thermique de l'alliage AlSi10Mg.....	33
2.1.6 Focus sur l'orientation d'impression, l'anisotropie et la stratégie de lasage	37
2.2 Les différentes Stratégies expérimentales de caractérisation	46
2.2.1 Les stratégies de combinaison d'essais pseudo-statiques et dynamiques	47
2.2.2 Utilisation des vibrations pour mesurer E et G	50
2.3 Méthode et Mécanique vibratoire.....	54
2.3.1 Bref historique de l'Analyse Modale : de Pythagore à Rayleigh.....	54
2.3.2 L'analyse modale	56
2.3.3 Les méthodes d'identification modale	57
2.4 Réponse des matériaux aux impacts hautes vitesses	62
2.4.1 Interaction Projectile-cible ou balistique terminale	62
2.5 Conclusion du chapitre 2	72

3 Caractérisation de composants mécaniques par impact de faible vitesse : Fabrications additive versus soustractive.....	73
3.1 Application des méthodes SISO et MISO.....	73
3.1.1 Dispositif expérimental	74
3.1.2 Mode opératoire	75
3.2 Résultats.....	77
3.2.1 Discussions, ouverture et perspectives.....	82
3.3 Conclusion du chapitre 3	87
4 Caractérisation Mécanique d'échantillons métalliques : Effet de l'orientation, du sens d'impression et comparaison des structures soustractives et additives	88
4.1 Introduction	88
4.2 Géométrie et dimension des éprouvettes	89
4.2.1 Les éprouvettes soustractives	90
4.2.2 Les éprouvettes additives	90
4.3 Installation expérimentale et méthode.....	91
4.3.1 Le Plan d'expérience.....	92
4.3.2 Identification de la réponse vibratoire du dispositif d'essai.....	93
4.3.3 Analyse fréquentielle : comparaison entre les trois configurations d'impression, Upright, Rotation et Flat	94
4.3.4 Analyse des résultats de réponse en fréquence	98
4.3.5 Analyse de l'amortissement	99
4.3.6 Impact et Vitesse de propagation	101
4.3.7 Etude de l'expression expérimentale des modules d'Young dynamiques	103
4.3.8 Méthode de calcul	103
4.4 Conclusion du chapitre 4	109
4.4.1 Fabrication des éprouvettes additives	109
4.4.2 Exploration expérimentale des propriétés mécaniques	110
4.4.3 Conclusions et Perspectives	112

5 Caractérisation mécanique de plaques minces en AlSi10Mg soumises à l'impact d'un projectile sphérique en acier à haute vitesse Soustractif versus additif..... 113

5.1	Prise en main de l'équipement.....	113
5.1.1	Description de l'équipement et performances.....	114
5.1.2	Instrumentation du lanceur à gaz	119
5.2	Préparation du plan d'expérience : les cibles et les pénétrateurs	122
5.2.1	Définition des cibles.....	122
5.2.2	Définition des pénétrateurs.....	123
5.2.3	Conditionnement thermique des éprouvettes additives et soustractives	123
5.3	Plan d'expérience et mise en œuvre des tests.....	125
5.3.1	Procédure pré-tir.....	125
5.3.2	Procédure de tir	126
5.3.3	Procédure post-tir	127
5.4	Résultats.....	127
5.4.1	Comparaison des vitesses de seuils pénétrants et traversants	127
5.4.2	Observation des Profils de déformation permanente	128
5.4.3	Identification des modes d'endommagement.....	131
5.4.4	Synoptique du dépouillement.....	132
5.4.5	Dépouillement	133
5.5	Interprétations et discussions.....	144
5.5.1	Discussion sur les vitesses corrélée aux phénomènes d'endommagement.	144
5.5.2	Discussions sur les profils résiduels permanents	146
5.6	Conclusion du chapitre 5	149
6	Conclusion.....	151
6.1	Résumé et Contributions	151
6.1.1	Récapitulatif des objectifs de la thèse	151
6.1.2	Rappel des questions de recherche abordées.....	151

6.2	Synthèses des résultats obtenus	152
6.2.1	Low Velocity : Comparaison des propriétés mécaniques des échantillons	152
6.2.2	High Velocity : comparaison des propriétés mécaniques des échantillons.....	153
6.3	Perspectives et recommandations pour de futures recherches.....	154
6.3.1	Identification des limites de l'étude actuelle.....	154
6.3.2	Proposition d'axes d'amélioration pour des études futures	154
6.4	Conclusion Générale.....	155
7	Références bibliographiques	157

Table des Figures

Figure 1: Composant de liaison fourche/surf réalisé par procédé AM ou SM.....	17
Figure 2: Principe des essais sur composant de trottinette.....	17
Figure 3 : A gauche Schéma d'impression d'échantillons SLM sur 3 directions d'impression et angles différents et à droite le dispositif d'essai	18
Figure 4 : Photographie du canon à gaz avec au premier plan la culasse et en arrière-plan la casemate	18
Figure 5 : Récapitulatif des différents procédés de fabrication additive-Inspiré de [15].....	23
Figure 6 : Schéma de principe du procédé SLM _ Extrait de [224].....	25
Figure 7 : Schéma de la dynamique de passage du laser illustrant les différents phénomènes physiques Extrait de [21].....	27
Figure 8 : Représentation schématique du procédé de fusion laser sur lit de poudre vue de face (a) et vue de dessus (b). Extrait de [34].....	29
Figure 9: Graphe de paramétrage extrait de [11] : (a) pas de fusion, (b) fusion partielle, (c) bonne fenêtre de paramétrage, (d) surfusion	31
Figure 10 : Diagramme de phase Aluminium Silicium _Inspiré de [226]	32
Figure 11 : Schéma des différentes trempes possibles _ Extrait de [226].....	34
Figure 12 : Micrographie MEB-A gauche cast AlSi10Mg et à droite SLM AlSi10Mg _ Extrait de [17].	35
Figure 13 : Bassins de fusion solidifiés de l'échantillon AlSi10Mg après solidification montrant un motif d'écailles de poisson _ Extrait de [17].....	35
Figure 14 : Micrographies optiques de différents traitements thermiques de l'AlSi10Mg _ Extrait de [17] et [50]	36
Figure 15: exemple de stratégie de lasage.....	39
Figure 16 : Microstructure d'une fabrication additive par SLM de l'alliage AlSi10Mg – Extrait de [243]	41
Figure 17 : Orientation de la direction de construction par rapport à la direction de dépôt de la poudre Inspiré de [243]	42
Figure 18: Exemple de cyclage et de chargement $R\sigma = -1$ et $R\varepsilon = -1$	43
Figure 19 : Courbe de Wöhler : comportement de fatigue de l'AlSi10Mg suivant l'orientation d'impression-Extrait de [243]	43
Figure 20: Courbes de Wöhler des fabrications (a) et (b) avec une orientation Z- Extrait de [243]	44

Figure 21 : Eprouvette entaillée	45
Figure 22: Courbes de Wöhler avec l'influence des entailles sur la résistance à la fatigue.....	45
Figure 23: Micrographie réalisée au microscope électronique à balayage MEB, d'une section d'un Co29Cr6Mo issue d'une phase de lasage en SLM, à droite on distingue l'orientation morphologique des grains épi axiaux. Extrait de [28]	49
Figure 24 : Organigramme des méthodes d'identifications modales	57
Figure 25: système masse -ressort élémentaire.	58
Figure 26:Schéma de mise en œuvre d'un essai modal SISO- Illustration extraite de l'Encyclopédie des vibrations	59
Figure 27: Plaque d'aluminium équipée pour une mesure modale SISO. Les frappes du marteau sont itinérantes suivant une cartographie définie. Le signal de réponse est capté par un accéléromètre fixe.	59
Figure 28: A gauche l'application de la méthode d'analyse ODS sur une plaque d'aluminium et à droite sur le composant de trottinette.	60
Figure 29: Voilure instrumentée et excitée par pots vibrants pour détermination du domaine de vol- Techniques Aéronautiques- Extrait de DEWEsoft	61
Figure 30: Maquette d'une structure d'avion de chasse instrumentée pour la détermination du domaine de vol et des phénomènes de flottement + animation modale de la structure traitée sur DEWEsoft. Maquette UTBM / FCLab.....	61
Figure 31: Configuration de Bethe pour une plaque mince-Extrait de [231].....	62
Figure 32: Déformation permanente d'un élément de cible mince illustrant le « bulging » et le « dishing »_Inspirée de [137].....	64
Figure 33: Perforation d'une plaque par un projectile tronconique, formation des pétales, flexion et creusement (dishing) apparition du point de charnière-Extrait de [154]	68
Figure 34: Séquences d'initiation de fissure (a) à l'impact initial et de propagation de fissure avec un plug prisonnier (b) Extrait de [154]	69
Figure 35: Modes d'ouverture de fissures -Extrait de [241].....	70
Figure 36: Energie de formation des pétales par trois théories : cas de la pénétration normal d'un projectile d'acier de 29.5g, d'un diamètre 12.7mm contre deux plaques en aluminium 2024-0 de 1.27 et 3.18 mm d'épaisseur. Graphe. Inspiré de [243].....	71
Figure 37: Zoom sur le composant de fourche /surf	73
Figure 38 : Illustration des fabrications avec la CAO utilisée pour la fabrication SLM (a) vue de coté-(b) vue de face	74
Figure 39 : Schéma de principe de mesure de la masse volumique des composants.....	75

Figure 40 : Configuration opérationnelle de l'expérience avec le composant additif (a) et le composant soustractif (b) reposant sur la mousse d'essai. Au centre, le marteau de choc dont la force d'impact est enregistrée.-50 N.	76
Figure 41 : Schéma du dispositif expérimental.....	76
Figure 42 : Superposition des courbes de réponse temporelle à l'excitation du marteau de choc suivant Z.....	78
Figure 43: Transformée rapide de Fourier (FFT)des composants en Z.....	78
Figure 44: Spectre de puissance (PSD) des composants en Z.....	79
Figure 45 : Echantillon du signal temporel entre t_1 et $t_2 = 3\text{ ms}$	79
Figure 46 : Représentation de Fresnel illustrant les déphasages ainsi que la variation vectorielle entre les composants additif et soustractif à deux instants t_1 et t_2	80
Figure 47 : Moyennes des courbes enveloppes supérieures de l'enregistrement temporelle représentant l'évolution, de l'amortissement des composants additif et soustractif.	80
Figure 48 : Energie restituée au point d'enregistrement et mis en vis-à-vis de l'amortissement sur les composants additif et soustractif.....	82
Figure 49: Zone de déformations dues aux contraintes thermiques de fabrication observées sur les deux types de fabrication (a)=Composant additif et (b)=Composant soustractif.....	83
Figure 50 : Reconstruction d'image 3D du composant reconstruite par CTscan (Computed Tomography).....	84
Figure 51 : Courbes de niveau de gris issues des mesures au CTSCAN, illustrant les porosités. Exemple de la variation en unité Hounsfield des porosités le long des axes rouge et bleu matérialisés sur les photographies à droite. Ces mesures sont directement en lien avec la densité et les porosités du matériau mis en œuvre par SLM.	85
Figure 52: Développement d'un modèle numérique pour la simulation de l'impact « low velocity ».....	86
Figure 53 : Realizer SLM 250 Melting Laser Machine.....	88
Figure 54 : Traitement thermique de détente appliquée aux échantillons additifs et soustractifs.....	89
Figure 55: Dimensions des poutres et schéma de test.....	89
Figure 56 : Schéma du principe de prélèvement de poutres dans le lingot par un procédé.....	90
Figure 57 : Eventail d'impression des poutres additives représentatives de toutes les configurations. Trois familles d'éprouvette sont imprimées par pas de 15° suivant trois directions : Flat, Upright, Rotation.....	90

Figure 58 : Montage expérimental représentant le support, le montage des 3 éprouvettes, le marteau de choc ainsi que l'instrumentation de mesure associée.....	91
Figure 59 : Peigne représentant l'enregistrement d'une série de 100 impacts du marteau, seuls les impacts égaux à 250 N seront retenus	92
Figure 60 : Représentation d'une séquence « impact et réponses correspondantes ».....	93
Figure 61: Identification du bruit fréquentielle du montage d'essai	94
Figure 62: Analyse fréquentielle : intra comparaison pour les trois directions de fabrication à trois angles différents :0°, 45°, 90°	96
Figure 63: Analyse fréquentielle : inter comparaison pour les trois directions de fabrication à trois angles différents :0°, 45°, 90°	97
Figure 64: Evolution de la fréquence en fonction de l'angle d'impression et de la direction de fabrication.....	98
Figure 65 : Comparaison des courbes d'amortissement entre quatre échantillons.....	99
Figure 66 : Comparaison globale relative de l'amortissement en fonction de l'angle, des trois directions d'impression et d'un échantillon soustractif.....	100
Figure 67: Graphes représentant le temps de détections de l'onde vibratoire.....	101
Figure 68 : Graphe représentant les intervalles de temps en fonction de l'angle	102
Figure 69: Evolution du ratio Ed/Eref aux différents angles de fabrication les différents angles de fabrication.....	106
Figure 70: Graphes de comparaison du ratio E_d / E_{ref} des trois familles d'éprouvettes	108
Figure 71 : Eventail de construction additive représentant les trois familles d'éprouvettes Flat, Upright et Rotation, avec des angles de fabrication par pas de 15°. (rappel de la figure 60).	109
Figure 72: Schéma de prélèvement des éprouvettes soustractives dans le lingot d'AlSi10Mg	110
Figure 73 : Hypothèses de chemin d'ondes pour chaque orientation-Extrait de [9]	111
Figure 74 : Schéma général de notre installation avec à gauche la partie lanceur et à droite la partie casemate.	114
Figure 75 : Blindage positionné derrière la culasse	115
Figure 76 : Tunnel amovible anti-éclat et anti-blast	115
Figure 77 : Casemate dans sa configuration portes battantes, portes fermées et ouvertes.....	116
Figure 78 : Représentation et caractéristiques du sabot porteur composé de deux partie distinctes	117
Figure 79: Processus de perte de contrôle de trajectoire du projectile causé par un sabot mal conçu.	117

Figure 80 : Synoptique des trois phases de vie du sabot : (1) portage de la sphère en acier, (2) séparation, (3) désintégration	118
Figure 81 : Abaque expérimental de vitesse pour un sabot cal. 30 + une sphère acier 100C6 $\varnothing=5\text{mm}$	118
Figure 82 : Tableau récapitulatif des grandeurs physiques. Extrait de [136].....	119
Figure 83 : Système OptoSpeed pour la mesure de vitesse du projectile en bouche	120
Figure 84 : Structure d'accueil de la cible et des lunettes, on aperçoit les deux lunettes ainsi que les accéléromètres montés en périphérie. A droite au premier plan, on peut voir la série de plaques d'arrêt.	121
Figure 85 : Camera.....	122
Figure 86 : Conditionneur de la caméra	122
Figure 87 : Traitement thermique TTH de détente de l'AlSi10Mg. Inspiré de [226]	124
Figure 88 : Structure portant la cible barillet (ici un disque de 2 mm d'épaisseur réalisé par SLM en AlSi10Mg	126
Figure 89 : Graphe des vitesses d'impacts et résiduelles sur les éprouvettes additives et soustractives. Illustration des seuils pénétrants et traversants.....	128
Figure 90 : A gauche l'éprouvette à tronçonner suivant l'axe XX et à droite la section prélevée, enrobée et polie.	128
Figure 91: Panel de sections de la zone d'impact des éprouvettes additives et soustractives. 23 sections sont représentées sur cette photographie.	129
Figure 92 : Profils résiduels permanents des échantillons soustractifs	130
Figure 93 : Profils résiduels permanents des échantillons additifs	131
Figure 94 : Schéma repère d'interprétation	132
Figure 95: Evolution de la vitesse nécessaire V_i en fonction des domaines d'endommagement rencontrés jusqu'au domaine pénétrant traversant	146
Figure 96: Déflexion des cibles par rapport au plan exprimée en fonction de la vitesse d'impact V_i	148

Liste des acronymes et symboles

AM: Additive Manufacturing

CT: Computed Tomography

DM: Direct Manufacturing (uses electron beam as heat source)

DMD: Direct Metal Deposition

DMLS: Direct Metal Laser Sintering

DOF: Degree of Freedom

e.g. : du latin utilisé en anglais : *exempli gratia*, par exemple....

EBM: Electron Beam Melting

EDM: Electro-erosion (electrical discharge machining)

HIP : relatif à la métallurgie des poudres : Hot Isostatic Pressing

LATTICE : Structure architecturé composée d'un matériau et de zones vides

LENS: Laser-engineered net shaping

LMD : Laser Metal Deposition

LMF: Laser Metal Fusion

MDOF-SDOF: Multi Degree of Freedom et Single Degree of Freedom

MIMO : Multiple Input Multiple Output

MISO: Multiple Input Single Output

ODS: Operating deflection shape

P.I.D.: Régulateur Proportionnel, Intégral, Dérivé

SEM: Scanning Electronic Microscope

SHPB: Barre de pression Hopkinson (Split Hopkinson Pressure Bar)

SIMO: Single Input Multiple Output

SISO: Single Input Single Output

SLM: Selective Laser Melting

SLS: Selective Laser Sintering

SM: Subtractive Manufacturing

TED : densité d'énergie linéique en Joule/m

VED : densité d'énergie volumique

WAAM: Wire and Arc Additive Manufacturing

WQ: Water Quenched = refroidissement rapide dans l'eau

E: Young Modulus

ν : Poisson's Ratio ou coefficient de Poisson

σ : Stress

Introduction Générale

1.1 Bref historique et contexte

Les process de fabrication 3D ou 4D, qu'ils soient métalliques ou non métalliques sont en pleine expansion. De nouveaux horizons de fabrication s'ouvrent et c'est tout naturellement que l'Université de Technologie de Belfort-Montbéliard (UTBM) inscrit dans son enseignement et sa recherche ces nouvelles technologies. Pour cela, l'établissement s'est doté d'un parc machine important multi-procédés capable de répondre aux enjeux de production de pièces mécaniques. C'est un fait souvent méconnu mais l'impression 3D est née en France au début des années 1980. Les premiers développements ont été conduits par Jean Claude André (CNRS), Olivier de Witte (CGE) et Alain Le Méhauté (CGE). Leurs travaux ont permis de faire émerger la première machine de stéréolithographie même si ces trois chercheurs ont été en compétition avec l'américain Chuck Hull qui n'a déposé son brevet que trois semaines après les Français. Des investisseurs s'étant intéressés à cette activité, Chuck Hull a fondé une entreprise, 3D SYSTEMS Corporation, qui est aujourd'hui et quarante-trois ans après son dépôt de brevet le leader mondial du marché comme le relate un article du journal CAPITAL [1]. La fabrication additive occupe en 2023 des marchés stabilisés comme ceux liés à la réalisation de pièces prototypes, de pièces mécaniques, d'éléments artistiques et de mode, etc. Ces marchés se développent de manière continue exploitant des innovations incrémentales. De nombreux verrous technologiques sautent les uns après les autres pour que la technologie 3D occupe de nouvelles niches comme le bio-printing et le 4D printing (spatialité et temporalité réactives). D'un point de vue technologique, un certain nombre d'études soulignent les avantages et les inconvénients entre le processus additif et les processus traditionnels dits soustractifs, ainsi que les opportunités en termes de conception mécanique et de mise en œuvre de l'alliage AlSi10Mg qui est très utilisé en fonderie et en fabrication additive. Les articles de Yang et al. (2021) [2] et Yan et al. (2020) [3] portent tous deux sur des études comparatives sur les procédés soustractif et additif. Plusieurs aspects sont mis en évidence tels que le temps de production d'un composant fabriqué additivement, les coûts de production, la qualité des composants et la quantité de matière pour le processus soustractif et le processus additif, la capacité de créer des caractéristiques internes complexes telles que les structures en treillis. Dans les articles de

Aversa et al. (2019) [4] et Babu et al (2015) [5], une liste exhaustive des possibilités et des contraintes du processus AM est rapportée fournissant également un certain nombre d'applications. En effet, ce processus de fabrication peut avoir plusieurs applications, notamment dans le contexte de la dynamique structurelle. Plus précisément, la résistance à l'impact automobile, le développement de structures de protection humaine sont d'ores et déjà explorées dans la littérature et d'autres domaines impliquant des structures sous charge dynamique à grande vitesse peuvent trouver des solutions intéressantes dans ce processus. Les articles de Roth et al. (2020) [6] et Johnson et al. (2012) [7] illustrent des applications balistiques. Bien que le nombre d'études soit relativement limité, certains travaux intéressants existent concernant la caractérisation des composants additifs dans un cadre dynamique. À titre d'exemple, on peut citer, l'utilisation de ce processus et des composants additifs pour le développement de gilets de protection [6], dont le but principal est la résistance à la force d'impact, permettant de concevoir une structure plus légère en conservant sa capacité de protection. La combinaison de ces deux critères reste complexe lorsqu'on utilise la fabrication soustractive.

1.2 Objectifs de la thèse

L'objectif global de ces travaux de recherche est une évaluation de la possibilité d'utiliser des composants en fabrication additive pour une utilisation spécifique dans des chargements dynamiques sur un champ d'expérimentation à faibles vitesses « Low Velocity » jusqu'aux vitesses élevées « High Velocity ».

A l'aide de méthodes de caractérisation non destructives dans un premier temps, et destructives dans un second, nous allons évaluer les caractéristiques mécaniques de fabrication additive et soustractive sur un périmètre d'interprétation comparatif, périmètre que nous désignerons : Additif versus Soustractif. A ces fins, trois phases émergent dans la stratégie d'exploration des caractéristiques mécaniques dynamiques élastiques ou non pour être développées dans ce manuscrit ; chacune d'entre elles découle de la précédente ; la première phase est issue d'une étude menée à l'UTBM avec pour focale l'optimisation topologique d'une pièce métallique de liaison « surf / fourche » d'une trottinette Free Ride. Nous y avons trouvé une opportunité d'étude et de comparaison d'un procédé additif avec un procédé soustractif. Des essais modaux mettant en œuvre les méthodes MISO et SISO, basés sur des techniques d'analyse vibratoire, ont été conduits dans ce but sur ces composants métalliques pour établir une carte d'identité comparative de chaque procédé.

Un composant constituant la pièce de liaison fourche/surf est représenté sur la figure 1 :



Figure 1: Composant de liaison fourche/surf réalisé par procédé AM ou SM

Les résultats obtenus en termes temporel, fréquentiel et énergétique ainsi que la construction d'une animation 3D relative aux différents modes nous ont permis de poser le décor mécanique comparatif des deux procédés de fabrication. La figure 2 illustre le principe des essais.

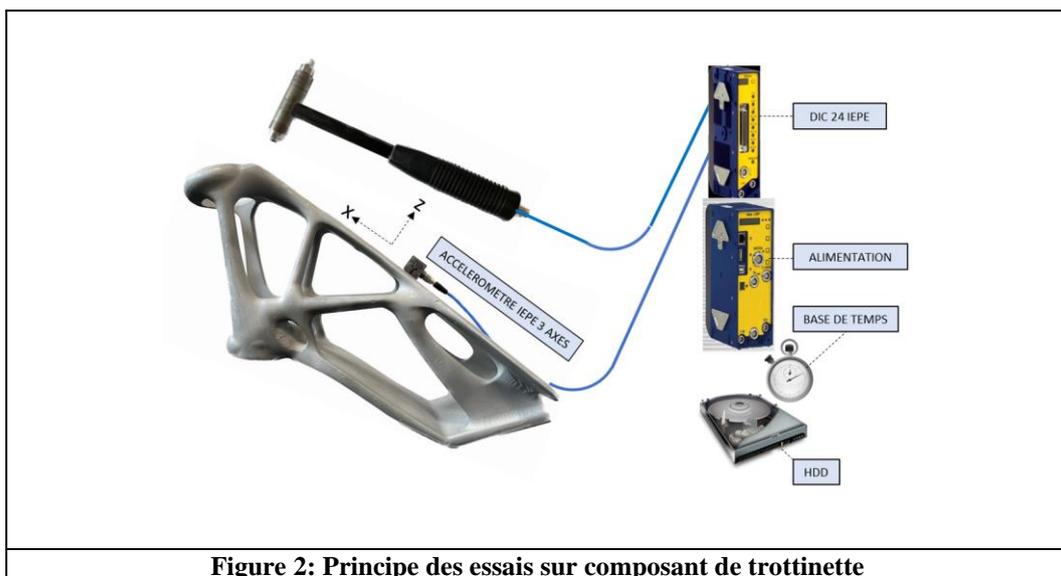


Figure 2: Principe des essais sur composant de trottinette

La seconde phase découle de la première et le but ici est d'affiner la méthode d'exploration des caractéristiques mécaniques mais sur des éprouvettes calibrées. La méthode utilisée est une technique modale appelée SISO (Single Input Single Output) avec pour finalité l'extraction des réponses temporelles en termes de mouvement pour exploiter les chemins d'ondes et le domaine fréquentiel.

Les modules d'Young dynamiques seront calculés et comparés pour déterminer une hiérarchie d'élasticité et de rigidité et des diagnostics micro et macro seront développés. La figure 3 représente à gauche l'éventail de fabrication et le dispositif expérimental.

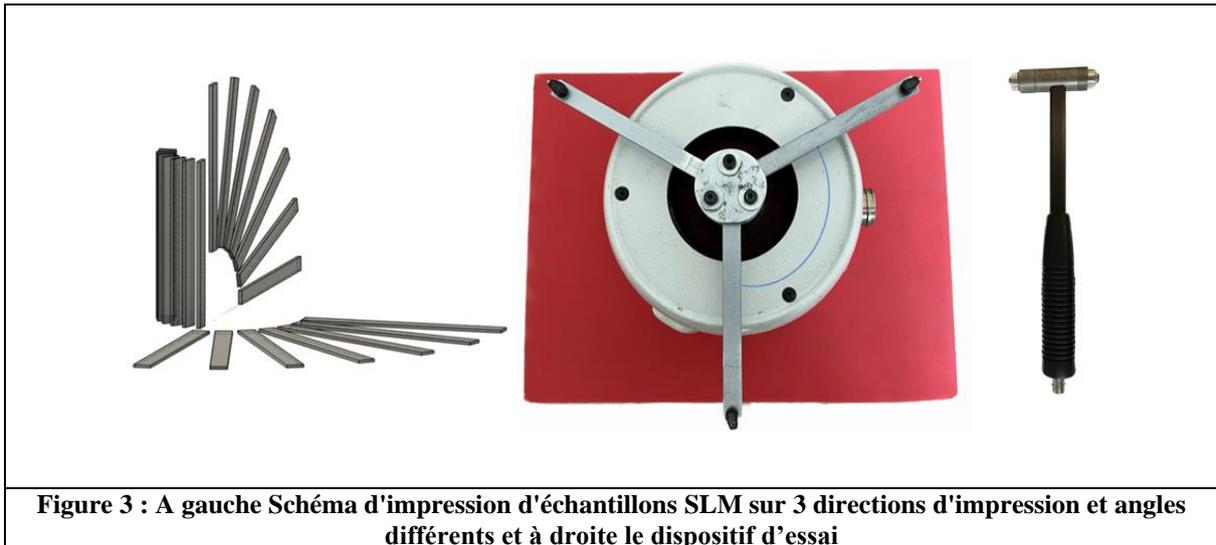


Figure 3 : A gauche Schéma d'impression d'échantillons SLM sur 3 directions d'impression et angles différents et à droite le dispositif d'essai

La troisième phase se découple des deux premières par les dimensions de hautes vitesses et hautes énergies, les essais sont destructifs et portent sur les domaines de la mécanique linéaire et non linéaire. L'outil exploité est un canon à gaz représenté en figure 4.

Le but est de comparer les performances de cibles, dont le matériau est l'alliage AlSi10Mg, mis en œuvre par procédé SLM pour les cibles additives et prélevé dans un lingot de fonderie par procédé d'électroérosion au fil pour les éprouvettes soustractives.

Un premier temps est consacré à l'installation du canon à gaz, à la prise en main et à l'étalonnage de ses performances.

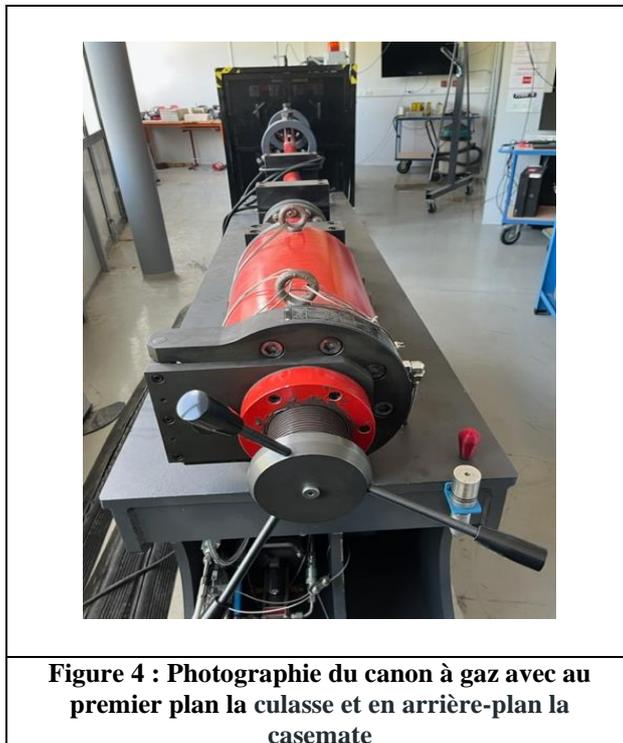


Figure 4 : Photographie du canon à gaz avec au premier plan la culasse et en arrière-plan la casemate

L'objectif principal de l'étude est aussi conduit à l'intérieur d'un périmètre comparatif « additif versus soustractif ». Les cibles sont soumises à l'impact d'un projectile propulsé à différentes vitesses. L'étude comparative sera menée à travers les mesures de vitesse entrante et résiduelle, les déformations rapportées à l'état de l'art, à la structure cristallographique et aux traitements thermiques.

Cette approche comparative permet une exploration des caractéristiques dans le domaine de la mécanique linéaire par l'intermédiaire d'essais non-destructifs complétés par une approche haute énergie par impact haute vitesse avec la même philosophie mais dans le domaine non-linéaire.

1.3 Structure du manuscrit.

Le manuscrit se décline de la manière suivante :

Le chapitre 2 présente l'état de l'art. Dans un premier temps, nous présenterons la fabrication additive métallique et en particulier le procédé « Selective Laser Melting » (SLM). Nous aborderons ensuite l'état de l'art de l'utilisation et de la caractérisation mécanique de l'alliage AlSi10Mg tant vis-à-vis de sa mise en forme par le procédé SLM, dit additif, que du point de sa mise en forme par procédé d'usinage, dit soustractif. Un point sur la métallurgie de l'alliage sera présenté. Les techniques de caractérisations présentées seront basées dans un premier temps sur un champ « Low Velocity » c'est-à-dire que les stimuli d'excitation seront pratiqués par une méthode modale. Enfin nous quittons le domaine d'essai « LowVelocity » pour aller vers le domaine « HighVelocity ». Ainsi, nous laissons le champ des réponses modales et de la mécanique linéaire pour entrer dans celui de la mécanique et de la physique des chocs pour étudier et comparer les comportements de nos fabrications additives et soustractives. Un état de l'art de la mécanique de pénétration de projectiles dans des cibles, à l'interaction projectile/canon et projectile/cible sera présenté avec les matériaux métalliques ferreux ou non en fond.

Le chapitre 3 est consacré à la présentation de mes travaux concernant l'exploration modale de deux composants de trottinette de géométrie identique mais de procédé de fabrication opposé : Additif et Soustractif.

Ces deux composants jumeaux seront testés au marteau de choc. Les réponses temporelles permettront d'aborder le comportement sous un angle fréquentiel et énergétique et de poser une carte d'identité modale sur 3 dimensions. Une investigation tomographique sera effectuée pour évaluer les porosités et ainsi établir un schéma comparatif du comportement mécanique.

Le chapitre 4 constitue un prolongement du troisième. En effet, le chapitre 3 a permis de planter le décor de caractérisation mécanique il nous paraît logique et complémentaire d'investiguer le matériau de manière plus fine. Nous explorons donc les caractéristiques mécaniques d'éprouvettes parallélépipédiques calibrées fabriquées par procédés additifs et soustractifs lesquelles sont testées dans les mêmes conditions. Un éventail d'éprouvettes additives et représentatif des différentes directions d'impression a été produit et confronté aux éprouvettes soustractives.

Le chapitre 5 est consacré à l'étude du comportement mécanique de nos fabrications additives et soustractives soumises à l'impact normal d'un projectile en acier dans un champ de vitesse allant de 100 m.s^{-1} à 350 m.s^{-1} .

Ces essais dynamiques « High Velocity » seront opérés à l'aide d'un canon à gaz N_2 récemment installé dans le département ICB/CO2M. De calibre 30 mm à tube lisse, il est capable d'opérer des vitesses maximum de l'ordre de 850 m.s^{-1} .

La première partie de ce cinquième chapitre sera consacrée à la maîtrise des performances du canon. En particulier les développements d'une instrumentation de mesure de la vitesse résiduelle d'une part et une capacité de tir de munitions sous calibrées, c'est-à-dire avoir la capacité de propulser une bille d'acier de $\text{Ø}5 \text{ mm}$ portée par un sabot de $\text{Ø}30 \text{ mm}$, sont nécessaires. Cette phase de prise en main est très importante pour la mise en œuvre du plan d'expérience prévu, pour la reproductibilité des tirs et leur réalisation dans des conditions sécuritaires.

L'expérimentation et l'interprétation des résultats composent la seconde partie de ce chapitre. Les observations macroscopiques couplées à l'identification du domaine d'endommagement à la cible seront le fil conducteur des interprétations et des diagnostics.

Enfin **le sixième et dernier chapitre** est consacré à la conclusion générale, laquelle comprend le résumé des observations, contributions suivi des perspectives et de la suite des travaux.

Etat de l'art : additif versus soustractif

Ce chapitre sur l'état de l'art traite dans un premier temps le champ des connaissances actuelles concernant l'alliage AlSi10Mg, la mise en œuvre du process de fabrication additif SLM de l'alliage ainsi que de l'application de techniques de caractérisation mécanique non destructive pour ce qui concerne l'étude « d'exploration » de deux composants de trottinette.

Dans un second temps, cet état de l'art s'intéressera à la caractérisation par des méthodes modales de cet alliage mis en œuvre par procédé SLM mais cette fois ci avec une focale appuyée sur les directions et l'influence des angles d'orientation d'impression sur le comportement mécanique des fabrications. Ce travail est conduit sur un mode relatif ou comparatif « additif versus soustractif » avec le même alliage AlSi10Mg mais mis en œuvre par fonderie, les éprouvettes sont donc prélevées dans un lingot qui est aussi utilisé pour fabriquer la poudre par atomisation, poudre servant à la fabrication des éprouvettes par procédé SLM.

Ce sont donc les caractéristiques mécaniques de deux structures composées du même alliage qui seront étudiées.

Enfin, nous quitterons le champ « Low Velocity » pour rejoindre celui du « High Velocity » ce qui ouvrira l'horizon de la caractérisation mécanique dynamique par impact sur un spectre de vitesse subsonique, les essais seront dans ce cas destructifs.

L'outil utilisé est un canon à gaz, dont les projectiles peuvent être propulsés jusqu'à des vitesses de l'ordre de 800 m.s^{-1} .

Nous utiliserons pour nos essais des vitesses comprises entre 100 et 350 m.s^{-1} .

2.1 La fabrication additive

La Fabrication additive (AM) est le terme général pour les technologies qui joignent ou assemblent successivement du matériau pour créer des objets physiques tels que spécifiés par les données d'un modèle numérique 3D. Ces technologies sont actuellement utilisées dans diverses applications d'ingénierie industrielle ainsi que dans d'autres secteurs de la société, comme la médecine, l'éducation, l'architecture, la cartographie, les jouets et le divertissement. On trouve dans la littérature des articles traitant de l'ouverture, les opportunités et les marchés de cette technologie, comme peuvent l'illustrer les études de Zocca et al. (2015) [10] et Rashid et al. (2020) [11].

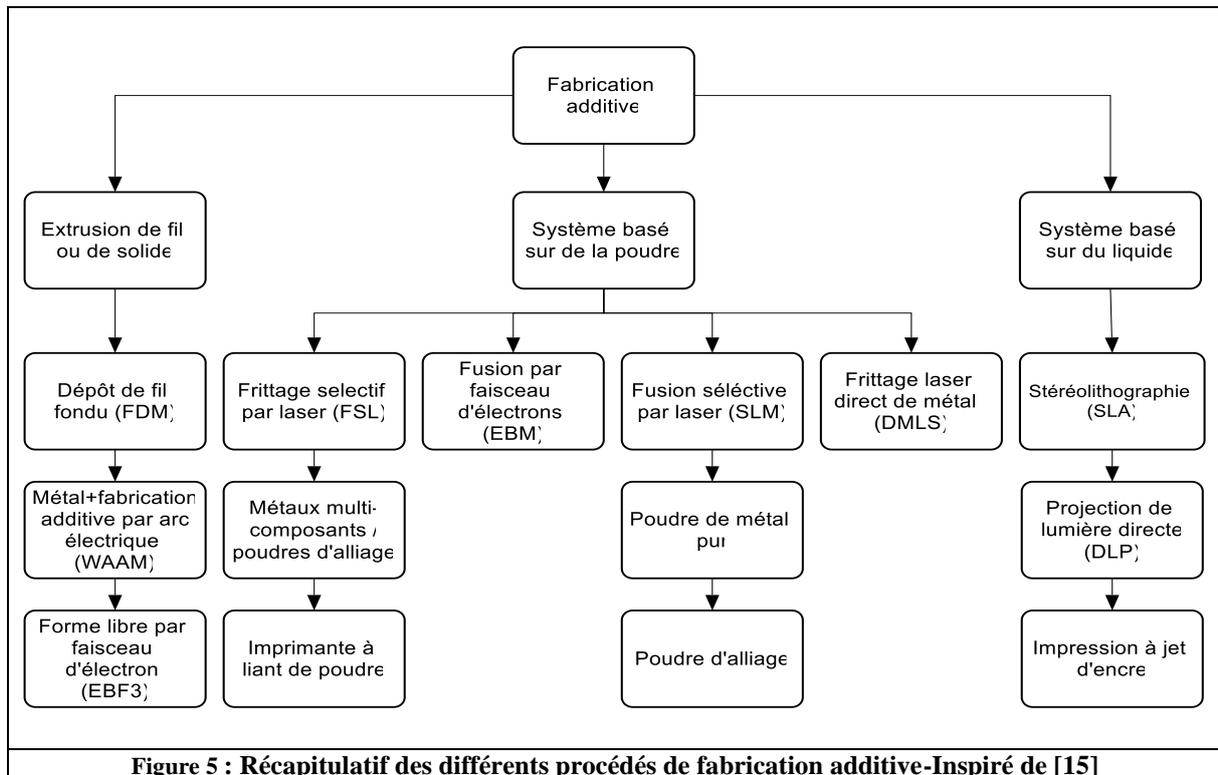
Au cours du développement de cette technologie, de nombreux termes et définitions différents ont été utilisés, souvent en référence à des domaines d'application et à des marques déposées spécifiques. On trouvera dans la norme ISO/ASTM 52900 (2021) [12], les principes généraux ainsi que les terminologies adéquates.

Ce chapitre 2 est un travail préliminaire qui a pour objectif de fournir une compréhension des principes fondamentaux des procédés de fabrication additive, et sur cette base, de donner des définitions claires aux termes et à la nomenclature associés à la technologie de la fabrication additive. De même, les propriétés mécaniques caractéristiques issues ainsi que les différents moyens et techniques utilisés pour les extraire seront exposés.

La fabrication additive (Additive Manufacturing ou AM) regroupe l'ensemble des procédés de mise en forme qui créent une pièce en y ajoutant successivement de la matière, couche par couche, et s'oppose ainsi aux procédés dit « classiques » par enlèvement de matière (soustractif) ou par coulage en fonderie. L'article de Aversa et al. (2019) [4] porte sur les matériaux développés pour la fabrication additive et on trouvera aussi dans l'article de Kruth et al. [13] un « benchmarking des différents procédés SLS/SLM.

Le procédé additif permet de limiter les pertes de matière première, mais surtout il permet la réalisation de designs novateurs, avec une topologie optimisée, c'est-à-dire une meilleure distribution de matière en regard des contraintes mécaniques ou fonctionnelles et avec un gain de masse. Il existe aujourd'hui de nombreux procédés additifs différents qui peuvent s'appliquer à une multitude de matériaux, on peut citer les polymères, les métaux, les céramiques, les structures composites. L'article de Bandyopadhyay et al. (2020) [14] porte sur les évolutions récentes des différents procédés additifs mettant en œuvre différents matériaux.

La figure 5 ci-dessous récapitule la classification des différents procédés de fabrication additive inspiré du travail de Rajaguru et al. (2019) [15].



Pour toutes les fabrications additives traitées dans ce manuscrit de thèse, le procédé utilisé est la fusion de lit de poudre par laser (Laser Powder Bed Fusion) mais le nom usuel de ce procédé est la fusion sélective par laser (Selective Laser Melting ou SLM). Ce procédé fusionne localement un lit de poudre au moyen d'un laser et permet la réalisation de pièces de haute technologie.

2.1.1 Avantages et inconvénients des procédés AM et SM

Dans les procédés AM, on peut observer de nombreux avantages mais également des contraintes et limitations par rapport aux procédés conventionnels comme décrit dans l'étude de Roth et al. (2021) [16] où ont été étudiés la plasticité et la rupture des alliages d'aluminium. Les études comparatives AM versus SM existent dans la littérature portant essentiellement sur les performances mécaniques respectives d'essais pseudo statiques sur ces fabrications, on peut citer sur ce sujet les travaux de Yan et al. [3], Roth et al. [16], Shakil et al. [17], Cui et al. [18] ainsi que Buchbinder et al. [19].

D'autres travaux s'intéressent à la combinaison des deux techniques AM et SM. C'est le cas dans les études de Abe et al. [20] ou bien Jayawardane et al. [21] dont le sujet porte sur les

questions de soutenabilité industrielle et économique. Un autre point d'intérêt concerne l'environnement et on peut trouver dans la littérature des études comparatives AM et SM se rapportant aux émissions de CO₂ dans l'atmosphère, c'est le cas par exemple dans les travaux de Priarone et al. [22] où sont examinées les consommations énergétiques et les taux d'émission de CO₂ sur un cycle de fabrication du Ti6Al4V et d'un acier inoxydable. Mahesh et al. [227] ont réalisé un état de l'art de la littérature avec pour fil conducteur l'impact environnemental des procédés de fabrication additive.

2.1.1.1 Les avantages du procédé additif sont indéniables

Le procédé additif AM autorise la conception de pièces de forme complexe. L'optimisation topologique devient possible grâce à la souplesse de modélisation des géométries. Le prototypage est possible ainsi que la réalisation de dummy aidés pour cela par les outils numériques qui permettent un passage facile de la pièce numérique vers la pièce physique. Les études de Vatlet et al. (2015) [23] et Gardan et al. (2021) [24] portent sur les aspects d'optimisation mécanique et topologique des fabrications additives. Par rapport aux procédés soustractifs, les gammes d'usinage et d'assemblage sont réduites. La perte de matière est minimale car il y a absence de copeaux et de chute de matière par rapport à un usinage classique, le recyclage partiel des matériaux (poudres ou résines) non lasés est possible. Il existe une capacité à adapter chaque pièce à chaque cas particulier, ce qui est très intéressant pour les adaptations morphologiques dans le domaine médical comme décrit dans l'article de Niinomi et al. [25]. La Réalisation de prothèses, de copies de tumeurs ou autres parties opérables dans le cadre d'une simulation préopératoire sont aussi des débouchés possibles comme le rapporte Salmi et al 2021 [26] dans son état de l'art sur les applications médicales des procédés de fabrication additif.

2.1.1.2 Les contraintes et limitations

La littérature insiste aussi sur les contraintes liées aux nombreux paramètres qui doivent être optimisés en fonction de la méthode, du matériau et des spécificités de la pièce. La puissance du laser, la vitesse de balayage, l'état physique de la poudre constituent autant de paramètres interdépendants comme l'illustre l'article de Tsopanos et al. [27] dont l'étude porte sur une application du procédé SLM.

Les fabrications AM sont en général anisotropes et dépendent beaucoup de la direction de fabrication comme évoqué dans son article par Y. Kok et al.[28]. Dans l'article de Priarone et al. [22], la combinaison de matériaux différents est étudiée et se révèle difficile car les fabrications réalisées avec plusieurs buses induisent des contraintes supplémentaires en particulier pour les phases transitoires de dépôt et de lasage. Un post-processing est souvent

nécessaire pour améliorer les états de surface ou pour réaliser un traitement thermique pour réaliser des perçages et des filetages. Enfin Il y a une nécessité d'inclure des supports dans le processus de fabrication pour les pièces présentant des surplombs ou des ponts. Le matériau des supports ne peut pas être recyclé ce qui induit une perte de matière.

2.1.2 Fusion sélective par laser SLM

Chacun des termes de la dénomination Selective Laser Melting est en regard d'une des caractéristiques principales de ce procédé comme expliqué dans le tableau 1 ci-dessous :

Tableau 1 : Signification de l'acronyme SLM		
Selective	Laser	Melting
Seule la partie utile de la poudre est lasée sur le lit de poudre concerné suivant le tracé généré par le fichier « Slicer »	Le laser fournit l'énergie nécessaire pour fusionner localement la poudre.	La poudre « sélectionnée » est fondue.

2.1.2.1 Description de la méthode SLM

La fusion sélective par laser se fait dans une chambre sous gaz inerte qui peut être de l'argon comme illustré sur la figure 6 où sont présentés schématiquement les environnements de travail ainsi que le principe de fonctionnement d'une imprimante SLM.

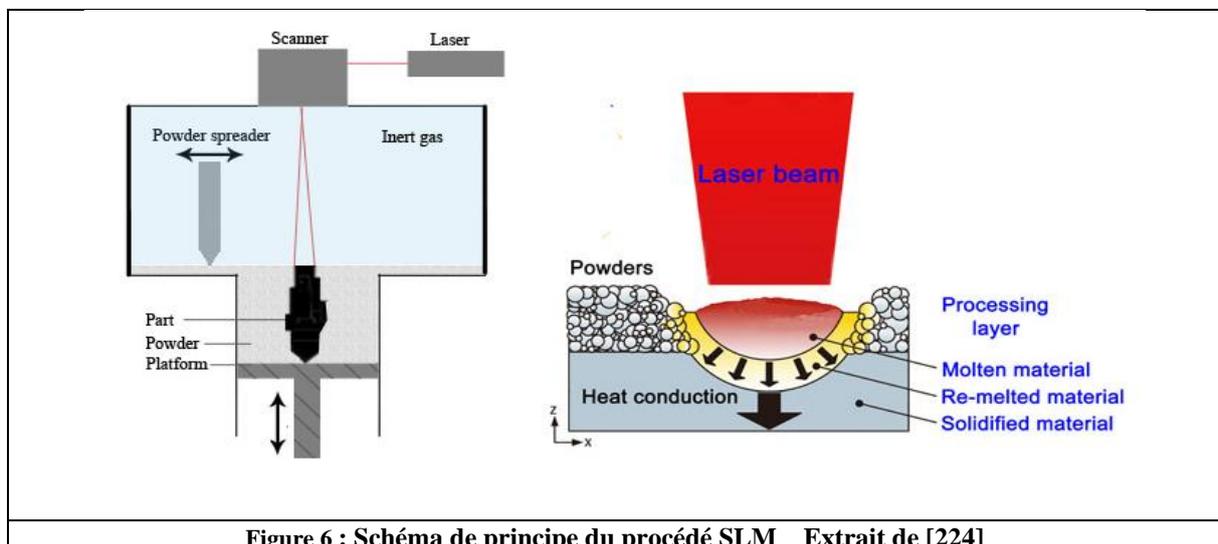


Figure 6 : Schéma de principe du procédé SLM _ Extrait de [224]

La pièce est imprimée sur un plateau qui est mobile et qui se déplace verticalement suivant Z en descendant au fur et à mesure des dépôts de lit de poudre. Le plateau est constitué de la même matière que la pièce à imprimer afin d'unifier les contraintes thermiques. Lors de la fusion de la première couche, le plateau sera également localement fondu et la pièce et le plateau

seront littéralement soudés ensemble. Pour contourner cet inconvénient, la manière de procéder est d'intercaler une structure porteuse de pièce de façon à pouvoir désolidariser plus facilement la pièce du support, ceci se fait en général au moyen d'un usinage par électroérosion.

2.1.2.2 Décomposition du procédé SLM sur une gamme de fabrication

Les différentes opérations de construction d'une pièce par SLM peuvent se décliner en 6 étapes et sont décrites dans le tableau 2 ci-dessous :

Tableau 2 : Opérations ou étapes de construction	
Etapes	Descriptions du process
1	Le piston positionnant en Z descend d'une hauteur supérieure à la hauteur du lit de poudre (généralement deux épaisseurs de lit). Simultanément, le piston du magasin de poudre monte pour approvisionner le lit (généralement trois hauteurs de couche).
2	Le racleur balaye l'ensemble et vient déposer et comprimer uniformément la poudre venant du magasin sur toute la surface de fabrication. Le surplus de poudre est récolté dans le réservoir de recyclage.
3	Le piston de la zone de fabrication remonte de manière à s'aligner à la hauteur de la nouvelle couche à laser.
4	Le racleur retourne ensuite à sa position initiale, comprimant une nouvelle fois la poudre en repassant sur la zone de fabrication.
5	Le laser dont la puissance peut varier entre 20 W et 1 KW fusionne alors la poudre selon le chemin calculé par le fichier de cartographie pour la couche considérée.

Ces opérations sont répétées, successivement pour chaque couche jusqu'au sommet de la pièce. Une fois l'impression terminée, la poudre résiduelle est récupérée manuellement, afin de pouvoir extraire de la machine la pièce qui est lié au plateau. Le plateau de fabrication est ensuite mis au propre par fraisage ou rectification pour des réutilisations ultérieures. La fin du procédé concerne la récupération et le recyclage de la poudre non lasée qui se fait par une opération de tamisage.

2.1.2.3 Dynamique et effet de passage du laser sur la poudre

La dynamique de passage du laser sur la poudre joue un rôle crucial dans la qualité et la précision des pièces produites. On décompose la dynamique de passage du spot laser sur la poudre en quatre phénomènes expliqués dans le tableau 3 et illustrés sur la figure 7 :

Tableau 3 : Description de la dynamique de passage du laser	
Phénomènes	Descriptions des phénomènes
① La dynamique des particules pré contact laser	Les particules les plus fines sont prises dans un vortex due à l'expansion gazeuse. (Particule entrainment due to gas expansion).
② La dynamique fluide thermique	Elle est composée par du métal en phase vapeur, de gouttelettes de particules (Melt jet) et d'un bain liquide (Melt pool).
③ Le passage de l'état liquide à l'état solide	Il s'opère par la phase de solidification et est principalement dendritique. On la retrouve sur la phase de traitement thermique intrinsèque ou zone thermiquement affectée. (State Solid Transformation).
④ L'état solide	Il constitue l'état final avec son lot de fissures ou de cavités de non-fusion (Lack of fusion) ainsi que des fissures résiduelles (Crack) dues à des lacunes de remplissages ou des contraintes de retrait. On notera aussi l'état de surface transitoire avant post-nettoyage.

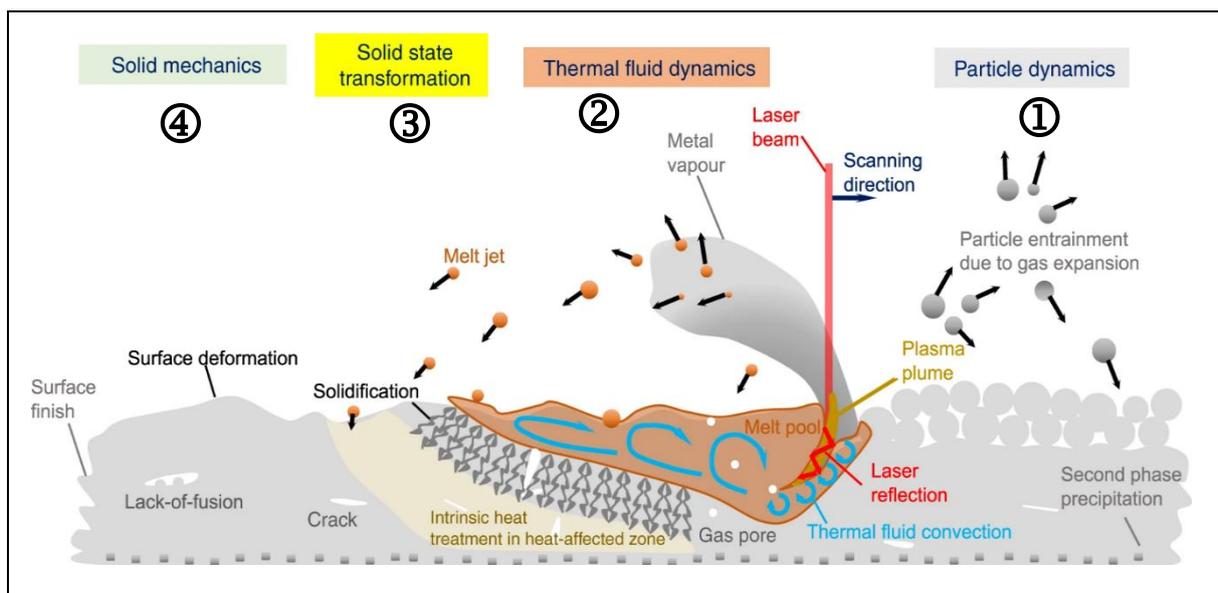


Figure 7 : Schéma de la dynamique de passage du laser illustrant les différents phénomènes physiques
Extrait de [21]

2.1.3 Les défis techniques propre à la méthode SLM

Le procédé SLM permet l'utilisation d'une grande gamme de matériaux différents : alliages d'aluminium ou de titane, acier inoxydable, superalliage à base de nickel, cuivre, cobalt-chrome. L'article de Herzog et al. (2016) [30] porte sur ce défi en soulignant les relations complexes entre le procédé AM et la microstructure, son influence sur les propriétés mécaniques des métaux ainsi que la rugosité de surfaces et leur influence sur le matériau. L'état de surface de la pièce est variable, il est influencé par la population granulaire, le diamètre équivalent de la poudre ainsi que par le diamètre du spot laser durant le scannage. La matière présente une forte hétérogénéité liée à la microstructure de la fabrication induite par le passage du spot laser.

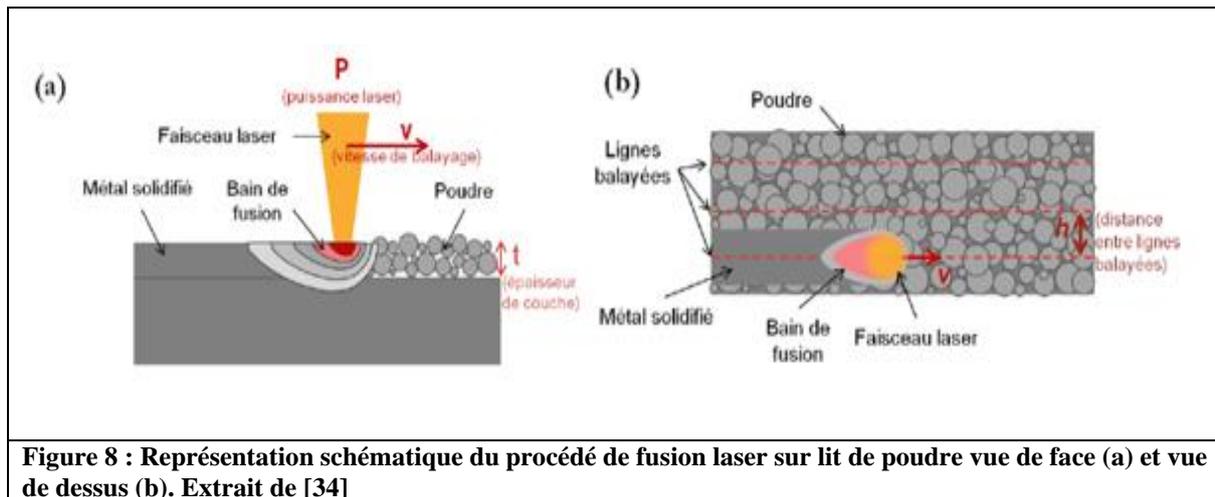
2.1.3.1 Les paramètres d'impression de l'AlSi10Mg

Le paramètre principal exerçant une influence sur tous les autres est le matériau, sa composition chimique et en particulier l'un de ses composants qui est le silicium Si. Le Silicium est un élément clé dans la composition des poudres utilisées en fabrication additive. Il contribue à améliorer les propriétés mécaniques du matériau, il favorise la réactivité thermique des matériaux en poudre pendant le processus de fusion tout en limitant les risques d'oxydation ou de réaction non souhaitée avec d'autres éléments. Il contribue à abaisser la température de fusion globale de l'alliage, ce qui est bénéfique pour le processus de fusion et la consolidation des couches successives. Le Silicium peut influencer la microstructure de l'alliage final, affectant ainsi ses propriétés mécaniques et thermiques. Il est utilisé pour obtenir des caractéristiques de grains et de phases spécifiques dans le matériau final.

Dans l'article de Spierings et al. (2016) [32], les auteurs ont travaillé sur la caractérisation des poudres adaptées au procédé SLM. En effet, il est rapporté dans cet article que parmi les paramètres physiques de la poudre, la granulométrie et la forme des particules sont des paramètres importants : la granulométrie correspond à la distribution de taille des grains ou de particules de poudre. Elle est définie par le fabricant. La présence de beaucoup de petites particules diminue la fluidité de la poudre car elles ont tendances à s'agglomérer, mais elles augmentent la surface spécifique de la poudre ce qui conduit à une absorption de l'énergie du rayon laser. De même, l'hygrométrie de la poudre doit impérativement être nulle, la présence d'une humidité mesurable peut créer des porosités sous l'action de la vaporisation comme relaté dans l'article de Hastie et al. (2020) [33].

Enfin les paramètres de fabrication dont la vitesse de balayage V en mm.s^{-1} , la puissance du laser P (W), la distance entre les hachures balayées h (mm) et l'épaisseur de couche sont réglables suivant les machines.

La figure 8 est une représentation schématique du procédé de fusion laser sur lit de poudre avec sur (a) une coupe du bain de fusion où on peut observer les différents paramètres tels que P , V et t et sur (b) où on peut observer le recouvrement h entre deux lignes de fusion.



2.1.3.2 Les paramètres imposés par la machine et le contexte

Les paramètres imposés par la machine dépendent du constructeur. Ils sont en général au nombre de cinq dont trois sont ajustables.

Dans les travaux de Pierings et al. [32] ainsi que de Fischer et al. [34], il est établi que parmi les paramètres considérés comme non ajustables, on trouve l'épaisseur du lit de poudre et la longueur d'onde du laser et ses spécificités. L'épaisseur du lit de poudre est fixée par la granulométrie de la poudre. Cette épaisseur est la même durant tout le processus de fabrication sur la même machine et le même matériau. Elle s'exprime en micromètre. Des couches épaisses réduisent le temps de fabrication mais sont plus énergivores et auront un impact sur la rugosité qui sera plus importante. La longueur d'onde du laser ainsi que sa taille de spot sont fixes. Les paramètres ajustables sont la distance h entre deux cordons (hatching), la vitesse de balayage ainsi que la puissance du laser. Le « hatching » est la distance entre deux translations adjacentes du laser comme illustré sur la figure 8 (b). Cette distance est exprimée en micromètres et doit assurer le chevauchement des cordons voisins d'une même couche.

Nota : le chevauchement est aussi fonction de la puissance du laser tant en largeur qu'en profondeur. La vitesse de balayage est la vitesse à laquelle se déplace le spot laser, et

conjointement à la puissance, la vitesse permet de moduler la quantité d'énergie fournie à la poudre.

L'ensemble de ces paramètres peut être exprimé en deux variables de densité d'Énergie qui permettent de comparer différentes fabrications : ce sont la densité linéique d'énergie TED et la densité volumique d'énergie VED. L'article de Poncelet et al. [35] aborde l'impact des paramètres concernant la fusion de poudre par laser sur les propriétés de l'alliage AlSi10Mg telles que la rugosité des surfaces et la dureté. L'influence des stratégies de balayage, de la densité d'énergie ainsi que l'influence inter traits de lasage y sont aussi abordées.

2.1.3.3 La densité linéique d'énergie : *Track Energy Density = TED*

On parle ici de la représentation de l'énergie moyenne qui est transmise sur une longueur d'impression. Cette densité d'énergie s'exprime en Joules / m.

$$TED = \frac{P}{v}$$

Tableau 4 : Détail des unités de la TED		
TED	P	v
Densité d'énergie linéique en Joules / m	Puissance du laser en Watt	Vitesse de balayage en m.s ⁻¹

Dans la formulation de TED, on ne prend pas en compte la distance h entre les cordons ni l'épaisseur de couche. La densité d'énergie linéique permet uniquement de comparer les différentes stratégies de balayage pour un cordon donné. La densité d'énergie linéique augmente avec la puissance du laser et la diminution de la vitesse de balayage.

2.1.3.4 La densité d'énergie volumique : *Volumic Energy Density = VED*

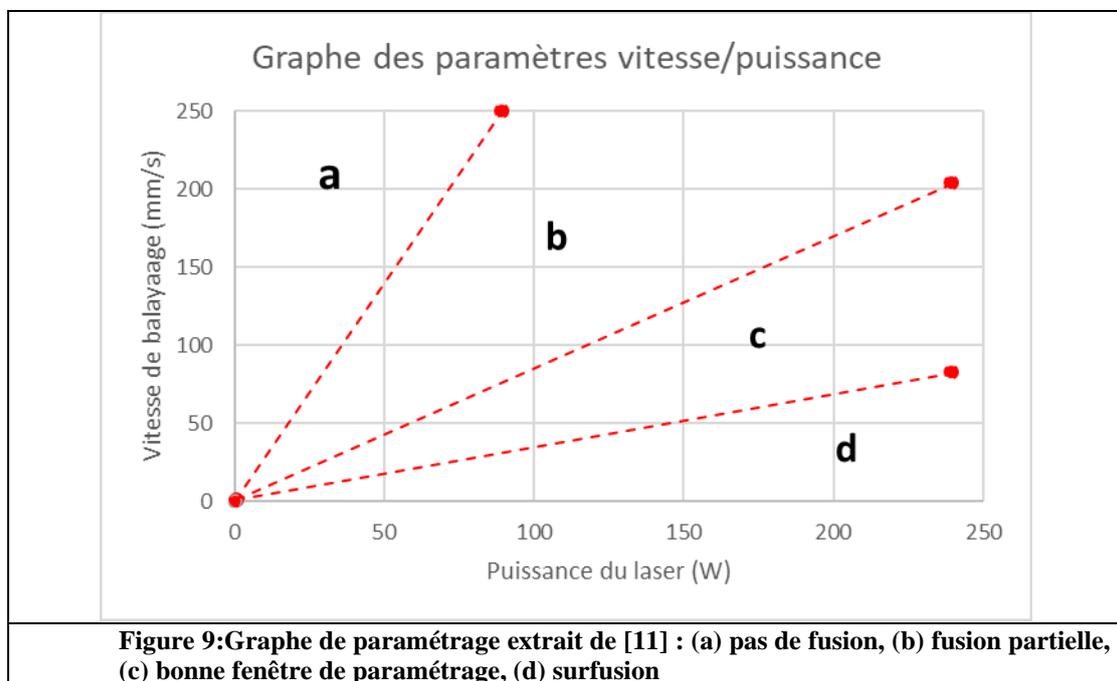
On parle ici de la représentation de l'énergie globale qui est transmise à un volume de matière par le laser. La VED s'exprime en Joules / m³.

$$VED = \frac{P}{vht}$$

Tableau 5 : Détail des unités de la VED				
VED	P	V	H	T
Densité volumique de puissance J/m ³	Puissance du laser en Watt	Vitesse de balayage en m.s ⁻¹	Distance entre cordons en m	Épaisseur de couche en m

La VED augmente avec la puissance du laser, la diminution de la vitesse de balayage et la distance entre deux cordons. Comme déjà indiqué dans le paragraphe 2.1.3.3, page 27, la

hauteur de couche est le plus souvent fixée, elle peut être considérée comme une constante durant la fabrication et son augmentation mènerait donc à une diminution de densité d'énergie volumique. Ces variables TED et VED sont donc très importantes et exercent une grande influence sur la qualité d'impression, elles donnent accès à la bonne fenêtre de paramétrage. Les TED et VED doivent être suffisamment élevées pour garantir une fusion homogène de l'ensemble des particules de poudre composant le cordon et assurer une refusion partielle de la couche précédente. De cette façon, on assure la maîtrise de la densité de la pièce finale. Cependant, il faut bien cerner les limites de ces variables pour éviter la surfusion et l'évaporation de matière. Suivant l'article de Rashid et al. [11], tous ces paramètres peuvent se regrouper sur une grille de lecture telle que sur la figure 9.



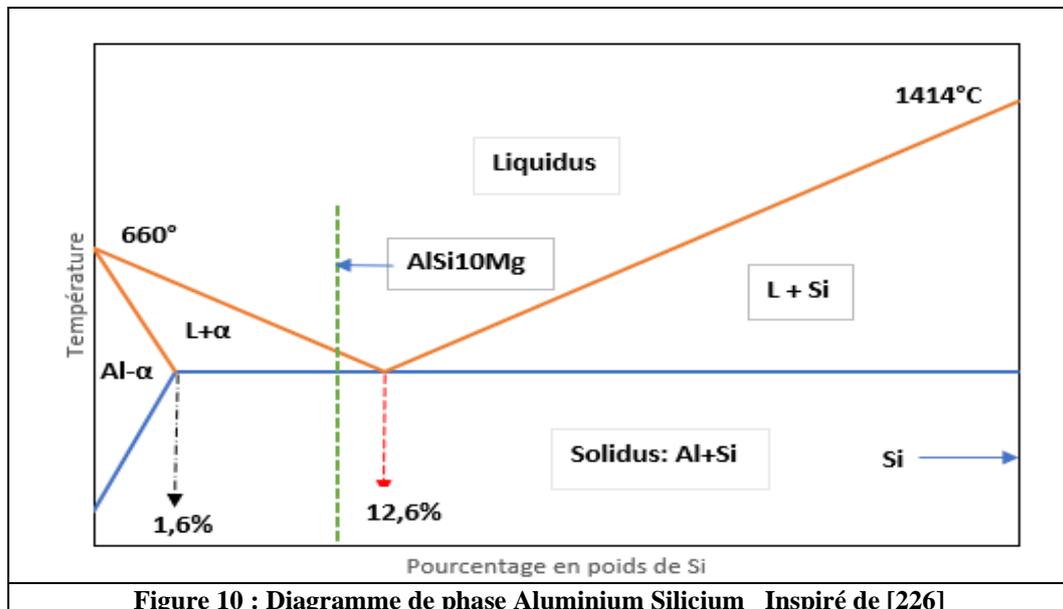
2.1.4 Présentation des caractéristiques de l'alliage AlSi10Mg

Il est intéressant d'explorer les caractéristiques métallurgiques de cet alliage, d'une part parce qu'il est l'alliage utilisé au département CO2M sous forme de poudre, laquelle poudre est utilisée d'une part pour la fabrication de tous nos échantillons additifs d'essais testés dans cette étude et d'autre part parce qu'elle est extraite de lingots par un procédé d'atomisation. la matière première est sous forme d'un lingot de fonderie de l'alliage AlSi10Mg dans lesquels les échantillons de tests soustractifs sont extraits.

2.1.4.1 Généralités métallurgiques de l'alliage AlSi10Mg

L'alliage d'aluminium AlSi10Mg utilisé en fabrication additive est un excellent compromis entre légèreté, solidité et niveau de prix. Tout en étant moins coûteux que d'autres métaux imprimés en 3D, l'aluminium offre de bonnes propriétés mécaniques et thermiques qui sont décrites dans les articles de Aversa et al.[4], de Rometsch et al.[37] ainsi que de Alghamdi et al. [38]. Il est cependant moins robuste à la fatigue et aux hautes températures que par exemple l'acier inoxydable. On trouvera de nombreuses précisions sur la métallurgie de l'aluminium dans l'article de C. Vargel [226].

La poudre d'aluminium frittée est utilisée pour fabriquer des prototypes, des produits finis ou des pièces et éléments de production. L'alliage AlSi10Mg comprend de l'aluminium allié avec du silicium, de petite quantité de magnésium et de fer, ainsi que d'autres éléments mineurs. La figure 10 représente le diagramme de phase Aluminium -Silicium.



Grâce à la formation naturelle d'une couche d'oxyde à la surface de l'aluminium, le matériau a une résistance élevée à la corrosion qui peut être encore améliorée par anodisation chimique. On trouvera des précisions intéressantes sur l'anodisation de l'aluminium et ses alliages dans l'article de Safrani et al. (2019) [36].

L'AlSi10Mg est un alliage appartenant à la famille des alliages Al-Si et contenant une teneur de silicium quasi eutectique. Son excellente imprimabilité est rapportée surtout par la phase eutectique Si-Mg. Des travaux se rapportant à l'étude de l'imprimabilité figurent dans les articles de Rometsch et al. [37] et Alghamdi et al. [38].

La présence de silicium rend l'alliage à la fois plus dur et plus résistant que l'aluminium. Le Silicium améliore la fluidité de l'aluminium fondu, réduisant ainsi le coefficient de dilatation

thermique et surtout, il offre une plage de solidification étroite ($\sim 40^\circ\text{C}$ pour 10% en poids de silicium). Cela réduit la sensibilité de retrait au cours de la solidification ou de déchirure à chaud lors du procédé et permet d'atteindre une densité volumétrique maximale des pièces. Ces aspects ont été étudiés à travers les microstructures dans les études de Alghamdi [38] et P. Yang [39] concernant l'AlSi10Mg et les effets thermiques sur celui-ci.

Le refroidissement rapide, de $106^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ à $108^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ et la solidification hors équilibre inhérents au procédé SLM se traduisent par une microstructure unique et largement différente de celle du contre matériau coulé, ces données sont consultables dans l'article de Li et al. [40]. Des grains colonnaires fins avec des réseaux de silicium interconnectés constituent la microstructures cellulaire SLM. La croissance directionnelle identique à celle du flux de chaleur est couramment rapportée dans les études de Yang et al. [39], Zhao et al. [41] ainsi que Liu et al. [43].

Dans l'article de Kok et al. [44], les auteurs précisent que le grand nombre de joints de cellules résultant des grains fins d'Al- α et des réseaux de Si, résistent mieux à la déformation plastique en empêchant le mouvement des dislocations et en améliorant la résistance mécanique de l'alliage. Des observations similaires sont rapportées dans l'étude de Shakil et al. [17].

2.1.5 Focus sur l'importance du traitement thermique de l'alliage AlSi10Mg

Les travaux qui vont suivre au chapitre 3 s'appuyant sur l'étude comparative des deux procédés additif (SLM) et soustractif (extraction d'un lingot), il y a lieu de s'intéresser à l'influence de l'histoire thermique de cet alliage sur les propriétés mécaniques.

Dans le travail de S.I. Shakil et Al. [45], des études sur l'AlSi10Mg mis en œuvre par procédé additif et par coulage ont été menées visant à évaluer l'effet du traitement thermique à une température légèrement inférieure à la température eutectique. Différentes vitesses de refroidissement ont été appliquées pour observer l'impact sur la microstructure et les propriétés mécaniques. Les pièces coulées et celles fabriquées par procédé additif ont été mises en solution à 540°C pendant 2 heures, puis refroidies à l'eau, à l'air et au four. Les propriétés mécaniques ont été évaluées à l'aide d'un appareil de nano indentation. Comme l'on peut s'y attendre, les résultats montrent d'importantes évolutions microstructurales illustrées par les tailles de grains et la morphologie du silicium en composition avec pour conséquence la transformation des propriétés mécaniques des matériaux traités thermiquement par rapport à ceux fabriqués et coulés tels quels. Les travaux de Takata et al. [42] ont confirmé ces observations, les auteurs ont mis en évidence l'évolution de la microstructure de l'AlSi10Mg mis en œuvre par SLM soumis à des traitements thermiques. Liu et al. [43] concluent dans leur article que la

microstructure et les propriétés mécaniques des matériaux sont largement influencées par les conditions de traitement thermique et celles de fabrication en coulée et par SLM.

Selon Li et al. [46], les conditions et cycles de refroidissement affectent directement la morphologie du silicium eutectique dans les matériaux coulés et fabriqués par ajout de matière, commençant par la fragmentation du silicium, puis sa sphéroïdisation et sa coalescence.

Les propriétés micromécaniques locales des matériaux étudiés sont aussi affectées par l'évolution des microstructures comme le rapporte W. Li et al dans son étude.[46]. Les résultats de cette étude fournissent des informations sur le contrôle de la microstructure et donc des propriétés mécaniques de l'alliage AlSi10Mg en abordant des cycles de traitement thermique comme décrit dans les travaux de Alghamdi et al. [47] où l'intérêt est porté sur les traitements thermiques post fabrications des structures. La figure 11 représente un schéma de trempe classique post fabrication.

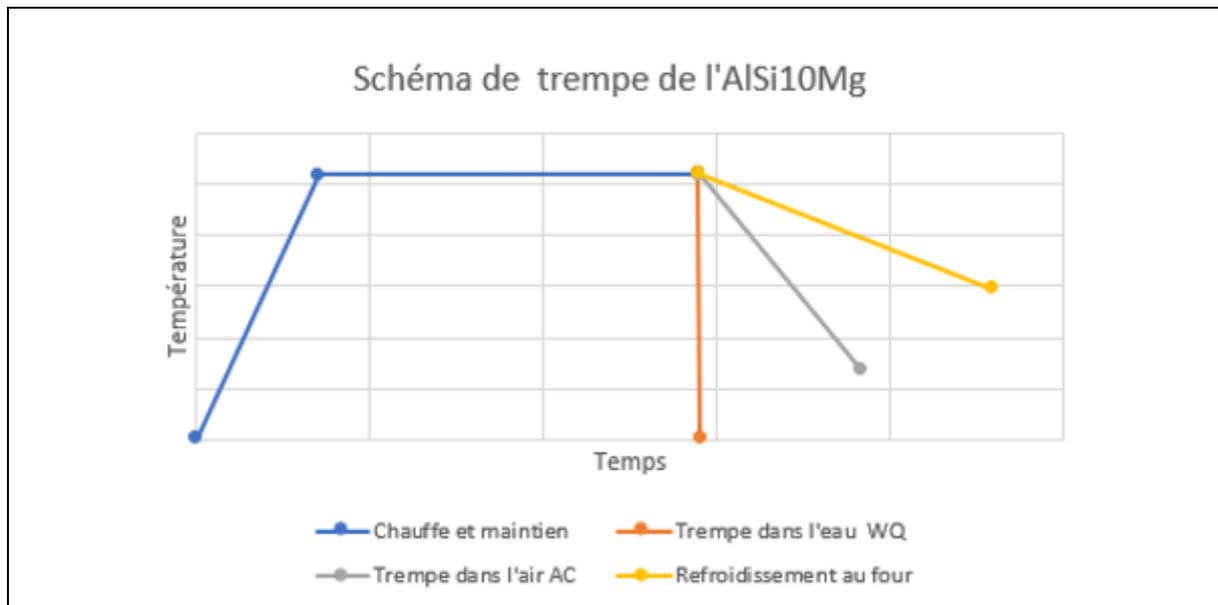
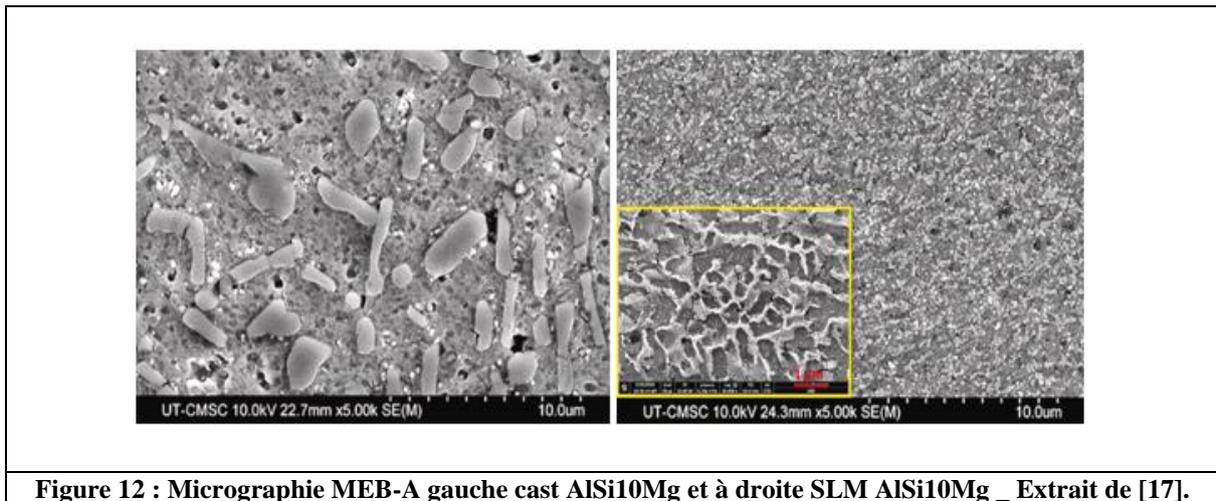


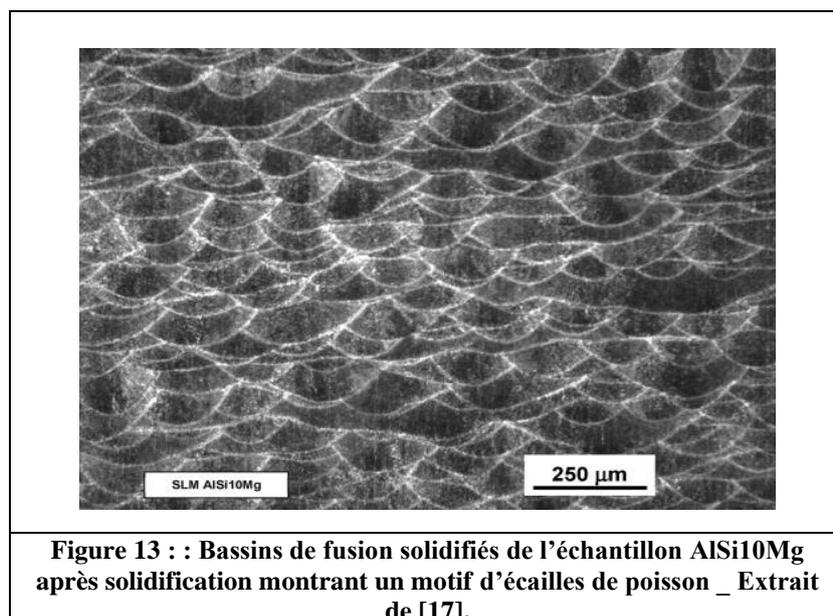
Figure 11 : Schéma des différentes trempes possibles _ Extrait de [226]

Dans l'alliage coulée « cast AlSi10Mg », la répartition des particules de silicium dans la matrice d'aluminium est non-uniforme, et les particules eutectiques aciculaires de Si, c'est-à-dire en forme d'aiguille, se sont arrondies lors de la mise en solution à 540°C par le mécanisme de mûrissement appelé ripening d'Ostwald évoqué dans l'article de Ogris et al. [48]. Dans l'étude d'Abdelaziz et al [49] le ripening d'Ostwald est effectivement dû à une croissance de diffusion à l'état solide des particules de Silicium eutectique, qui est un processus thermodynamiquement piloté. Autrement dit, des particules plus petites sont moins énergétiquement stables que les plus grandes, car les atomes internes bien ordonnés sont plus stables que les atomes en surface. Un état énergétique inférieur est atteint lorsque de grandes particules, avec leur faible rapport

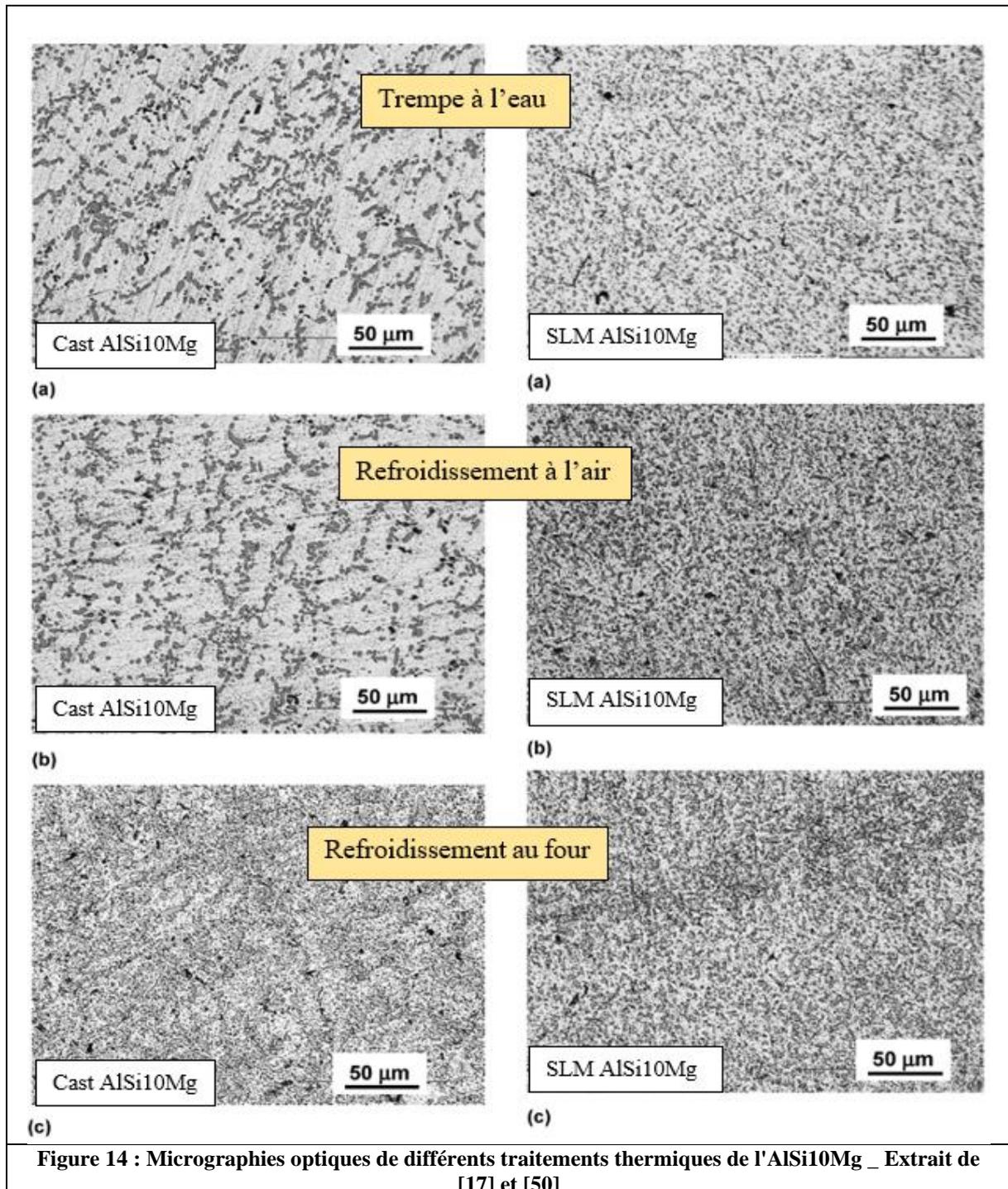
surface/volume et donc une faible énergie de surface associée à l'interface entre les particules de silicium et la matrice d'aluminium, sont présentes dans la structure. Par conséquent, les atomes à la surface des petites particules ont tendance à se détacher et à diffuser vers la surface des plus grandes particules. Ainsi le nombre de petites particules continue de diminuer tandis que les plus grandes continuent de croître [48]. Pour l'alliage AlSi10Mg opéré par SLM, le processus de traitement thermique a conduit à une répartition plus uniforme des particules de silicium dans la matrice d'aluminium. Les alliages SLM présentent une structure cellulaire comme on peut le voir dans l'encadré jaune sur la figure 12.



Les bassins de fusion solidifiés de l'échantillon montrent un motif d'écailles de poisson illustré par la figure 13. Ce motif est inhérent aux taux de solidification élevé du processus SLM. Pour Z.Li et al. [50], le taux de solidification et le gradient thermique sont les deux principaux paramètres définissant la structure cellulaire associée à la plupart des processus.



La figure 14 représente des microstructures représentatives de traitements thermiques post fabrication appliqués respectivement à de l'AlSi10Mg obtenu par fonderie et par SLM [42] [46][47]. Elle montre clairement les différences entre les microstructures d'AlSi10Mg telles qu'elles sont après la coulée et après la fabrication SLM. La taille du silicium eutectique est nettement plus grossière dans le matériau coulé par rapport à son homologue SLM.



En d'autres termes, la microstructure cellulaire très fine est due aux forts gradients thermiques et aux taux de refroidissement élevé du processus SLM. Le réseau cellulaire se compose d'une

structure fibreuse eutectique Al-Si le long des frontières cellulaires de la matrice de solution solide Al sursaturée. Dans les articles de Cui et al. [18] ainsi que de Chen et al. [51], les auteurs conviennent de noter que dans le processus SLM et en raison du très fort flux thermique le long de l'axe de la solidification, des cellules colonnaires se créent dans la direction de déplacement du laser.

Pour l'alliage AlSi10Mg, qui a une structure cristalline cubique face centrée CFC, Kok et al. [44] ainsi que Liu et al. [52] expliquent que les cristaux CFC (Cubique Face Centré) ont tendance à croître dans la direction $\langle 100 \rangle$. En effet, les plans $\langle 100 \rangle$ correspondent aux plans de plus basse densité d'empilement dans une structure CFC. Cela signifie qu'il y a moins d'atomes exposés à la surface, ce qui réduit l'énergie de surface et favorise la croissance dans cette direction.

2.1.6 Focus sur l'orientation d'impression, l'anisotropie et la stratégie de lasage

Bien que la fabrication additive permette la création de structure avec des détails et une complexité impossible à obtenir par un procédé soustractif ou traditionnel, les composants métalliques fabriqués par AM sont sujets à une anisotropie des propriétés mécaniques comme rapporté dans l'état de l'art de Kok et al. [28]. Cette anisotropie mécanique est liée aux défauts de fabrication. Everton et al. [53] ont produit un état de l'art à ce sujet et ont conclu sur la nécessité de développer des méthodes de contrôle ou d'investigation. Etter et al. [54] se sont focalisés sur la microstructure et les textures cristallographiques résultant des méthodes de fabrication AM. La porosité des composants fabriqués par procédé SLM et la fusion par faisceau d'électrons peuvent être causées par des paramètres de traitement sous optimaux comme le rapportent Wysocki et al. [55], ce qui non seulement réduit les propriétés mécaniques observées par Zhao et al. [56], mais provoque une anisotropie en raison des interactions entre la porosité et l'orientation d'impression ce qui est souligné par Bian et al. [57].

La porosité est particulièrement préoccupante dans le cas du procédé SLM en raison du caractère pulvérulent des poudres et de leur haute réflectivité et conductivité thermique ce qui nécessite une puissance laser plus élevée pour surmonter la dissipation rapide de la chaleur. Dans leur article, Aboulkhair et al. [58] soutiennent que la fluidité du bain de fusion conditionnée par l'homogénéité de distribution du silicium est importante car elle influence la topologie inter ligne de lasage. Les défauts de fusion résultant de paramètres de processus sous optimaux peuvent également entraîner un comportement mécanique anisotrope des composants fabriqués par le procédé SLM comme le précise Tammam-Williams et al. [59]. Ces défauts peuvent provoquer des zones de concentration de contrainte, et leur importance, liée à

l'orientation des mises en charge, est rapportée par Wu et al. [60] dans leur article. Les traitements thermiques tels que le pressage isostatique à chaud (HIP : Hot Isostatic Pressing), ont été mis au point pour dans l'idéal éliminer ou à défaut lisser les défauts de fusion des pièces AM. On peut trouver des articles intéressants rassemblant les propriétés mécaniques obtenues à partir de mesures de dureté, de traction-compression, de traitements thermiques ainsi que des essais de fatigue à grand nombre de cycles dans l'état de l'art produit par Lewandowski et al. [61]. Les gradients thermiques élevés lors de la fabrication SLM entraînent une croissance cristalline préférentielle dans la direction du flux de chaleur, qui est principalement orienté sur la direction d'impression. On peut trouver dans l'article de Kunze et al. [62], des conclusions identiques qui s'appuient sur l'étude des textures et de l'anisotropie. En conséquence, des grains épitaxiaux avec une morphologie colonnaire orientée dans la direction de fabrication sont une caractéristique couramment observée dans les composants AM métalliques et surtout en SLM. Ce phénomène entraîne une anisotropie des propriétés mécaniques en raison de l'orientation des grains par rapport aux charges appliquées. Dans leur article, Thijs et al. [63] rapportent que lorsque les charges appliquées sont perpendiculaires à la direction d'impression, une accumulation de dislocations se produit le long des limites de grains colonnaires, provoquant la formation de microfissures le long de ces limites, ce qui entraîne une diminution de la ductilité. L'article de Ni et al. [6] consolide ces observations. Les auteurs constatent que la ductilité, qui est la capacité du matériau à se déformer plastiquement sans se rompre, est supérieure lorsque la direction de chargement est parallèle à la direction d'impression et plus faible dans la direction perpendiculaire. Dans les travaux de L.Bian [57], il est démontré que la texture cristallographique entraîne des propriétés mécaniques anisotropes des échantillons AM métalliques. Ceci est confirmé par l'article de Yang et al. [65] où il est rapporté que l'orientation des structures cristallines affecte l'état de contrainte des grains et entraîne des propriétés mécaniques anisotropes.

2.1.6.1 Les effets de l'orientation d'impression sur les alliages Ti6Al4V, Inconel 718, Al606

L'effet de l'orientation d'impression sur les propriétés mécaniques pseudo-statiques et dynamiques des alliages ou éléments purs mis en œuvre par fusion de lit de poudre SLM, a été étudié en référence aux résultats antérieures de la littérature.

Il existe différentes stratégies pour déterminer le chemin que doit parcourir le laser [8][66][68] suivant la figure 15 page suivante :

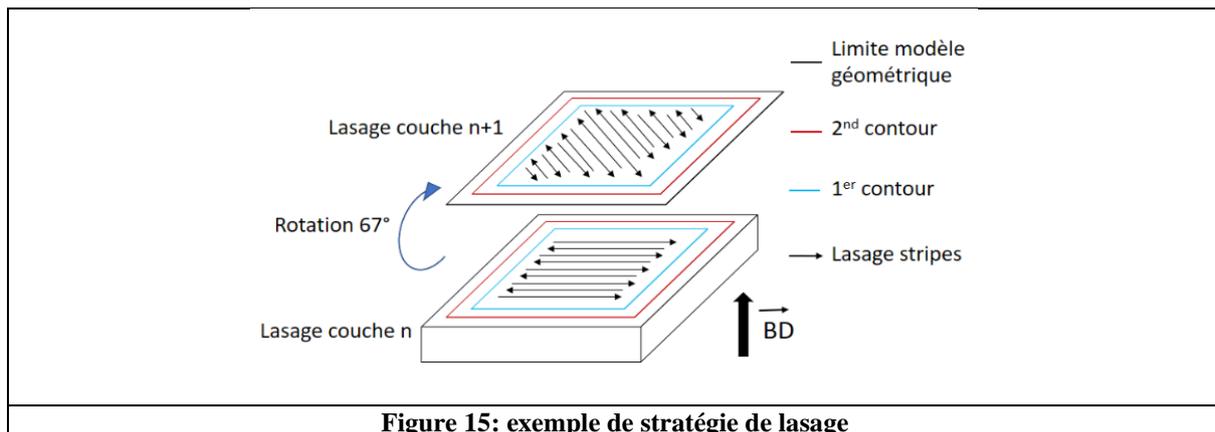


Figure 15: exemple de stratégie de lasage

Dans un premier temps beaucoup de travaux de recherche sur la fabrication additive de composants métalliques se sont concentrés sur le Ti6Al4V en raison de ses nombreuses propriétés avantageuses, notamment son rapport élevé résistance-poids, sa résistance à la corrosion, ses performances à haute température, son aptitude au traitement thermique et sa biocompatibilité. La littérature est abondante et on peut citer les travaux de Wysocki et al. (2016) [55], de Zhao et al. (2016) ainsi que de Rodriguez et al. [72] qui ont porté leur intérêt sur les applications industrielles de ce matériau par procédé additif. Néanmoins, son coût élevé par rapport à d'autres matériaux concurrents a restreint son utilisation aux applications très spécialisés que sont l'aérospatiale et le biomédical.

D'autres études ont examiné l'anisotropie des fabrications SLM. On peut citer l'étude de Carroll et al. [69] où a été observé un comportement anisotrope sur des échantillons additifs de Ti6Al4V se traduisant à nouveau par une meilleure capacité à se déformer plastiquement pour les échantillons dont la direction d'impression est parallèle à la direction d'essai.

Ladani et al. [70] ont étudié l'anisotropie mécanique d'échantillons Ti6Al4V fabriqué par AM à faisceau d'électrons. Le module d'élasticité, la limite élastique et la résistance à la traction ultime des échantillons fabriqués perpendiculairement à la direction de fabrication se sont avérés nettement supérieurs à ceux des échantillons fabriqués parallèlement, probablement en raison de défaut inter-couches.

Ni et al. [64] ont étudié les propriétés anisotropes d'inconel 718 fabriqué par fusion laser sur lit de poudre SLM et ont constaté que les échantillons chargés parallèlement à la direction de fabrication présentaient une résistance à la traction ultime plus faible mais une plus grande elongation par rapport aux échantillons chargés perpendiculairement ; cette observation nous rappelle celle de Carroll et al. [69] où les performances en termes ductilité avaient été remarquées. Cette anisotropie a été expliquée par l'accumulation préférentielle de dommages le long des joints de grains orientés dans la direction de fabrication., entraînant des amorces de

fissures. Sridharan et al. [71] ont fabriqué des échantillons en Al606 en utilisant la fabrication additive par ultrason à 20 kHz. Ils ont constaté que les échantillons chargés parallèlement à la direction d'impression présentaient des propriétés inférieures à celles des échantillons imprimés perpendiculairement. Cela a été expliqué par la présence de cavité et un manque de liaison entre les couches.

2.1.6.2 Les effets de l'orientation d'impression sur l'AlSi10Mg

Plus proche de nous, l'alliage AlSi10Mg pour le procédé SLM a fait l'objet de nombreuses études ces dernières années. Au départ, c'est un alliage de moulage largement utilisé avec une bonne soudabilité et un durcissement à conductivité thermique élevé [73], c'est pourquoi il est aujourd'hui le plus étudié [74]. Les caractéristiques de cet alliage ont été examinées et on peut trouver dans la littérature des études portant sur les effets de l'orientation de construction, du traitement thermique et de l'anisotropie pour les alliages d'AlSi10Mg mis en œuvre par le procédé SLM.

L'étude de Maconachie et al. [68], présente des résultats sur les effets des orientations de construction sur le comportement sous sollicitations pseudo-statique et dynamique. Bien qu'une différence dans les valeurs de résistance à la traction et de résistance ultime ait été observée entre les orientations de construction, les auteurs la décrivent comme négligeable. Ils suggèrent que la résistance à la traction de l'AlSi10Mg n'est pas affectée par l'angle d'orientation d'impression. Les auteurs constatent néanmoins une relation inverse entre l'angle d'impression et la capacité de cet alliage à se déformer plastiquement dans le régime quasi ou pseudo statique. Cela peut signifier que les fabrications construites perpendiculairement à la direction d'impression n'ont pas une déformation plus importante que celles imprimées parallèlement à la direction de construction. Cependant, en raison de la dispersion des résultats observée dans la plupart des travaux trouvés dans la littérature, il est important de noter que la tendance inverse entre l'angle d'impression et la ductilité n'est pas systématique. Des facteurs tels que la qualité de fabrication et la géométrie de la pièce pourraient également contribuer à l'influence de l'orientation d'impression sur la ductilité. La mise en évidence de l'influence de l'angle d'impression sur la ductilité est avérée, mais semble exercer une influence faible sur la résistance à la traction. L'orientation d'impression des fabrications SLM est connue pour affecter les caractéristiques mécaniques, y compris leur anisotropie. On peut citer l'étude de Wang et al. [229] qui ont exploré ces effets sur les propriétés en traction, les caractéristiques des microstructures et la texture de l'AlSi10Mg. Ils ont observé une microstructure identique mais orientée sur les trois directions de construction. Les résultats des essais de traction ont montré une anisotropie réelle et mis en évidence l'influence des angles de fabrication qui sont

inversement liés à la plasticité. Cette relation inverse peut être causée par différents degrés d'accumulation de dislocations dans les directions horizontales et verticales en raison du silicium eutectique. Les auteurs ont montré que le traitement thermique affaiblira l'anisotropie mais ne la fera pas disparaître. De même, l'étude de Limbasiya et al. [230] est bâtie sur un état de l'art portant sur les effets des paramètres d'impression et en particulier les auteurs ont souligné l'impact des orientations d'impression sur la densité, les porosités et l'anisotropie dans le cas de l'alliage AlSi10Mg. Outre l'influence du procédé de fabrication ou des orientations de construction sur les propriétés mécaniques, Asgari et al.[93] se sont intéressés aux caractéristiques dynamiques de déformation à haute vitesse sur un spectre allant de 150s^{-1} à 1600s^{-1} . Les textures d'échantillons ont été explorées par diffraction de rayons X. Ils ont conclu que soumettre les échantillons à un haut taux de déformation était sans effet sur la texture. Ils ont constaté que la limite d'élasticité, la contrainte de fluage maximale ainsi que la ductilité ont augmenté pour tous les échantillons avec l'augmentation de la vitesse de déformation.

Dans l'article de Wagener et al. (2019) [243], les influences du procédé de fabrication sur le comportement cyclique « contrainte-déformation » ainsi que sur la durée de vie de l'alliage AlSi10Mg sont discutées. Dans ce but, des essais de fatigue ont été effectués sur des éprouvettes imprimées par SLM sous 3 directions de construction différentes afin d'établir une meilleure compréhension du comportement à la fatigue des composants et pièces fabriqués de manière additive. L'idée générale et fondamentale des concepts de fatigue locale est de décrire le comportement de fatigue localisé là où « l'entaille » s'initie et ceci sur un volume de matériau très petit et donc homogène. En cas de microstructures significativement différentes et de gradients de propriétés, il est très difficile de définir un volume de matériau très petit ainsi que des éprouvettes d'essais car les structures fabriquées par ajout de matière contiennent de nombreuses microstructures différentes.

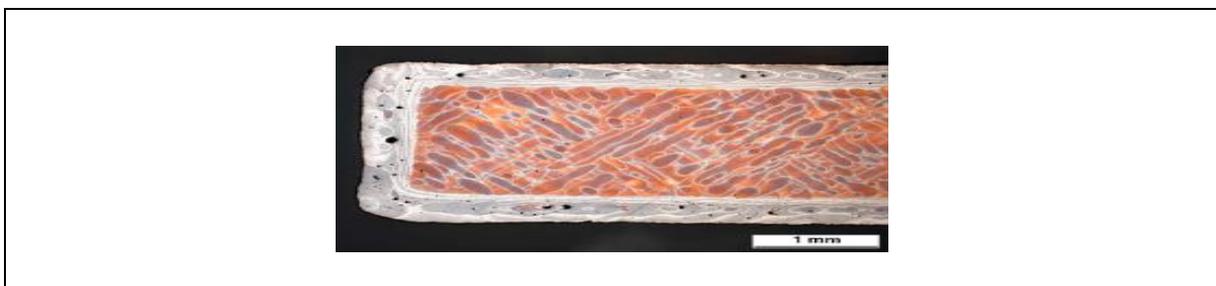
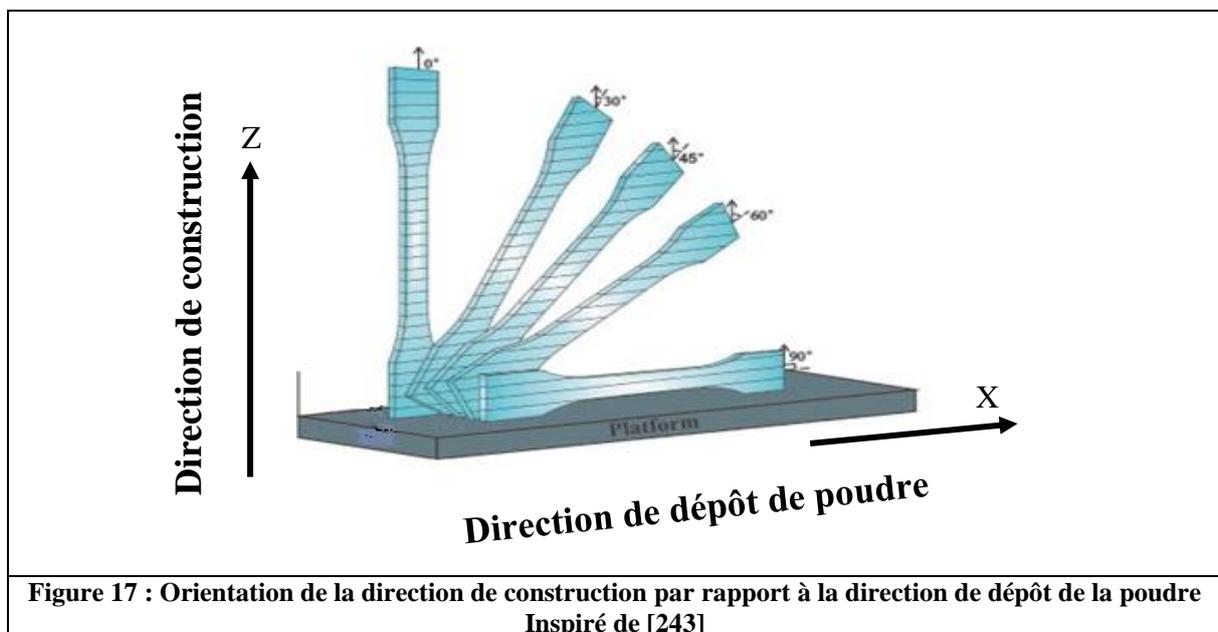


Figure 16 : Microstructure d'une fabrication additive par SLM de l'alliage AlSi10Mg – Extrait de [243]

Sur la figure 16, on observe une diversité de formes, essentiellement allongées mais de longueur différente ainsi qu'une distribution de porosité différentielle suivant qu'elles se situent au bord

ou au centre comme on peut l'observer sur la figure 16 : La microstructure de base est caractérisée par le motif de balayage, car l'orientation de celui-ci est ordonnée couche par couche et peut donc être identifiée. Les transitions peuvent être interprétées comme ayant un effet de concentration de contrainte qui réduit la durée de vie. D'après les travaux de Landkraft et al. (1999) [245], la manière classique de considérer les défauts telles que les porosités, les rugosités de surface et les microstructures, consiste à commencer avec un matériau homogène suivi de facteurs d'influence pour ajuster la résistance à la fatigue ou la durée de vie. Pour ces auteurs, le but d'une approche de fatigue n'est pas le comportement local du matériau mais le comportement structural. Pour cette raison, les contraintes et déformations ainsi que le module d'Young doivent être interprétés comme une contrainte, une déformation ou une rigidité résultante des éléments de structure. Sachant bien qu'en raison des concentrations de contrainte et des irrégularités, les contraintes et déformations locales pourraient être plus élevées. La campagne de tests menée par Wagener et al. [243] comprend des essais de fatigue sous contrôle de contrainte afin de dériver le comportement en fatigue à haute fréquence. Elle comprend aussi des essais de fatigue sous contrôle de déformation avec des amplitudes constantes pour dériver la courbe de durée de vie en déformation. Des essais par étapes incrémentales pour analyser le comportement cyclique contrainte-déformation lié à des conditions de chargement à amplitude variable sont aussi menés. Des éprouvettes (dénommées built-job a) ont été réalisées par le procédé SLM et construites suivant les orientations indiquées sur la figure 17 :



Dans l'article de Wagener et al. (2019) [243] les essais de fatigue ont été réalisés avec un rapport de contrainte $R_\sigma = -1$ pour une durée de vie en fatigue attendue dans la plage comprise entre $3 \cdot 10^4 \leq N_f \leq 10^7$ cycles. Le tableau 6 ci-dessous détaille les grandeurs ou paramètres classiques que l'on trouve sur les courbes de fatigue :

Tableau 6 : Nomenclatures des grandeurs et paramètres des courbes de fatigue	
$\epsilon_{a,t,max}$	Déformation maximale en amplitude pour un test incrémental
K_t	Facteur de concentration de contrainte
k	Pente de la courbe de Wöhler
N_f	Nombre de cycles à la rupture
N_k	Nombre de cycles au point d'intersection (ou genou) de la courbe de Wöhler
R_σ	Rapport de charge
R_ϵ	Rapport de déformation
$\sigma_{a,k}$	Amplitude de contrainte au point d'intersection de la courbe de Wöhler

La figure 18 illustre un signal de cyclage sinusoïdal pour ration R_σ ou $R_\epsilon = -1$. On peut visualiser aussi la tolérance de détection d'endommagement de $\pm 20\mu m$.

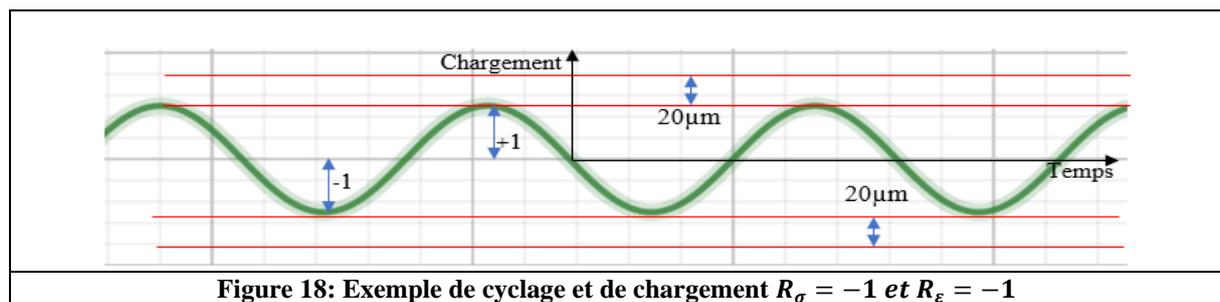


Figure 18: Exemple de cyclage et de chargement $R_\sigma = -1$ et $R_\epsilon = -1$

Les résultats sont représentés sur les courbes de Wöhler (ou courbes Contrainte/Nombre de cycles) figure 19 :

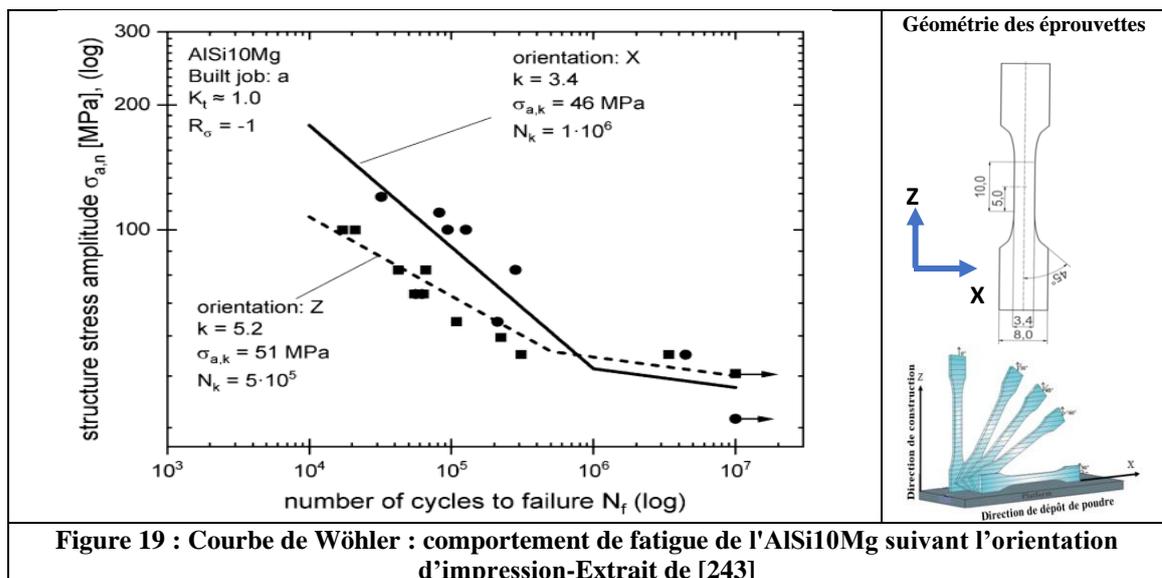


Figure 19 : Courbe de Wöhler : comportement de fatigue de l'AlSi10Mg suivant l'orientation d'impression-Extrait de [243]

La comparaison des courbes de Wöhler de la figure 19 montre un comportement en fatigue anisotrope de l'AlSi10Mg mis en œuvre par SLM car la résistance de l'orientation Z dans la plage de cycles Oligo cycliques (10^3 à 10^6 cycles) est inférieure à celle de l'orientation X. Dans le cas de l'orientation X, la direction de construction est perpendiculaire à la direction de chargement, mais les couches de poudre lui sont parallèles, ce qui signifie que même si une couche contient des imperfections, l'impact sur la durabilité structurelle n'est pas décisif. En revanche, dans le cas de l'orientation Z, la résistance dépend du « maillon » le plus faible, c'est-à-dire de la couche avec les défauts les plus graves.

En ce qui concerne la reproductibilité des résultats, c'est un sujet d'intérêt en regard du nombre de défauts accompagnant les fabrications SLM. D'autres échantillons ont été construits et testés que les auteurs ont dénommé « built job b ».

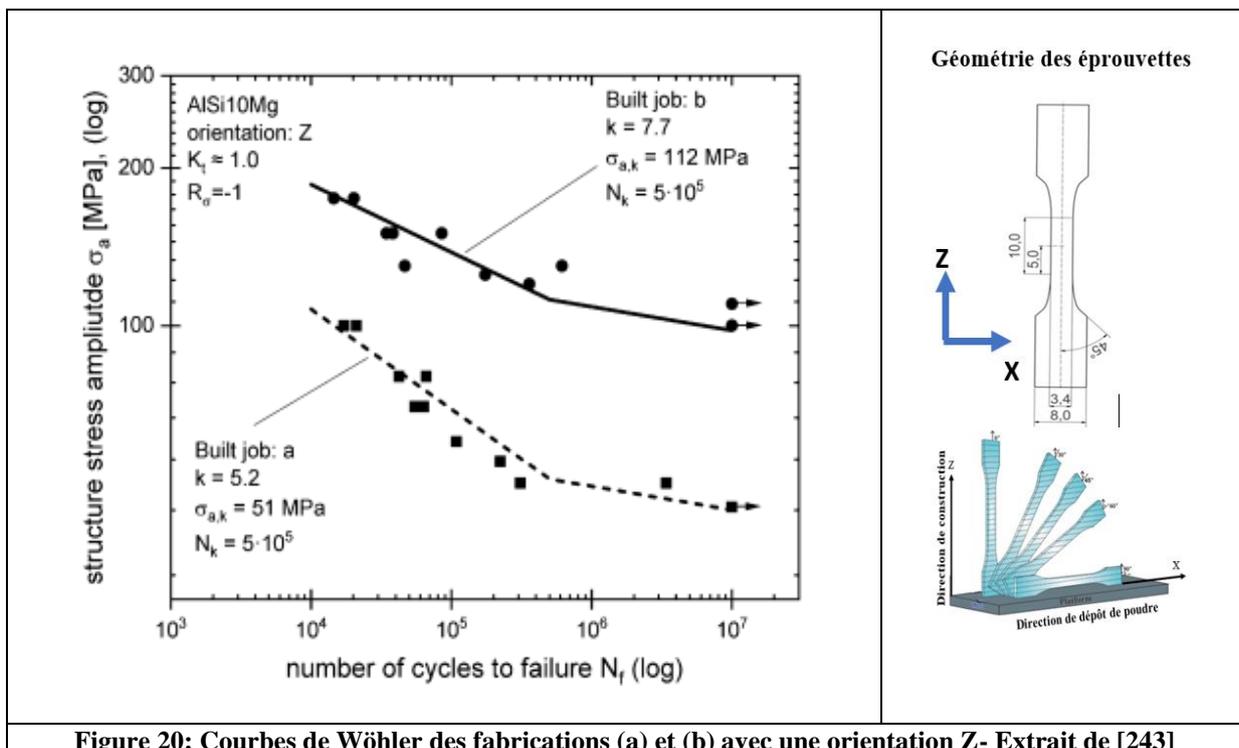
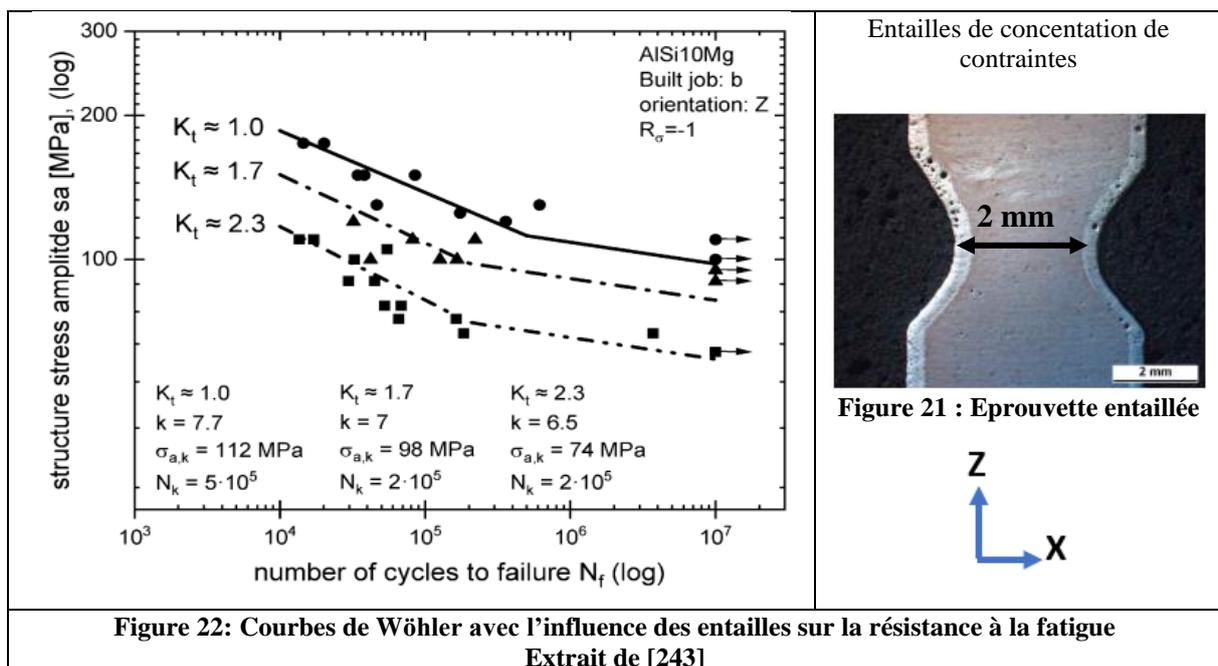


Figure 20: Courbes de Wöhler des fabrications (a) et (b) avec une orientation Z- Extrait de [243]

Les courbes de Wöhler des orientations Z montrent que la fabrication (b) est deux fois plus résistante à la fatigue que la fabrication (a) comme le montre la figure 20. Pour cette raison, il est difficile d'établir des paramètres d'essai en tout cas vis-à-vis de la fatigue.

Une nouvelle série d'échantillons comprenant une encoche pour « amorcer ou initier un départ de fissure » a été fabriquée (Figure 21). La taille des encoches détermine le facteur d'intensité des contraintes K_t qui est le rapport entre la contrainte la plus élevée et la contrainte de référence. Les résultats de la courbe de Wöhler sont représentés sur la figure 22 où on peut visualiser les effets des différents facteurs de concentration de contrainte. Comme les auteurs l'ont prévu, les encoches influent sur la résistance à la fatigue. Trois facteurs de concentration de contraintes K_t ont été pris en compte représentatif des dimensions de l'entaille sur l'éprouvette.



Afin de passer des tests de fatigue contrôlés par un chargement en force à un chargement contrôlé en déformation, il faut s'assurer que les durées de vie en fatigue et les résistances qui en résultent sont comparables. Ce raisonnement est décrit dans les articles de Landkraft et al. [245] ainsi que de Wagener et al. [244]. Pour comparer des résultats de tests asservis en déformation ou en contrainte, on transfère les résultats asservis en contrainte en divisant l'amplitude de déformation par le module d'Young. Le domaine de la déformation est privilégié car la courbe de durée de vie publiée en 2017 par Wagener et Melz, est la seule courbe de Wöhler continue allant de la fatigue à bas nombre de cycles LCF (Low Cycle Fatigue) jusqu'à la fatigue à très grand nombre de cycles VHCF (Very High Cycle Fatigue). Le tableau 7 montre la courbe illustrant la comparaison des essais de fatigue contrôlés par la contrainte et par la déformation pour deux directions (X, Y) ainsi que la courbe de contrainte-déformation cyclique dérivée des essais par paliers de charges sur deux orientations (X, Y).

Tableau 7 : Comparaison des essais de fatigue contrôlés par la contrainte	
	<p>Le graphe ci-contre montre la comparaison entre des tests de fatigue asservis à la contrainte ou à la déformation.</p>
	<p>Le graphe ci-contre illustre la courbe contrainte -déformation cyclique déduite de tests incrémentaux avec différentes charges maximales et orientations de charge.</p>

2.2 Les différentes Stratégies expérimentales de caractérisation

Alors que le processus physique est largement étudié dans la littérature, les résultats des composants mécaniques en termes de spécifications sont moins compris, et beaucoup d'études et d'essais doivent être menés pour étudier le comportement réel et l'efficacité de ces structures. En effet, comme pour les processus classiques ou conventionnels, les composants fabriqués par processus additif doivent être caractérisés mécaniquement pour analyser les performances, en particulier en termes de résistance et de contraintes mécaniques ou physiques dynamiques. Dans un premier temps, nous aborderons les stratégies de combinaison d'essais pseudo-statiques et dynamiques et dans un second les stratégies purement dynamiques focalisées sur les vibrations.

2.2.1 Les stratégies de combinaison d'essais pseudo-statiques et dynamiques

Des études récentes s'intéressent à la caractérisation des structures élaborées par fabrication additive (AM) comme dans le travail de Maconachie et al. 2020 [68][69] concernant l'effet de l'orientation de fabrication et la réponse statique et dynamique de l'utilisation en SLM de l'alliage AlSi10Mg. Des tests de traction à faible vitesse de déformation (1mm/mn) ainsi que des tests SH (Split Hopkinson). Feng et al. (2018) [92] ont étudié les structures en treillis Ti6Al4V fabriqués par fusion sélective laser (SLM).

Dans le cadre spécifique de la caractérisation dynamique, des travaux intéressants peuvent être trouvés dans la littérature, tels que le travail d'Asgari et al. (2018) [93] qui a étudié le comportement mécanique dynamique des échantillons AlSi10Mg en utilisant une barre de pression Hopkinson (SHPB) ainsi que Nurel et al. [94] qui a étudié les propriétés dynamiques de l'alliage AlSi10Mg SLM au moyen du même outil de caractérisation.

Andrew et al. (2021) [95] ont étudié des spécimens de stéréolithographie de plaques en treillis et ont effectué des chutes de poids pour évaluer les caractéristiques d'absorption de l'énergie.

La raideur dynamique était d'intérêt dans le travail de Better et al. (2020) [96] qui a mesuré les fréquences et les caractéristiques de l'amortissement de composants réalisés par fabrication additive (AM) utilisant du fil métallique. La réponse dynamique au cisaillement-compression des specimens Ti6Al6V a été étudiée par Fadida et al. (2020) [97]. Un matériau composite de type nacre a été caractérisé par la chute et impact d'une masse par Ko et al. [31].

Ling et al. (2019) [99] ont exploré le comportement dynamique en compression de structures en treillis fabriquées avec des résines polymères.

Des impacts au mouton de Charpy ont été réalisés par Komarasamy et al. (2019) [100] sur des composants en l'alliage de Nickel 718 mis en œuvre par fabrication additive.

Hadadzadeh et al. (2019) [101] ont exploré l'effet sur la microstructure de l'alliage AlSi10Mg utilisé en fabrication additive sous contrainte dynamique. En complément de la microstructure, la porosité constitue également un point d'intérêt comme illustré dans l'étude de Babamiri et al. (2020) [102], qui s'est intéressé à l'effet de ce paramètre sur le comportement dynamique d'Inconel 718 mis en œuvre par fabrication additive.

Des tests de compression dynamique ont été effectués par Chen et al. (2021) [103] sur des composants en acier inoxydable 316L mis aussi en œuvre par fabrication additive pour explorer les propriétés les propriétés mécaniques dynamiques.

Dans l'article de Doebling et al. [105], les auteurs se sont intéressés à l'identification des dommages des structures par réponse vibratoire basée sur l'évolution des fréquences et des formes modales après excitation. Dupuy et al. [106] ont travaillé sur la comparaison de deux

méthodes dynamiques d'analyse du comportement des matériaux qui sont l'analyse modale et l'analyse mécanique dynamique AMD, cette dernière méthode est plus destinée à l'étude des polymères pour extraire les propriétés thermiques et mécaniques.

Des méthodes atypiques peuvent être également identifiées, on peut citer les études de Hastie et al. (2021) [33] ainsi que Koeblin et al. (2022) [108] qui ont exploré l'expression des caractéristiques mécaniques et des porosités des matériaux à un niveau micro structural, ceci incluant un traitement d'image 3D obtenue par micro-tomographie XRay. La corrélation entre la microstructure et les propriétés mécaniques. Les travaux de Zhao et al. [41] ont porté sur la corrélation microstructure et performances mécaniques.

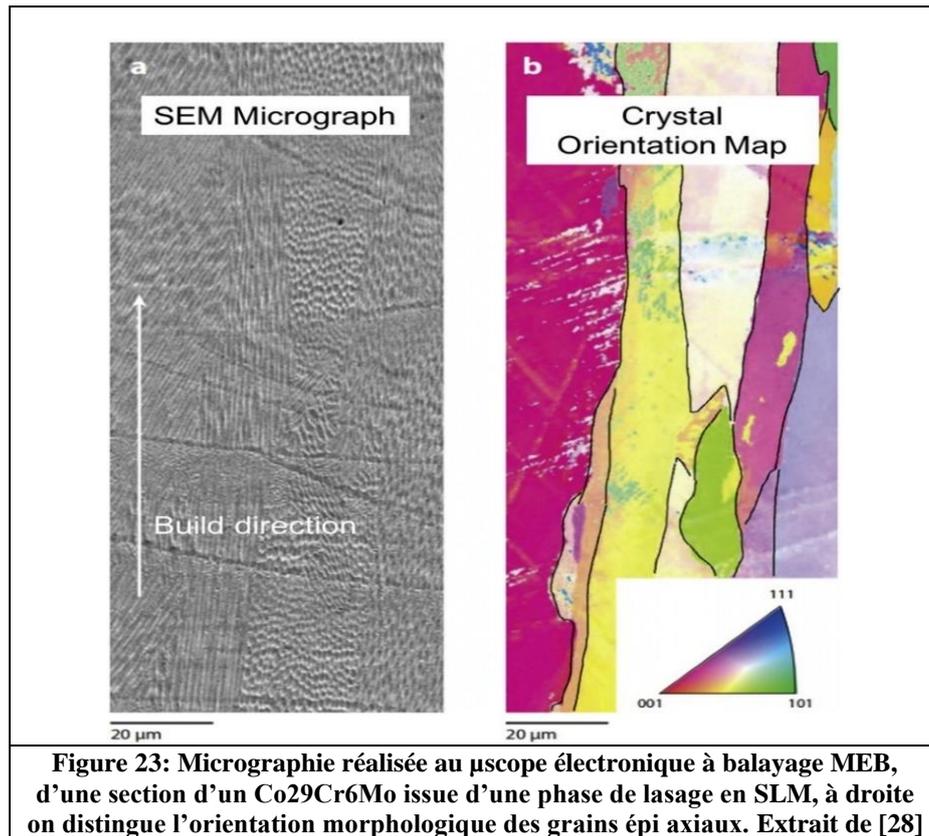
La déformation de l'ABS sous impact à basse vitesse a été étudiée par Hadidi et al. (2019) [109] en utilisant un mouton de Charpy et un puits de chute pour mettre en évidence l'effet de paramètre de grenailage et de l'orientation d'impression sur la capacité d'absorption de l'énergie.

Hitzler et al. (2017) [110] ont conduit des travaux sur l'influence des directions d'impression et du positionnement du laser par rapport à la géométrie en fabrication additive SLM et ont mis en évidence une variation significative des propriétés mécaniques en utilisant des essais de traction.

Pour une application biomédicale, Maroti et al. (2018 [66] ont conclu dans leur étude que l'orientation de l'impression 3D affecte les propriétés mécaniques des objets imprimés conduisant à une anisotropie. La caractérisation a été réalisée avec un mouton de Charpy et l'utilisation de la norme ISO 179-1 2010 laquelle définit la géométrie des éprouvettes d'essais. Honarmandi et al. (2019) [111] ont pratiqué des essais de traction et ont conclu à un effet significatif de l'orientation d'impression qui doit être pris en compte pour l'optimisation des propriétés mécaniques pour le matériau ABS.

Selon la littérature et ce qui concerne le procédé de fabrication additive, les notions d'anisotropie et d'hétérogénéité sont d'un grand intérêt et jouent un rôle essentiel dans la compréhension du comportement mécanique des composants à l'échelle microscopique et macroscopique. On trouvera de nombreuses références bibliographiques portant sur l'anisotropie et l'hétérogénéité, les microstructures et les caractéristiques mécaniques des fabrications métalliques additive dans un état de l'art réalisé par Kok et al. (2018) [44]. Dans ce contexte, les paramètres d'impression sont essentiels, et notamment l'orientation d'impression.

A titre d'exemple, la figure 24 représente une micrographie réalisée par μ scope électronique à balayage (SEM) ainsi qu'une cartographie d'orientation cristalline correspondante.



Plus précisément, la figure 23 présente une morphologie de grains colonnaires épi-axiaux dans l'alliage Co₂₉Cr₆Mo sur des pièces AM. Ces grains colonnaires alignés parallèlement à la direction de construction sont principalement à rapporter à l'anisotropie et aux propriétés mécaniques dans les pièces métalliques fabriquées par procédé AM SLM. [28][70]

Une déformation plastique avant la rupture est généralement observable dans les échantillons orientés verticalement [119]. La croissance des grains colonnaires épi-axiaux est due à la remise en fusion des couches précédentes pendant le processus d'étalement du lit de poudre c'est-à-dire du dépôt du matériau. Elle induit un gradient thermique suffisant dans le bain de fusion, qui empêche la nucléation devant le front de solidification [120]. En appui, on trouve dans la littérature que l'utilisation novatrice d'une étape de déformation par laminage pour affiner les grains colonnaires dans l'alliage Ti6Al4V en AM a été démontrée comme étant efficace dans ce but comme expliqué par Donoghue et al. [121]. L'ensemble de ces travaux pourrait conduire à de nouveaux développements pour les processus de fabrication additive métallique.

Finalement, la compréhension du comportement dynamique des échantillons additifs est d'une importance énorme pour déployer cette technologie dans divers domaines de l'industrie mécanique, tels que les transports terrestres, aériens, maritimes et spatiaux, où le comportement mécanique doit répondre à un cahier des charges maîtrisés.

2.2.2 Utilisation des vibrations pour mesurer E et G

Lors de la recherche bibliographique, les mots clés « vibrations, caractéristiques mécaniques, module d'élasticité dynamique, procédés additifs » produisent des résultats se rapportant à deux champs d'étude distincts : Le premier champ concerne l'utilisation de vibrations à fréquence variable ou non pour faciliter la coulée des alliages métalliques comme l'AlSi10Mg et ainsi améliorer certaines propriétés. Le second concerne l'utilisation des vibrations sur une structure pour en déterminer les caractéristiques mécaniques. Le premier champ est donc un outil de maîtrise de process de fabrication des structures et le second un outil de diagnostic des structures. Dans ce manuscrit, nous nous focaliserons sur l'outil de caractérisation des structures au travers de l'utilisation des vibrations.

2.2.2.1 Utilisation des vibrations pour mesurer les propriétés dynamiques d'une structure

Des méthodes vibratoires peuvent être utilisées pour des tests non destructifs de différents produits, permettant de mesurer leur état global. Dimensions, microstructure, état de contrainte et présence de défauts internes sont explorés avec cette méthode dans l'article de Tieren et al. [123]. Il existe un lien entre les microstructures des échantillons, telles que la taille des grains, la distribution, la taille des phases constitutives, le module d'élasticité et les réponses dynamiques d'un matériau soumis à des vibrations.

On trouvera dans la norme ASTM E1876-22 (2022) [84] la description d'une méthode de test standardisée concernant la détermination dynamique des modules d'élasticité et coefficient de Poisson par une excitation vibratoire produite par impulsion sur des échantillons aux dimensions calibrées et normées. Ce type d'essais où l'on s'intéresse aux réponses modales des matériaux ne sont pas à confondre avec les tests de fatigue utilisant aussi des chargements cycliques. Les tests de fatigue sont des essais à cycle long destinés à évaluer la durée de vie ou la durabilité des matériaux, par exemple l'Aluminium comme exploré dans les articles de Wagener et al. (2019) [243] (2017) [244] ou Landkraft et al. (1969) [245] où sont comparées différentes courbes de Wöhler.

Le module d'Young dynamique est une propriété mécanique des matériaux qui décrit leur comportement élastique lorsqu'ils sont soumis à des oscillations dynamiques, c'est à dire des forces qui varient rapidement dans le temps. Le module d'Young dynamique est généralement plus élevé que le module d'Young statique, qui correspond au cas où les forces sont appliquées lentement ou de manière constante. Dans l'article de Maia et al. [248] paru dans l'encyclopédie des vibrations, il est rapporté que toutes les structures réelles possèdent un nombre infini de degré de liberté. Dans les cas les plus simples comme une poutre constituée d'un matériau

homogène, isotrope et de section constante, il est possible d'extraire une solution analytique permettant le calcul des fréquences naturelles et d'identifier les modes de déformation.

Une méthode de mesure dynamique du module d'Young des graphites nucléaires est proposée dans les travaux de F.Pattou et J.C.Trutt [195]. Le principe consiste à déterminer les fréquences de résonance d'échantillons de graphite soumis à des vibrations transversales, longitudinales et de torsion. Les deux premiers modes de vibration permettent de calculer le module d'Young dynamique et le troisième le module de rigidité G. Les tableaux 6, 7 et 8 donnent la formulation des équations pour les modes transversaux, longitudinaux et de torsion.

Des calculs simples montrent que le module d'élasticité dynamique E_d correspondant au sens longitudinal de l'éprouvette est relié à la fréquence propre par l'équation figurant dans le tableau 8.

Tableau 8 : Equation reliant la fréquence au module d'élasticité dynamique longitudinal
Barreau rond et rectangulaire
$E_d = 4 \cdot \rho \cdot l^2 \cdot f_l^2$
E_d module d'Young dynamique
ρ densité apparente
l longueur de l'éprouvette
f_l fréquence propre longitudinal (ou de pompage)

Pour les vibrations de flexion, le calcul est un peu plus complexe. L'onde fondamentale transversale dans le cas de barreau rond et rectangulaire conduit aux relations figurant dans le tableau 9 :

Tableau 9 : Equations reliant la fréquence aux modules d'Young dynamiques transversaux	
Barreau rond	Barreau rectangulaire
$E_d = 1,2619 \cdot \rho \cdot \frac{l^4}{d^2} \cdot f_t^2$	$E_d = 0,9465 \cdot \rho \cdot \frac{l^4}{a^2} \cdot f_t^2$
E_d module d'Young dynamique	
ρ densité apparente	
l longueur de l'éprouvette, d diamètre de l'éprouvette, a épaisseur de l'éprouvette	
f_t fréquence propre transversale ou de flexion	

Pour les vibrations en torsion, des formulations analogues relient le module de torsion G à la fréquence propre de torsion et conduisent aux relations figurant dans le tableau 10 :

Tableau 10 : Equation reliant la fréquence au module de torsion	
Barreau rond	Barreau rectangulaire
$G_d = 4. \rho. l^2. f_t^2$	$G_d = 4. K. \rho. l^2. f_t^2$
G module de torsion	
ρ densité apparente	
f_t fréquence propre de torsion	
K coefficient a/b a et b sont les dimensions de la section rectangulaire	

Lors de tests, les auteurs ont remarqué que les vibrations de flexion ne donnaient pas une fréquence fondamentale mais un doublet. Ceci pourrait s'expliquer par des différences de diamètre pour les barres rondes ou d'arête pour les barres carrées pour une section donnée. Mais l'écart des deux fréquences du doublet parfois de l'ordre de 40 Hz sur des fréquences de 2000 Hz est beaucoup trop élevé pour pouvoir admettre des variations dimensionnelles étant donné la précision d'usinage. Les auteurs se sont tournés vers une interprétation plus plausible qui serait un défaut de structure. D'autres incertitudes sont mises en évidence car le calcul utilise un certain nombre d'approximations. Pour déterminer une valeur plus précise du module d'Young, des corrections peuvent être effectuées. Certaines sont négligeables comme la dilation thermique, la variation de fréquence due à l'amortissement, les contraintes non nulles dans les éprouvettes et la différence entre le module isotherme théorique et le module adiabatique. Toutefois, deux corrections ne sont pas négligeables et sont dues au mouvement latéral de l'éprouvette et au mouvement en torsion engendré par des défauts de montage ou de structure qu'il resterait à identifier.

Pour chaque mode de vibration, l'amortissement est mesuré par la méthode du décrétement logarithmique qui correspond à la proportion d'énergie vibratoire perdu par cycle.

Le coefficient de Poisson du graphite est égal à 0,275. De manière générale, le coefficient de Poisson varie de 0,25 à 0,35 à température ambiante pour la plupart des matériaux et il est proche à 0,5 pour les élastomères. Le module de rigidité G sera donc compris entre 0,4E et 0,33E.

Dans son article sur les constantes mécaniques et les coefficients d'élasticité, Bernard Le Neindre [250] fait remarquer qu'il existe des relations quasi linéaires entre le module d'Young et des grandeurs thermodynamiques comme l'enthalpie de sublimation, la température de vaporisation ou encore la température de fusion. L'auteur précise qu'il est évident que si la cohésion est forte au sein du matériau, une contrainte plus élevée sera nécessaire pour entraîner

une déformation, mais aussi une température plus élevée pour produire l'agitation thermique qui détruira le réseau cristallin. Tant que la structure ne change pas au sein du matériau, le module d'Young décroît avec la température ; cela s'explique en partie par la dilatation thermique qui permet une plus grande déformation pour une contrainte donnée. Cependant, Cela requiert un changement important de température. Une variation d'une centaine de degrés sera peu significative sauf si on la rapproche de la température de fusion du matériau. Le coefficient de Poisson croît jusqu'à atteindre 0,5 au point de fusion.

Dans les travaux de T. Pritz (1996) [249], le module d'Young dynamique et le facteur de perte (Loss Factor) ont été mesurés comme étant dépendants de la fréquence et de l'amplitude de déformation. Comme dans l'étude des barres de graphite, l'auteur s'est inspiré de la formulation correspondant à la fréquence propre d'un ressort hélicoïdal, c'est-à-dire la fréquence à laquelle il oscille librement sans force extérieure ni amortissement.

En exploitant cette méthode, il rapporte que le module d'Young dynamique et le facteur de perte ou d'amortissement étaient importants dans l'amélioration de la réponse acoustique de plaques de revêtement de sol objet de son étude. Il a établi que l'amortissement provoquait une dispersion, c'est-à-dire une dépendance de la fréquence propre au module dynamique. Plus le facteur d'amortissement est grand, plus l'augmentation du module d'Young dynamique avec la fréquence est significative. Pour T. Pritz [249], Il est physiquement évident que l'augmentation du module d'Young dynamique c'est-à-dire le raidissement de la couche de revêtement de sol avec l'augmentation de la fréquence, entraîne la diminution de l'isolement acoustique aux chocs.

Les propriétés d'amortissement et d'élasticité dynamique des matériaux jouent un rôle fondamental dans différents domaines d'applications acoustiques, par exemple le contrôle des vibrations, l'isolation et l'absorption acoustiques. On sait que les propriétés dynamiques dépendent de la fréquence dans une mesure plus ou moins élevée. Les études expérimentales montrent souvent que les propriétés d'amortissement et d'élasticité dynamique de divers matériaux solides augmentent avec la fréquence sur une bande passante finie, et que l'augmentation est faible si l'amortissement est faible.

2.3 Méthode et Mécanique vibratoire

2.3.1 Bref historique de l'Analyse Modale : de Pythagore à Rayleigh

Les phénomènes vibratoires occupent un rôle central dans presque toutes les branches de la physique : mécanique, électricité, optique, acoustique, etc. Bien que ces phénomènes soient très divers, ils sont régis, en tout cas dans le domaine linéaire, par les mêmes lois de comportement et peuvent être étudiés au moyen du même outil mathématique. L'homme s'est intéressé aux phénomènes vibratoires lorsqu'il a construit les premiers instruments de musique.

Les musiciens et les philosophes cherchèrent les lois de la production du son et les appliquèrent à la construction des instruments de musique. Par exemple, Pythagore (582-507 av. J.C.) a prouvé expérimentalement que si deux cordes sont identiquement tendues, les tons qu'elles produisent diffèrent d'une octave quand la longueur de l'une est le double de la longueur de l'autre.

Malgré les connaissances acquises par les Anciens, il faut attendre le début du 17^e siècle pour que Galilée (1564-1642) démontre que le ton d'un son est déterminé par la fréquence des vibrations. Le phénomène de battement, qui est une alternance d'étouffements et de renforcements d'une vibration résultante, fut mis en évidence par Joseph Sauveur (1653-1716) à la fin du même siècle. C'est Bruck Taylor (1685-1731) qui a pour la première fois, retrouvé par voie mathématique les résultats expérimentaux de Galilée et d'autres chercheurs.

Plusieurs mathématiciens renommés ont étudié le problème de la corde vibrante. Citons Bernoulli (1700-1782), d'Alembert (1717-1783), Euler (1707-1783), Lagrange (1736-1813) et Fourier (1768-1830). Leurs études ont montré qu'une corde peut vibrer latéralement de différentes façons appelées modes de vibrations. Le premier mode correspond à la fréquence la plus basse. La déformée de la corde est une demi-sinusoïde. Le second mode correspond à une fréquence double de celle du premier et à une déformation sinusoïdale de la corde qui présente donc un « nœud » en son milieu.

Joseph Sauveur (1653-1716) donna le nom de fondamentale à la fréquence la plus basse et celui d'harmoniques aux fréquences plus élevées. On pourra trouver dans la revue d'Histoire des Sciences de 1948, un article de Léon Auger, Docteur ès Sciences et docteur ès lettres, (1886-1964) [222] à propos des apports de J. Sauveur à la création de l'acoustique.

La superposition linéaire des harmoniques fut proposée pour la première fois par Daniel Bernoulli. Enfin, Joseph Fourier présenta en 1822 la théorie des séries harmoniques.

D'Alembert établissait en 1750 l'équation différentielle régissant les vibrations d'une corde. On a reconnu plus tard le caractère ondulatoire de cette équation qui porta dès lors le nom « d'équation des ondes ».

A partir de la loi de Hooke énoncée en 1676, Euler et Bernoulli ont étudié les vibrations des poutres. Leurs calculs étaient basés sur la conservation de l'énergie. Cette méthode a été développée plus tard par Lord Rayleigh (1842-1919) et porte depuis son nom. L'étude des vibrations des plaques et des membranes a été abordée beaucoup plus tard, en particulier par Kirchhoff (1824-1887) et Denis Poisson (1781-1840).

Parmi les chercheurs contemporains, mentionnons Aurel Stodola (1859-1943) qui a établi une méthode d'analyse des vibrations des poutres lors de ses travaux sur les vibrations des aubes de turbines.

Au cours des dernières décennies, le développement rapide des capacités de calculs numériques ainsi que des méthodes expérimentales a permis des progrès importants de la mécanique vibratoire. Il est maintenant possible d'aborder l'étude de systèmes complexes, soumis à des sollicitations quelconques, déterministes ou aléatoires.

Comme nous l'avons dit, les premiers phénomènes vibratoires étudiés concernaient la création et la transmission des sons. On s'intéressa plus tard aux vibrations de systèmes mécaniques, mais c'est avec l'adoption du courant alternatif, comme vecteur de transport énergétique, que l'étude des phénomènes oscillatoires acquit un intérêt exceptionnel.

Dès lors, ce sont les électriciens qui ont pris la relève des mécaniciens et des physiciens et mis au point les méthodes de calcul. Ces méthodes ont été transposées à l'étude des vibrations mécaniques et acoustiques. Ainsi, il s'est dégagé progressivement une théorie générale des vibrations, indépendante de leur support physique. Les ouvrages de M. Del Pedro et P. Pahud [75] et A. Preumont [247] constituent une référence en matière de mécanique vibratoire, de vibrations aléatoires et d'analyse spectrale.

2.3.2 L'analyse modale

L'analyse modale consiste à étudier les propriétés de vibration naturelle inhérentes à une structure. Si celles-ci sont connues, toutes les vibrations complexes que la structure peut subir en réponse à une excitation, peuvent être exprimées en superposition aux vibrations naturelles. Par conséquent si les vibrations naturelles sont connues, une grande partie du comportement vibratoire d'une structure peut être prédite. Un état de vibration naturelle est défini par sa forme de mode, sa fréquence et l'amortissement associé. [81]

Les modes de vibration sont des propriétés inhérentes à la structure, et sont déterminés à partir de ses propriétés physiques (masse, amortissement et raideur) ainsi que des conditions aux limites de la structure. Chaque mode est défini par une fréquence propre, un amortissement modal et une déformée modale. C'est une méthode d'identification.[82]. Bien que l'identification puisse parfois être une étape élémentaire, certaines difficultés surviennent lorsque des bruits et des perturbations diverses apparaissent et empêchent d'effectuer des mesures fiables et précises. Il est alors essentiel de faire appel à des techniques élaborées de post traitement des signaux.

L'identification des propriétés modales d'une structure vibrante s'effectue à partir des signaux temporels ou par l'utilisation des réponses en fréquence par l'intermédiaire de la transformée de Fourier rapide (Fast Fourier Transformation) ou par le calcul de densité du spectre de puissance DSP (Power Spectral Density) qui est une fonction d'autocorrélation de la transformée de Fourier. Un traitement des signaux temporels permet cependant d'aborder les réponses énergétiques qui ont un intérêt évident du fait de leur représentativité des caractéristiques mécaniques (E = module d'Young et ν = ratio de Poisson). [83][84]

L'identification modale est un cas particulier d'un problème plus général d'identification de systèmes, à partir d'un ensemble de données d'entrée et de sorties. L'analyse modale permet de déterminer les fréquences propres, les amortissements modaux et les déformées modales de la structure vibrante à partir des signaux enregistrés dans le domaine temporel ou obtenus dans le domaine fréquentiel.

Les premières méthodes d'analyse modale ont été développées dans les années 1960. Ces méthodes étaient exploitées dans le domaine fréquentiel pour une raison très simple qui étaient que l'approche toute analogique de l'époque impliquait seulement de faire des mesures correspondant à des excitations sinusoïdales. Dans les années 1975 les méthodes temporelles se sont développées avec l'apparition de systèmes d'acquisition multivoies et équipés de générateurs de signaux, périodiques ou bruit blanc. Les progrès de l'informatique ainsi que les

performances et capacités de mémoire permettent aujourd'hui l'enregistrement et le traitement de grande quantité de data [85].

2.3.3 Les méthodes d'identification modale

Le figure 24 ci-dessous représente l'organigramme des méthodes d'identification modale temporelles, fréquentielles, directes ou indirectes :

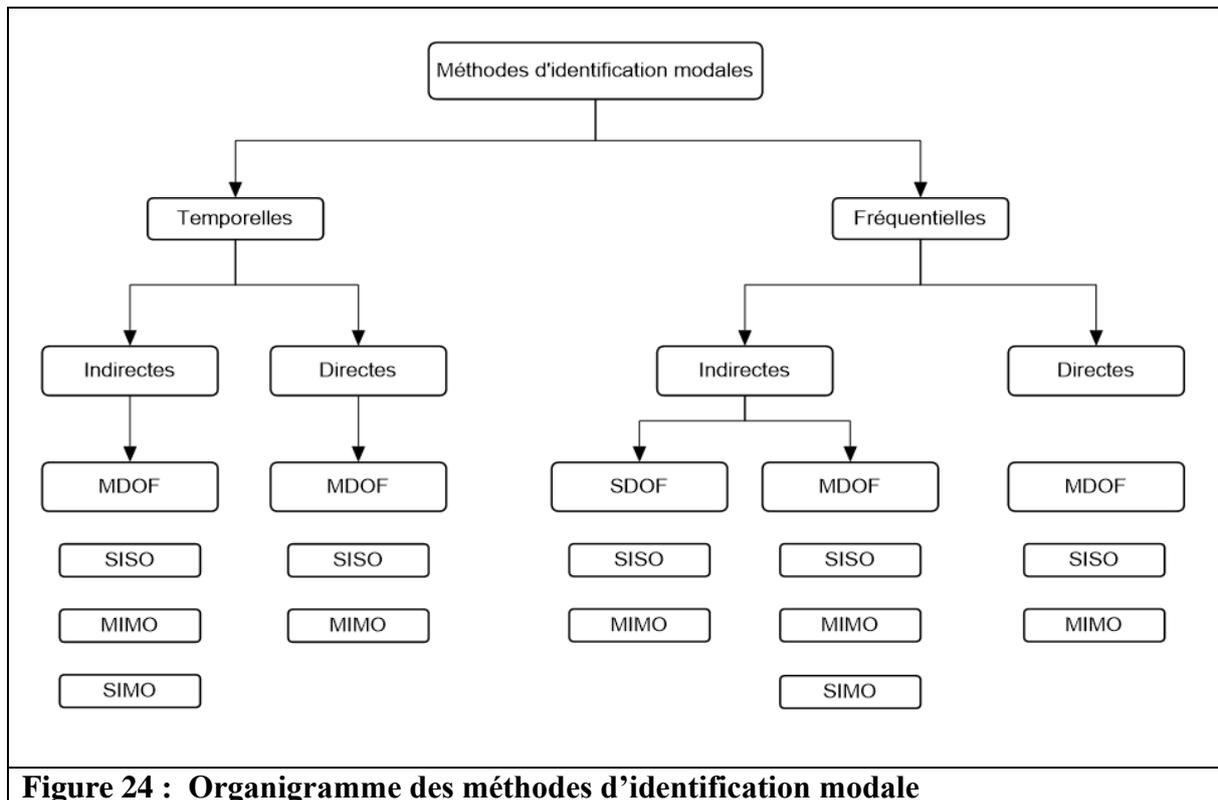


Figure 24 : Organigramme des méthodes d'identification modale

Le tableau 11 ci-dessous précise la signification des acronymes de la figure 24.

Tableau 11 : Signification des acronymes de la figure 24
S = Single, M =Multiple, I =Input, O =Output, D = Degree, F =Freedom
MDOF =Multiple Degree of Freedom
SDOF =Single Degree of Freedom

Les méthodes directes et indirectes se différencient par le mode d'excitation du système. Dans le cas de l'excitation directe, le système est stimulé en appliquant une force mécanique ou une impulsion de choc par l'intermédiaire d'un marteau d'impact ou d'un excitateur électromagnétique (pot vibrant). Dans le cas de l'excitation indirecte, le système est excité par son environnement naturel d'exploitation, cela peut être le vent, des vibrations de roulage ou

des sources de bruit interne. Que les méthodes soient temporelles, fréquentielles, directes ou indirectes, les réponses (déplacements, vitesses ou accélérations) sont mesurées à différents points du système par l'intermédiaire de capteurs de contact (accéléromètres) ou sans contact tels que des lasers ou des microphones acoustiques. A partir des mesures des réponses, les paramètres modaux tels que les fréquences naturelles, les amortissements et les modes de vibration sont estimés. La méthode directe donne des résultats précis et fiables et peut être réalisée sur une grande variété de systèmes mais le niveau d'excitation nécessite d'être maîtrisé. La méthode indirecte nécessite moins de préparation car elle utilise les excitations naturelles du système.

2.3.3.1 Signification de SDOF et MDOF

Les termes SDOF (Single Degree of Freedom) et MDOF (Multiple Degree of Freedom) sont des concepts fondamentaux en dynamique des structures. Ils décrivent le nombre de degré de liberté d'un système mécanique. Un système SDOF a un seul degré de liberté et cela signifie qu'il n'y a qu'une seule variable indépendante pour décrire le système. Un exemple classique (Figure 25) de système SDOF est un oscillateur harmonique simple qui peut être représenté par une masse attachée à un ressort.

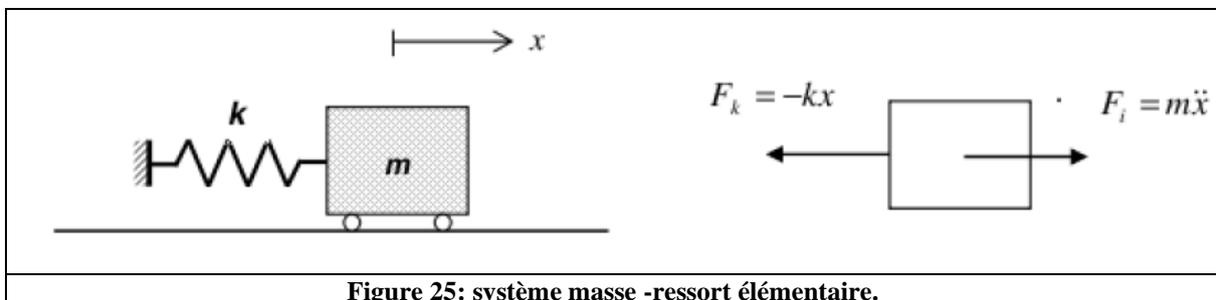


Figure 25: système masse -ressort élémentaire.

L'équation différentielle qui décrit le mouvement en fonction du temps est : $m\ddot{x} + kx = 0$

La solution de cette équation est fonction périodique est : $x(t) = A\sin(\omega t + \varphi)$

La pulsation naturelle est la valeur de ω qui satisfait la relation :

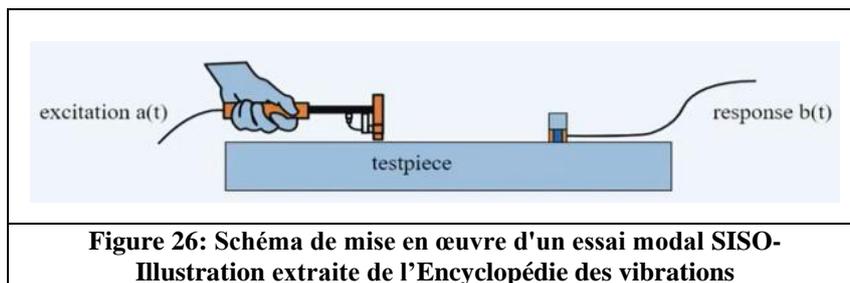
$$\omega_0 = \sqrt{\frac{k}{m}} \text{ en rd/s}$$

Un système MDOF (Multiple Degree of Freedom) implique plusieurs variables aléatoires pour décrire complètement le mouvement. Il est plus complexe que les systèmes SDOF et nécessite des matériels sophistiqués d'acquisition et de contrôle [81][90].

2.3.3.2 La méthode SISO

Les méthodes SISO (Single Input Single Output) et MIMO (Multiple Input et Multiple Output) permettent un multiplexage d'entrée de signaux d'excitation ou de sortie des signaux de mesures soit en reconstruction, soit en simultané. Elles se différencient l'une de l'autre par le nombre de modes qui peuvent être analysés simultanément. On parle de méthodes à un ou plusieurs degrés de liberté (SDOF ou MDOF). Dans l'encyclopédie des vibrations, Maia et al. [81] font l'inventaire des différentes techniques expérimentales modales. Pour des structures faiblement amorties, les méthodes SDOF sont suffisantes, particulièrement si on s'attache à identifier les basses fréquences. Les méthodes SDOF (Single Degree Of Freedom) peuvent aussi être utilisées pour recueillir des informations nécessaires aux méthodes MDOF (Multiple Degree Of Freedom).[85][88]

Par exemple c'est le cas lorsque l'on cherche à estimer les fréquences propres d'une structure, de manière soit synchronisée soit reconstruite (re-built). Une méthode SISO s'appuiera sur des modèles expérimentaux simples tels que l'utilisation d'un marteau de choc instrumenté et d'un capteur fixe récoltant les signaux de sortie. (Figure 26).



Sur la figure 27, la méthode SISO est appliquée sur une plaque d'aluminium posée sur une mousse. On remarquera les points correspondant à la cartographie d'impact et l'accéléromètre.

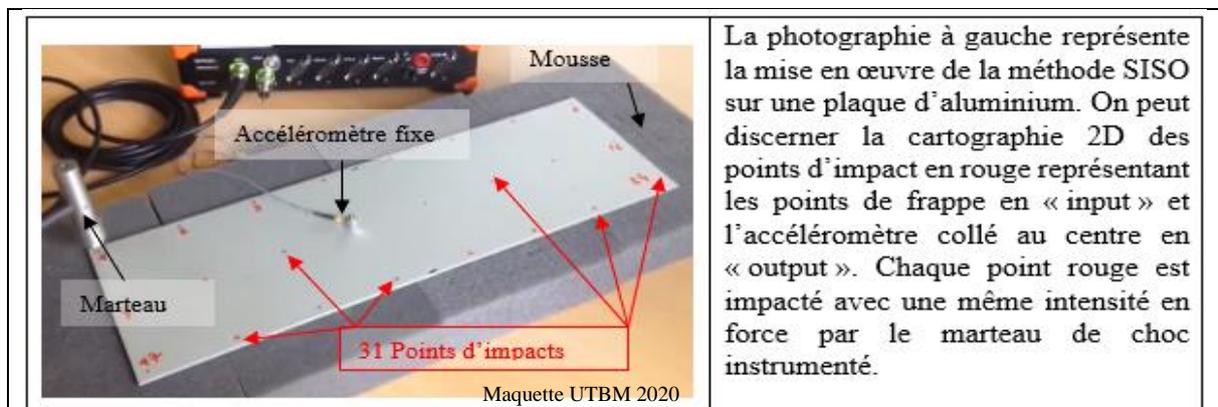
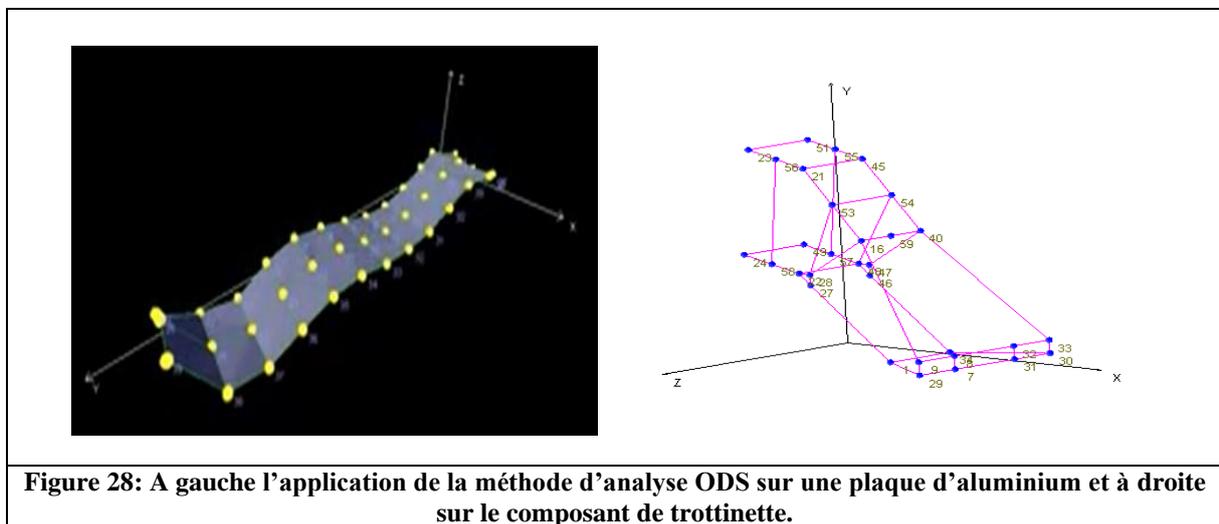


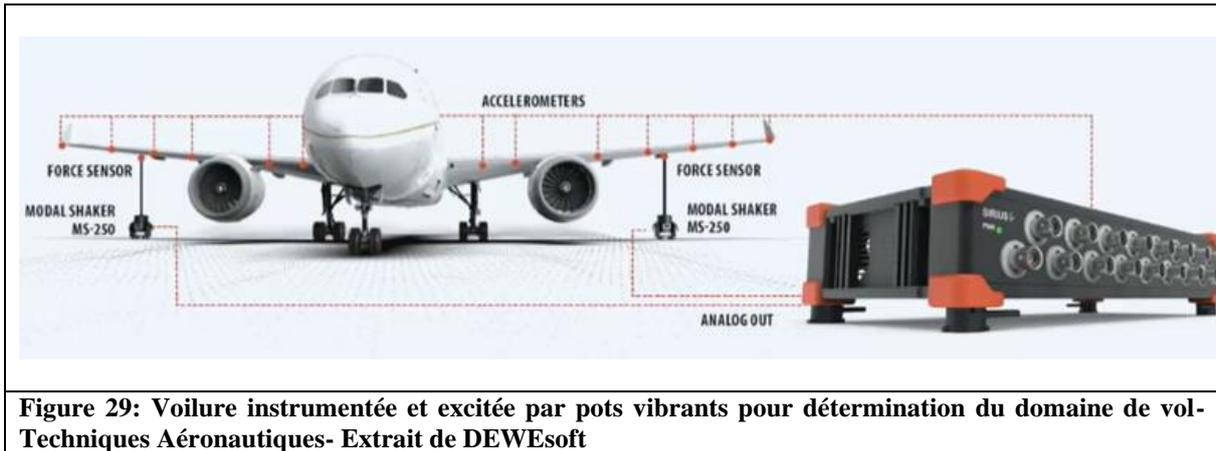
Figure 27: Plaque d'aluminium équipée pour une mesure modale SISO. Les frappes du marteau sont itinérantes suivant une cartographie définie. Le signal de réponse est capté par un accéléromètre fixe.

Impact après impact, les données récoltées par l'accéléromètre sont enregistrées sur un multiplexeur IEPE et reproduites sur une géométrie numérique correspondant à la plaque. Ceci permet d'animer la plaque et de visualiser les différents modes de vibration. Cette méthode est identique à la méthode d'analyse vibratoire ODS « Operating Deflection Shape » [124]. Cette méthode permet de déterminer les déformations vibratoires d'une structure soumise à des conditions de chargement en test ou lors du fonctionnement normal. Les propriétés dynamiques de la structure répondent aux forces dont elle est le siège pendant son fonctionnement habituel. Les déformations vibratoires sont montrées sur un modèle géométrique animé et sont listées sous la forme d'une table donnant les déplacements, vitesses et accélérations. La figure 28 illustre l'application de la méthode ODS à droite sur une simple plaque d'aluminium et à droite sur le composant de trottinette.

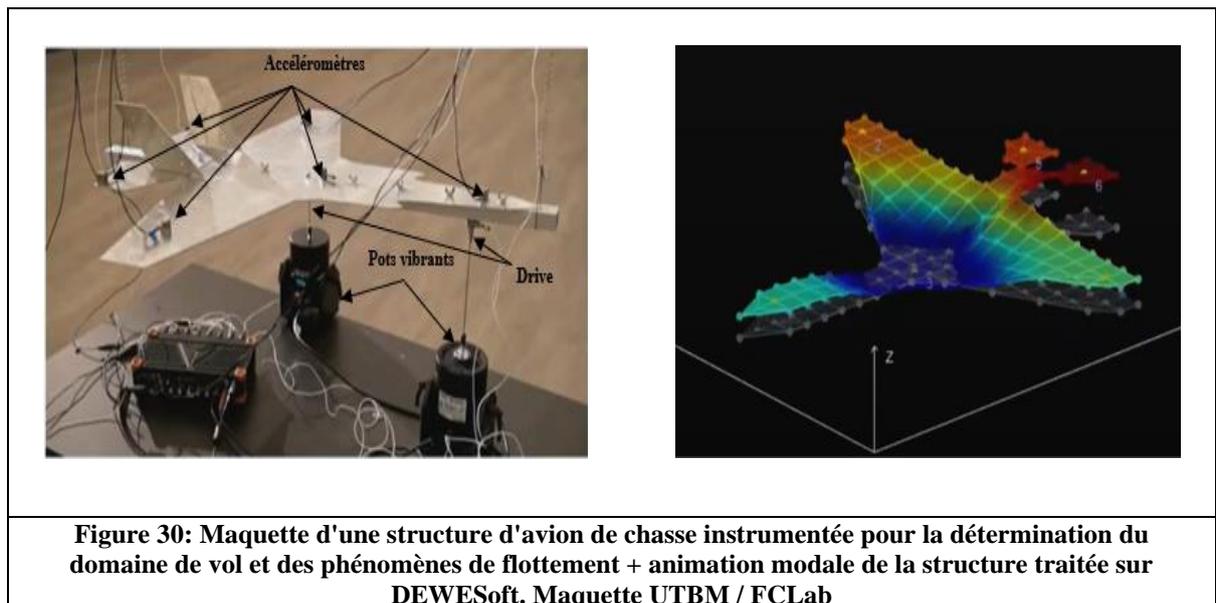


2.3.3.3 La méthode MIMO

Les essais à vibrations multiples sont réalisés avec de nombreux capteurs. (Multiple Input et Multiple Output). Ils permettent d'exciter des structures complexes en utilisant des pots vibrants. Les techniques de mesure MIMO sont des méthodes éprouvées pour collecter des ensembles de données FRF. (Frequency Response Function). Elles offrent des avantages distincts pour la mesure et l'extraction des paramètres modaux de base, notamment lors de tests de structures importantes comme illustrées sur la figure 29 page suivante.



Sur la figure 30, une maquette d'avion réalisée en tôle d'aluminium est instrumentée pour l'étude des modes de déformation, des fréquences propres et déterminer le domaine de vol de ce point de vue. On peut apercevoir les deux pots vibrants transmettant l'excitation à la carlingue. La maquette est suspendue par des fils très fins pour « recréer des conditions MDOF ».



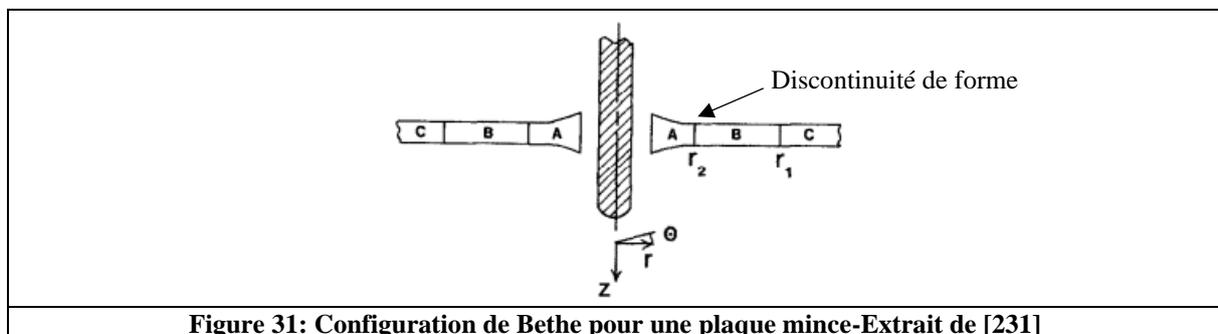
2.4 Réponse des matériaux aux impacts hautes vitesses

L'histoire de la balistique et de l'interaction projectile-cible remonte à l'antiquité. Les premières catapultes et balistes étaient utilisées pour lancer des projectiles. Aujourd'hui, la balistique moderne est une science qui intègre la modélisation informatique, la dynamique des fluides, la thermodynamique et d'autres disciplines. L'étude de l'interaction entre une cible et un projectile, souvent appelée balistique terminale, est un point d'intérêt majeur qui intègre des disciplines identiques à la balistique moderne. Ce travail de thèse se focalisant sur l'aspect du comportement mécanique dynamique des matériaux, une partie importante de ce travail traite de la réponse de la structure à l'impact, c'est la raison pour laquelle nous abordons cette science dans cet état de l'art. Le contenu n'est pas exhaustif mais se concentre sur les travaux en lien avec l'étude.

2.4.1 Interaction Projectile-cible ou balistique terminale

2.4.1.1 Les mécanismes de pénétration de projectiles dans des cibles

Les aspects balistiques et le point de vue mécanique de la pénétration lors de l'interaction « projectile/cible » sont déjà abordés en 1941 dans les travaux de H.A. Bethe (1906-2005). Physicien américain et prix Nobel de Physique en 1965, [159]. Bethe a formulé une théorie de pénétration de blindage de plaques minces et épaisses. Un impact normal a été pris en compte. Une symétrie axiale a été supposée. La configuration de Bethe est représentée sur la figure 31 :



Dans la région C, il a été supposé que le matériau soit élastique, tandis que dans les régions A et B, les contraintes sont supposées suffisantes pour provoquer une déformation plastique. La distinction entre les régions A et B réside dans le comportement de la contrainte circonférentielle, σ_θ , qui est également une contrainte principale dans cette configuration. Dans la région A, Bethe suppose que la contrainte circonférentielle est négligeable, tandis que dans la région B, il suppose qu'elle est finie et de traction. Bethe a déterminé les contraintes en A, B et C en utilisant la condition limite de Tresca-Mohr et en supposant une plasticité parfaite et en ignorant les effets d'inertie.

Dans sa note de 1941 à propos des travaux de H.A. Bethe, G.I. Taylor [160] précise que l'effet d'inertie, supposée négligeable par H.A. Bethe, est en réalité important. Taylor avance que la différence entre les problèmes statiques et dynamiques dépend désormais non pas de la seule résistance, mais du rapport $\gamma = \rho U^2 / \sigma_\theta$ où U représente la vitesse radiale au bord du trou, ρ la densité et σ_θ la limite élastique. Il démontre que la dépendance de l'écoulement plastique autour du trou vis-à-vis de γ est tellement importante que pour des valeurs de γ supérieures à 0.39, tout le caractère de la configuration du métal déplacé autour du trou change. La résistance n'est en réalité pas suffisamment grande pour permettre à l'onde plastique de se propager assez rapidement pour maintenir un cratère du type envisagé par Bethe. Une discontinuité se forme pour cette valeur à l'interface r_2 repérée sur la figure 31.

William et al. (1985) [231] ont travaillé sur le taux de croissance radiale des cratères formés par l'impact d'un projectile. Les auteurs ont modulé les travaux de Bethe [159] et de Taylor [160]. En s'appuyant sur des observations expérimentales rapportées par J. H. Kineke and R. Vitali (1963) [232] ainsi que par L. S. Holloway (1963) [233], William et al. ont montré que la vitesse radiale exprimée par la relation $\sqrt{0.39\sigma_\theta/\rho}$ proposée par Bethe excédait souvent la limite de discontinuité et était loin d'être constante dans des conditions d'impact réel.

Freiberger [234] a supposé que la condition limite de Tresca_Mohr et l'incompressibilité plastique étaient vérifiées. Il a ensuite exprimé les équations dynamiques sous forme caractéristique et déterminé des solutions d'ondes simples impliquant une singularité le long de l'axe de symétrie. La détermination de valeurs réalistes de ces conditions pour des applications pratiques n'a pas été abordée et par conséquent, des comparaisons avec des données expérimentales n'ont pas été faites.

Les données expérimentales de Kineke et al. [232], Eichelberger et al. [235] ainsi que Turpin et al. [236] montrent que la majeure partie du processus d'expansion du trou implique un processus de décélération qui limite l'approche de Freiberger à des temps extrêmement court (moins d'une pico seconde) au cours des premières étapes de la formation du trou.

Dans l'article de Paul et Zaid (1958) [135], l'étude porte sur la généralisation de la solution aux problèmes de perforation de plaques minces par des projectiles tronqués coniques et ogivaux. Des relations entre la vitesse et la distance sont proposées.

Dans l'article de JJ Dorrzaff, (2006) [136], les lois de la balistique sont présentées avec un focus particulier sur le projectile. L'auteur y présente la balistique intérieure des armes à feu et lanceurs à gaz ainsi que les balistiques intermédiaire et extérieure lesquelles étudient la

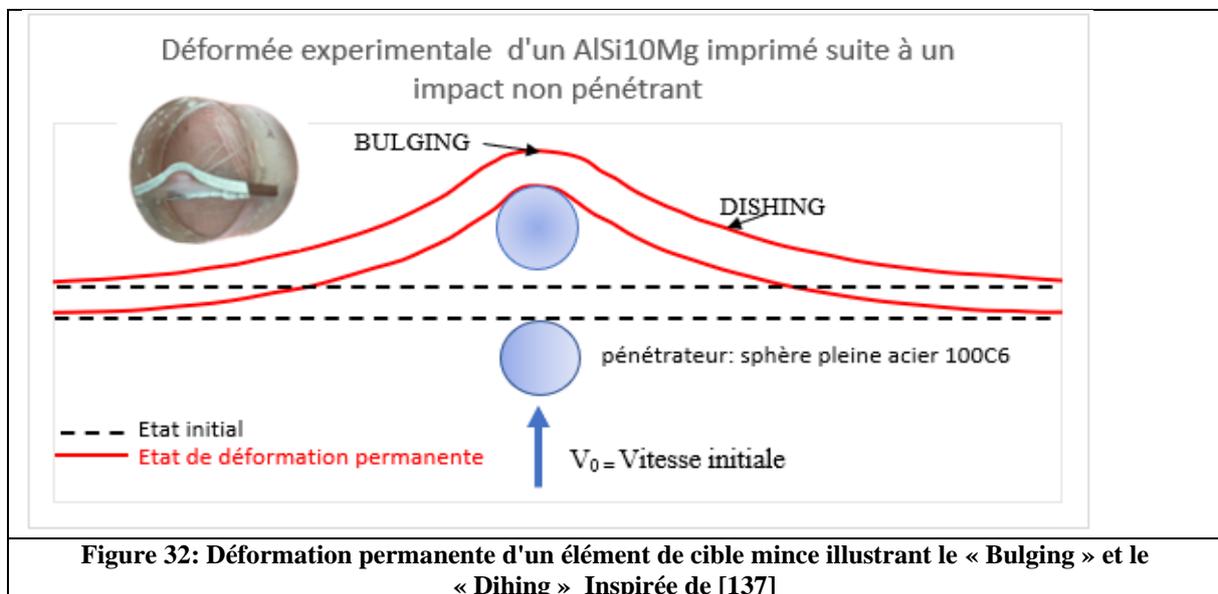
trajectoire aérienne du projectile. La balistique est dite terminale lors de l'impact sur la cible. La balistique est dite lésionnelle lorsqu'il s'agit de l'impact sur un organisme biologique.

Dans leur étude, Backman et Goldsmith (1978) [137] se sont concentrés sur les aspects de la balistique terminale avec pour focus la mécanique d'interaction du binôme projectile et cible. Différents régimes de vitesse sont abordés ainsi que différentes catégories de cibles (semi-infinies, épaisses, intermédiaires et minces). Les mécanismes de dommage aux cibles sont décrits et les auteurs proposent une méthodologie de diagnostic basée sur l'étude des « faciès type » d'endommagement rapportés à des caractéristiques balistiques (vitesse, angle de tir), de projectiles (masse, forme, géométrie, matériau) et de cibles (épaisseur, matériau, microstructure, procédé de fabrication).

Backman et Goldsmith [137] ainsi que Yunfei et al. [145] distinguent trois champs d'exploration :

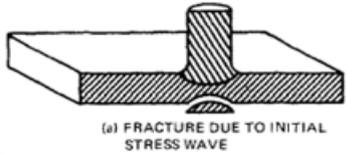
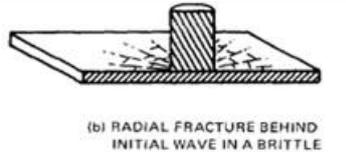
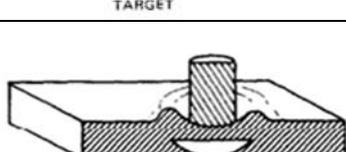
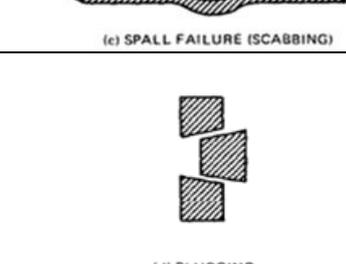
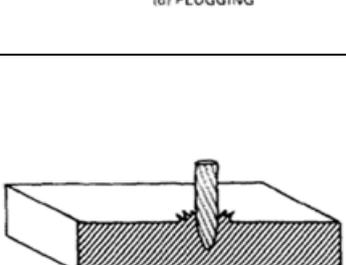
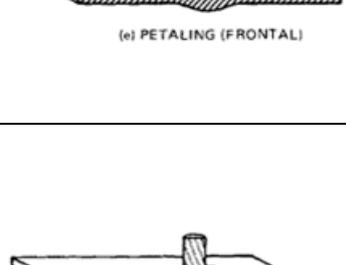
Le premier est non pénétrant mais provoque une déformation permanente, le deuxième est pénétrant mais non perforant, enfin le troisième est perforant et traversant.

Les déformations permanentes peuvent impliquer une variété de processus mécaniques, soit individuellement, soit en combinaison. Ainsi, les modes de défaillances non perforants consistent en deux types de déplacement transversal d'éléments minces dus à la déformation plastique comme l'illustre la figure 32.



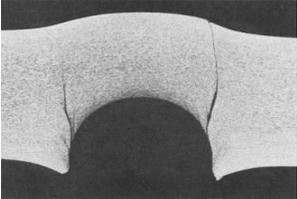
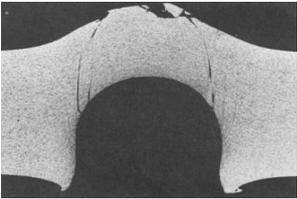
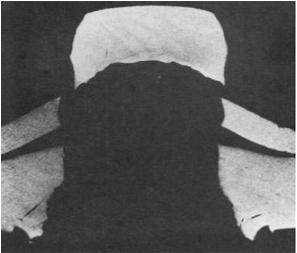
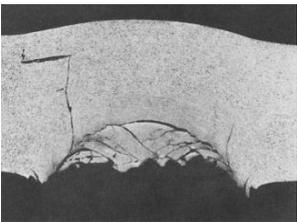
Dans la zone de contact où l'élément de cible prend la forme du nez du pénétreur, deux types de déformation peuvent se produire. La première est appelée « bulging » et prend la forme du nez du pénétreur, cette forme est induite par la pression. La seconde est appelée « dishing » est induite par la flexion et peut s'étendre sur des distances importantes.

Les auteurs ont identifié et illustré différents mécanismes de perforation pour des projectiles à nez différents. Les endommagements impliquant une fracture ou rupture entraîne la perforation des cibles minces ou intermédiaires observables dans le tableau 12.

Tableau 12 : Tableau représentant les différents endommagements possibles	
Illustrations schématiques	Définitions
 <p>(a) FRACTURE DUE TO INITIAL STRESS WAVE</p>	<p>L'endommagement due à une onde de contrainte initiale (initial stress wave) supérieure à la résistance à la compression ultime pourrait éventuellement se produire dans des cibles fragiles et de faible densité.</p>
 <p>(b) RADIAL FRACTURE BEHIND INITIAL WAVE IN A BRITTLE TARGET</p>	<p>L'endommagement radial (radial fracture) serait limité aux cibles dont la résistance à la traction est sensiblement inférieure à sa valeur de compression correspondante. [137][148][149]</p>
 <p>(c) SPALL FAILURE (SCABBING)</p>	<p>L'écaillage (spall failure) est un endommagement en traction (ou tension) du matériau due à la réflexion d'une onde transitoire de compression initiale depuis le côté distal de la cible et constitue un phénomène courant sous charges [150].</p>
 <p>(d) PLUGGING</p>	<p>La formation de croûte (plugging) présente une apparence similaire, mais la fracture s'est produite par déformation et sa surface est déterminée par la présence d'inhomogénéités locales et/ou des anisotropies telles que la direction de laminage ou la direction d'impression dans le cas de la fabrication additive. [153]. Le plugging est un phénomène progressif dont le processus de formation est clairement identifié.</p>
 <p>(e) PETALING (FRONTAL)</p>	<p>L'obturation (petalling frontal) se développe lorsque le projectile met en mouvement un volume de matière en forme de bouchon pratiquement cylindrique d'un diamètre pratiquement égal au diamètre du pénétrateur. Ce processus est déclenché par de grandes contraintes de cisaillement provoquées autour du bouchon en mouvement. La chaleur générée par la déformation en cisaillement est limitée à un mince anneau dans lequel elle diminue la résistance du matériau, entraînant une instabilité ; cela s'appelle un processus de cisaillement adiabatique.</p>
 <p>(f) PETALING (REARWARD)</p>	<p>La déformation en forme de pétale est engendrée par de fortes contraintes de traction radiales et circonférentielles après le passage de l'onde initiale se produisant près de la lèvres. Cette déformation est le résultat des moments de flexion créés par le mouvement vers l'avant du matériau de la plaque, poussé devant le pénétrateur, et par les inhomogénéités ou les plans de faiblesse de la cible. Lorsque le matériau dans la bosse à l'arrière de la plaque est davantage déformé par le projectile, la résistance à la traction est finalement dépassée et une fissure en forme d'étoile se développe autour du pénétrateur.</p>

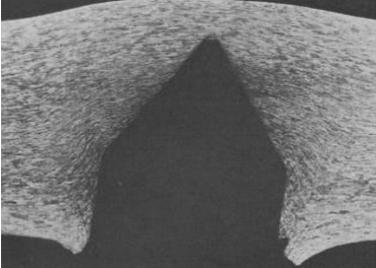
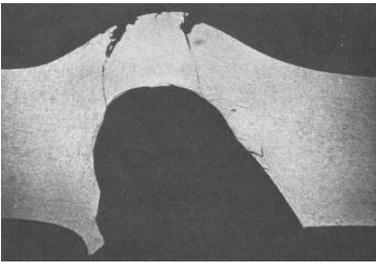
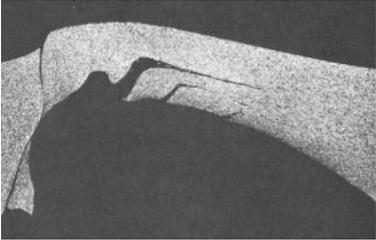
2.4.1.2 Faciès d'endommagement de référence

Dans le but de préciser et définir des domaines d'endommagement, Backman et al. [137] ont établi une séquence d'impacts d'un projectile sphérique en acier contre une plaque d'alliage d'aluminium 2024 à des vitesses croissantes. Les auteurs proposent d'illustrer les étapes du mécanisme d'endommagement rassemblées dans le tableau 13.

Tableau 13 : Etapes du mécanisme d'endommagement	
	<p>Mécanisme 1 :</p> <p>Obturation (plug) naissante avec des fissures dont les trajectoires sont approximativement en spirale.</p>
	<p>Mécanisme 2 :</p> <p>Obturation (plug) complète pré-éjection. On observe un écaillage aux débouchés des fissures.</p>
	<p>Mécanisme 3 :</p> <p>Obturation éjectée (completed plug) et décollement de croûte partielle ou partagée.</p>
	<p>Mécanisme 4 :</p> <p>Ecaillage, formation de croûte à l'impact et obturation naissante.</p>
	<p>Mécanisme 5 :</p> <p>Obturation éjectée (completed plug) et décollement de croûte partielle ou partagée.</p>

Le tableau 13, page précédente, présente une séquence d'impacts de sphères en acier contre des plaques en alliage d'aluminium 2024 à des vitesses croissantes. La première photographie (mécanisme 1) montre une obturation naissante se traduisant par la propagation de fissures en spirales. [239][240]. La deuxième photographie (mécanisme 2) présente l'obturation complètement formée avec un bombement nettement plus important sur la cible. La troisième photographie (mécanisme 3) montre l'éjection de l'obturateur et des éclats sur la cible. Les deux photographies suivantes ne sont pas fréquemment observées et montrent l'interaction entre « scabbling » et « plugging ».

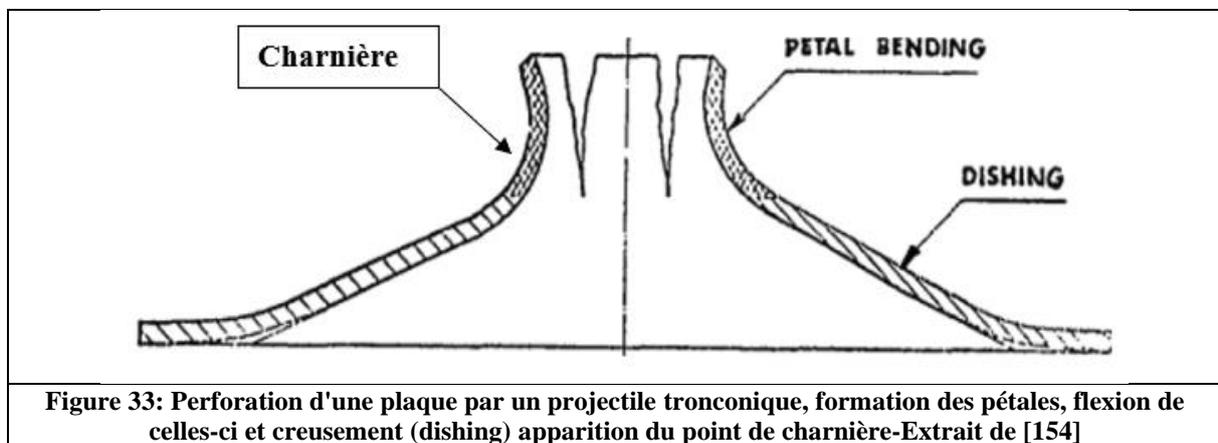
Parmi les étapes d'endommagement possibles, le tableau 14 présente une illustration d'une pénétration d'un projectile à nez conique (mécanisme 6) et on observe les lignes de glissement suggéré par la déformation de la texture de laminage. Sur les deux illustrations suivantes (mécanismes 7 et 8), on observe deux impacts de sphères en acier frappant à 30° et 60° par rapport à la normale de la plaque. Le mécanisme 7 montre la formation d'un obturateur tandis que le mécanisme 8 indique un motif plus similaire à une charnière.

Tableau 14 : pénétration avec ou sans obliquité par un nez conique ou sphérique	
	<p>Mécanisme 6 : illustration d'une application possible de l'hypothèse d'élargissement ductile des trous pour l'entrée d'un projectile à nez conique, où les lignes de glissement suggéré par la déformation de la texture laminée se terminent loin de la pointe. Cela indique que l'écoulement plastique conduit à la rupture</p>
	<p>Mécanisme 7 : impact d'une sphère en acier frappant la plaque avec une obliquité de 30° par rapport à la normale de celle-ci. L'impact montre la formation d'un bouchon charnière se traduisant par un écaillage supérieur et des fissures par cisaillement adiabatique.</p>
	<p>Mécanisme 8 : impact d'une sphère en acier frappant la plaque avec une obliquité de 60° par rapport à la normale de celle-ci. L'impact crée un motif ressemblant à une charnière.</p>

2.4.1.3 Focus particulier sur le petalling

En balistique, le terme « petalling » fait référence à un phénomène qui se produit lorsqu'un projectile perforant frappe une surface métallique.

Dans leur travail sur ce phénomène, Landkof et al. (1985) [154] ont testé des plaques minces d'aluminium 2024-0 de 3,175 mm d'épaisseur sous impact de projectiles tronconique en acier de diamètre 12,7 mm. Les auteurs ont montré que pour une plaque intacte, où l'effet des pétales se produit systématiquement, les étapes successives du processus impliquent la propagation initiale de fissures suivie du mouvement plastique de charnière jusqu'à la position d'arrêt de la fissure. Il vient ensuite la flexion des pétales due à la rotation autour de la charnière. La figure 33 illustre ces phénomènes.



Basée sur les travaux de Bethe [159], de Taylor [160], et Johnson [182] et des résultats expérimentaux, Landkof et al. [154] propose une nouvelle approche pour l'analyse des mécanismes de pénétration dans des plaques minces métalliques impactées par des projectiles cylindro-coniques sous une incidence normale. Cette approche repose sur les consommations énergétiques nécessaire à la formation des pétales, la propagation des fissures radiales et les effets d'inertie.

Les solutions développées dans les études de Bethe [159], et de Taylor et Johnson [182], supposent la formation d'un cratère pour calculer l'énergie plastique nécessaire à sa construction. Pour ces auteurs, l'approche est principalement de nature statique à l'exception de l'étude de W. Johnson et al. (1973) [182] où certains effets dynamiques sont inclus. Le cratère est supposé suivre la configuration géométrique du projectile tout au long de la pénétration. La méthode proposée par Landkof et al. [154] tient compte de la formation de pétales sur la plaque et d'un processus de propagation de fissures radiales. La flexion des pétales

pendant le processus de pénétration est analysée à l'aide de la méthode des articulations plastiques, permettant l'évaluation de l'énergie absorbée lors de cette étape. Les effets inertiels sont inclus dans l'analyse. Afin de calculer la quantité totale d'énergie absorbée par la plaque lors de la formation des pétales, tous les phénomènes survenant pendant l'événement doivent être pris en compte. Dans les articles de Krafft et al. (1955) [161] et Thomson et al. (1951) [238], il a été justifié que la quantité d'énergie dissipée par chaleur due à la friction dans le processus de perforation peut être négligée par rapport au travail plastique. Dans l'article de Landkoff et al. [154], Il est présenté que la quantité d'énergie nécessaire à la propagation des fissures radiales est faible et peut être négligée à des vitesses d'impact élevées par rapport à la limite balistique.

Le début du processus du « petaling » est toujours associé à l'initiation d'une fissure avec pour caractéristique une forme en étoile comme l'illustre la figure 34(a).

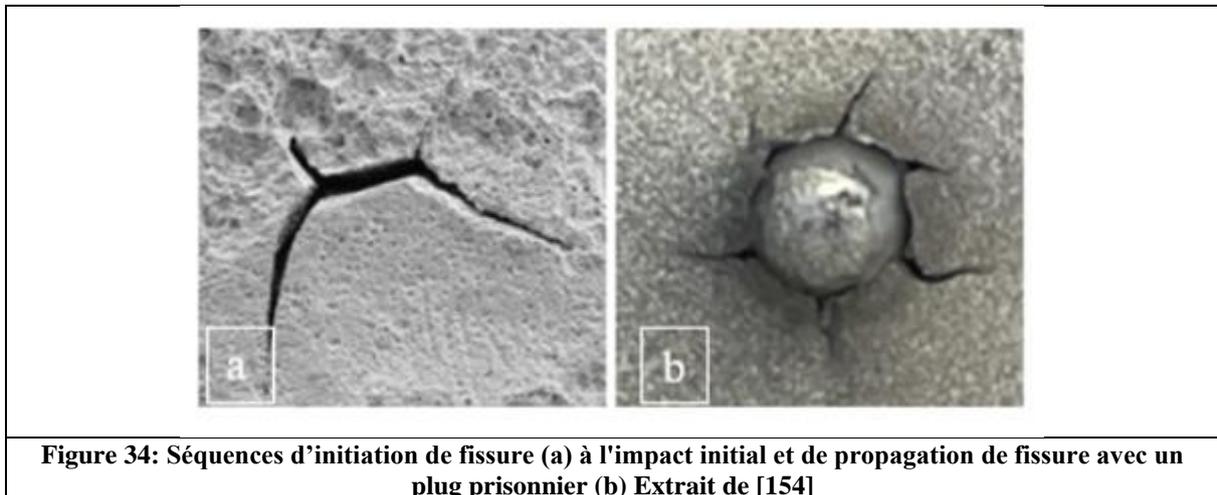


Figure 34: Séquences d'initiation de fissure (a) à l'impact initial et de propagation de fissure avec un plug prisonnier (b) Extrait de [154]

Le dommage, esquissé dans la figure 34(b) représente une propagation de fissure en étoile avec plug prisonnier. C'est une étape intermédiaire car le projectile n'a pas encore traversé la plaque.

2.4.1.4 Modes de propagation des fissures

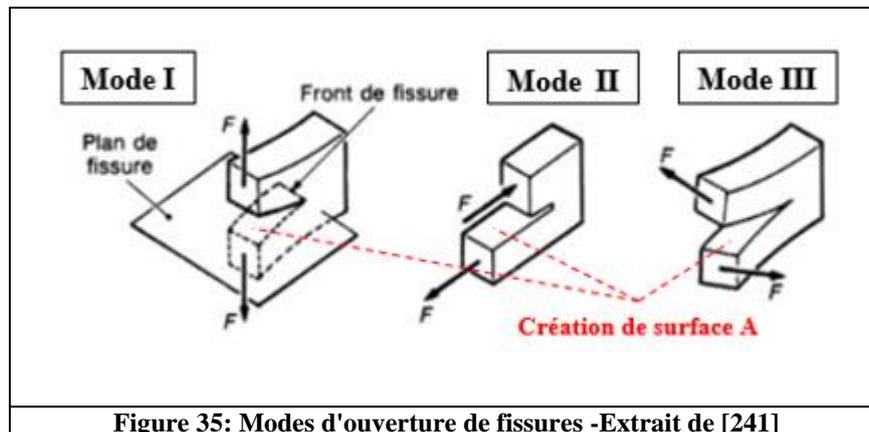
En 1957, George Irwin (1907-1998) [246], physicien américain, a défini le concept fondamental de facteur d'intensité des contraintes. Il a notamment noté qu'une fissure soumise à un chargement quelconque pouvait être décomposée en type de mode de fissuration linéairement indépendant au nombre de trois.

Dans l'article de J.L. Engerand (1990) [241], il n'est considéré que les fissures planes se propageant dans leur propre plan. Comme George Irwin, J.L. Engerand montre que l'état le plus général de propagation se ramène à la superposition de trois modes :

- Mode I (mode par ouverture) : les surfaces de la fissure se déplacent dans des directions opposées et perpendiculairement au plan de fissure.
- Mode II (glissement de translation) : les surfaces de la fissure se déplacent dans le même plan et dans une direction perpendiculaire au front de fissure ;
- Mode III (glissement de rotation) : les surfaces de la fissure se déplacent dans le même plan et dans une direction parallèle au front de la fissure ;

La rupture plane correspond au mode I ; La rupture inclinée aux modes II et III.

La rupture de mode I est généralement la plus dangereuse, ce qui explique le développement particulier donné à l'étude de ce mode de rupture dans la littérature. La figure 35 illustre les trois modes de fissuration proposés par les travaux de Engerand [241] dans son article traitant de la mécanique de la rupture et ceux de Hiroshi et al. [241][246] dans l'ouvrage « Stress Analysis of Cracks Handbook ».



C'est à Griffith que l'on doit en 1920 l'approche énergétique de la mécanique [242]. Selon le postulat de Alan Arnold Griffith (1893-1963) repris par J.L. Engerand (1990) [241] dans son article sur la mécanique de rupture, l'auteur montre que dans un milieu solide élastique linéaire contenant une fissure de surface A et soumis à un champ de forces F, la progression de la fissure est stable tant que l'énergie libérée par l'extension de cette fissure est absorbée par la création de nouvelles surfaces identifiées sur la figure 35.

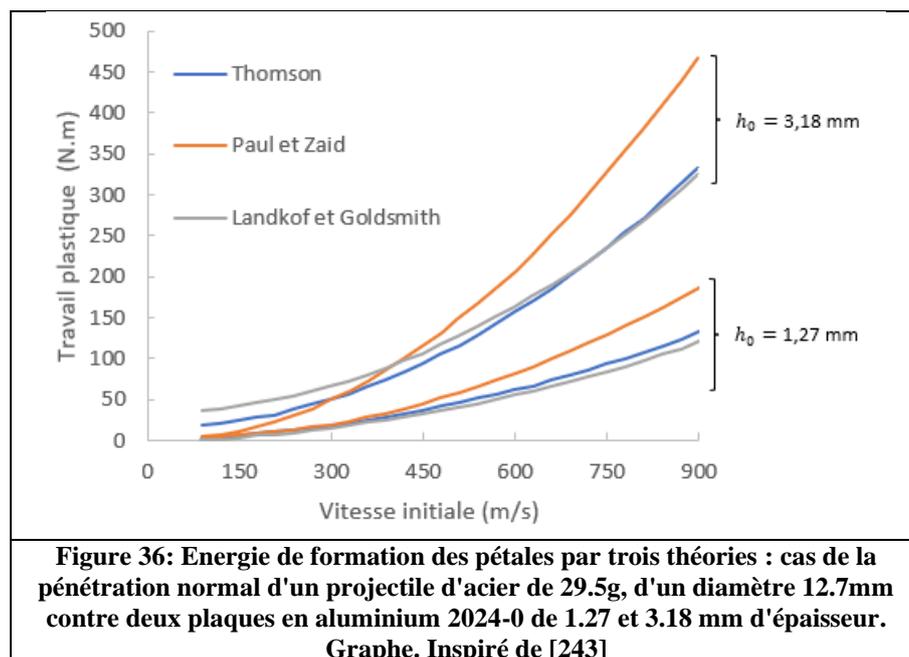
D'un point de vue énergétique et en regard des travaux présentés en amont dans les articles de Krafft et al. (1955) [161], de Thomson et al. (1951) [238] et de Paul et al. [135], il a été établi que la quantité d'énergie dissipée par chaleur due à la friction dans le processus de perforation peut être négligée par rapport au travail plastique. Il est également justifié dans l'article de Landkoft et al.[154] que la quantité d'énergie nécessaire à la propagation des fissures radiales est faible et peut être négligée à des vitesses d'impact élevées par rapport à la limite balistique.

En complément, les travaux de T.W. Wright (2012) [152] et Jo et al. (2020) [162] sur la théorie des bandes de cisaillement adiabatique (Adiabatic Shear Bands) ont démontré que l'évolution microstructurale du matériau était adiabatique, c'est-à-dire que le phénomène de cisaillement était si rapide qu'il se produisait sans échange de chaleur.

Ainsi, il semble que la principale source de consommation d'énergie est la déformation plastique de la cible. Ce processus implique donc deux types de travail plastique :

- Celui requis pour la flexion des pétales.
- Celui utilisé par la formation de cuvette de la plaque.

On peut résumer les résultats des auteurs cités dans un abaque permettant de lire le travail plastique de la formation des pétales en fonction de la vitesse d'impact. Cet abaque construit sur les modèles analytiques Thomson, Paul et Zaid ainsi que Landkof et Goldsmith., représente l'énergie nécessaire pour former des pétales sur des plaques en acier de 1,27mm et 3,18 mm pour un projectile de 12,7 mm et de 29,5g de masse à différentes vitesses. L'abaque est représenté figure 36 :



2.5 Conclusion du chapitre 2

Ce chapitre a introduit différents éléments bibliographiques nécessaires dans le cadre de ce travail de thèse. Le procédé SLM « Selective Laser Melting » y est présenté avec ses avantages et ses problématiques et en particulier son influence sur les propriétés métallurgiques et mécaniques de l'alliage AlSi10Mg.

Des méthodes de caractérisation mécanique sont présentées dans des contextes non destructif et destructif :

Les méthodes d'identification modale paraissent adaptées dans le contexte non destructif de la mécanique linéaire. Elles permettent une caractérisation mécanique par réponse des structures à une excitation vibratoire. De ce fait, les paramètres mécaniques sont accessibles par l'utilisation de la théorie et autorisent un mode comparatif tout en éliminant les biais de mesure. Les méthodes destructives présentées consistent à soumettre à un impact des cibles de toutes natures. Elles conviennent donc à une exploitation dans un mode comparatif. Les réponses aux chargements sont majoritairement dans le domaine de la mécanique non linéaire et des déformations permanentes. La caractérisation mécanique repose sur l'identification de domaines d'endommagement et est largement décrite dans la littérature.

Pour le domaine linéaire et au regard des éléments présentés dans ce chapitre, nous avons opté pour l'exploitation d'une méthode d'analyse modale exploitant en cela les réponses temporelles et fréquentielles par suite d'un impact au marteau de choc. L'objectif sera d'exploiter ces réponses pour caractériser les coefficients mécaniques et les rapprocher d'un état structurel en termes de défauts micro et macroscopiques.

Pour le domaine non linéaire, nous avons choisi une méthode à impact pénétrant. La méthode est destructive et a pour avantage de figer des domaines d'endommagement sur des cibles soumises à des impacts pénétrants et à différentes vitesses. L'objectif est d'établir un comparatif des performances entre les cibles additives et soustractives pour associer un domaine d'endommagement à une vitesse d'impact. Les observations sont macroscopiques et basées sur l'identification précise des faciès résiduels d'endommagement.

Ainsi, au regard de ces éléments, il est possible proposer une contribution au comparatif de comportement mécanique des structures additives et soustractives.

CHAPITRE 3

Caractérisation de composants mécaniques par impact de faible vitesse : Fabrications additive versus soustractive

3.1 Application des méthodes SISO et MISO.

Ce chapitre décrit la première étape de la caractérisation dynamique d'un composant mécanique fabriqué par procédé additif et soumis à des impacts basses Energie de type « DIRAC » à l'aide d'un marteau de choc. Ce composant mécanique a été fabriqué par une imprimante 3D (Realizer SLM 250) utilisant le procédé S.L.M. (Selective Laser Melting process). Le composant est visible dans les encadrés de la figure 37.

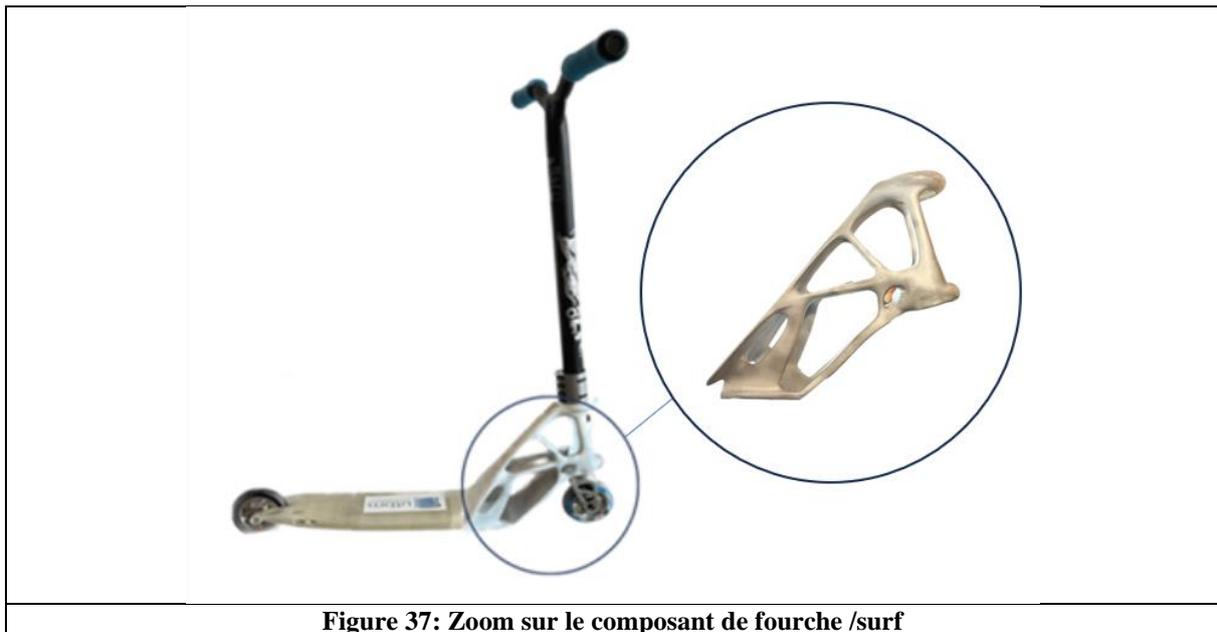


Figure 37: Zoom sur le composant de fourche /surf

Un accéléromètre (Single Output) a été placé sur le composant, des impacts ont été appliqués suivant les 3 axes d'un repère $\{oxyz\}$, enregistrant à la fois la force d'impact et les réponses temporelles. La réplique de la configuration expérimentale a été réalisée en utilisant le même composant mais fabriqué par procédé soustractif. Pour les mêmes conditions de chargement, une comparaison a été effectuée en termes temporels, fréquentiels, d'accélération et d'amortissement illustrant les différences significatives entre deux structures géométriquement identiques et fabriquées par deux procédés différents. Un traitement d'image a également été effectué à l'aide de rayons X, ce qui a mis en évidence une différence intéressante et non-

négligeable entre les deux processus. L'étude est ensuite discutée, en soulignant les caractéristiques mécaniques spécifiques qui devraient être prises en compte pour comprendre correctement le comportement des composants mécaniques fabriqués par procédé additif.

3.1.1 Dispositif expérimental

Un composant de trottinette a été choisi dans cette étude pour tester la structure de fabrication additive (AM) sous impact au marteau de choc. Un clone de ce composant a été fabriqué par procédé soustractif classique (SM), afin d'obtenir deux structures à géométries identiques pour une comparaison de leur comportement mécanique. Ce composant qui est le lien physique entre la fourche et le surf du scooter était d'un intérêt particulier car objet de rupture en utilisation Free Ride. La figure 40 représente le composant objet de l'étude ainsi que son emplacement sur la trottinette. Une conception numérique du composant a été réalisée à l'aide du logiciel CATIA et d'un logiciel d'optimisation topologique. La figure 38 représente le composant.



La fabrication du composant additif a été réalisée sur une imprimante SLM Realizer 250 suivant la CAO, le matériau mis en œuvre est l'alliage AlSi10Mg se présentant sous forme de poudre. L'épaisseur des couches de poudre est de 25 μm , la vitesse de balayage du laser est paramétrée à 1,2 $\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$ pour une puissance du laser de 400 W.

65 heures ont été nécessaires pour imprimer le composant additif. 16 heures en ce qui concerne le composant soustractif en utilisant l'usinage classique et le procédé EDM (électro érosion par fil). En complément une machine à commande numérique à 4 axes a été utilisée. 7.5 Kg de poudre d'alliage AlSi10Mg ont été nécessaires pour le composant additif de masse nette égale

à environ 760 grammes ; une barre de 3 Kg d'AlSi1Mg a été nécessaire pour le composant soustractif dont la masse nette était de 760 g. 18 heures ont été nécessaires pour fabriquer ce composant soustractif.

Les pertes de matière sont de 70% sous forme de copeau pour le procédé soustractif, elles sont de l'ordre de 20% pour le procédé additif, la poudre récupérée étant refondue après tamisage.

Les différentes recommandations du fabricant de poudre pour l'alliage AlSi10Mg et de l'alliage AlSi1Mg, ainsi que la norme définissant l'utilisation de ceux-ci, ont permis d'assurer les propriétés mécaniques très étroites des structures fabriquées avec les deux nuances d'aluminium. [183][184]. La différence entre ces deux alliages réside dans leur teneur en Silicium : l'AlSi10Mg présente une meilleure coulabilité que l'AlSi1Mg. Cependant, les propriétés de soudabilité sont très bonnes dans les deux cas.

3.1.2 Mode opératoire

La densité des deux composants fabriqués par les deux procédés a été évaluée en utilisant le principe de la poussée d'Archimède (figure 39) conduisant aux densités des structures soustractive et additive respectivement de 2,71 et 2,64 soit une différence de 0,97 %.

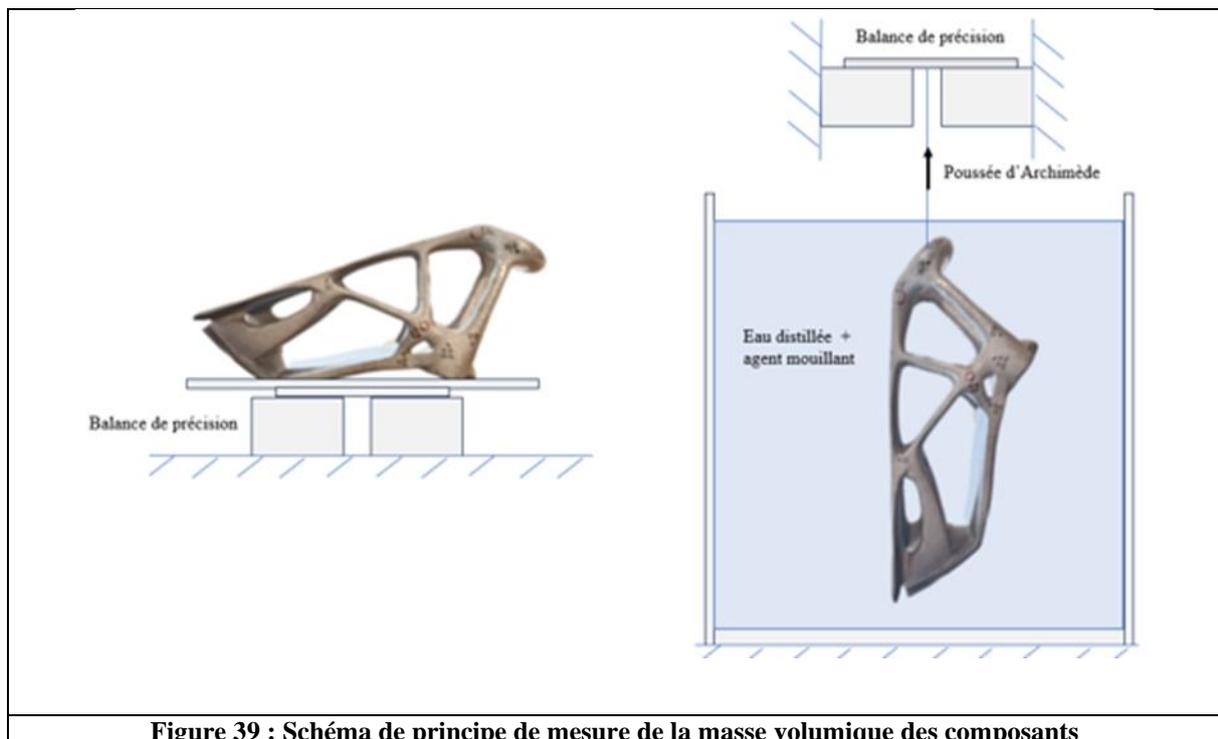
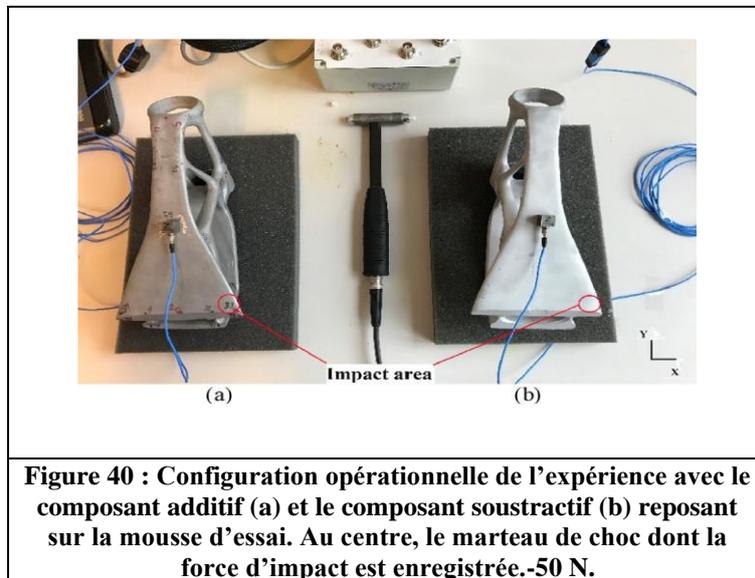


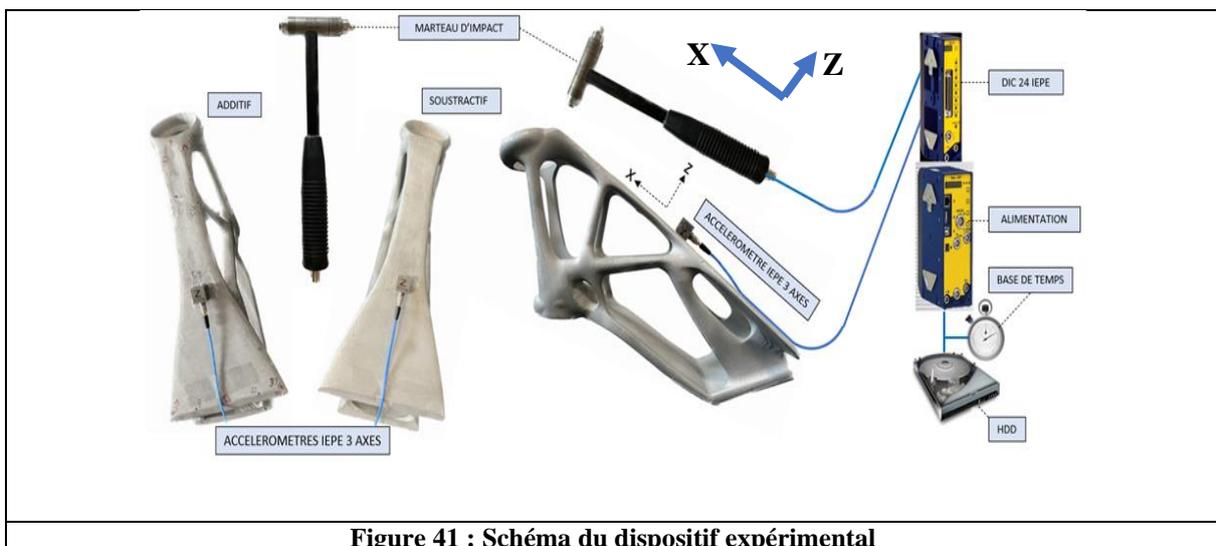
Figure 39 : Schéma de principe de mesure de la masse volumique des composants

Les deux composants ont été instrumentés avec un accéléromètre et placés sur une mousse polyuréthane de faible densité ce qui permet d'obtenir une réponse spectrale complète. Cette configuration a été jugée acceptable car la mousse a une réponse de très basse fréquence qui est de l'ordre de 1.5 Hz à 2Hz, facilement identifiable et filtrable. Nous admettons que nous

sommes en présence d'un pseudo système libre-libre. Le post-traitement des signaux comprend un processus de filtrage permettant de ne pas tenir compte des signaux d'interférences tels que la réponse de support en mousse. Les composants ont été impactés perpendiculairement à la surface à l'aide d'un marteau de choc instrumenté relié à un système d'acquisition, comme l'illustrent la figure 40 et la figure 41.



L'historique des forces d'entrée a été enregistré dans la zone d'impact, ainsi que l'accélération. La configuration de l'impact à faible vitesse a été choisie pour éviter les risques de plasticité de la structure, et afin d'étudier uniquement le comportement linéaire de la structure sous charges dynamiques modérées. La figure 41 représente les composants et le dispositif d'enregistrement.



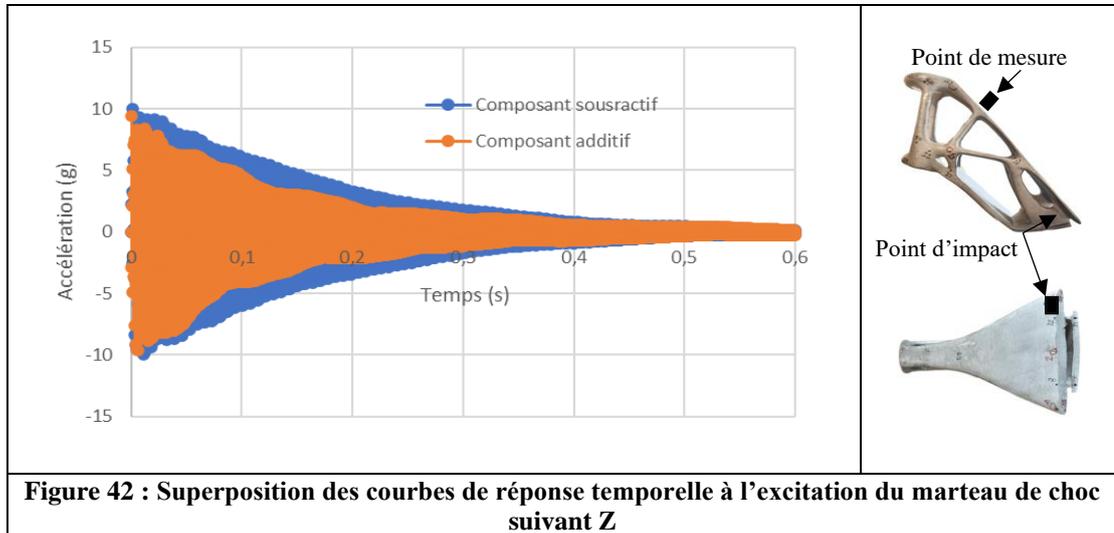
Le tableau 15 ci-dessous récapitule la gamme expérimentale de mesure. Il décrit les étapes successives depuis la prise de données physiques et géométriques jusqu'à l'enregistrement des réponses vibratoires et le post-traitement en réponse aux stimuli du marteau de choc.

Tableau 15 : processus expérimental sur les deux composants de trottinette		
Processus expérimental	Composant additif	Composant soustractif
Masse sur 10 pesées	$M_{\text{moy}}=741.4 \text{ g}$	$M_{\text{moy}}764.4\text{g}$
Densité sur 10 trempés	$d_{\text{moy}} = 2.64$	$d_{\text{moy}} = 2.71$
Substrat des composants	Mousse polyuréthane	
Excitation des composants	Marteau de choc instrumenté	
Intensité des chocs F « triggée » Nombre d'impact Direction	$F_{\text{moy triggé}} = 50 \text{ N} \pm 1 \text{ N}$ 100 Z Echantillonnage	
Signaux temporels retenus	Réponse moyenne sur 88 impacts	Réponse moyenne sur 91 impacts
Post-traitements	FFT et PSD sur moyenne temporelle Construction de Fresnel Amortissement, énergie	

3.2 Résultats

Assimilons ces composants à des oscillateurs harmoniques faiblement amortis, caractérisés par une masse m , une densité d , amortis par frottement visqueux ou structurel de coefficient C et soumis à une force de rappel élastique de constante de raideur K [90]. Chaque impulsion va se traduire par une excitation qui provoquera un signal temporel en sortie et qui sera fonction de la loi de transfert FRF (Frequency Response Function) captée par l'accéléromètre. La différence d'énergie entre le signal d'entrée et le signal de sortie sera fonction de l'énergie absorbée par la structure, ceci traduit dans une globalité les caractéristiques élastiques dynamiques du matériau c'est-à-dire le module d'Young, le module de cisaillement, le coefficient de Poisson, la masse, la géométrie ainsi que les défauts de structure. On peut supposer que les porosités et la distribution de celles-ci en termes de nombres et de volumes ainsi que les hétérogénéités sont

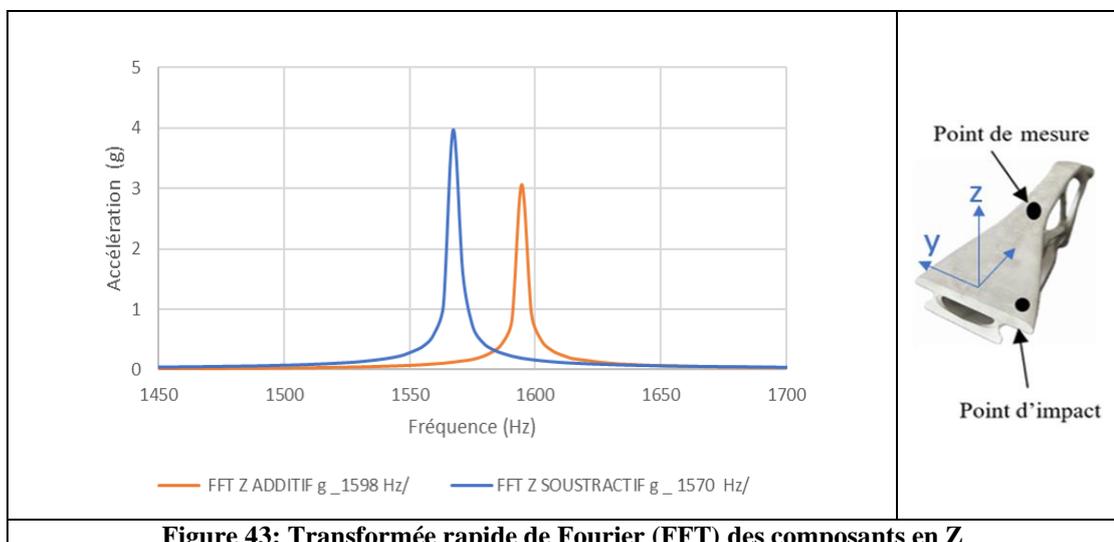
autant d'artefacts vecteurs d'avantages ou d'inconvénients [186]. La réponse dynamique de la structure enregistrée par l'intermédiaire d'un accéléromètre est une fonction du temps. Cette réponse est illustrée par la figure 42.



Un traitement des signaux temporels par transformée de Fourier rapide (FFT) nous permet de passer au domaine fréquentiel. On peut observer une différence de réponse en amplitude et en fréquence. Le tableau 16 ci-dessous rapporte les valeurs des réponses en fréquence pour deux axes de frappe Y et Z.

Tableau 16	Frequency (Hz)	
	Y-axis	Z-axis
Composant AM	1587	1598
Composant SM	1570	1570

La figure 43 ci-dessous illustre la différence de réponse en fréquence et en amplitude entre les deux composants pour un impact dans la direction Z.



Cette première information déduite de la figure 43 est importante mais pas suffisante. En effet, la FFT est un outil qui permet d'analyser le signal mais pas d'en déduire des propriétés. Pour cela, on utilise la densité spectrale de puissance DSP qui est une mesure de la répartition de la puissance du signal en fonction de ses fréquences. Elle est définie comme le carré du module de la transformée de Fourier du signal temporel rapporté à une résolution en fréquence exprimée en $g^2/n \text{ Hz}$, n est la résolution. Ainsi ce calcul illustré sur la figure 44 hiérarchise l'énergie consommée par chacun des composants soumis à une même excitation.

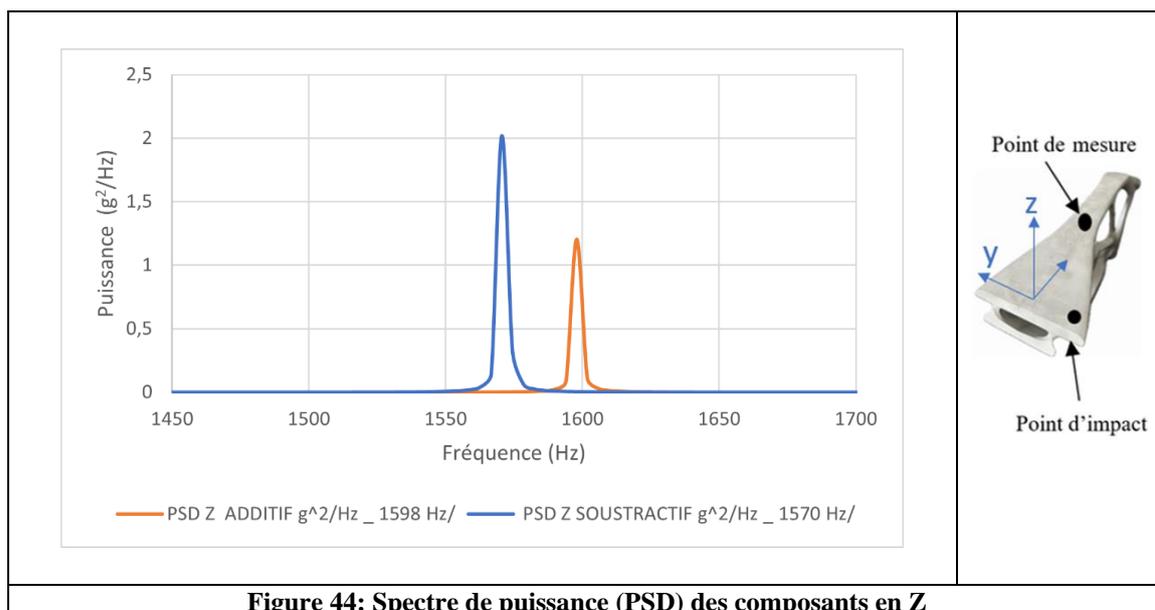


Figure 44: Spectre de puissance (PSD) des composants en Z

On peut aussi illustrer cette affirmation en observant les amplitudes et les déphasages sur cet échantillon des deux signaux temporels figure 45.

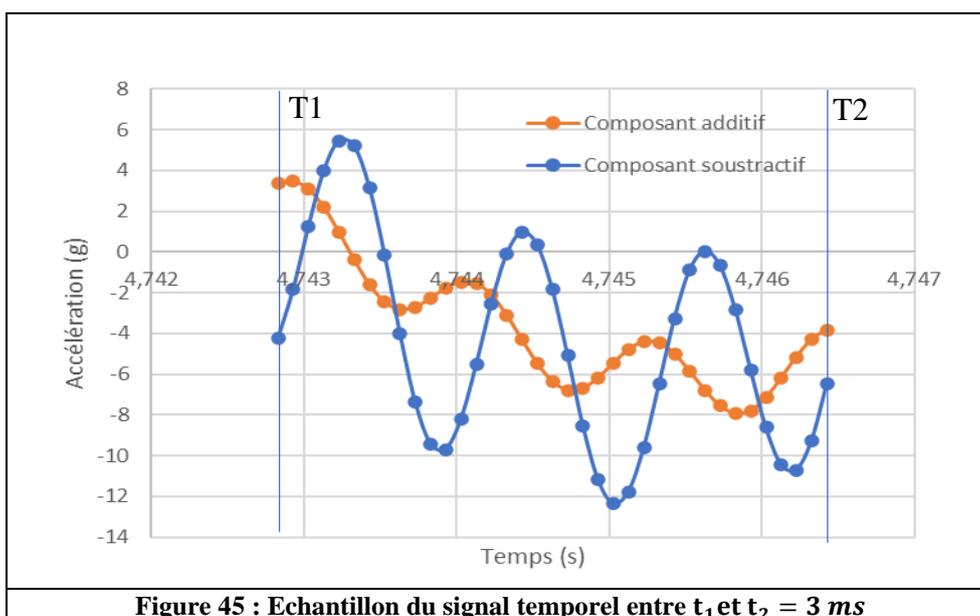
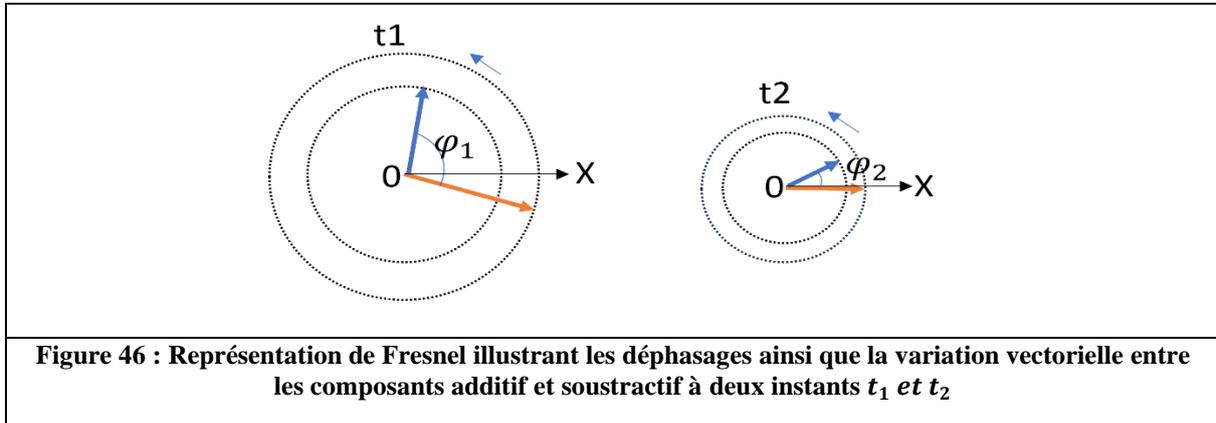


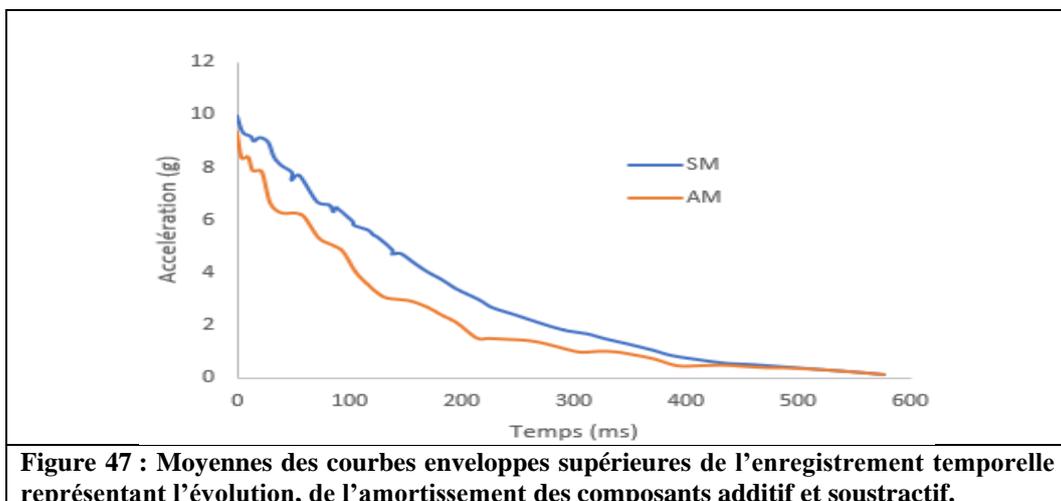
Figure 45 : Echantillon du signal temporel entre t_1 et $t_2 = 3 \text{ ms}$

Les deux représentations vectorielles de Fresnel que l'on observe sur la figure 46 sont construites à partir du graphe de la figure 45 à t_1 et t_2 . Elles donnent immédiatement les différences de phase ainsi que l'intensité des vecteurs à t_1 et t_2 . On peut observer l'évolution du déphasage entre les signaux ainsi que la variation de l'intensité des vecteurs caractérisant aussi l'évolution de l'amortissement.



L'amortissement peut être aussi visualisé à travers les courbes enveloppes calculées à partir des enregistrements temporels. La figure 47 représente un graphe d'enveloppe illustrant l'effet d'amortissement de l'impact, permettant d'évaluer le coefficient d'amortissement et l'énergie équivalente calculée du système [187].

On peut observer que pour une durée identique, l'amortissement du composant additif est nettement plus important que celui du composant soustractif et cela dès les premières périodes. Sur une durée de 600 ms, les alternances sont plus nombreuses pour le composant additif et d'amplitude moins importante, ce qui traduit une consommation d'énergie également supérieure. La figure 47 illustre l'amortissement relatif des deux composants.



Nous savons que le coefficient d’amortissement d’un matériau dépend de plusieurs propriétés physiques, notamment :

La porosité ou la fibre du matériau, qui permet à l’onde de pénétrer à l’intérieur et de créer des frottements ou des déplacements de matière, entraînant une dissipation d’énergie. Les matériaux poreux ou fibreux ont généralement un coefficient d’amortissement faible aux basses fréquences et élevé aux hautes fréquences. La viscoélasticité du matériau, qui mesure sa capacité à se déformer et à revenir à sa forme initiale sous l’effet d’une contrainte. Les matériaux viscoélastiques ont un facteur d’amortissement ou de perte qui dépend de la température et de la fréquence de la vibration excitatrice. La masse et la rigidité du matériau, qui déterminent sa fréquence de résonance.

Les matériaux qui peuvent se déformer sous l’effet d’une onde constituent un système masse-ressort qui absorbe l’énergie à sa fréquence de résonance. L’absorption est alors sélective et maximale à cette fréquence.

Les informations physiques comme la fréquence propre, la masse, la densité apparente ont été mesurées. La fréquence propre nous renseigne sur le nombre de cycles amortis subis par le composant, l’amplitude des signaux nous renseigne sur les niveaux de déformation. Les courbes d’amortissements se déduisent des enveloppes des enregistrements temporels. A lui seul, l’amortissement ne suffit pas à « rassembler » toutes les caractéristiques. Il est donc pertinent de s’intéresser à l’aspect énergétique de la réponse dynamique, car il contient toutes les grandeurs physiques gouvernant le comportement du matériau.

Par analogie avec l’énergie et la puissance d’un système physique (moteur, mobile en déplacement), on définit l’énergie et la puissance d’un signal. Dans le cas très courant où les amplitudes du signal sont sans unité, alors l’énergie et la puissance sont également sans unité. [188]. Le tableau 17 donne la formulation de l’énergie, nous utiliserons la formulation à temps continu comme illustré figure 48.

Tableau 17 : Formulation de l’énergie	
Signal à temps continu	Signal à temps discret
$E = \int_{-\infty}^{+\infty} x(t) ^2 dt$	$E = \sum_{n=-\infty}^{+\infty} x[n] ^2$

Ces deux formulations sont heureusement équivalentes car l’énergie est l’aire sous la courbe du carré du signal. Remarquons également que la notation $|x(t)|$ correspond au module, le signal pouvant être complexe.

La corrélation entre l'amortissement et l'énergie restituée par le système physique nous confirme que l'énergie restituée au niveau de l'emplacement de l'accéléromètre est plus importante dans le cas du composant soustractif que dans le cas du composant additif. Ce résultat est aussi à rapprocher du spectre de densité de puissance de la figure 44. En effet, la figure 44 montre que la puissance du signal au point de mesure du composant soustractif est supérieure à la puissance du signal au point de mesure équivalent sur le composant additif. La figure 48 ci-dessous illustre la mise en vis à vis de l'amortissement et de l'énergie restituée.

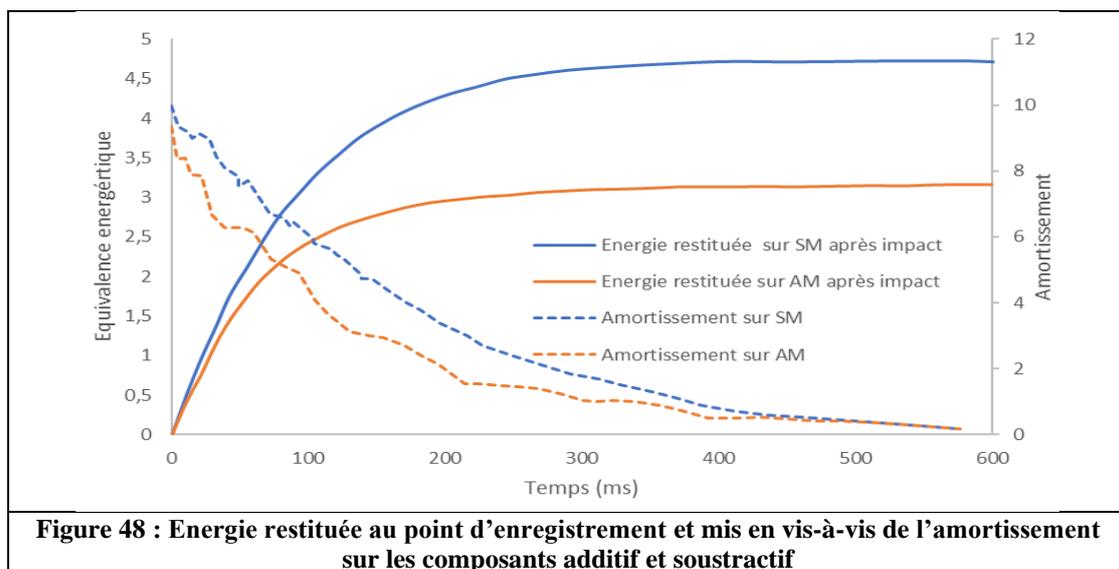


Figure 48 : Energie restituée au point d'enregistrement et mis en vis-à-vis de l'amortissement sur les composants additif et soustractif

3.2.1 Discussions, ouverture et perspectives

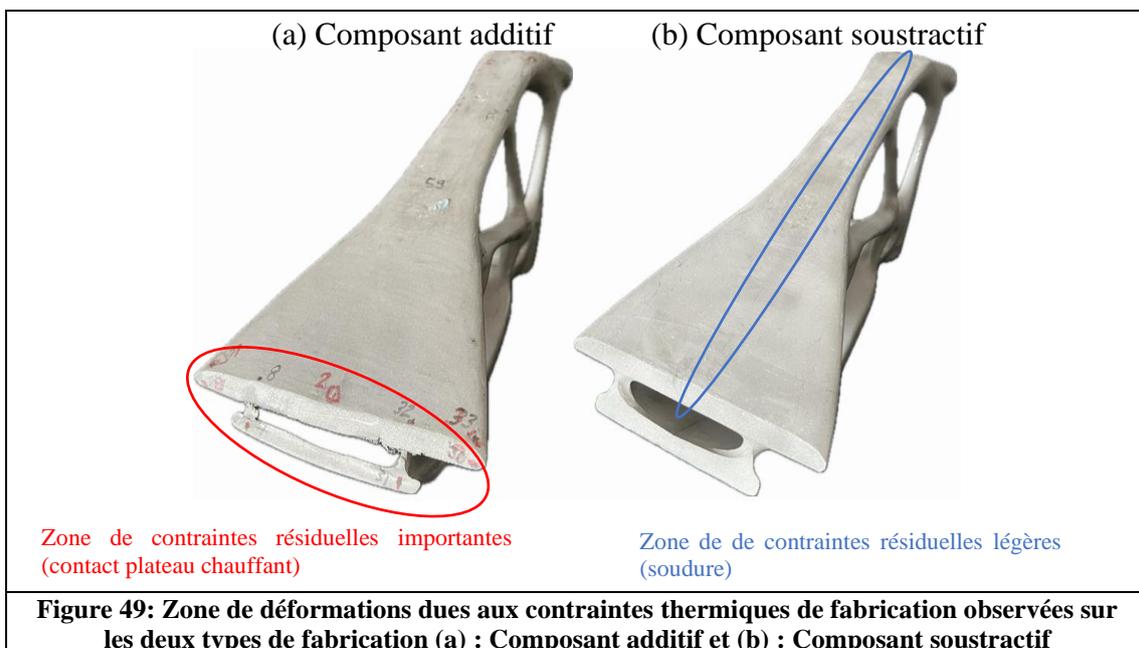
La fabrication additive est un procédé très intéressant, qui permet de concevoir des composants, qui ne peuvent pas être facilement conçus par un procédé classique. Si le processus semble très efficace en termes d'optimisation de masse, on ne peut éviter de vérifier la validité de la pièce, notamment en termes de résistance mécanique. Ainsi, la caractérisation du composant, qui est une tâche habituelle pour le processus mécanique classique, doit également être menée dans le contexte de l'impression 3D.

La présente étude a vu la conception d'une structure de scooter, fabriquée par les deux processus additif et soustractif. La caractérisation de ces structures a ensuite été effectuée dans un contexte d'analyse modale à l'aide d'un marteau de choc, soumettant les pièces à un impact, et enregistrant la réponse mécanique avec un capteur accélérométrique à 3 axes de mesure.

Au niveau expérimental, les signaux sur les trois axes ont mis en évidence trois courbes pseudopériodiques avec presque les mêmes fréquences associées, autour de 1597 Hz pour AM

et 1570 Hz pour SM respectivement, comme indiqué dans le tableau 16. La combinaison des courbes d'accélération, de la fréquence propre et du coefficient d'amortissement fournit des informations utiles sur le comportement à la fatigue du composant mécanique basé sur un critère énergétique. Pour une durée donnée, le nombre de cycles soumis à la structure AM est supérieur à la structure SM puisque la fréquence propre est plus élevée. Cependant, étant donnée la courbe d'amortissement (figure 48), qui indique une dissipation plus élevée pour le composant AM, on peut faire une première hypothèse sur la meilleure absorption d'énergie pour le composant AM par rapport au composant SM (figure 48).

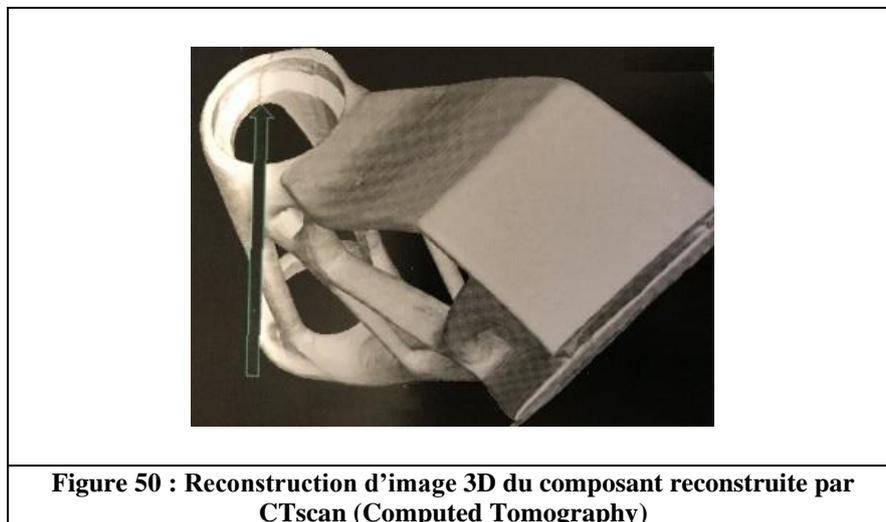
Ce point pourrait être confirmé lors d'essais de fatigue pilotés en déformation. Compte tenu des charges dynamiques telles que les impacts à faible vitesse dans les travaux actuels, les ondes de choc peuvent se déplacer dans la structure à travers des zones de densités différentes, des zones avec des défauts, avec des formes différentes (liées aux déformations résiduelles) et à différentes vitesses en raison de la différence de densité. En effet, le chargement dynamique sur le composant AM qui est identifié comme anisotrope par la littérature peut conduire à des réponses différentes par rapport au composant du processus SM qui est plus contrôlé d'un point de vue fabrication mécanique et isotrope car les défauts internes seront limités [76][186][189]. Le composant mécanique fabriqué de manière additive subit des contraintes thermiques importantes pendant le processus [107][190] ce qui entraîne d'importantes contraintes mécaniques résiduelles avec déformation induite, comme illustré à la figure 49.



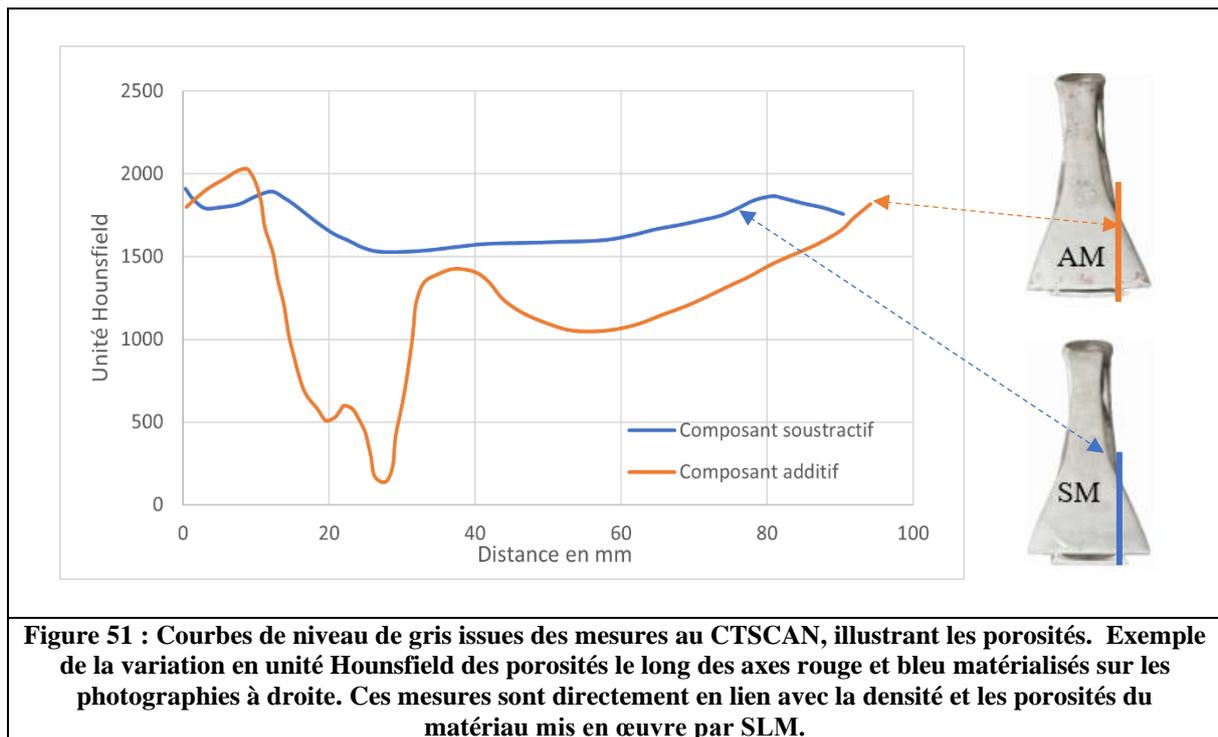
Cette différence entre les deux géométries peut exercer une influence significative sur le comportement de la structure sous impact. Le processus de fusion qui n'est pas bien contrôlé

est un autre point qui peut également exercer une influence non-négligeable. Il peut conduire à des défauts à l'intérieur du composant ainsi que des variations de densité [4][37][41][191]. A un niveau expérimental, et afin d'identifier et d'analyser les défauts, de la même manière que pour les composants fabriqués par procédés classiques ou conventionnels, l'analyse en fréquence telle que menée dans cette étude peut avoir un avantage significatif [84]. La figure 49(a) illustre les défauts géométriques dus aux contraintes thermiques du procédé SLM sur la figure 49(b) un défaut non visible dû à la soudure d'assemblage du composant soustractif.

Pour compléter l'analyse et afin d'illustrer ce problème important, le composant fabriqué par procédé additif a été analysé à l'aide d'un scanner initialement utilisé à des fins médicales. Il a été possible de procéder à une analyse par imagerie du composant entier. Les figures 50 et 51 illustrent à la fois la reconstruction 3D et le traitement d'image basé sur les niveaux de gris. Dans le contexte de l'imagerie médicale, l'imagerie en niveau de gris est définie par l'échelle de Hounsfield (unités de Hounsfield), qui est étroitement liée à l'absorption des rayons X par le tissu et permettant une évaluation de sa densité [192]. Cette approche médicale non conventionnelle utilisée pour la caractérisation mécanique par imagerie peut être exploitée pour caractériser la densité, la porosité et les défauts du matériau à un niveau macroscopique, de la même manière que l'utilisation de la micro-tomographie par rayons X pour caractériser la porosité osseuse. [33][108].



Sur la figure 51, on observe le graphe des deux courbes illustrant la variation du taux de porosité suivant les deux lignes figurant sur les photographies des composants. En bleu, la variation de la porosité et de la densité du matériau suivant la ligne bleu pour le composant soustractif et en orange la variation de la porosité et de la densité pour le composant additif.



Certaines études médicales ont identifié les unités Hounsfield pour les corps étrangers non classiques dans le corps, tels que l'aluminium, dont l'ordre de grandeur est de 2200 HU [26]. On a donc observé et tracé des courbes AM et SM. La courbe SM a conclu à la valeur attendue de HU par rapport à la littérature [18][193] tandis que la courbe AM présente de grandes variations. Ce point illustrant des divergences significatives sur ce critère particulier montre la différence en termes de porosité et de densité entre les deux types de structures (AM, SM) (figure 51).

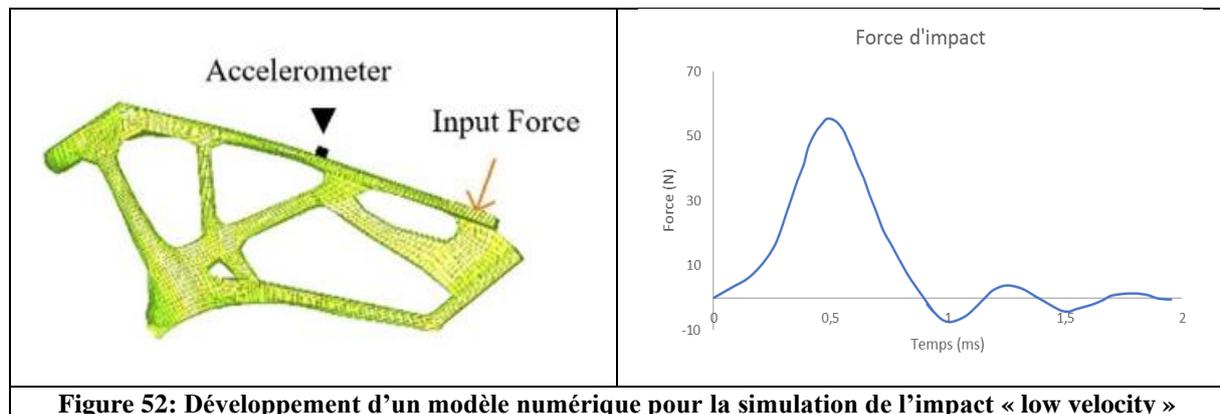
Des tests expérimentaux à faible vitesse couplés à l'examen de porosité par tomographie à densité peuvent enrichir la caractérisation du composant fabriqué par procédé additif, afin d'identifier la porosité, la densité du matériau, l'isotropie et l'homogénéité de la structure ainsi que la présence de dommages tels que des fissures. Toutes ces caractéristiques mécaniques peuvent être comparées au composant de fabrication soustractive classique afin d'identifier les différences, et faire un choix de processus de fabrication selon les exigences initiales (résistance, masse). Plusieurs perspectives peuvent être envisagées dans l'évaluation des avantages et des inconvénients de la fabrication additive par rapport à la fabrication soustractive.

L'accélération doit être évaluée sur d'autres points d'impacts dans un autre domaine du composant, de sorte que la loi de transfert entre un point d'impact et le point de mesure fixe puisse être exploitée.

Une animation des déformations modales en trois dimensions de la structure peut être réalisée pour visualiser de manière synchronisée les amplitudes de déformations relatives dans les 3 axes. L'utilisation de l'analyse d'image peut aider à identifier et à mettre en évidence la zone du composant présentant une importante variation de porosité, qui pourrait être mise en œuvre dans un modèle d'éléments finis, et à prendre en compte les hétérogénéités et l'anisotropie hypothétiques. Un traitement d'image plus précis, comme les micro-tomodensitogrammes, devrait être utilisé pour caractériser la structure au niveau microscopique.

Il convient de mentionner que la frappe du marteau de choc est considérée comme un impact à de faible énergie avec pour domaine un comportement linéaire du matériau. La question de l'atteinte de la contrainte d'élastique maximale, et même le comportement de rupture peut être soulevée, pour une compréhension plus globale de la structure sous des impacts de vitesse plus élevée et donc à énergie plus élevée.

La compréhension du comportement des structures AM peut également passer par le développement de modèles numériques, comme illustré à la figure 52. Hétérogénéité, anisotropie et porosité de la structure qui ont été mis en évidence dans les tests expérimentaux présentés dans cette étude, conduisent à des pistes intéressantes sur la manière de modéliser la structure, et communiquer des informations sur la complexité de la loi constitutive à utiliser : il semble que les relations multi-échelles sont nécessaires pour prendre en compte les différents phénomènes au niveau micro et macro.



Pour illustrer le potentiel comparatif que possède les méthodes de tests modales, nous pouvons construire une géométrie filaire. Sur la base de l'acquisition CT et du traitement d'image du composant scanné, qui mettent en évidence les structures par défaut comme la porosité ou l'hétérogénéité de densité, un lien hypothétique peut être établi avec le coefficient d'absorption énergétique (comme le montre le calcul des fréquences propres, des courbes d'amortissement et de l'historique du temps d'énergie équivalent) qui nécessiteront une enquête indépendante

par des essais de vibrations. En ce qui concerne le processus AM, il est également important d'étudier l'influence des paramètres d'impression tels que la puissance laser, la qualité de la poudre ou la vitesse de balayage et d'explorer leur rôle dans le comportement mécanique de la structure imprimée.

3.3 Conclusion du chapitre 3

Cette étude est une première étape dans la compréhension des composants additifs soumis à des impacts à faible vitesse. La structure AM a été comparée à la même structure fabriquée par procédé conventionnel et plusieurs comparaisons ont été effectuées à un niveau expérimental, illustrant les différences en termes de comportement mécanique.

En plus de la réponse du composant instrumenté impacté par un marteau-choc, un scanner RX de l'ensemble de la structure AM et SM a été effectué ainsi qu'un traitement d'image par niveau de gris, illustrant les valeurs par défaut de la structure. Enfin, pour une excitation identique, le composant AM et le composant SM ont tous deux des réponses très différentes. Ces premiers résultats sont à la base de plusieurs autres projets d'investigation, pour une meilleure compréhension du comportement mécanique des structures de fabrication additive par rapport à celles fabriquées par procédé soustractif. Ces résultats préliminaires ouvrent la voie à une analyse plus approfondie à différents niveaux en cours ou prévus à court terme : instrumentation du composant mécanique avec jauges de déformation, analyse de porosité, de densité et de dommages au niveau microscopique, qui aideront à développer des relations micro-macro pour le développement de lois constitutives adéquates à mettre en œuvre dans un code numérique, et enfin des charges plus sévères pour évaluer le comportement des deux composants (SM et AM) dans le domaine plastique jusqu'à la rupture du matériau.

CHAPITRE 4

Caractérisation Mécanique d'échantillons métalliques : Effet de l'orientation, du sens d'impression et comparaison des structures soustractives et additives

4.1 Introduction

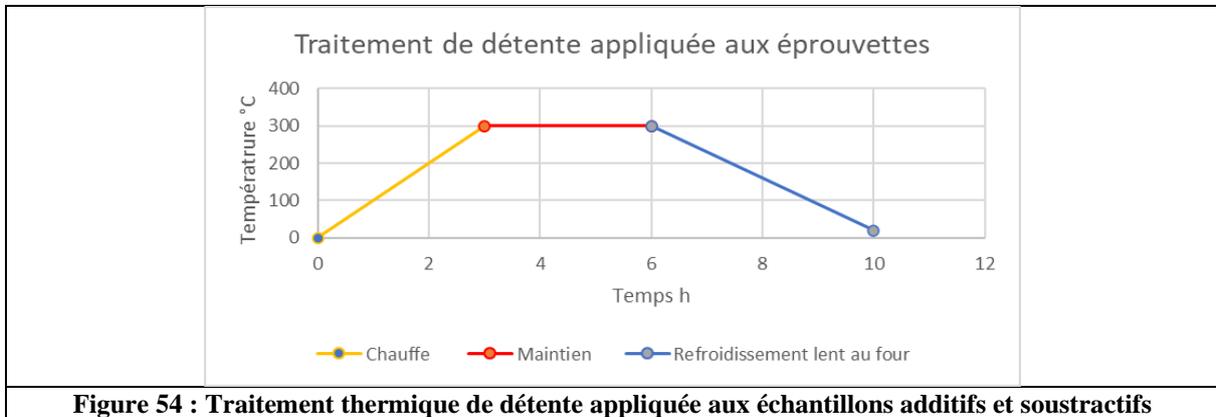
Pour explorer plus en avant les caractéristiques des fabrications réalisées par les deux procédés de fabrication additif SLM et Soustractif, il est intéressant d'explorer les réponses vibratoires d'éprouvettes représentatives des fabrications et techniques utilisées au chapitre 3. La stratégie globale repose sur un périmètre expérimental comparatif : additif versus soustractif. Cette fois, le focus est particulièrement dirigé vers l'influence des directions d'impression sur les propriétés mécaniques. Des échantillons additifs en AlSi10Mg ont été imprimés avec une imprimante 3D de marque Realizer type SLM 250 visible dans la figure 53.



Figure 53 : Realizer SLM 250 Melting Laser Machine

Parallèlement, des échantillons soustractifs ont été prélevés dans un lingot d'AlSi10Mg. La composition du matériau constituant les deux types d'éprouvettes (AM et SM) est donc chimiquement identique. Après fabrication, Un traitement thermique de détente a été appliqué

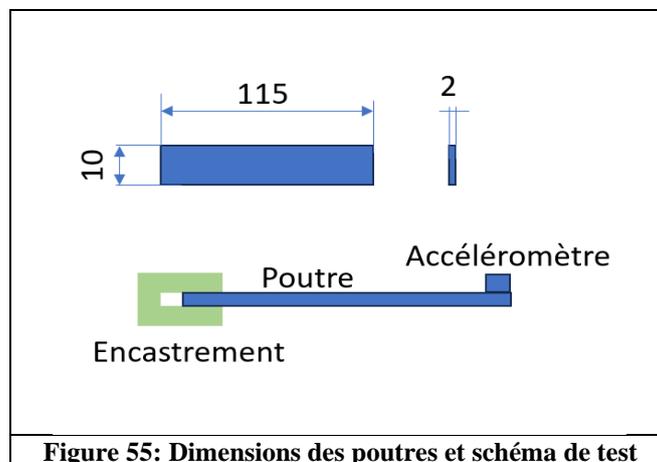
aux éprouvettes de façon à lisser l'histoire thermique des échantillons pour atténuer l'effet des contraintes résiduelles. Le traitement thermique type appliqué est celui visible sur la figure 54. Il s'agit d'une chauffe en rampe de 3 heures jusqu'à 300°C, d'un maintien à 300°C pendant 3 heures et un refroidissement au four pendant minimum 4 heures.



4.2 Géométrie et dimensions des éprouvettes

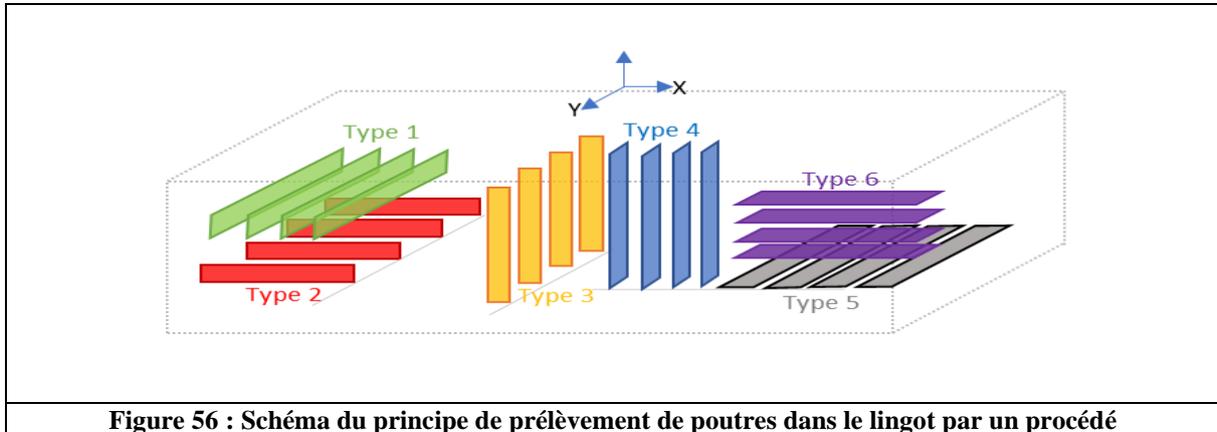
La géométrie des éprouvettes a été déterminée pour répondre à deux critères exigés pour l'expérience : le premier critère concerne l'utilisation de la théorie des poutres. Dans ce but, l'épaisseur des éprouvettes est de 2mm, la largeur de 10 mm, la longueur utile d'essai est de 100 mm pour une longueur de fabrication de 115 mm. Ces dimensions répondent à la définition d'une poutre. L'encastrement en prise sera de 15mm et sera considéré comme parfait.

Le second critère concerne les dimensions des éprouvettes soustractives vis-à-vis des dimensions du lingot d'alliage AlSi10Mg. La figure 55 représente schématiquement les dimensions des éprouvettes ainsi que le schéma du montage.



4.2.1 Les éprouvettes soustractives

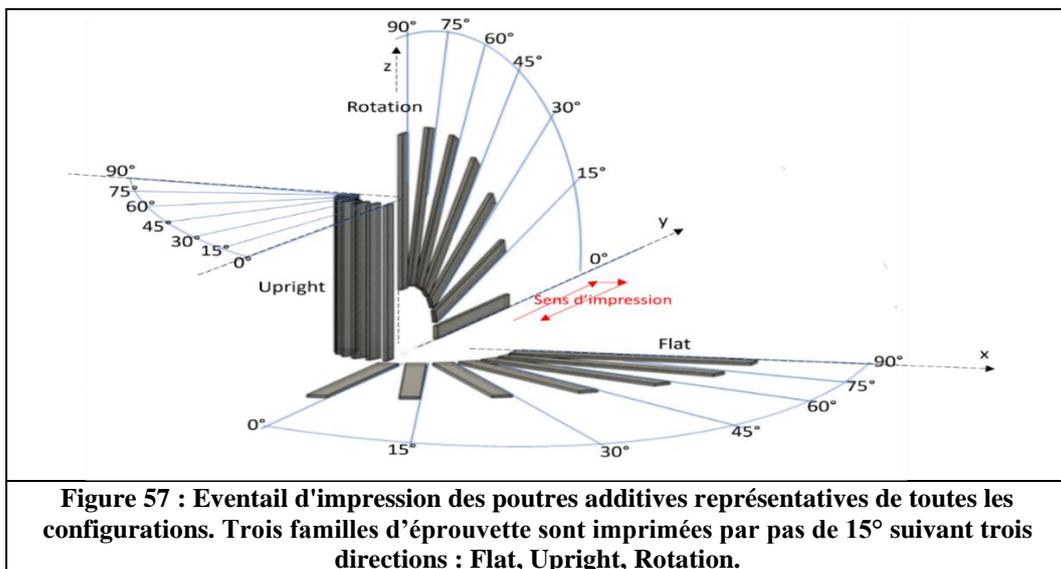
Les poutres soustractives sont prélevées dans le lingot suivant le schéma de principe de la figure 56 ci-dessous.



Six orientations ont été choisies ce qui représente 24 éprouvettes découpées par électroérosion au fil. L'avantage de ce procédé d'extraction est qu'il n'induit pas de contraintes résiduelles lors de la fabrication. Ces éprouvettes dont l'isotropie et l'homogénéité ont été vérifiées par observation métallographique et essais de traction seront nos références pour les comparaisons des propriétés mécaniques.

4.2.2 Les éprouvettes additives

Les poutres additives ont été imprimées suivant des orientations de fabrication différentes. La production de ces éprouvettes doit être représentative des différents angles de fabrication et directions de construction pour en mesurer l'influence sur les propriétés mécaniques des composants fabriqués par le procédé SLM telle qu'illustré sur la figure 57.



L'éventail de production représenté sur la figure 57 nous montre trois familles d'éprouvettes dénommées « Flat » pour impression à plat, « Upright » pour impression debout et « Rotation » pour impression autour de l'axe x. Chaque famille comprend 7 éprouvettes imprimées par pas de 15°.

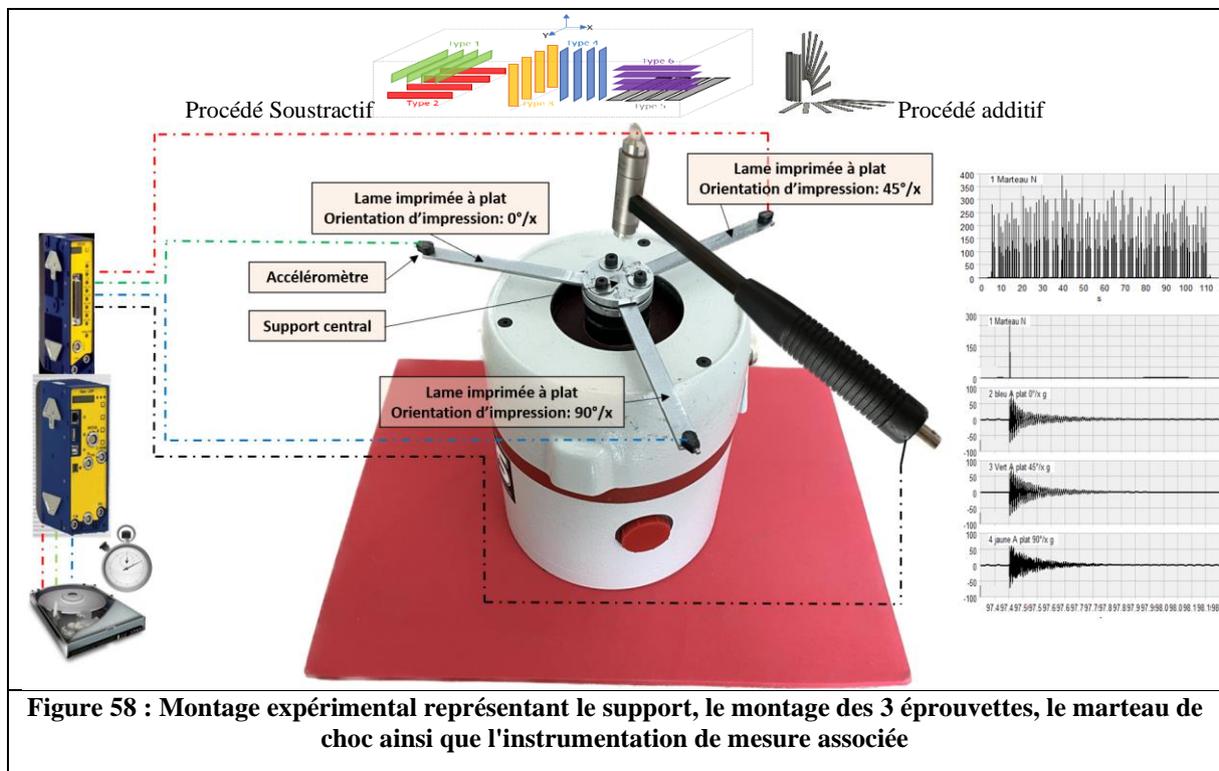
4.3 Installation expérimentale et méthode

Toutes les éprouvettes ont été intégrées par trinôme dans le dispositif expérimental. Elles ont été soumises à une excitation dite « low velocity » au moyen d'un marteau de choc instrumenté et délivrant une force de 250 N à l'impact.

Toutes les éprouvettes sont insérées par trinôme dans le dispositif de type « encastré-libre » c'est-à-dire qu'aucun degré de liberté (DOF=0) n'est possible à l'encastrement.

Un accéléromètre est placé à l'extrémité libre des spécimens ainsi qu'au centre du montage, le marteau de choc est équipé d'un capteur de force pour recueillir l'intensité et la durée de l'impact.

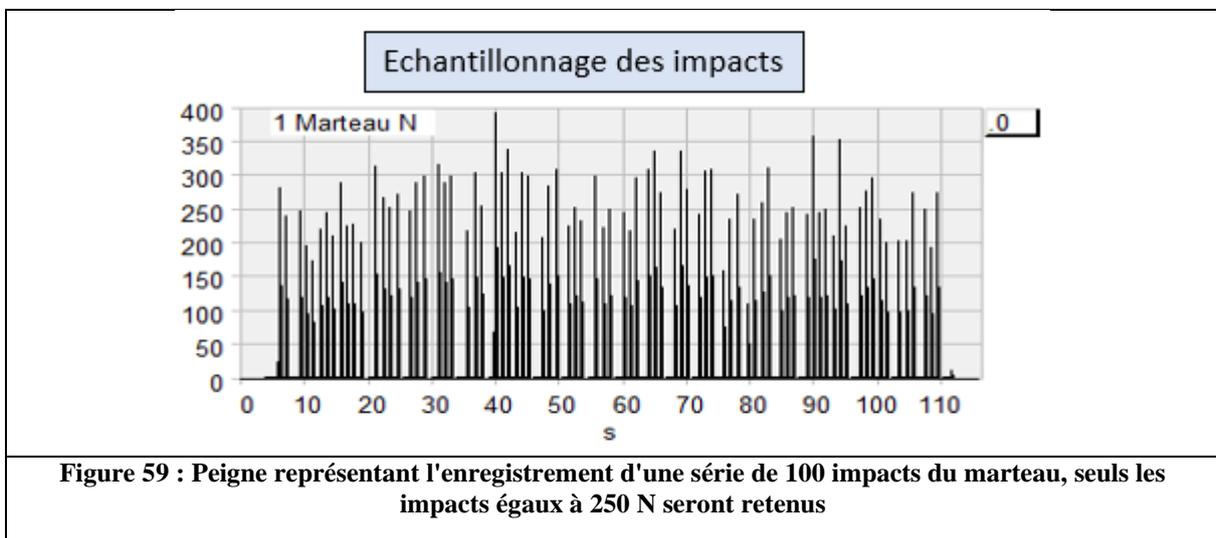
Une illustration du dispositif expérimental ainsi qu'un graphe synoptique de celui-ci sont représentés dans la figure 58.



4.3.1 Le Plan d'expérience

Toutes les éprouvettes additives et soustractives ont été testées. Chaque trinôme d'éprouvettes encastrées dans le support est excité par une centaine d'impacts appliqués manuellement sur le support central. L'intensité d'impact visée est de 250 N. La dispersion de l'intensité à l'impact due à l'aspect humain de cette phase impose un nombre important de frappe. Parmi cette centaine d'impacts, nous retenons dix impacts de $250 \text{ N} \pm 1\%$ et les dix réponses correspondantes des échantillons au point de mesure. Une moyenne des signaux est effectuée et constitue le signal propre au post-traitement

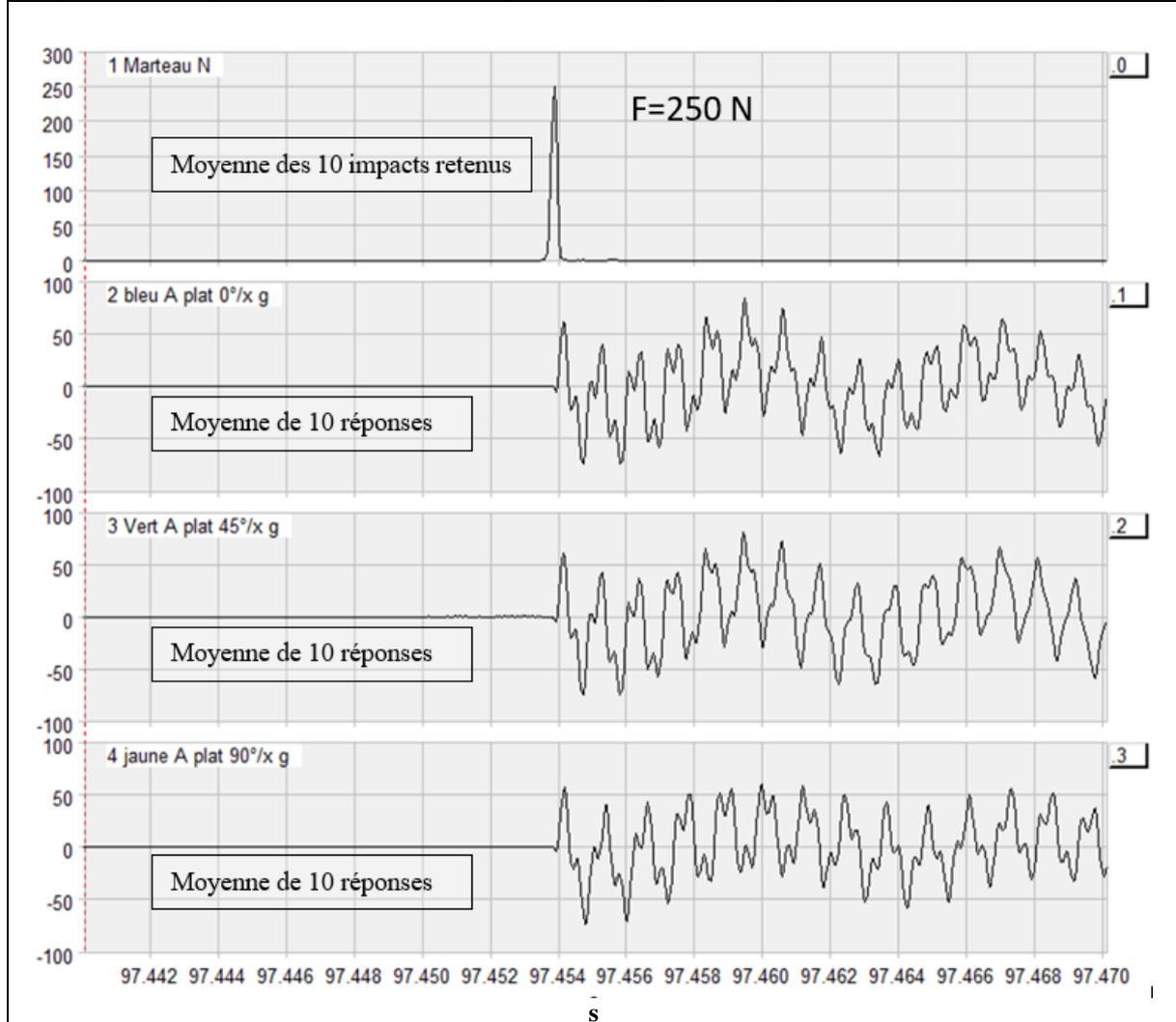
La figure 59 représente l'un des graphes d'enregistrement des signaux d'impacts pour un trinôme d'éprouvettes.



Dans la série ci-dessus, le graphe d'enregistrement nous donne une échelle de la dispersion d'intensité des impacts dont l'étendue va de 150 à 400 N par rapport au niveau de chargement fixé à $250 \text{ N} \pm 1\%$. Parmi ces résultats, dix enregistrements ont été retenus avec les signaux de réponse correspondants. Une moyenne de signaux de réponses est calculée pour chaque trinôme en test. Les logiciels de post traitements utilisés sont EDASWIN, Matlab et Excel [194].

Pour mieux appréhender cette routine de mesure, un exemple d'enregistrement des réponses temporelles est représenté sur la figure 60 page suivante où un trinôme d'échantillons est monté sur le support d'essai.

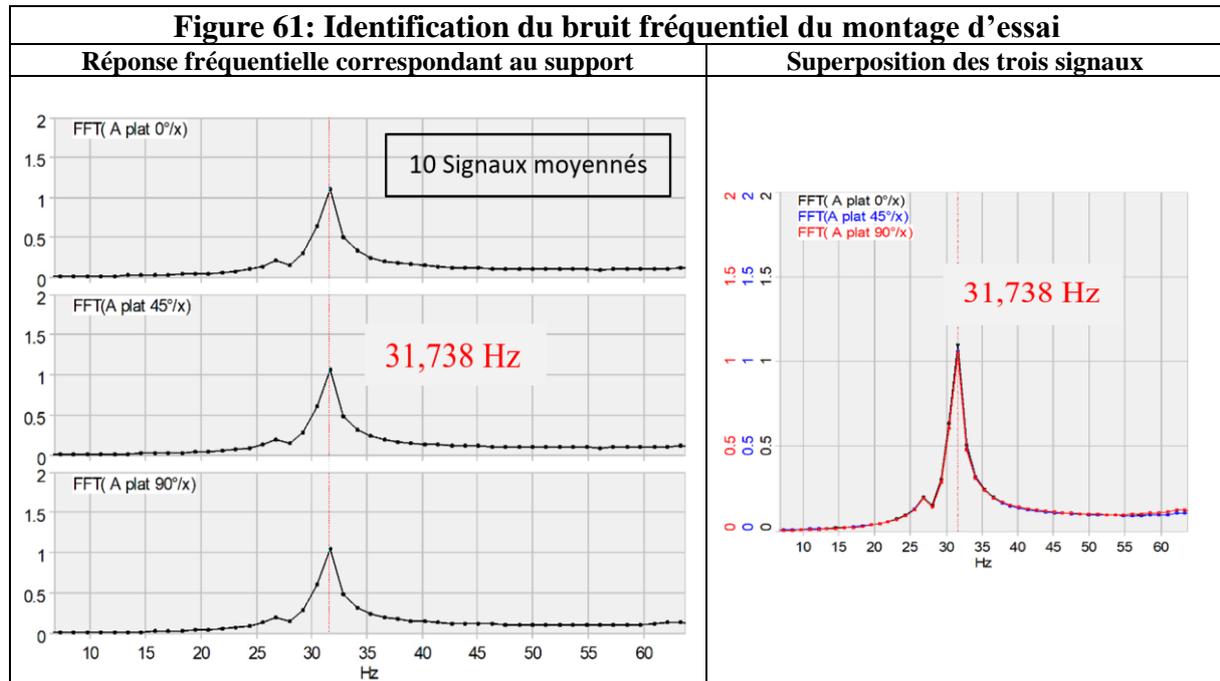
Une moyenne des intensités d'impact et des enregistrements des réponses vibratoires sont représentés sur une dizaine d'alternances. Le trinôme d'échantillons en test est issu de la famille imprimée à plat (Flat Print) sur des angles de 0° , 45° et 90° .

Figure 60 : Représentation d'une séquence « impact et réponses correspondantes »

4.3.2 Identification de la réponse vibratoire du dispositif d'essai

Préalablement aux enregistrements, il est nécessaire de réaliser la carte d'identité vibratoire de l'environnement mécanique et ainsi limiter les artefacts de mesures pouvant influencer les résultats. On s'attachera donc dans un premier temps à identifier la signature dynamique du support expérimental, qui est l'organe mécanique récepteur et transmetteur de l'excitation aux éprouvettes. La figure 61 page suivante illustre les calculs fréquentiels issus d'un enregistrement temporel sur un temps d'amortissement complet. La signature vibratoire temporelle du support statique a été enregistrée, un post traitement par série de Fourier a été opéré pour déterminer les modes propres de celui-ci, le premier mode est de 31,738 Hz. Cette fréquence est suffisamment puissante pour être discriminée et être attribuée à la fréquence

propre du pot. On remarquera la reproductibilité de la valeur en termes de fréquence et d'amplitude ainsi qu'une excellente superposition des trois pics.



On retrouve cette fréquence de 31,738 Hz dans les analyses vibratoires de tous les trinômes d'éprouvettes, on pourra d'ailleurs observer dans la suite du manuscrit que celle-ci se situe largement sous le premier mode de réponse des éprouvettes. On peut donc conclure que la réponse dynamique du pot est sans effet mesurable sur les résultats expérimentaux.

4.3.3 Analyse fréquentielle : comparaison entre les trois configurations d'impression, Upright, Rotation et Flat

Afin de valider le dispositif de mesure, nous avons évalué la valeur du premier mode des poutres par la méthode par approximation de Bernoulli où on considère que la déformée statique sous charge ponctuelle d'extrémité est très voisine de la déformée de vibration du mode 0. Rayleigh a déterminé une méthode approchée de calcul de la fréquence de résonance du fondamental sous les deux hypothèses suivantes :

La déformée du fondamental est assimilée à la déformée du mode statique sous l'action d'une masse équivalente M_e placée à l'extrémité d'une poutre supposée non pesante dont la raideur K est donnée par l'analyse statique :

$$F = K\delta \quad \text{soit} \quad K = \frac{3EI}{L^3}$$

La masse équivalente M_e de l'éprouvette de masse M du point de vue des effets inertiels est obtenue par égalité des énergies cinétiques dans les deux configurations c'est à dire

respectivement : masse uniformément répartie sur la longueur et masse concentrée à l'extrémité libre.

L'égalité des énergies cinétiques conduit à la relation :

$$\frac{1}{2} M_e \left(\frac{d\delta}{dt} \right)^2 = \frac{1}{2} \int_0^L \rho S \left(\frac{dw}{dt} \right)^2 dx$$

$$M_e = \int_0^L \rho S \left(\frac{dw}{dt} \right)^2 dx = \rho S \frac{1}{4} \int_0^L \left(\frac{x}{L} \right)^4 \left(3 - \frac{x}{L} \right)^2 dx = \frac{1}{4} \rho S L \int_0^1 x^4 (3-x)^2 dx = \frac{33}{140} \rho S L$$

$$M_e = \frac{33}{140} M \quad \text{soit} \quad f_0 = \frac{1}{2\pi} \sqrt{\frac{K}{M_e}} = \frac{1}{2\pi} \sqrt{\frac{140}{4 * 33} \frac{E h}{\rho L^2}}$$

Il est utile de savoir prendre en compte la masse de l'accéléromètre M_a , la formule de Rayleigh devient :

$$f_0 = \frac{1}{2\pi} \sqrt{\frac{K}{M_e + M_a}}$$

Pour notre configuration et un accéléromètre de 0,6g, le calcul donne 131 Hz. Ce résultat est à comparer avec les résultats expérimentaux qui se situent à une moyenne de 136,85 Hz.

Le tableau 19 ci-dessous offre un panoramique général des fréquences calculées avec :

Le premier mode M_0 (Nodeless) de tous les échantillons se situent sur un spectre allant de 134 Hz à 139 Hz avec une excellente répétabilité pour toutes les directions d'impression.

Le second mode M_1 (One mode Node) de tous les échantillons se situe sur une bande spectrale de 839 Hz à 1003 Hz.

Le troisième mode M_2 (Two Node Mode) de tous les échantillons se situe sur une bande spectrale de 2425 Hz à 2873 Hz.

Tableau 19 : Valeurs des différents modes de flexion M0, M1, M2												
	Flat (à plat) Hz			Upright (debout) Hz			Rotation Hz			Soustractif Hz		
	M0	M1	M2	M0	M1	M2	M0	M1	M2	M0	M1	M2
0°	134	920	2640	146	991	2817	146	991	2817	125	869	2502
15°	139	939	2668	146	983	2824	146	971	2780	Non applicable		
30°	139	947	2668	146	991	2849	146	1000	2873			
45°	134	927	2655	146	991	2829	146	991	2829			
60°	139	928	2649	146	974	2780	146	1003	2871			
75°	139	883	2541	146	983	2819	144	986	2844			
90°	134	839	2435	146	964	2768	146	964	2771			

L'analyse fréquentielle a été réalisée sur tous les échantillons mais l'exploitation des résultats a été opérée sur 3 angles qui sont 0° , 45° , 90° pour des raisons de simplicité de présentation. Les graphes des tableaux 62, 63 et 64 illustrent les réponses fréquentielles des échantillons additif et soustractif.

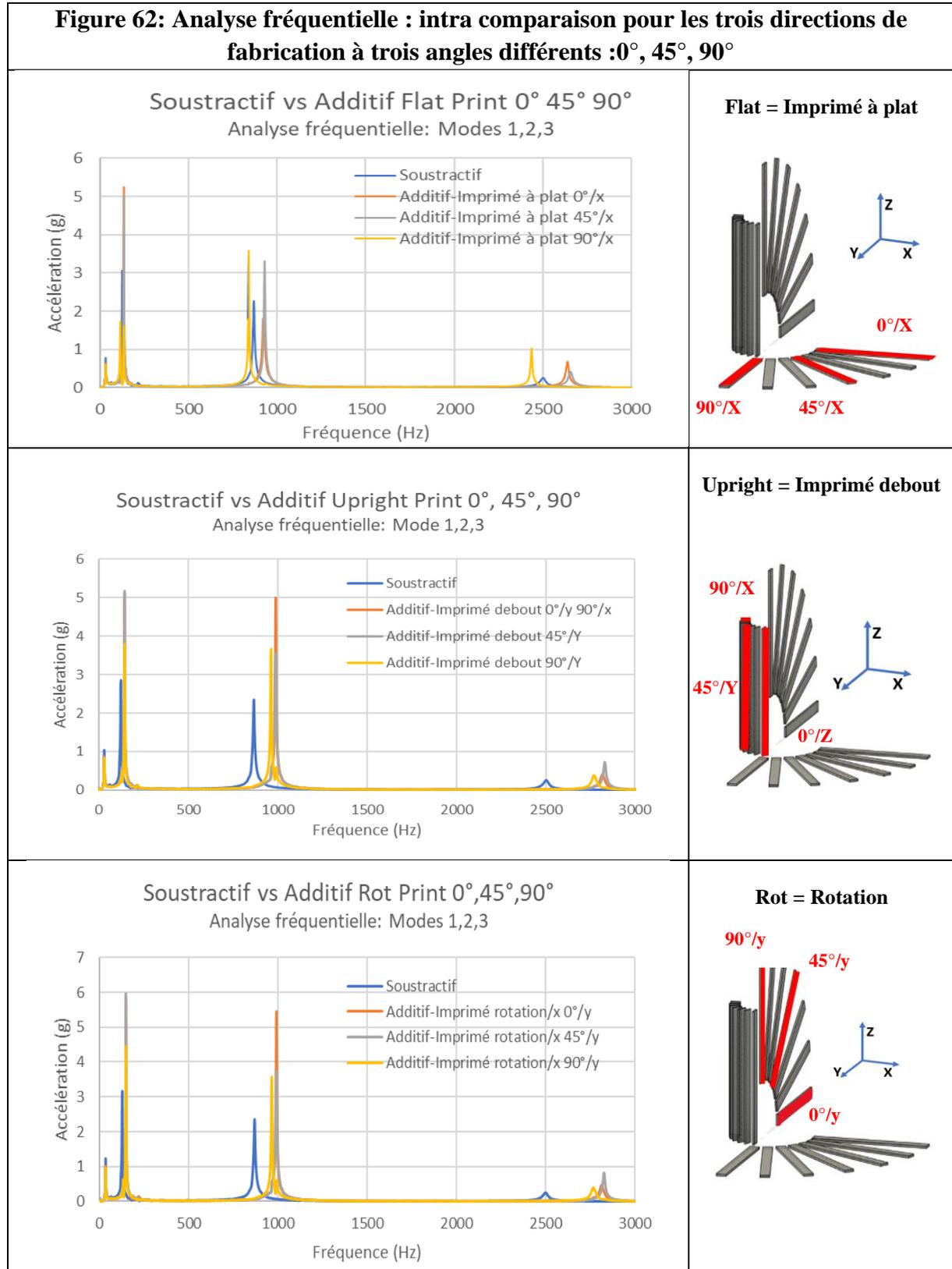


Figure 63: Analyse fréquentielle : inter comparaison pour les trois directions de fabrication à trois angles différents : 0°, 45°, 90°

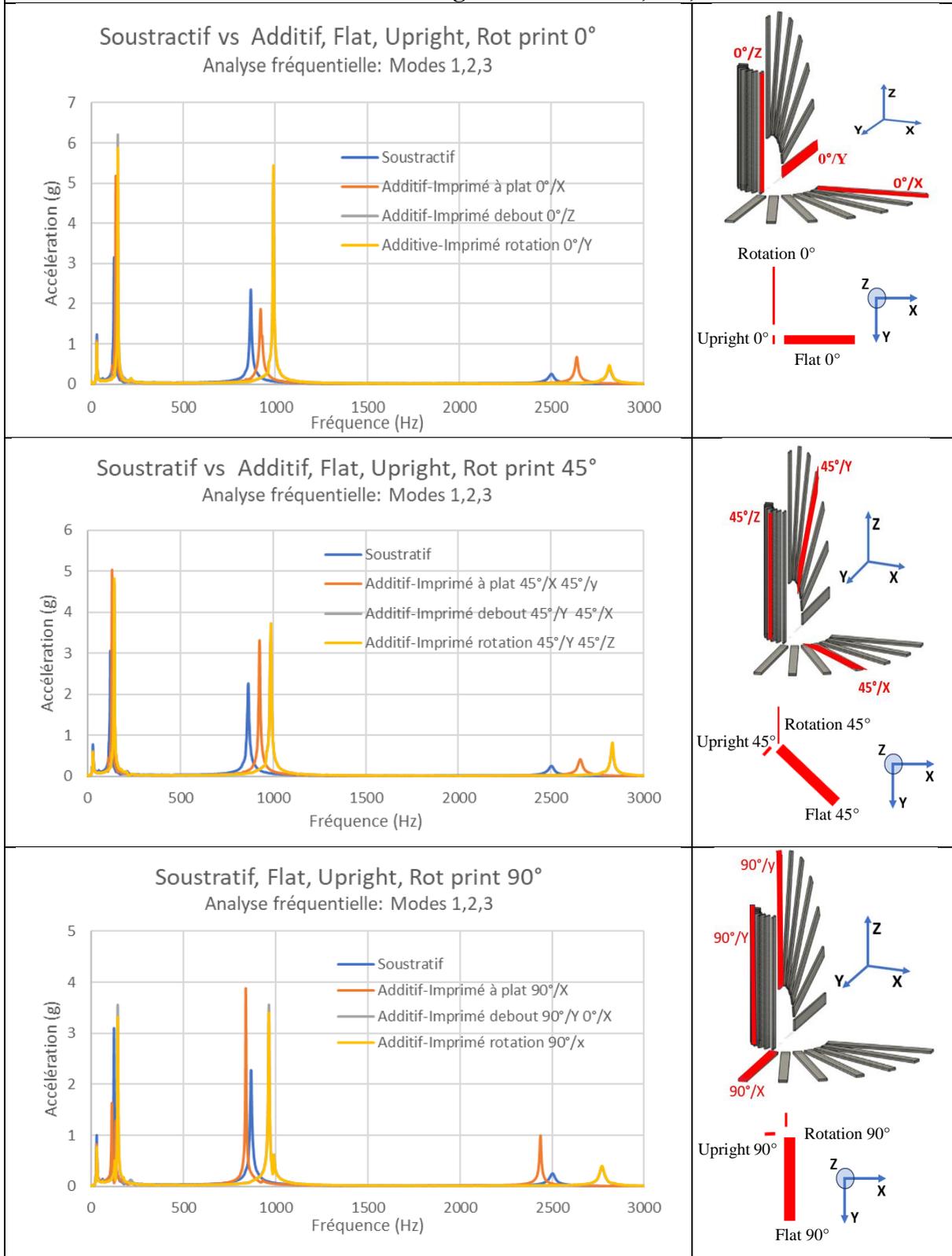
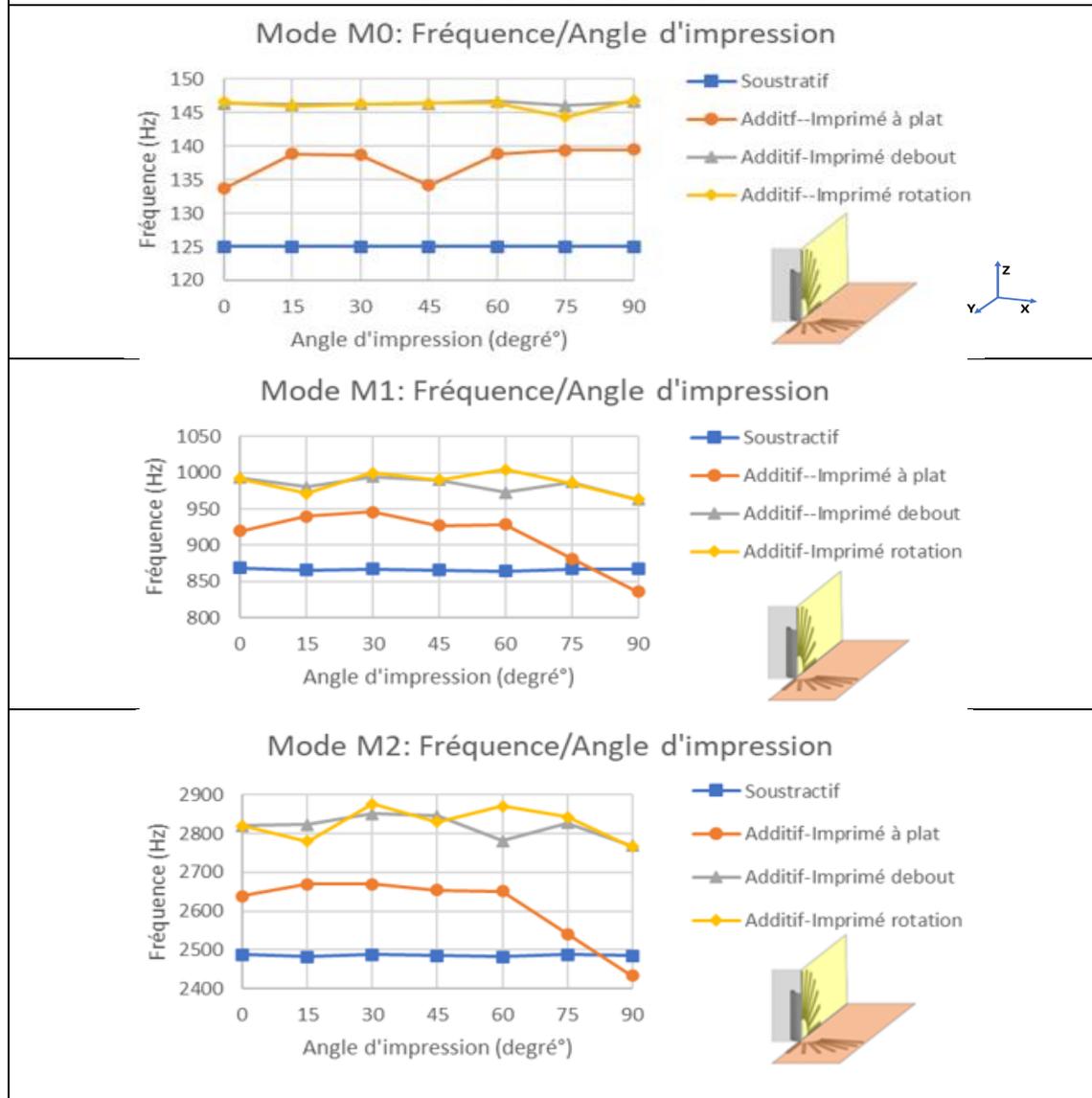


Figure 64: Evolution de la fréquence en fonction de l'angle d'impression et de la direction de fabrication



4.3.4 Analyse des résultats de réponse en fréquence

Les graphes des figures 62, 63 et 64 nous montrent que le premier mode M_0 se situe dans une bande spectrale entre 125 Hz et 146 Hz avec une bonne répétabilité expérimentale quels que soient l'angle et l'orientation d'impression. Le deuxième mode M_1 de tous les échantillons se situe dans une bande spectrale entre 800 et 1100 Hz. On peut également remarquer que les fréquences propres du deuxième mode M_1 pour les échantillons imprimés « Flat », « Rotation » et « Upright » ainsi que soustractifs présentent une amplitude élevée tout comme celle du mode M_0 .

Les réponses des échantillons Rotation et Upright sont à la même fréquence pour les angles 0° (991 Hz) et 90° (964 Hz).

La réponse de l'échantillon imprimé à plat présente un niveau de fréquence plus élevé (839 à 920 Hz) par rapport à l'échantillon soustractif et un niveau de fréquence inférieur vis-à-vis des impressions des échantillons « Rotation » et « Upright » (1000 Hz).

Le troisième mode M_2 de tous les échantillons se situe dans une bande spectrale allant de 2435 Hz à 2873 Hz. Les fréquences M_2 ont une amplitude inférieure aux modes M_0 et M_1 .

La figure 77 montre que la tendance de l'évolution de la fréquence en fonction de l'angle est la même quel que soit le mode observé. En ce qui concerne les échantillons Rotation et Upright, on peut remarquer que les fréquences propres se superposent pour les angles de 0° et 90° .

4.3.5 Analyse de l'amortissement

Les courbes d'amortissement illustrées sur la figure 65 sont extraites des enregistrements temporels, il s'agit de courbes enveloppes.

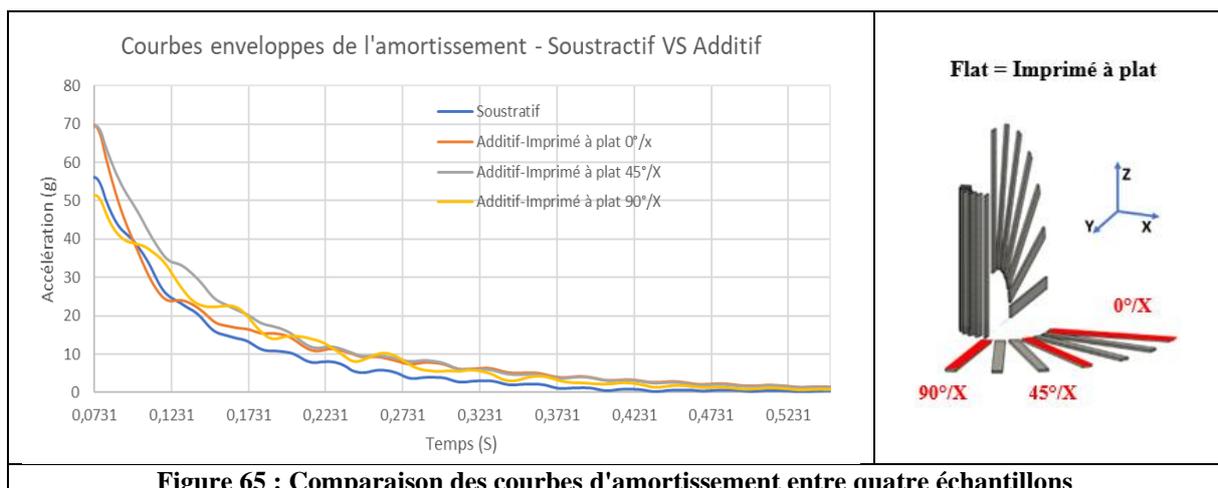


Figure 65 : Comparaison des courbes d'amortissement entre quatre échantillons

Le graphe de la figure 66 représente les valeurs relatives de l'amortissement en fonction de l'angle pour chaque orientation. On peut observer que la courbe représentant l'amortissement de l'échantillon soustractif se situe sous les courbes d'amortissement des échantillons soustractifs.

On remarquera qu'à l'angle de 90° pour l'orientations Upright et 0° pour l'orientation Rotation, l'amortissement est le même ce qui est logique si on observe l'éventail de fabrication de la figure 62. On peut aussi faire la même remarque pour les angles 0° pour l'Upright et 90° pour la Rotation sont en réalité les mêmes échantillons.

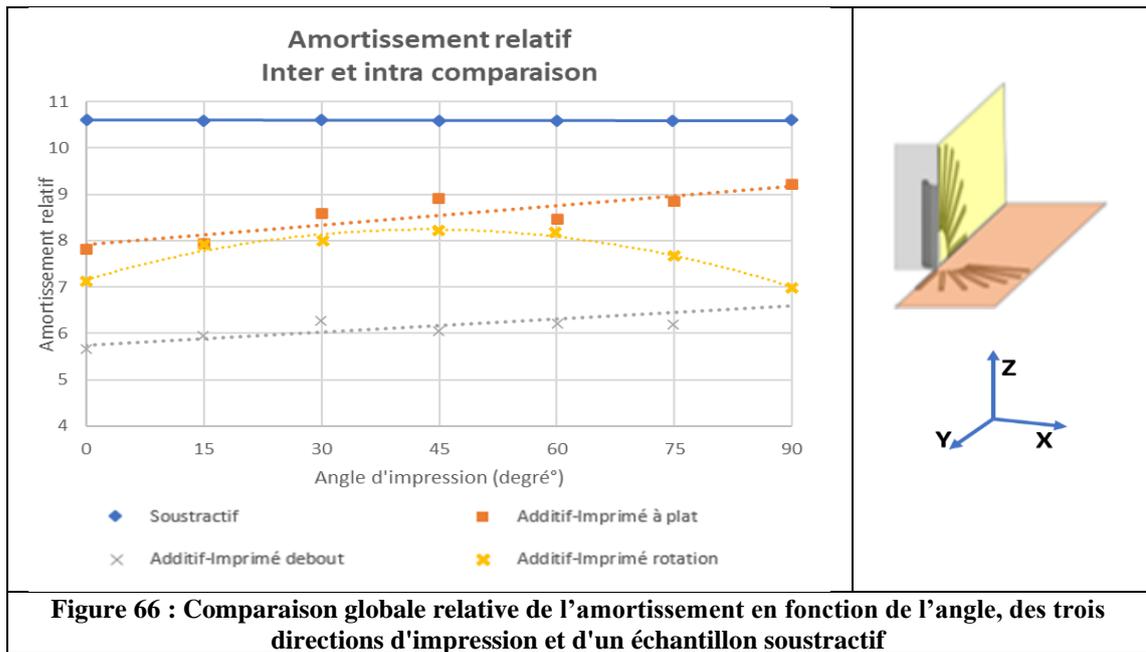
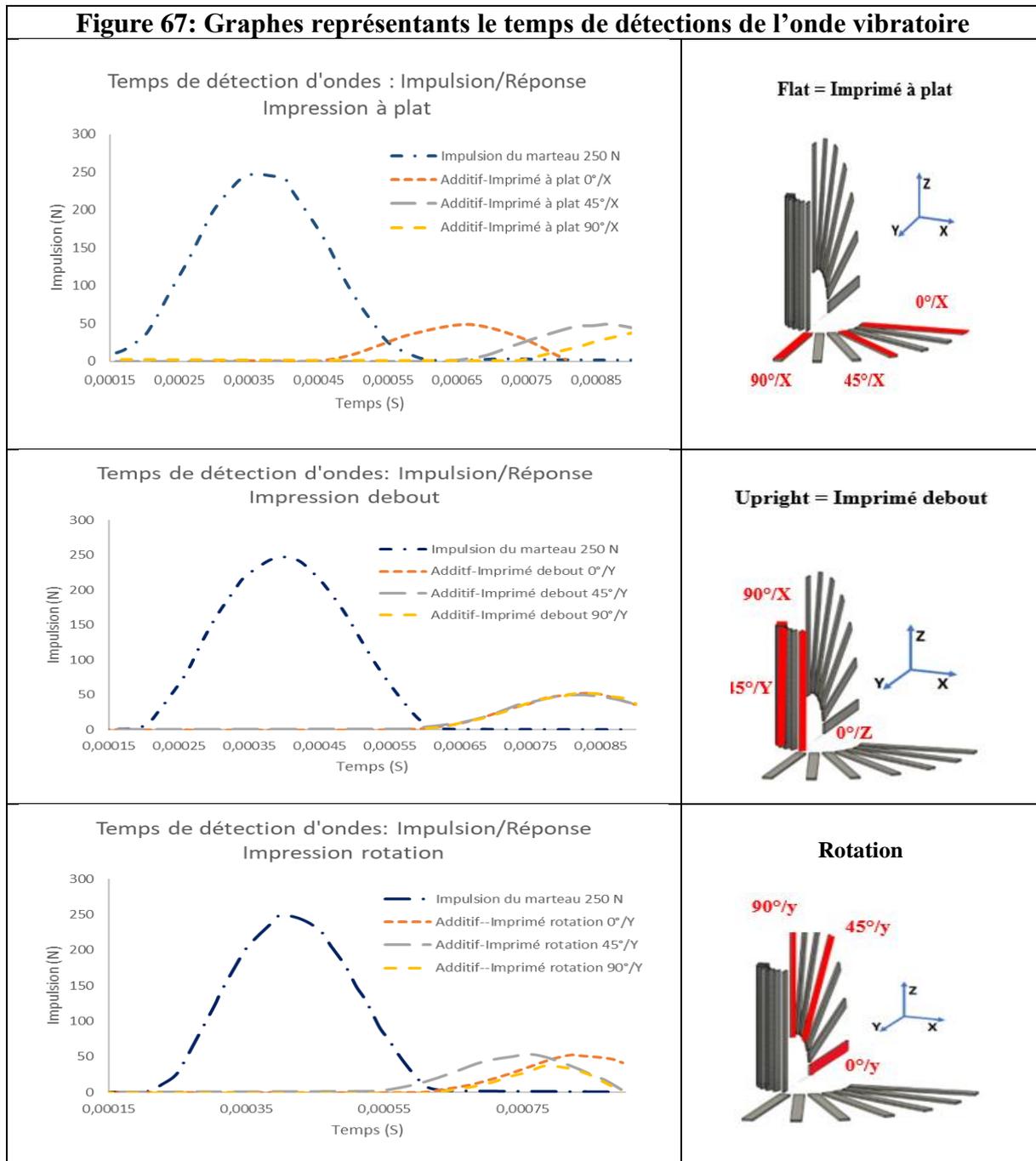


Figure 66 : Comparaison globale relative de l'amortissement en fonction de l'angle, des trois directions d'impression et d'un échantillon soustractif

4.3.6 Impact et Vitesse de propagation

La figure 67 représente l'enregistrement des premières millisecondes du signal temporel depuis l'input jusqu'à l'output Δt pour les trois orientations d'impression, : Flat, Upright, Rotation et pour 0° , 45° , 90° .



La figure 67 illustre le délai temporel entre l'impact marteau et l'output pour les échantillons Flat aux angles 0° , 45° , 90° . On peut observer que le Flat 0° a la réponse la plus rapide suivi par le 45° et le 90° . Pour l'Upright, le Δt entre l'impact et l'output semble être le même pour

les trois angles 0°, 45°, 90°. Pour la dernière direction Rotation, le Δt est le plus court pour l'angle 45° et est confondu pour les angles 0° et 90°.

Le tableau 20 indiquent les valeurs de Δt relevées pour chaque orientation et chaque angle.

Tableau 20 : Délai de détection de l'onde Input/Output				
Orientation	Time Delay Flat ms	Time Delay Upright ms	Time Delay Rot ms	Time Delay Subtractive ms
0	0,2688	0,40025	0,4321	0,3005
15	0,3278	0,4395	0,3707	
30	0,3892	0,4493	0,3401	
45	0,4514	0,4604	0,3315	
60	0,479	0,46042	0,34	
75	0,5193	0,46042	0,372	
90	0,5881	0,46042	0,4602	

La figure 68 représente l'inter et l'intra comparaison entre les valeurs de Δt pour les trois directions Rotation, Upright et Flat en fonction des angles. L'inter comparaison se fait entre échantillons de familles différentes et l'intra comparaison se fait entre échantillons d'une même famille. On remarquera aussi que le Δt est le même pour l'angle de 90° des directions Upright et Rotation. La même observation a été faite pour l'amortissement ou il est identique pour le même angle 90° et pour les mêmes directions.

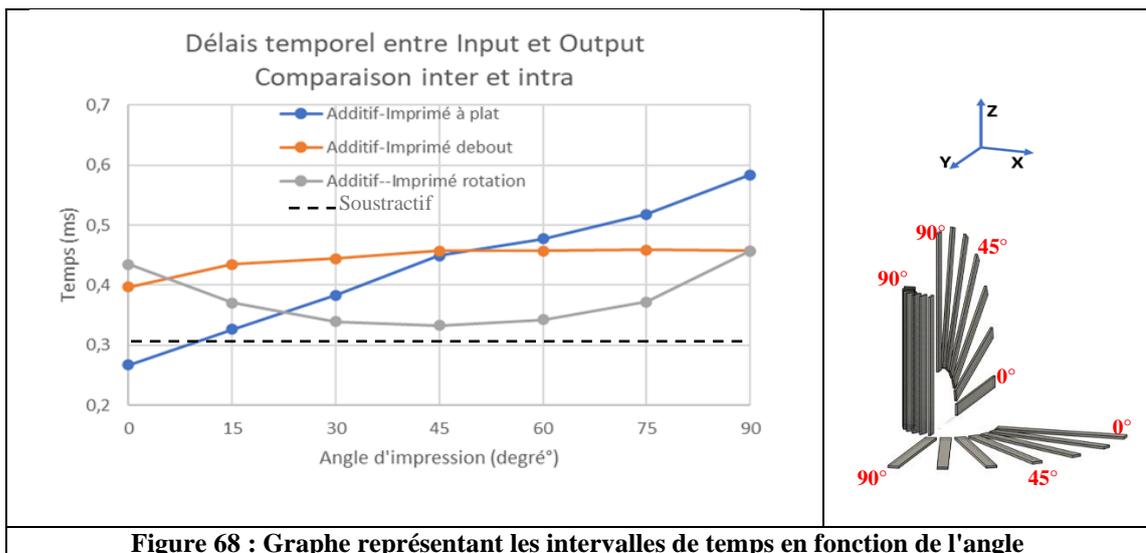


Figure 68 : Graphe représentant les intervalles de temps en fonction de l'angle

4.3.7 Etude de l'expression expérimentale des modules d'Young dynamiques

En complément de l'observation et de l'interprétation des réponses comparatives physiques des fabrications additives, il apparaît utile de s'intéresser à une voie parallèle pour la détermination du module d'Young dynamique [195].

Le principe consiste à déterminer les fréquences de résonance d'échantillons du matériau soumis à des vibrations transversales, longitudinales et de torsion. Les deux premiers modes de vibration permettent de calculer le module d'élasticité ou module d'Young E , le troisième mode de vibration permet de calculer le module de rigidité G . [123]

Après avoir décrit la méthode de mesure, nous rappellerons les relations qui gouvernent ces phénomènes et qui permettent de calculer le modules dynamique E .

4.3.8 Méthode de calcul

4.3.8.1 Vibrations longitudinales

Des calculs simples [195] montrent que le module d'élasticité dynamique E_d correspondant au sens longitudinal des éprouvettes est relié à la fréquence propre f_1 de la vibration longitudinale par l'équation dans le tableau 21 et utilisable dans la plage linéaire de comportement du matériau.

Tableau 21 : Expression du module d'Young dynamique	
$E_d = 4. \pi^2 L \frac{M_e}{S} f_r^2$	E_d module d'Young
	M_e masse équivalente de l'éprouvette
	L longueur de l'éprouvette
	S section de l'éprouvette
	f_r fréquence propre de vibration longitudinale

Afin d'éviter la plupart des biais de mesures, nous prendrons le module d'Young dynamique calculé en point de référence et exprimerons les ratios des modules d'Young dynamiques additifs au module d'Young dynamique soustractif en prenant l'hypothèse que l'anisotropie des échantillons additifs est négligeable par rapport à celle des échantillons additifs. Les valeurs calculées se trouvent dans les tableaux 22 à 29 au paragraphe 4.3.8.2.

4.3.8.2 Tableaux de résultats des calculs des modules d'Young dynamiques E0, E1, E2 et Eref.

Les tableaux 22 à 25 présentent les valeurs calculées des modules d'Young dynamiques E0 E1 E2 pour chaque configuration d'essai.

Tableau 22 : modules d'Young dynamiques des échantillons imprimés à plat (Flat)						
degree	M0 Hz	M1 Hz	M2 Hz	E0 Gpa	E1 Gpa	E2 Gpa
0	134	920	2640	29,29	35,15	36,92
15	139	939	2668	31,52	36,62	37,71
30	139,3	947	2663	31,65	37,25	37,57
45	140	927	2655	31,97	35,69	37,34
60	139,4	928	2649	31,70	35,77	37,17
75	139	883	2541	31,52	32,38	34,20
90	135	839	2435	29,73	29,24	31,41

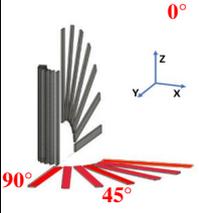


Tableau 23 : modules d'Young dynamiques des échantillons imprimés debout (Upright)						
degree	M0 Hz	M1 Hz	M2 Hz	E0 Gpa	E1 Gpa	E2 Gpa
0	146	991	2817	34,77	40,79	42,04
15	146	983	2824	34,77	40,13	42,25
30	146	990,45	2849	34,77	40,74	43,00
45	146	990,5	2829	34,77	40,75	42,40
60	146,5	974	2780	35,01	39,40	40,94
75	144,8	983	2819	34,20	40,13	42,10
90	146,1	964	2768	34,82	38,60	40,59

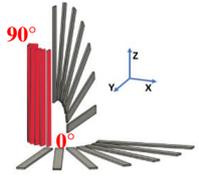


Tableau 24 : modules d'Young dynamiques des échantillons imprimés Rotation						
degree	M0 Hz	M1 Hz	M2 Hz	E0 Gpa	E1 Gpa	E2 Gpa
0	146	991	2817	34,77	40,79	42,04
15	145,9	971	2780	34,72	39,16	40,94
30	145,89	1000	2873	34,72	41,53	43,73
45	149,7	991	2829	36,55	40,79	42,40
60	146,1	1003	2871	34,82	41,78	43,67
75	144	986	2844	33,82	40,38	42,85
90	146	964	2771	34,77	38,60	40,68

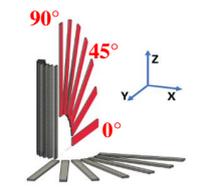
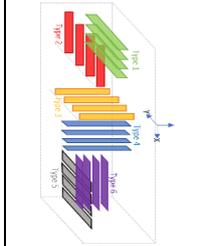


Tableau 25 : modules d'Young dynamiques de référence : soustractif = Eref						
degree	M0 Hz	M1 Hz	M2 Hz	E0 Gpa	E1 Gpa	E2 Gpa
0	125	869	2502	25,49	31,36	33,16
15	125	869	2502	25,49	31,36	33,16
30	125	869	2502	25,49	31,36	33,16
45	125	869	2502	25,49	31,36	33,16
60	125	869	2502	25,49	31,36	33,16
75	125	869	2502	25,49	31,36	33,16
90	125	869	2502	25,49	31,36	33,16

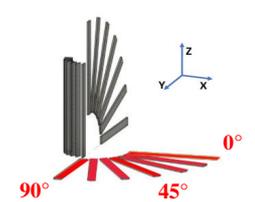


Les tableaux 26 à 29 présentent les valeurs du ratio Ed/Eref pour chaque configuration d’essai.

Relatif E0 = E0/Eref _ Relatif E1= E1/Eref _ Relatif E2 = E2/Eref _ moy E = (E0+E1+E2)/3

Tableau 26 : valeurs FLAT des ratio Ed/Eref

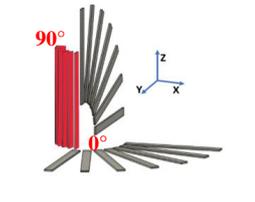
degre	relatif E0	relatif E1	relatif E2	moyenne E
0	1,149184	1,12082059	1,11335392	1,12778617
15	1,236544	1,1675934	1,13709576	1,18041105
30	1,24188736	1,18757325	1,13283777	1,18743279
45	1,2544	1,13794145	1,12604161	1,17279435
60	1,24367104	1,14039788	1,12095791	1,16834228
75	1,236544	1,03248049	1,03141803	1,10014751
90	1,1664	0,93214692	0,94715994	1,01523562



Flat : Imprimé à plat

Tableau 27 : valeurs UPRIGHT des ratio Ed/Eref

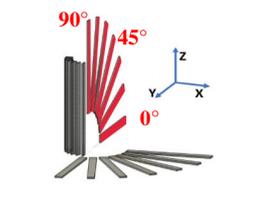
degre	relatif E0	relatif E1	relatif E2	moyenne E
0	1,149184	1,12082059	1,11335392	1,12778617
15	1,236544	1,1675934	1,13709576	1,18041105
30	1,24188736	1,18757325	1,13283777	1,18743279
45	1,2544	1,13794145	1,12604161	1,17279435
60	1,24367104	1,14039788	1,12095791	1,16834228
75	1,236544	1,03248049	1,03141803	1,10014751
90	1,1664	0,93214692	0,94715994	1,01523562



Upright : Imprimé debout

Tableau 28 : valeurs ROTATION des ratio Ed/Eref

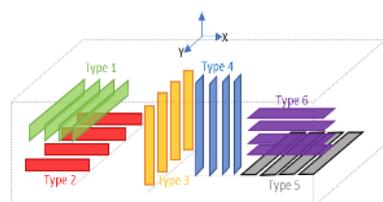
degre	relatif E0	relatif E1	relatif E2	moyenne E
0	1,149184	1,12082059	1,11335392	1,12778617
15	1,236544	1,1675934	1,13709576	1,18041105
30	1,24188736	1,18757325	1,13283777	1,18743279
45	1,2544	1,13794145	1,12604161	1,17279435
60	1,24367104	1,14039788	1,12095791	1,16834228
75	1,236544	1,03248049	1,03141803	1,10014751
90	1,1664	0,93214692	0,94715994	1,01523562



Imprimé Rotation

Tableau 29 : Valeurs de référence Soustractif

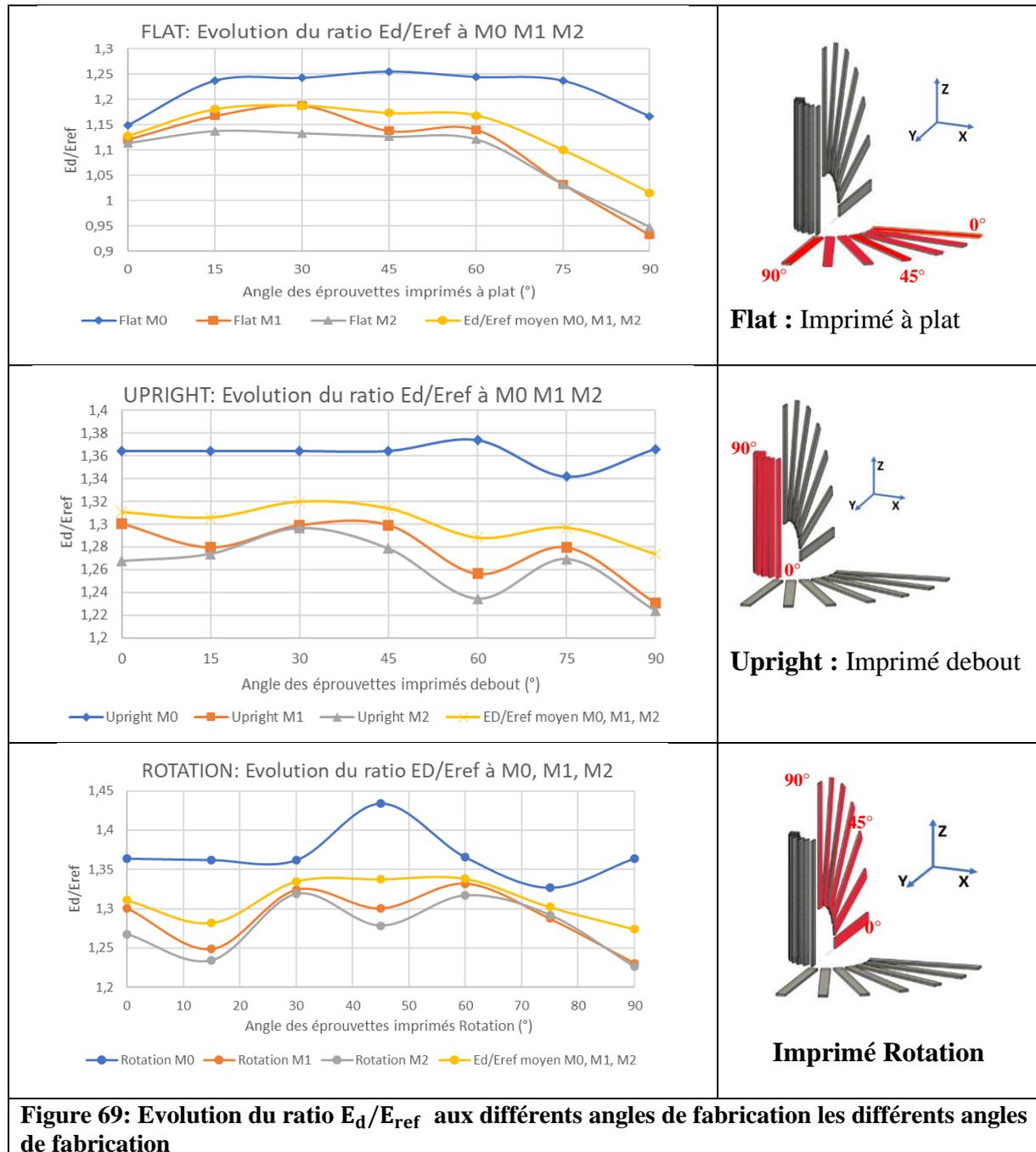
degre	relatif E0	relatif E1	relatif E2
0	1	1	1
15	1	1	1
30	1	1	1
45	1	1	1
60	1	1	1
75	1	1	1
90	1	1	1



Prélèvement dans le lingot

4.3.8.3 Résultats comparatifs des ratios E_d/E_{ref} pour chaque orientation Flat, Rotation et Upright

Pour chaque famille d'échantillons, Flat, Upright et Rotation, le figure 69 présente la variation des ratios des modules d'Young dynamiques relatifs. Pour éliminer les biais de mesure, nous présentons les résultats sous forme du ratio entre le module d'Young dynamique de chaque famille et à chaque angle rapporté au module d'Young dynamique de l'échantillon soustractif qui est notre valeur de référence.



4.3.8.4 Interprétation des résultats

Dans la figure 69 et sur le premier graphe intitulé « Flat : évolution du ratio E_d/E_{ref} à M0, M1, M2 », on observe que les valeurs du ratio au premier mode M0 sont supérieures à celles de M1 et M2. La courbe « Flat M0 » présente une symétrie avec homogénéité des valeurs. La valeur du ratio moyen est sensiblement identique aux valeurs des ratios des modes M0, M1 et M2 pour un angle d'impression de 0° . La tendance de variation des trois courbes M0, M1, M2 semble sensiblement la même avec une valeur à l'angle 0° quasi-convergente alors qu'une divergence plus marquée est observable à 90° .

Sur le second graphe intitulé « Upright : évolution du ratio E_d/E_{ref} à M0, M1, M2 », la valeur du ratio E_d/E_{ref} du mode M0 est supérieur aux valeurs des ratios E_d/E_{ref} des modes M1 et M2. Nous notons que la tendance de variation des courbes sont les mêmes sauf à 60° où le ratio E_d/E_{ref} est nettement supérieure.

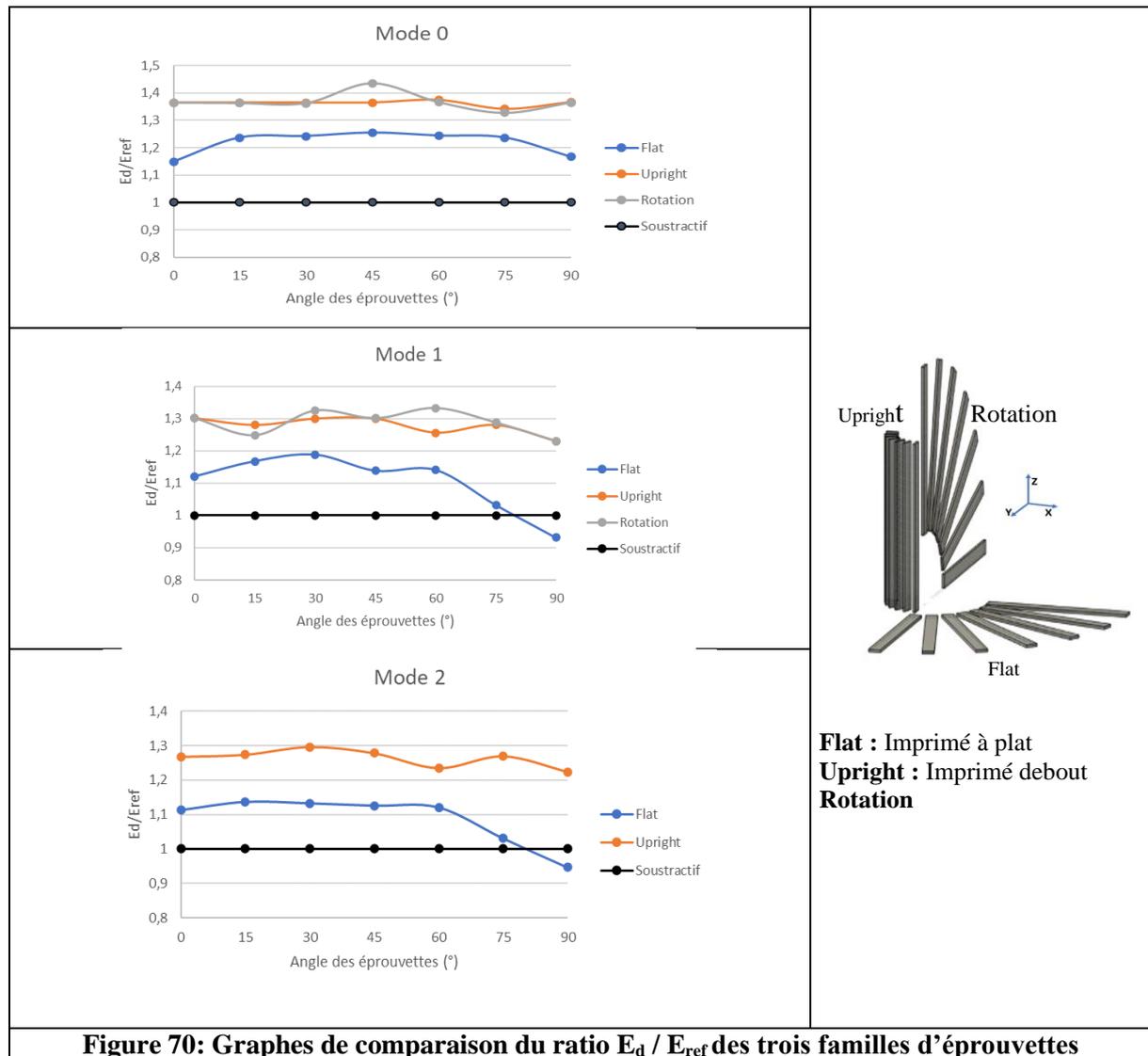
Sur le troisième graphe intitulé « Rotation : évolution du ratio E_d/E_{ref} à M0, M1, M2 », les valeurs du ratio E_d/E_{ref} du mode M0 semblent indiquer une hiérarchie identique aux autres orientations de fabrication Flat (Imprimé à plat) et Upright (Imprimé debout).

4.3.8.5 Résumé des observations de la figure 69

Les graphes représentés dans la figure 69 semblent indiquer que les échantillons Flat (imprimé à plat) seraient les plus homogènes en termes de ratio des modules. Le mode M0 semble afficher une symétrie de comportement avec des valeurs de ratio quasi-identiques à 0° et 90° . Les valeurs des ratios des courbes M1 et M2 des FLAT semblent avoir des valeurs très proches avec une tendance de variation identique et une valeur égale à 90° . La remarque est la même pour les orientations de fabrication « Upright » (imprimé debout) et « Rotation » où on retrouve cette similitude de comportements pour M1 et M2 avec des valeurs de ratio quasi identiques à 0° . Cette observation est logique en considérant que les échantillons UPRIGHT à 0° et ROTATION à 90° sont en réalité les mêmes du point de vue de la construction, ce que l'on peut observer sur l'éventail de fabrication. On retrouve cette tendance pour les ratios des deux autres modes mais moins marquée.

4.3.8.6 Comparaison du ratio E_d/E_{ref} de chaque orientation pour chaque pour les modes 0, 1, 2

La figure 70 présente les comparaisons de l'évolution des ratios E_d/E_{ref} des trois familles d'éprouvettes Flat, Rotation et Upright aux différents angles de fabrication pour le mode M0. Quelques soient les angles des éprouvettes, le ratio E_d/E_{ref} pour les ratios des trois orientations a des valeurs supérieures à celle du ratio de référence. Les valeurs des « Upright » et des « Rotations » sont confondues, les valeurs du Flat sont inférieures. On observe une symétrie autour de l'angle 45°.



Le premier graphe de la figure 70 présente la comparaison des ratios E_d/E_{ref} des Flat, Rotation et Upright aux différents angles de fabrication pour le mode M1. Les ratios des trois orientations Flat, Upright et rotation ont des valeurs supérieures à celle du ratio de référence. Les valeurs

des Upright et des Rotations sont confondues, les valeurs du Flat sont inférieures. On observe une symétrie autour de l'angle 45° .

Le second graphe du tableau 37 présente la comparaison des ratios E_d/E_{ref} des Flat, Upright et Rotation aux différents angles de fabrication pour le mode M1. Les observations sont les mêmes que pour le mode M0 mais les tracés ont des valeurs plus faibles et présentent une augmentation des variations des valeurs de ratio.

La figure 69 présente la comparaison des ratios E_d/E_{ref} des Flat, Upright et Rotation aux différents angles de fabrication pour le mode M2. On observe que les tracés sont quasi superposables aux tracés figurant sur la figure 70. Les valeurs de tous les ratios sont très légèrement inférieures, on peut considérer que le mode 2 n'apporte pas d'éclairage supplémentaire par rapport au mode 1.

4.4 Conclusion du chapitre 4

Le chapitre 4 se concentre sur la comparaison d'échantillons métalliques fabriqués selon deux procédés en faisant varier les directions de construction pour mesurer

4.4.1 Fabrication des éprouvettes additives

Nous avons imprimé 3 familles d'éprouvettes à partir de l'alliage AlSi10Mg avec le procédé SLM. Elles sont nommées Flat, Upright et Rotation et construite avec une distribution angulaire par pas de 15° comme illustré sur la figure 71.

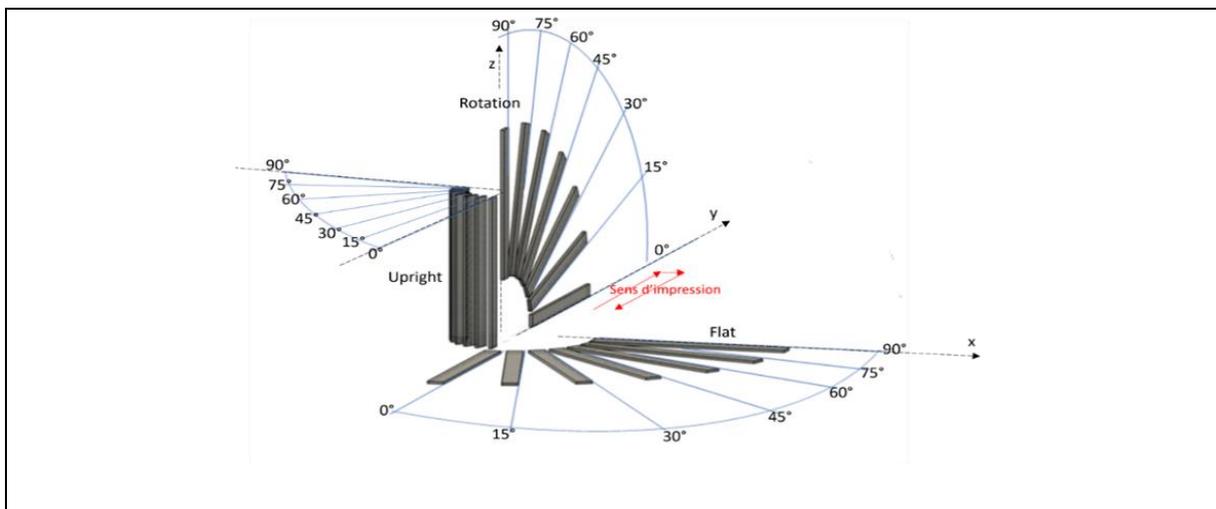
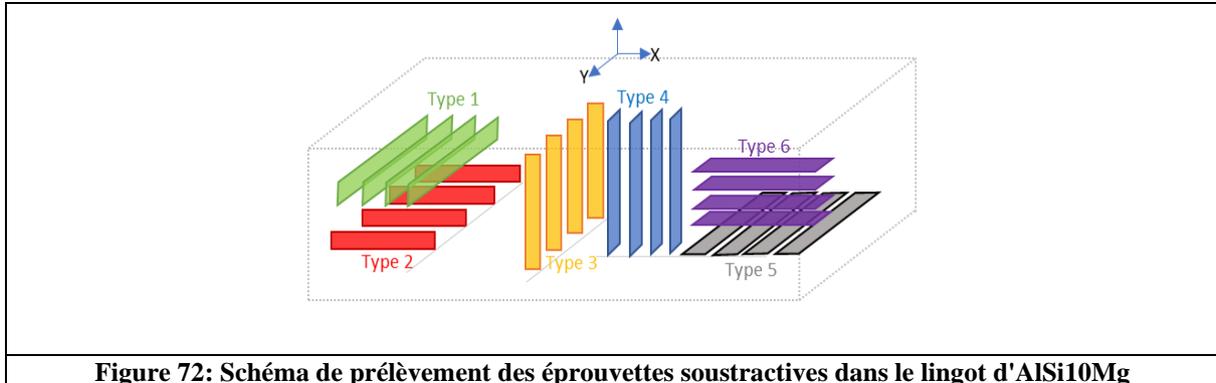


Figure 71 : Eventail de construction additive représentant les trois familles d'éprouvettes Flat, Upright et Rotation, avec des angles de fabrication par pas de 15° . (rappel de la figure 60).

Les éprouvettes soustractives sont prélevés par électroérosion au fil dans un lingot de fonderie en AlSi10Mg, qui est également utilisé pour fabriquer par atomisation la poudre d'alliage AlSi10Mg utilisée en SLM. Le schéma présenté sur la figure 72 illustre le prélèvement.



4.4.2 Exploration expérimentale des propriétés mécaniques

L'exploration des caractéristiques mécaniques a été menée par la mise en œuvre d'une méthode modale SISO (Single Input Single output). Le but est d'extraire des échantillons soumis à l'excitation, des réponses en termes de déformées dynamiques d'amortissement, de temps de guidage d'onde. Les domaines temporel et fréquentiel sont explorés. Nous avons calculé les trois premiers modes de résonance en flexion des signaux temporelles par une transformée de Fourier (FFT). A partir des lois de Rayleigh régissant les relations entre les fréquences de résonance et les caractéristiques mécaniques du matériau, nous avons extrait les modules d'Young dynamiques. Les réponses en fréquence sont étudiées et présentées pour différentes configurations d'orientation de fabrication et différents angles de fabrication. Des écarts significatifs peuvent être observés en fonction de l'orientation d'impression pour le deuxième mode M1 et le troisième mode M2, tandis que le mode M0 est presque identique pour les trois orientations d'impression, quel que soit l'angle.

Il est intéressant de considérer que les différences entre les modes M1 et M2 sont principalement dues à la moindre puissance (amplitude) des signaux les caractérisant par rapport à M0, avec pour cause les hétérogénéités structurelles qui sont réparties de manière aléatoire le long de la longueur et de l'épaisseur de l'échantillon ; celles-ci peuvent être générées par des défauts d'impression tels que des interstices de poudre, des trous ou des sites d'infondus ainsi que par le sens de lasage lesquels influencent fortement la microstructure du matériau. Ces défauts impactent aussi bien la réponse en fréquence que les modes de déformation.

Il est à noter que l'angle de 90° pour l'orientation d'impression Upright présente un comportement similaire à l'angle de 90° pour l'orientation d'impression Rotation. En effet, les deux échantillons ont des conditions de fabrication similaires et donnent des résultats identiques en termes de fréquences par rapport à l'orientation et aux angles. Ce point est également valable pour d'autres paramètres tels que le taux d'amortissement et le retard temporel. Ce commentaire est pertinent concernant la reproductibilité des mesures, ainsi que la fiabilité du processus.

Sur un autre plan, l'étude de la mesure du retard temporel entre l'impulsion et la réponse de l'échantillon est intéressant à mesurer. Ce retard temporel concerne à la fois le temps de réaction de l'échantillon et la structure interne (friction visqueuse qui régit l'amortissement).

On peut supposer que le parcours de l'onde dans l'échantillon sera différent car fonction de l'orientation d'impression. L'onde mettra plus ou moins de temps pour atteindre l'extrémité de l'échantillon au point de mesure de l'accéléromètre. La figure 73 illustre ce concept.

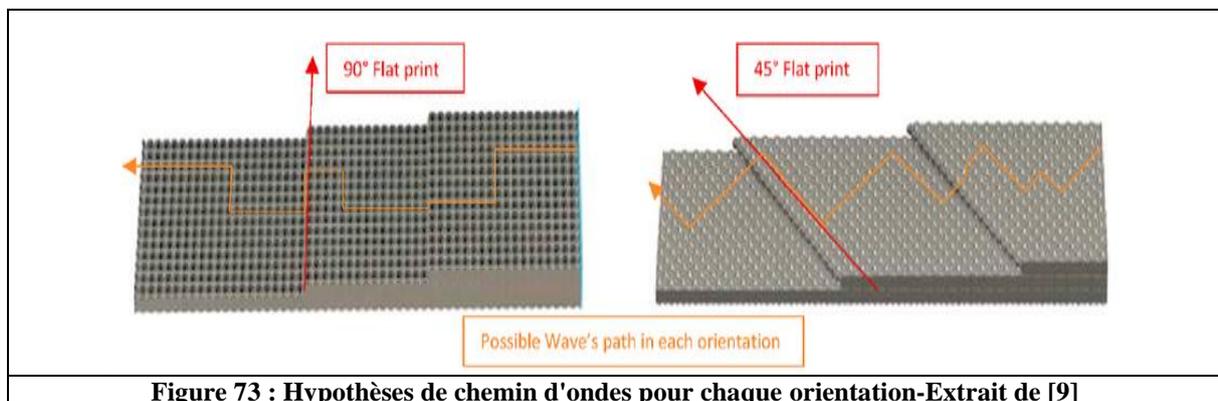


Figure 73 : Hypothèses de chemin d'ondes pour chaque orientation-Extrait de [9]

Des différences significatives peuvent être observées concernant le retard temporel. Les hétérogénéités entraînent un gradient de densité spatiale, ce qui influe sur la vitesse de propagation des ondes [196].

Selon nos résultats, quelle que soit l'orientation d'impression et les angles, seul le cas de l'échantillon plat à 0° présente une valeur inférieure à celle de l'échantillon soustractif, qui sert de référence (0,2688 ms contre 0,3005 ms respectivement).

Dans l'étude, il convient également de noter que l'échantillon plat à 90° présente la valeur la plus élevée 0,5881 ms. Ceci peut être lié aux différentes lignes d'impression construites par le chemin du laser de fusion, qui dirigent les ondes vers diverses directions spatiales, ce qui pourrait expliquer les différences en termes de retard temporel. La Figure 73 illustre cette remarque.

Les résultats de l'analyse des modules calculés semblent indiquer que les échantillons imprimés à plat FLAT seraient les plus homogènes en termes de ratio des modules d'Young dynamiques

E_d/E_{ref} avec une symétrie marquée par rapport à l'angle de 45° et ceci pour le mode M0. L'échantillon Rotation présente la même symétrie et le ratio E_d/E_{ref} est meilleure. Une hiérarchie en termes de ratio de modules dynamiques E_d/E_{ref} semble s'imposer en faveur des échantillons Rotations suivis de près par les Upright et enfin les Flat. Cette tendance est la même pour les modes M1 et M2.

4.4.3 Conclusions et Perspectives

Plusieurs perspectives peuvent être envisagées, à court terme, pour compléter l'étude actuelle. Les différents échantillons ont été soumis à des impacts à faible vitesse avec un marteau de choc pour rester dans le domaine élastique.

Ce travail doit être étendu à d'autres cas de chargement, et notamment pour atteindre la rupture du matériau et ainsi étudier le domaine plastique jusqu'à fracture. Il est également intéressant de souligner que les résultats sont représentatifs d'échantillons imprimés selon diverses orientations et angles pour une machine spécifique. D'autres machines SLM avec une puissance laser différente pourraient être utilisées pour comparer les données avec les résultats actuels et généraliser les résultats.

Une investigation au niveau microscopique contribuerait à l'étude des différentes microstructures pour différentes impressions. Cette étape est également en cours. L'analyse microstructurale, comme l'étude de Tridello et al., 2020 [33], peut également aider à développer des relations micro-macro pour l'élaboration de lois constitutives adéquates à mettre en œuvre dans un code numérique. Il est également intéressant de souligner que la présente étude examine l'analyse fréquentielle des échantillons, ce qui peut clairement conduire à une analyse structurelle plus complète.

Enfin, toutes ces étapes peuvent aider à analyser le comportement mécanique des échantillons imprimés en 3D afin de fournir les avantages et les inconvénients de chaque configuration d'impression, ainsi que des lignes directrices pour une impression adéquate qui respecte les exigences mécaniques.

En conclusion, cette étude constitue une nouvelle étape dans la compréhension des différences pouvant exister entre les composants fabriqués par fabrication additive et ceux fabriqués par des procédés plus standards et soumis à des impacts à basse vitesse.

Caractérisation mécanique de plaques minces en AlSi10Mg soumises à l'impact d'un projectile sphérique en acier à haute vitesse

Soustractif versus additif

Le chapitre 5 est consacré à l'étude du comportement mécanique de nos fabrications additives et soustractives soumises à l'impact normal d'un projectile en acier dans un champ de vitesse allant de 100 m.s^{-1} à 350 m.s^{-1} . A nouveau dans l'esprit Additif versus Soustractif et à travers la mise en œuvre de l'alliage AlSi10Mg, ces essais dynamiques « High Velocity » seront opérés à l'aide d'un canon à gaz (N₂) de calibre 30 mm à tube lisse, capable d'atteindre des vitesses de projectile de l'ordre de 850 m.s^{-1} . La première partie du chapitre sera consacrée au canon à gaz et à la maîtrise de ses performances, au développement d'une capacité de tir de munitions sous calibrées ainsi qu'une instrumentation de mesure de vitesse résiduelle. Cette phase est très importante pour la mise en œuvre du plan d'expérience prévu (cibles de 2mm d'épaisseur et des projectiles sphériques en acier de 5mm de diamètre), pour la reproductibilité des tirs et leur réalisation dans des conditions sécuritaires. L'expérimentation et l'interprétation des résultats composent la seconde partie de ce chapitre. Les observations macroscopiques couplées à l'identification du domaine d'endommagement à la cible seront le fil conducteur des interprétations et des diagnostics.

5.1 Prise en main de l'équipement

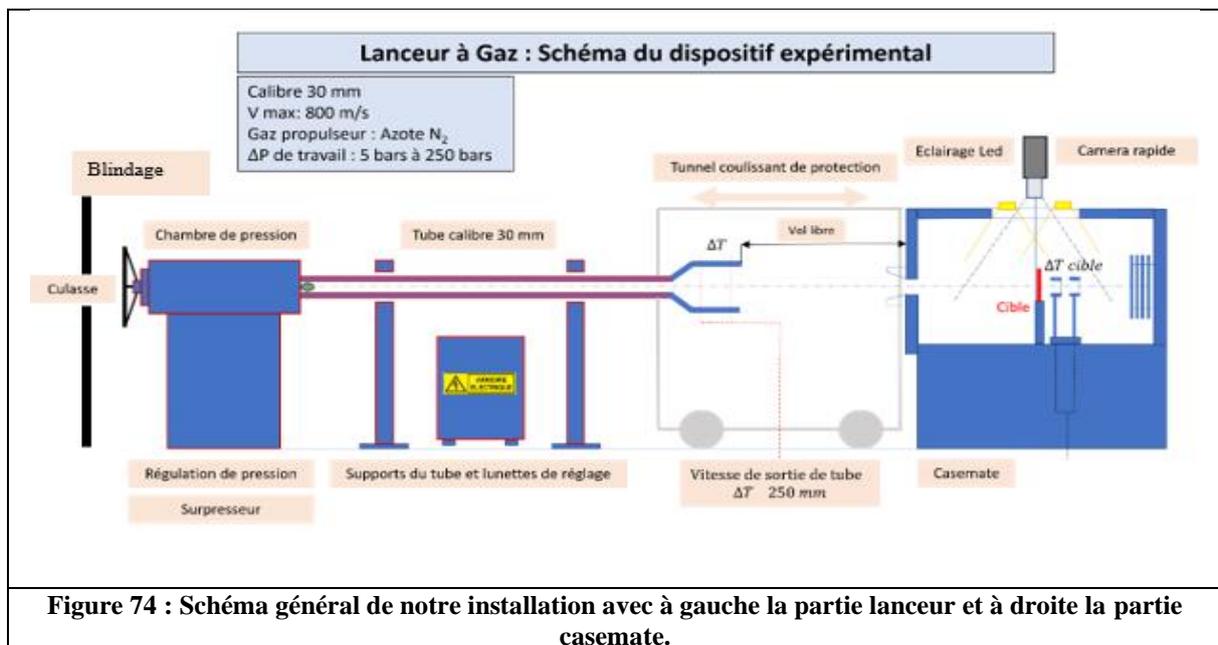
Un canon à gaz de laboratoire est un instrument destiné à propulser des projectiles de différents matériaux sur des cibles pour étudier la balistique d'impact ou terminale. Le modèle disponible au laboratoire ICB/CO2M est un lanceur à gaz simple étage. Il permet de tester le comportement des matériaux et structures soumis à des chocs à des vitesses pouvant atteindre 850 m.s^{-1} .

5.1.1 Description de l'équipement et performances

Dans cette section, nous allons nous attacher à décrire l'environnement matériel de travail et les aménagements nécessaires à l'exploitation de celui-ci pour réaliser nos tests expérimentaux.

5.1.1.1 Description du canon à gaz

Cet équipement se compose d'une partie lanceur, d'une partie vol libre et d'une partie réceptrice. La partie lanceur est composée de la culasse, de la chambre de pression prolongée d'un tube de calibre 30 mm, la partie réceptrice se compose d'une casemate en acier destinée au confinement des projectiles et des cibles en balistique terminale. L'automatisme de pilotage se situe coté lanceur. La commande de tir est déportée. La partie vol libre contient la mesure de vitesse des projectiles en sortie de tube. La casemate contient la cible ainsi que le dispositif de mesure de la vitesse résiduelle. La figure 74 représente un schéma de notre équipement tel qu'il existe aujourd'hui.



Le tableau 30 récapitule les principales caractéristiques techniques de notre lanceur à gaz :

Tableau 30 : Caractéristiques techniques du lanceur THIOT	
Technologie	Pneumatique avec vanne rapide
Volume du réservoir gaz	3.4 litres
Gaz propulseur	Azote
Pression de service maximale	250 bars
Calibre	30 mm
Longueur du tube de lancement	4600 mm
Encombrement volumique brute	11 x 3 x 3 mètres
Masses totales indicatives	6.5 tonnes

5.1.1.2 Description des performances

Le gaz propulseur du canon à gaz est de l'azote. Ce gaz est neutre et compatible avec les matériaux composants la partie lanceur ainsi qu'avec l'instrumentation de mesure de vitesse. L'azote est comprimé à une pression de consigne et est détendu par ouverture d'une vanne rapide pilotée propulsant ainsi le projectile préalablement positionné dans la culasse. La vitesse du projectile est fonction de sa masse, de sa géométrie, de la pression de consigne du gaz en chambre, du frottement entre la surface du projectile ou de son sabot en contact avec l'alésage du tube. Un logiciel de prédiction appelé « CAESAR » est fourni et développé par le constructeur du lanceur à gaz.

Le tableau 31 donne les performances indicatives en termes de vitesse maximales en fonction de la pression maximale du gaz (250 bars) en chambre et de la masse du projectile.

Tableau 31 : Performances indicatives. Données du constructeur.		
Pression dans le réservoir	Masse du projectile	Vitesse sortie de bouche
250 bars	10 g	850 m.s ⁻¹
250 bars	50 g	565 m.s ⁻¹
250 bars	100 g	500 m.s ⁻¹
250 bars	150 g	460 m.s ⁻¹
250 bars	200 g	425 m.s ⁻¹
250 bars	250 g	400 m.s ⁻¹

5.1.1.3 Dispositions particulières relatives à l'exploitation du lanceur

Plusieurs conduites de tir d'essais ont été opérées. Il est apparu lors de ces tirs que des accessoires complémentaires relatifs à l'environnement de travail étaient nécessaires. Nous avons jugé utiles de positionner des blindages mobiles derrière la porte de culasse en prévention des conséquences d'une rupture de celle-ci. De même, la partie vol libre entre la bouche du canon et la porte de la casemate représentait un danger dans le cas d'un défaut de trajectoire du projectile avec pour conséquence la projection d'éclats dans l'environnement de travail. Nous avons conçu un tunnel amovible capable de retenir les éclats et d'absorber les effets de blast tout en n'influençant pas la cinétique et la trajectoire des projectiles. Les figures 75 et 76 représentent ces équipements complémentaires.

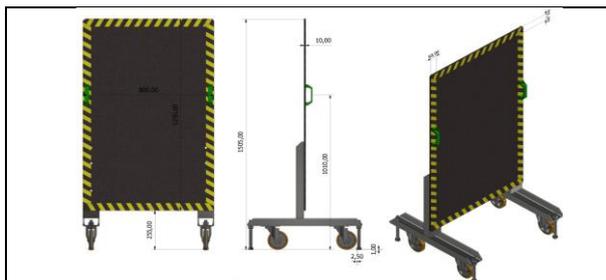


Figure 75 : Blindage positionné derrière la culasse



Figure 76 : Tunnel amovible anti-éclat et anti-blast

Des problèmes de manutention de la porte de la casemate ont aussi été identifiés. Nous avons remplacé la plaque d'acier amovible de 400 kg que nous devions manutentionner avant et après chaque tir par un système de portes battantes qui offre l'avantage d'éliminer les dangers de manutention et de réduire drastiquement les délais de préparation entre deux tirs. Le temps entre deux tirs est passé de 1h30 à 0h15. La manœuvre de l'ancienne porte imposait la présence de deux personnels, les portes battantes sont manœuvrables par un seul et en toute sécurité. La figure 77 présente des photographies des configuration portes fermées et portes ouvertes.



5.1.1.4 Dispositions relatives aux tirs de projectiles dont le diamètre est inférieur au calibre du canon : conception d'un sabot porteur

Pour réaliser nos tests expérimentaux il faut concevoir un sabot porteur capable de transporter le projectile. Le sabot porteur fait fonction de réducteur de calibre. Dans le principe, on insère un pénétrateur dans un sabot porteur réalisé en matériau léger mais de forte section et l'ensemble est éjecté à une vitesse bien plus importante que celle qu'aurait atteint le pénétrateur seul, s'il avait été tiré dans un canon de son calibre. Les sabots sont utilisés pour porter une munition sous-calibrée réelle. Ils ont donné lieu à des dépôts de brevet. On peut citer celui concernant une munition flèche déposé par Esches et al. [199] ainsi que celui concernant un dispositif de tir réduit au mortier déposé par C. Losfeld [200]. Nous avons conduit différents essais pour la mise au point d'une forme, d'une masse pour que le sabot soit balistiquement neutre vis-à-vis de la cible, c'est-à-dire que la séparation entre le sabot et le projectile pénétrateur doit effective dès le début du vol libre et que seule le projectile pénétrateur vienne impacter la cible alors que le sabot se désintègre contre la porte de la casemate.

La figure 78 représente le sabot porteur tel que nous l'avons conçu et fabriqué, il est composé de deux parties avec à son sommet le portage de la bille d'acier.



Lors du déclenchement d'un tir, deux phases sont délicates concernant le binôme sabot-pénétrateur.

La première phase se déroule au déclenchement de la détente du gaz. L'effet de l'accélération sur la bille peut engendrer une interaction avec le sabot, conduisant à la pénétration de la bille dans celui-ci. Cette interaction a pour effet la désintégration du sabot porteur dans le tube et l'éjection de débris avec la bille suivant des trajectoires dispersées et non maîtrisées. Des ricochets se produisent alors dans le tube du canon et provoquent sa dégradation. Par suite, les débris éjectés du tube constituent autant de projectiles dont les trajectoires sont chaotiques. Ce phénomène est illustré sur la figure 79 où on peut visualiser le processus de perte de contrôle des trajectoires.

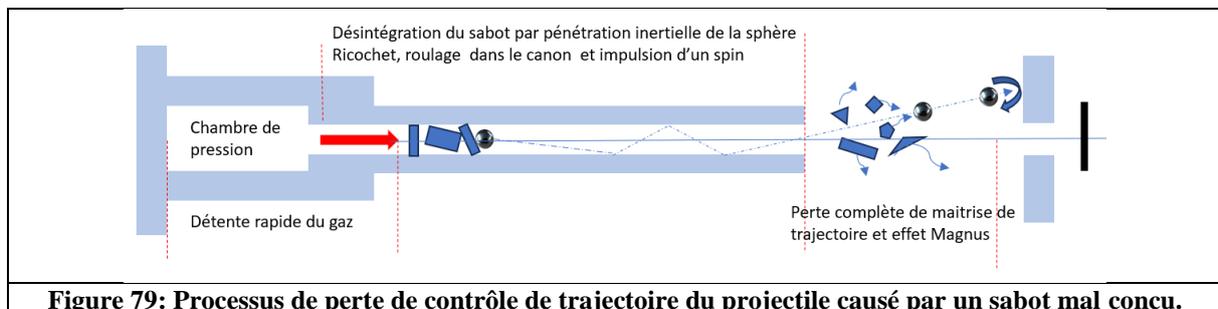
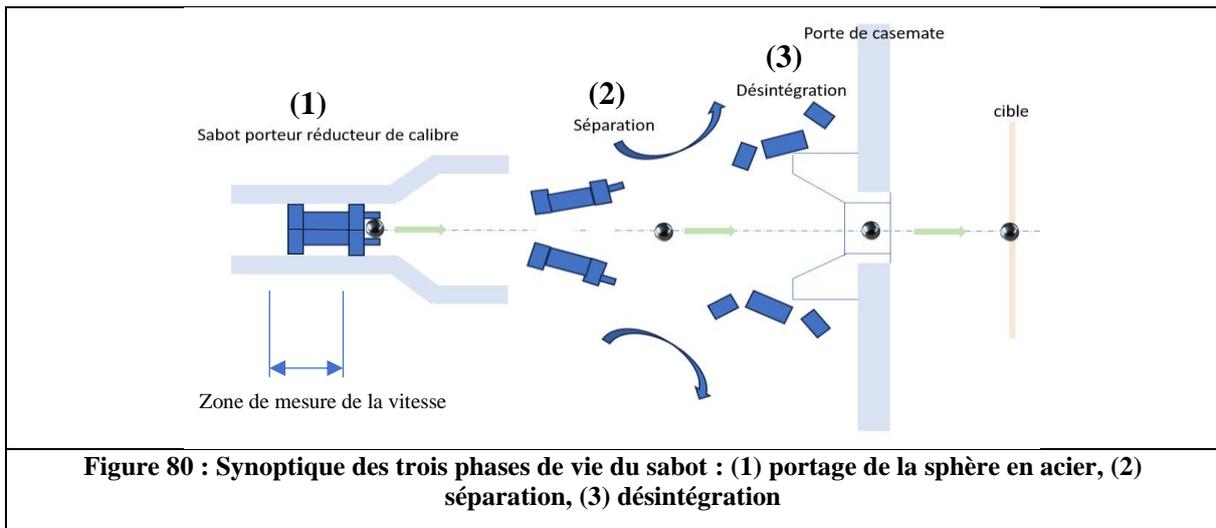


Figure 79: Processus de perte de contrôle de trajectoire du projectile causé par un sabot mal conçu.

La seconde phase concerne la partie vol libre où une double problématique apparaît. La première problématique est la sortie du binôme à la bouche où la mesure de vitesse s'opère. Il est préférable que le binôme sabot-projectile reste assemblé durant le passage devant les capteurs de mesure de vitesse de façon que la référence physique de passage devant le premier capteur soit la même que devant le second.

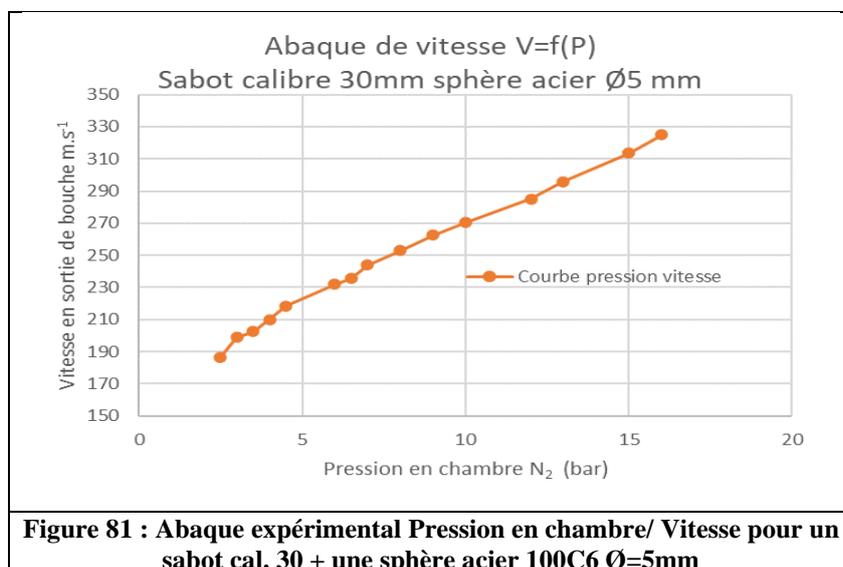
La seconde problématique est la séparation des composants du sabot pour que seul le pénétrateur entre dans la casemate. Le sabot doit se désintégrer contre la porte de la casemate.

La figure 80 illustre ce processus de séparation du binôme sabot-pénétrateur.



5.1.1.5 Abaque de vitesse

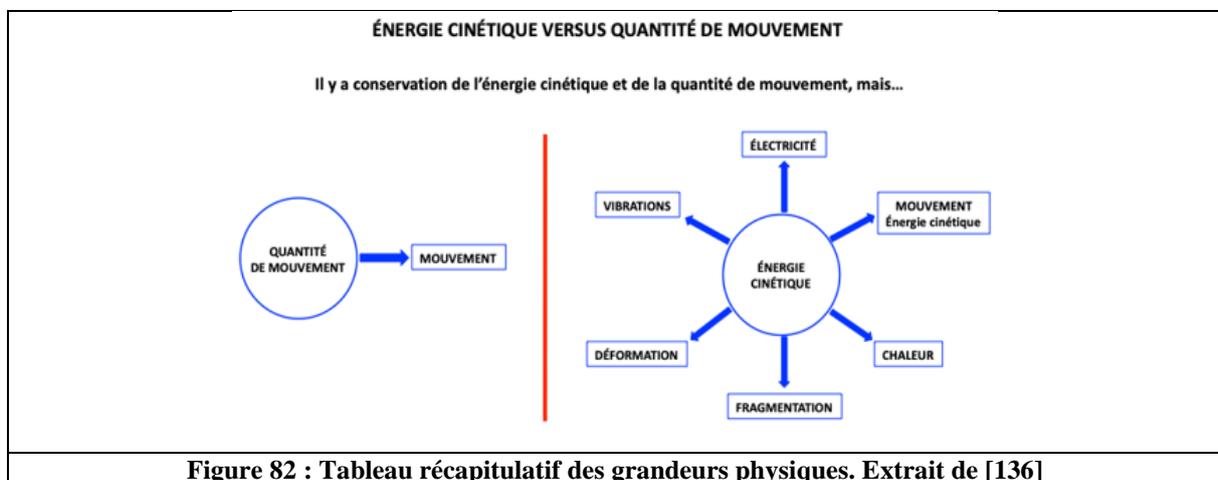
Les essais du canon avec des projectiles de différentes formes et calibres ont pu nous faire observer les résultats calculés par le logiciel prédictif de la vitesse. Ce logiciel s'est révélé être peu fiable et peu centré sur les caractéristiques de notre canon. Pour cette raison nous avons construit un abaque « vitesse/ pression » sur un champ de 0 à 350 m.s⁻¹ et correspondant aux caractéristiques de nos projectiles. Le pénétrateur est une bille sphérique en acier de diamètre 5 mm. Cette bille de diamètre 5 mm étant une munition sous calibrée par rapport au calibre du lanceur à gaz qui est 30 mm, un sabot porteur est nécessaire. Trente tirs ont été opérés pour une masse de projectiles de 11 grammes qui est composé par sabot porteur imprimé en PLA et une sphère en acier de Ø 5 mm. La figure 81 représente l'abaque « vitesse pression » construit sur cette base.



Nous avons constaté une répétabilité des tirs de l'ordre de $\pm 1,5 \%$ à 150 m.s^{-1} et de $\pm 1\%$ à 200 m.s^{-1} . La vitesse était relevée par le système Optospeed positionné à la bouche du canon. On remarquera que les régimes reproductifs de tir se situe à partir de 2,5 bars de pression d'azote en chambre. Les pressions en chambre inférieures à 2.5 bars ne sont pas gérables par le régulateur P.I.D. de l'automate du fait de sa sensibilité et ne sont donc pas exploitables.

5.1.2 Instrumentation du lanceur à gaz

Parmi toutes les grandeurs physiques mise en jeu et récapitulées dans la figure 82 ci-dessous, l'instrumentation d'un lanceur à gaz est conçue sur deux niveaux indispensables et complémentaires.



Le premier niveau d'instrumentation est actif, c'est-à-dire qu'il concerne la régulation de pression par un régulateur P.I.D. de la chambre. Il s'agit principalement de la gestion du fluide propulseur en regard de la consigne de pression, de la régulation de cette pression et la gestion de la purge d'urgence. Ce premier niveau est traité par le constructeur.

Le second niveau concerne la mesure de vitesse du pénétrateur en sortie de bouche du canon, la mesure de la vitesse résiduelle du pénétrateur en sortie de cible, les prises de vues vidéographiques par caméra rapide.

5.1.2.1 La mesure de vitesse du pénétrateur en sortie de la bouche du canon

Cette mesure est traitée par un système optique « Optospeed » positionné à la sortie de tube du canon. Deux capteurs optiques mesurent le temps de passage sur une distance de 250 mm pour en déduire une vitesse convertit en m.s^{-1} . La figure 83 page suivante présente schématiquement cette mesure. La vitesse mesurée à cet endroit est assimilée à la vitesse à l'impact.

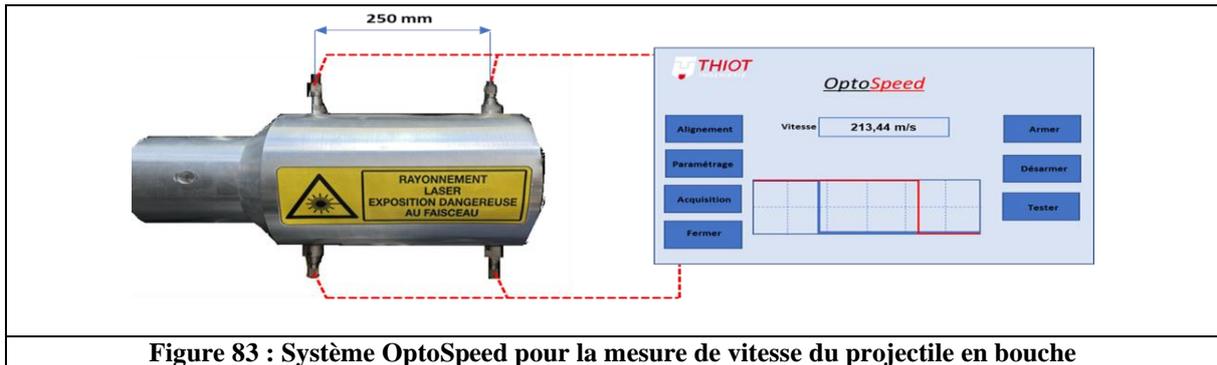


Figure 83 : Système OptoSpeed pour la mesure de vitesse du projectile en bouche

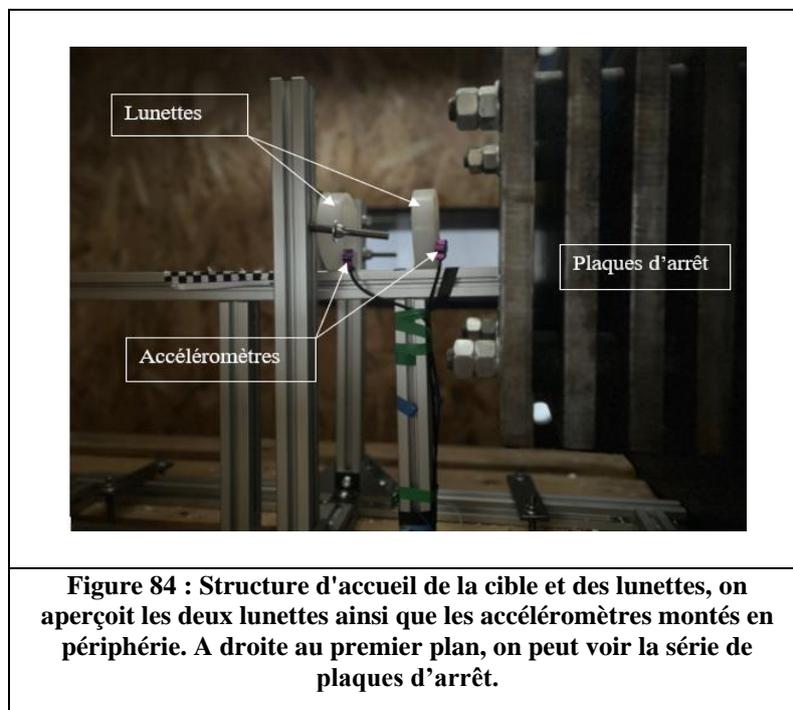
5.1.2.2 La mesure de vitesse du pénétrateur en sortie de cible

Elle nous renseigne sur la vitesse du pénétrateur après perforation de la cible et l'état de sa trajectoire. Nous avons conçu et réalisé un dispositif composé de deux lunettes porteuses de membranes en papier. Deux accéléromètres sont positionnés sur ces lunettes pour la détection de passage du pénétrateur lors de la rupture des membranes en papier. La base de temps nous donne un ΔT , l'écartement entre les deux lunettes est fixé à 85 mm, nous pouvons donc en déduire une vitesse résiduelle de sortie de cible. Outre la vitesse du pénétrateur, la position des trous dans les membranes en papier nous renseigne sur la trajectoire du pénétrateur en sortie de cible et nous permet d'évaluer l'obliquité de sortie. Les photographies contenues dans le tableau 32 illustre les lunettes avec membranes papier non impactées et avec membranes impactées au centre ce qui traduit une trajectoire de sortie du pénétrateur normale au plan de cible.

Tableau 32 : Photographies de deux jeux de lunettes non impactés et impactés	
	<p>Lunette avec membrane papier vierge et prête à l'emploi</p>
	<p>Lunette avec membrane papier impactée traduisant une trajectoire sortante normale au plan de cible</p>

Ce système de mesure donne une excellente appréciation de la vitesse résiduelle et une visualisation relativement précise d'un défaut de trajectoire, c'est le témoin de la balistique arrière. Nous l'avons choisi pour sa simplicité de fabrication et sa simplicité de mise en œuvre, les changements de membrane sont rapides, faciles et peu coûteux. (1 bâton de colle de bureau, des disques de papier 80g découpés par laser). Les deux accéléromètres sont collés à la périphérie de la lunette. Ils réalisent leur mesure sur la même base de temps et ont les mêmes caractéristiques surtout en ce qui concerne le temps de réponse. La sensibilité est de 100 mv par g pour une étendue de mesure de 0 à 2000g.

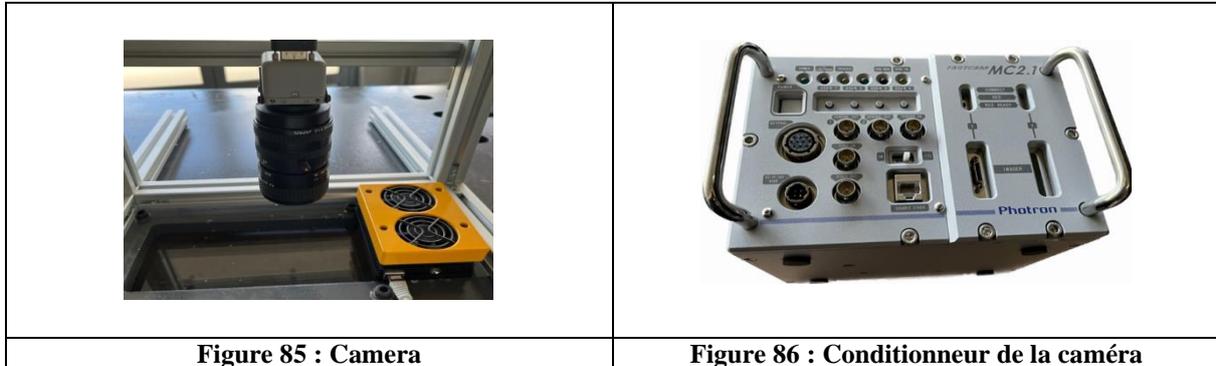
Sur la photographie représentée figure 84, on peut observer le montage utilisé pour accueillir la cible et les lunettes.



5.1.2.3 La prise d'image vidéographique

La prise d'image est réalisée par un système d'acquisition rapide Photron couplée à un éclairage Led dont la fréquence est synchronisée avec celle de la fréquence d'acquisition de la caméra. Le déclenchement de l'acquisition d'images est asservi au trigger du système de mesure de vitesse OptoSpeed. De cette façon, le déclenchement de l'enregistrement des images est calé de manière adhoc sur l'impact du projectile sur la cible. Les photographies ci-dessous illustrent le montage de la caméra au-dessus d'un des hublots de la casemate, l'axe de la caméra est monté

perpendiculaire à l'épaisseur de la cible. Les figures 85 et 86 illustrent respectivement le positionnement de la caméra au-dessus de la cible et le conditionneur.



5.2 Préparation du plan d'expérience : les cibles et les pénétrateurs

On trouvera dans cette section la définition des cibles ainsi que la définition du pénétrateur en termes de géométrie et de dimensions ainsi que le conditionnement thermique.

5.2.1 Définition des cibles

Plusieurs critères régissent les choix. Le premier critère repose sur la définition même de l'étude, c'est-à-dire une composition chimique du matériau identique reposant sur l'usage de l'alliage AlSi10Mg mis en œuvre par un procédé additif (SLM) et un procédé soustractif (prélèvement dans un lingot). Ce premier critère est facile à respecter car la poudre est fabriquée par atomisation avec le lingot de l'alliage AlSi10Mg en guise de matière première. Un second critère concerne l'épaisseur de la cible. Elle a été fixée à 2 mm pour répondre à des contraintes de disponibilité de poudre d'AlSi10Mg et de disponibilité de l'imprimante SLM, le temps de fabrication des éprouvettes étant important. Les longueur et largeur ont été choisies de manière à pouvoir s'inscrire dans le montage expérimental placé dans la casemate. Une éprouvette additive a néanmoins pu être fabriquée en forme de disque pour un diamètre de 200 mm et une épaisseur de 2 mm. Les éprouvettes soustractives ont, quant à elles, été prélevées aux mêmes dimensions que les éprouvettes additives c'est-à-dire $L=150$ mm, $l=70$ mm et $e=2$ mm. Le procédé utilisé pour le prélèvement dans le lingot est l'électroérosion au fil.

5.2.2 Définition des pénétrateurs

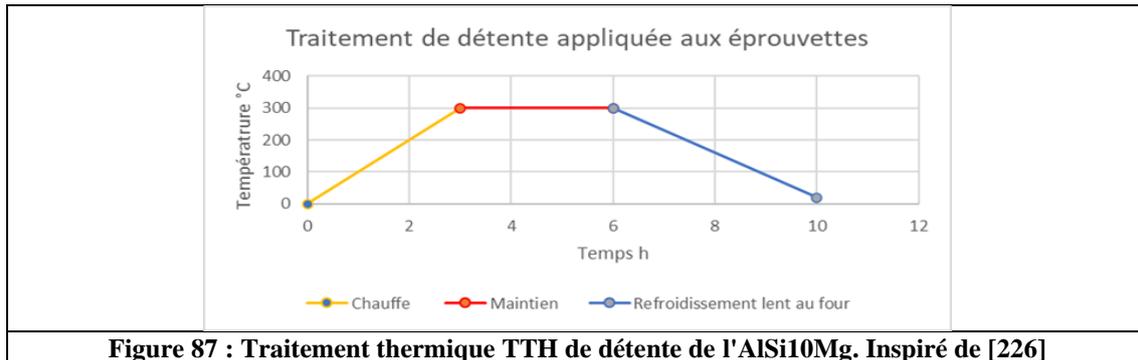
Il existe différentes formes et de multiples matériaux de pénétrateur. En ce qui concerne les formes, On peut citer le cylindre à bout plat, à bout tronconique ou à bout hémisphérique. On trouve aussi des sphères pleines, en général en acier, qui sont très pratiques à trouver « sur étagère » et dans toutes les dimensions. Les critères de choix importants sont d'avoir une symétrie spatiale parfaite, un très bon état de surface, une très bonne reproductibilité dimensionnelle dans un même lot de pénétrateur et de pouvoir considérer le pénétrateur comme indéformable. Des sphères pleines en acier 100C6 Chromé répondent à ces critères. Le 100C6 possède pour caractéristiques mécaniques une grande homogénéité, une grande dureté, de l'ordre de 66 HRC après traitement thermique et une bonne stabilité aux températures jusqu'à 250°C. Il est constitué de 1% de carbone et 1.5% de chrome. Il est livré à l'état recuit en qualité h7 avec une résistance à la traction de 800 MPa. Le diamètre des sphères a été choisi de manière à satisfaire un ratio épaisseur de cible- diamètre de sphère égal à 0.4. Ce choix du ratio est crucial vis-à-vis de l'étude que nous portons. Il est choisi en fonction de la nature des matériaux du projectile et de la cible ainsi qu'en fonction des observations que nous voulons faire. On trouvera dans l'article de Backman et al. [137] des diagrammes de phase utilisant pour paramètres ces variables d'état : couple matériau, épaisseur de cible et diamètre de projectile. À la suite du choix de ratio, les sabots ont été conçus et construits pour la portabilité d'une sphère en acier d'un diamètre de 5 mm, fonction de l'épaisseur de cible 2mm.

5.2.3 Conditionnement thermique des éprouvettes additives et soustractives

L'histoire thermique des cibles doit être connue et doit être la même pour tous les échantillons. Ce critère peut être respecté si le processus d'impression des cibles additives se fait avec les mêmes paramètres d'impression [42][47].

5.2.3.1 Lissage de l'histoire thermique des éprouvettes additives et soustractives

En ce qui concerne les éprouvettes soustractives, Le lingot est découpé en tranche suivant trois directions différentes au moyen d'un fil par le procédé d'électroérosion. Ce procédé est neutre d'un point de vue thermique et n'introduit pas de contraintes résiduelles de fabrication. Ce n'est pas le cas des éprouvettes additives où nous savons que de nombreuses contraintes thermiques sont présentes lors de la fabrication. Un traitement thermique de type recuit de détente a été appliqué sur l'ensemble des éprouvettes de manière à « lisser » les contraintes résiduelles, qu'elles soient mécaniques ou thermiques [3][17][39]. Le recuit de relaxation présenté par le graphe de la figure 87 page suivante illustre le traitement thermique appliquée pour l'alliage AlSi10Mg.



5.2.3.2 Effets du traitement thermique de relaxation sur l'alliage AlSi10Mg

Le traitement thermique de détente d'un alliage AlSi10Mg, qui est principalement composé d'aluminium, de 10% de silicium et de magnésium, a plusieurs effets [46] qui sont la recristallisation [18], la réduction des contraintes résiduelles, la stabilisation de la microstructure [19] et l'élimination de certains défauts tels que les porosités [201].

Le tableau 33 récapitule et explique ces effets.

Tableau 33 : Effets du recuit de relaxation sur l'alliage AlSi10Mg	
Recristallisation	Le traitement thermique de détente provoque la recristallisation des grains de l'alliage. Lorsqu'il est chauffé à 300°C, les défauts cristallins tels que les dislocations se réorganisent et forment de nouveaux grains avec une structure cristalline régulière. Cela peut améliorer les propriétés mécaniques de l'alliage, telles que la ductilité et la résistance à la traction. La dureté, la ténacité et la résistance à la fatigue peuvent aussi être augmentées.
Réduction des contraintes résiduelles	Lors de la fabrication ou de la mise en forme de l'alliage, des contraintes résiduelles peuvent se former en raison des gradients de température et des contraintes mécaniques. Le traitement thermique de détente permet de réduire ces contraintes en éliminant ou en relaxant ces tensions internes.
Stabilisation de la microstructure	L'alliage AlSi10Mg peut subir des modifications de microstructure lors de la solidification, du refroidissement rapide ou d'une mise en forme. Le traitement thermique de détente permet de stabiliser la microstructure de l'alliage en favorisant la formation de phase équilibrées et réduisant la ségrégation des éléments constitutifs.

Elimination des défauts	Le traitement thermique de détente peut contribuer à éliminer certains défauts présents dans l'alliage, tels que les porosités ou les inclusions. Les températures élevées peuvent favoriser la remise en solution ou à défaut la diffusion des éléments constitutifs, et la fermeture de vide, ce qui réduit les défauts internes et améliore l'homogénéité de l'alliage.
--------------------------------	--

5.3 Plan d'expérience et mise en œuvre des tests

Les tirs se sont déroulés sur un champ de vitesse de 150 à 350 m/s⁻¹. Nous disposons de 10 plaques prélevées par électro érosion dans le lingot de fonderie en AlSi10Mg ainsi que de 10 plaques et un disque en AlSi10Mg fabriquées par procédé additif SLM. Les pénétrateurs sont des billes en acier 100C6. Le pénétrateur ne sert qu'une fois même si ses qualités mécaniques en permettraient en théorie la réutilisation mais les dégradations internes ne sont pas visibles. Le pénétrateur est inspecté visuellement et pesé avant et après chaque tir puis mesuré au pied à coulisse pour vérifier la tolérance dimensionnelle Ø5 h7 et s'assurer du respect de l'hypothèse de non-dégradation de celui-ci. Cette action suppose de récupérer le pénétrateur Ø5 dans la casemate. Le pénétrateur (bille) est ensuite répertorié et consigné. Les plaques soustractives et additives sont testées à vitesse croissante.

5.3.1 Procédure pré-tir

La chronologie de préparation pratique est la suivante :

Le cylindre laser est introduit dans la culasse. Une visée est effectuée pour vérifier que la trajectoire passe bien par l'ouverture de la porte de casemate. La plaque éprouvette est montée sur son support et une nouvelle visée laser nous indique le spot de tir. Le cylindre laser est retiré et le binôme sabot-pénétrateur est introduit dans la culasse. La figure 88 représente une photographie de l'intérieure de la casemate. On aperçoit le montage support du disque fabriqué additivement. Le spot de tir est indiqué et repéré sur la cible. Si le pénétrateur impacte la cible sur le repère, on peut déduire que la trajectoire du pénétrateur est normale au plan de cible.

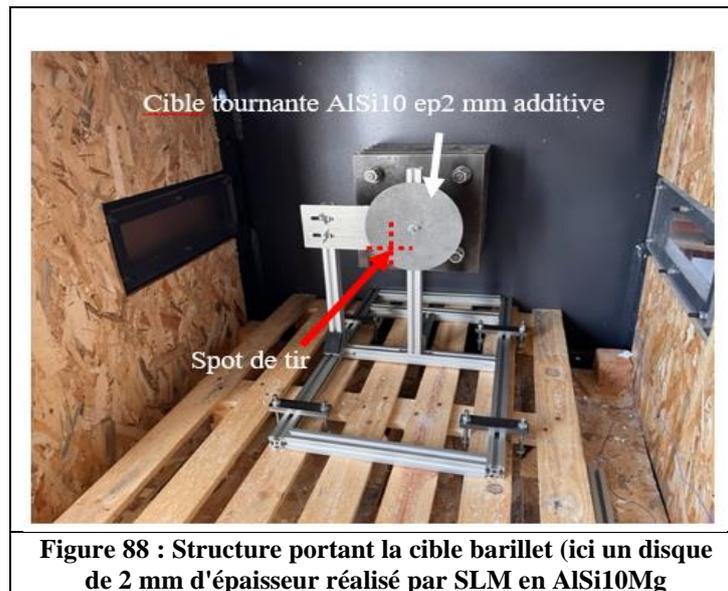


Figure 88 : Structure portant la cible barillet (ici un disque de 2 mm d'épaisseur réalisé par SLM en AlSi10Mg)

5.3.2 Procédure de tir

Elle concerne la phase de tir proprement dites et est soumise à une check-list pour autorisation de déclenchement. Cette procédure est très importante car elle conditionne le respect des mesures de sécurité accompagnant l'exploitation de ce type de matériel. Le tir se réalise en binôme avec désignation d'un chef de tir. Une description de l'expérience est consignée dans un cahier de tir. Le tableau 34 indique le déroulement chronologique de la check list qui doit être respecté avant déclenchement du tir.

	Désignation	Confirmation
1	Introduction du projectile dans la culasse	
2	Fermeture et verrouillage des portes de la casemate	
3	Mise en place verrouillage du tunnel coulissant	
4	Armement des mesures de vitesse	
5	Fermeture de la porte de la culasse	
6	Ouverture du circuit de gaz	
7	Mise sous tension de l'installation	
8	Mise en pression du circuit de gaz	
9	Entrée de la pression de consigne	
10	Autorisation de déclenchement du tir	
11	Déclenchement du tir	

5.3.3 Procédure post-tir

La procédure de post-tir concerne le retour à la préparation d'un nouveau tir. Une chronologie est établie pour réaliser ce retour en toute sécurité. Le tableau 35 en donne le détail et la chronologie.

Tableau 35 : Check list de la procédure post-tir		
	Désignation	Confirmation
1	Mise à la pression atmosphérique de la chambre de pression	
2	Ouverture de la porte de culasse	
3	Désarmement et retrait du tunnel	
4	Ouverture des portes de la casemate	
5	Démontage de la cible	
6	Récupération du pénétrateur	
7	Aspiration des poussières de sabot	

5.4 Résultats

Cette section présente les résultats comparatifs des fabrications additives et soustractives. Dans un premier temps, nous nous sommes attachés à discriminer les seuils pénétrants et traversants. Les vitesses d'impact et les vitesses résiduelles sont relevées pour chaque essai. Ceci nous permet de construire les graphes illustrant les premières différences de comportement à l'impact entre les plaques soustractives et additives. Dans un second temps, nous nous sommes intéressés à l'étude des profils de déformation et à leurs évolutions à la suite des impacts. Une procédure d'identification est établie pour déterminer une classification dans un domaine d'endommagement. Elle est assise sur l'étude macrographique des déformations avec pour focus l'établissement d'une corrélation avec les faciès types déjà présenté dans l'état de l'art au chapitre 2. [137][203]

Les échantillons ont été découpés par une micro-tronçonneuse à disque diamant pour matériaux non ferreux pour extraire les sections mettant les typologies de déformations en évidence.

5.4.1 Comparaison des vitesses de seuils pénétrants et traversants

Pour les cibles soustractives, le seuil de perforation moyen se situe à 236 m.s^{-1} , il est étroit et franc.

Pour les cibles additives, le seuil de pénétration est plus large, compris entre 256 m.s^{-1} et 261 m.s^{-1} . On observe que les pentes des vitesses résiduelles sont différentes, il semble que la perte

. Caractérisation mécanique de plaques minces en AlSi10Mg soumises à l'impact d'un projectile sphérique en acier à haute vitesse Soustractif versus additif

d'énergie après la perforation des cibles soustractives soit plus faible qu'après la perforation des cibles additives. La figure 89 présente les graphes de vitesse d'impact et résiduelle.

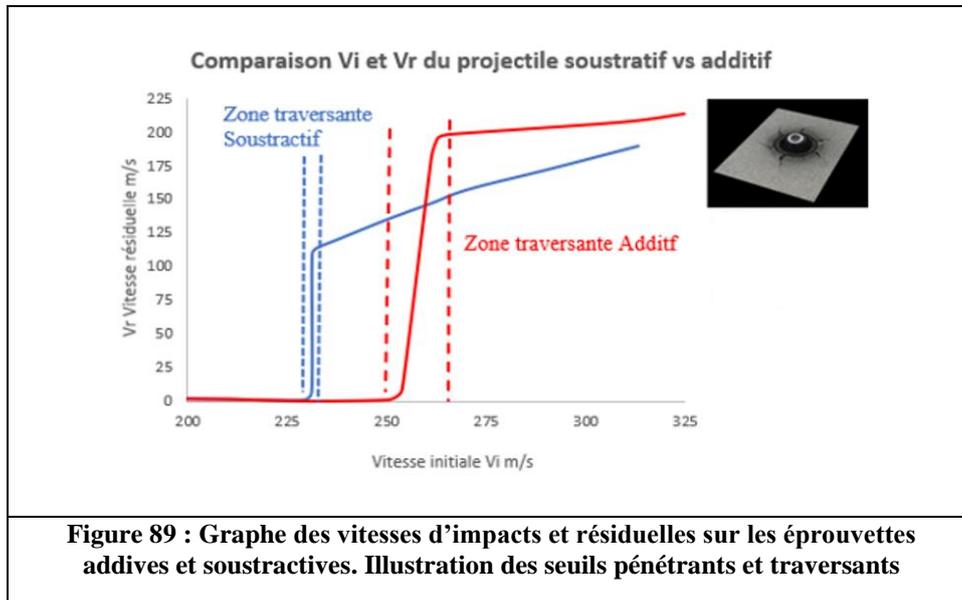


Figure 89 : Graphe des vitesses d'impacts et résiduelles sur les éprouvettes additives et soustractives. Illustration des seuils pénétrants et traversants

5.4.2 Observation des Profils de déformation permanente

L'observation des profils de déformation à différentes vitesses apporte beaucoup d'informations sur les mécanismes d'endommagement des cibles pour un même pénétrateur. Pour mesurer ces profils, les éprouvettes additives et soustractives sont découpées de manière à extraire les facies de déformation dans l'axe de l'impact. Elles sont ensuite enrobées sous vide et polies finement au diamant de 1μ . Le schéma ci-dessous dans la figure 90 donne un exemple de cette phase de préparation.

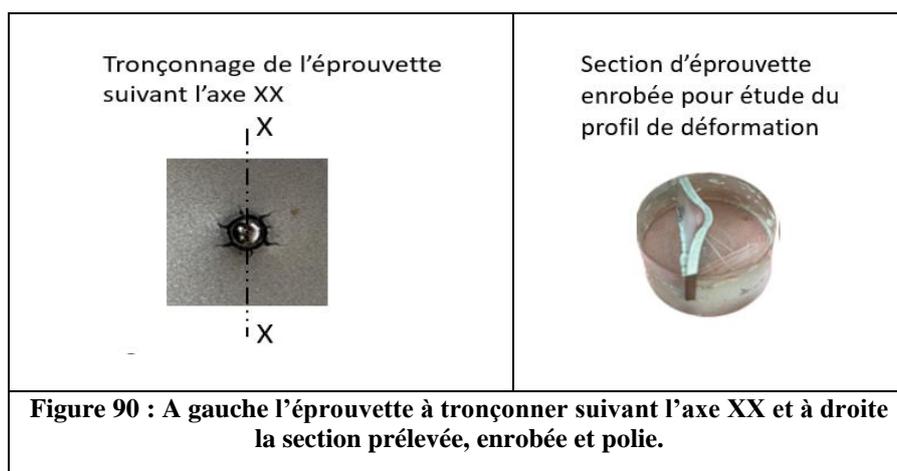


Figure 90 : A gauche l'éprouvette à tronçonner suivant l'axe XX et à droite la section prélevée, enrobée et polie.

On peut observer sur la figure 91 un panel de section d'échantillons qui correspondent au profil de déformation permanente des cibles soustractives et additives à différentes vitesses d'impact.

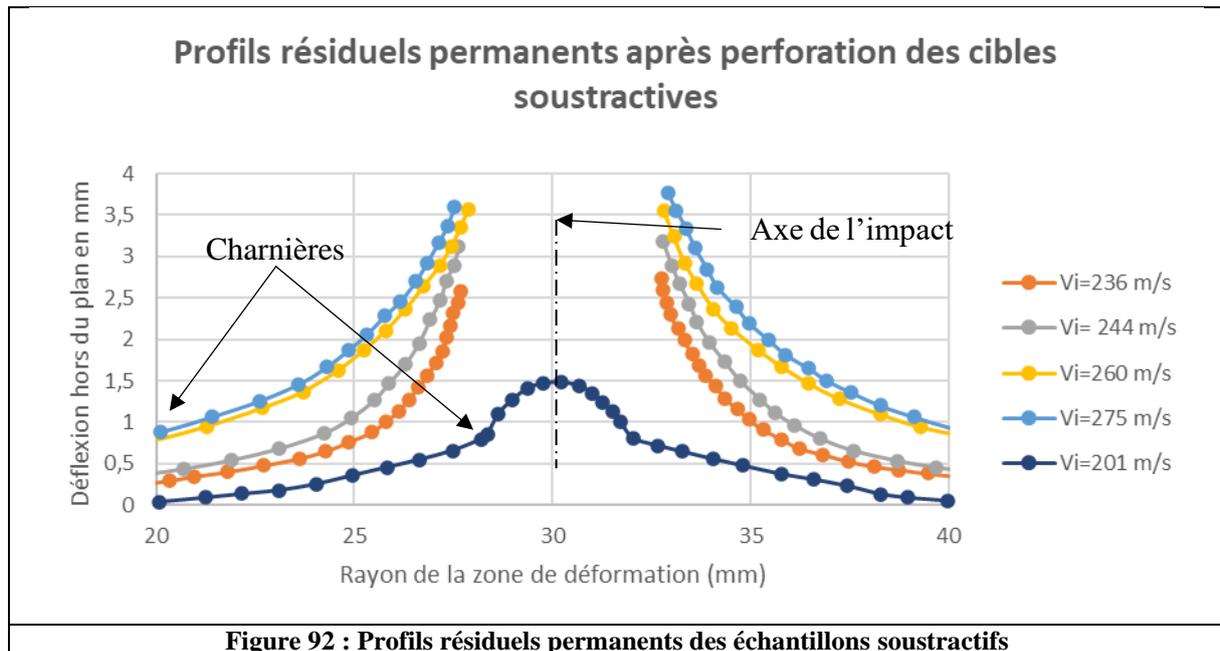


Figure 91: Panel de sections de la zone d'impact des éprouvettes additives et soustractives. 23 sections sont représentées sur cette photographie.

Les graphes qui suivent présentés dans les figures 92 et 93 nous permettent d'observer l'évolution des déformations permanentes sur des plaques de fabrication additive et soustractive pour des vitesses d'impact croissantes.

5.4.2.1 Interprétation de l'évolution du profil de déformation des cibles soustractives

A 201 m.s^{-1} , l'empreinte du pénétrateur est nette et bien dessiné et l'impact n'est pas traversant et le cratère se forme. Sur la figure 92, nous observons deux charnières, l'une placée à 10 mm de l'axe d'impact et l'autre à la naissance de l'empreinte de la bille au rayon de 2 mm. Ces deux charnières sont des points critiques dans le sens où la structure subit une déformation significative, voire une défaillance. A 236 m.s^{-1} , le cratère est ouvert et l'impact est traversant, nous n'observons plus qu'une seule charnière située au rayon de 10 mm par rapport à l'axe d'impact. La déformation se traduit principalement par de la flexion et de la traction dans le domaine plastique. On observe un léger rétreint du diamètre du cratère dû au retrait élastique. De 236 m.s^{-1} à 275 mm.s^{-1} , le diamètre du cratère se stabilise à 5 mm mais la déformation plastique augmente légèrement en traction, cela se traduit par une augmentation de la longueur du profil de déformation.

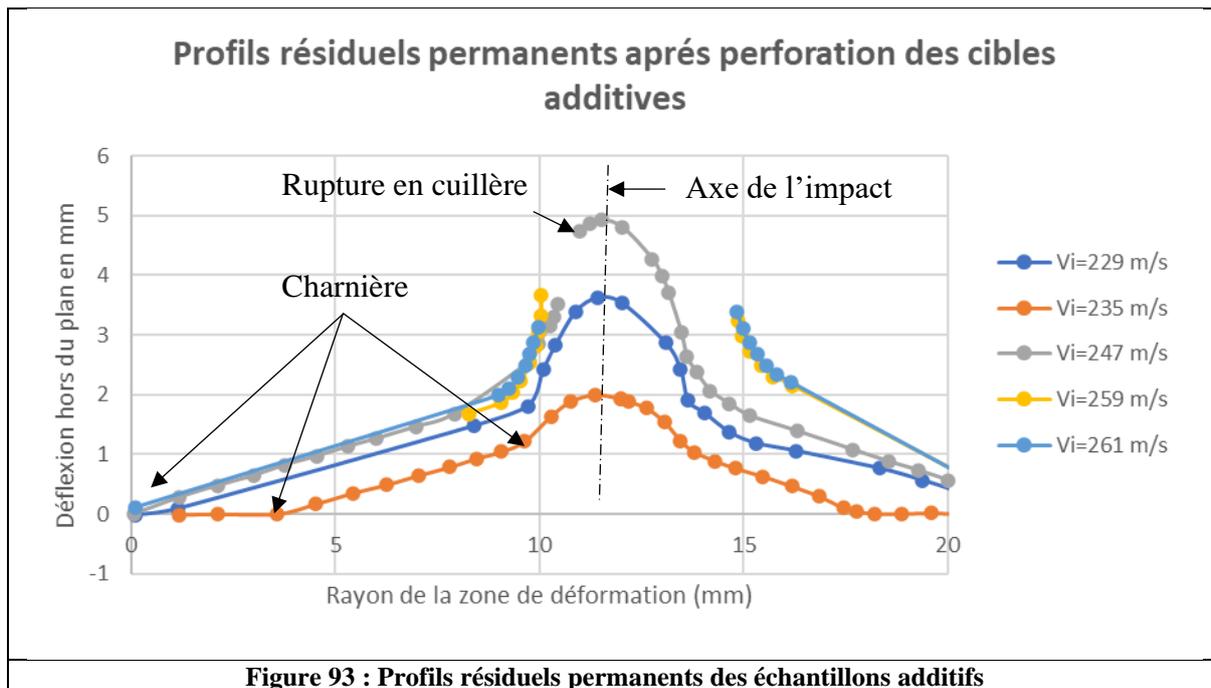


Les graphes présentés sur la figure 92 recourent bien les résultats présentés sur la figure 89 dans la section 5.4.1. On retrouve le seuil de perforation étroit qui se traduit par la formation du cratère dont le diamètre n'évolue que très peu avec l'augmentation de la vitesse. On observe aussi le caractère « symétrique et progressif » des déformations ce qui traduit le caractère isotrope de la cible soustractive.

5.4.2.2 Interprétation de l'évolution du profil de déformation des cibles additives

Sur la figure 93, on distingue le caractère chaotique des profils de déformation des cibles soustractives. On observe deux charnières dues à des déformations significatives sur le champ de vitesse allant de 229 à 247 $m.s^{-1}$.

A 259 $m.s^{-1}$, la charnière située au rayon 10 mm est immobile, l'impact est pénétrant avec un diamètre de cratère légèrement inférieur au diamètre du pénétrateur. Nous avons les mêmes observations sur le profil de déformation à 261 $m.s^{-1}$ qui semble se superposer avec le profil de déformation à 259 $m.s^{-1}$. A une vitesse de 247 $m.s^{-1}$, l'impact n'est pas traversant mais on observe une rupture partielle en cuillère. Les charnières aux rayons du bord d'empreinte de la bille sont actives.



Les graphes tracés sur la figure 93 traduisent le caractère anisotrope des cible additives. Les amorces de rupture éloignées de l'axe d'impact sont révélatrices de défauts tels que la présence de porosités ou de zones métallurgiquement affectées comme en produit le procédé SLM. On observe que la vitesse d'impact traversante se situe à $259 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$. Comparée à la valeur d'impact traversant des cibles soustractives qui est $236 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$, le pénétrateur a besoin d'une vitesse de $259 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ pour perforer les cibles additives.

5.4.3 Identification des modes d'endommagement

Les premières conclusions extraites des graphes des figures 82, 85 et 86 nous apprennent que les cibles additives ont une meilleure résistance à l'impact que les cibles soustractives. Nous avons pu observer que les profils de déformation des cibles soustractives présentent une symétrie par rapport à l'axe de l'impact et une évolution reproductible. Le caractère isotrope des cibles soustractives peut l'expliquer. Les cibles additives présentent des profils de déformation « accidentés » caractéristique de l'anisotropie de ce type de fabrication. Les profils de déformation sont moins reproductibles, les déformations plastiques sont plus importantes et l'influence des charnières sur le type de déformation est différente. Pour affiner ces observations et les croiser avec d'autres investigations, nous avons étudiés les profils des sections déformées des cibles additives et soustractives et nous les avons rapprochés par identification aux différents domaines d'endommagement connus.

5.4.3.1 Les différents domaines d'endommagement

La littérature a clairement identifié les différents modes d'endommagement dans le cadre de la mécanique de pénétration dans des cibles. Le chapitre 2 section 2.4 présente en détail les domaines d'endommagement. Nous nous appuyons sur les travaux Backman et Goldsmith [137] qui ont spécifiquement étudié les faciès d'endommagement ainsi que sur l'article de Wen et al. [153][202] dont l'étude porte sur la prédiction de la pénétration et de la perforation des cibles par un projectile sous incidence normale. Une approche intéressante sur l'interprétation des faciès d'endommagement est présentée dans les travaux de Landkof et al. [154][155], les auteurs ont travaillé sur des méthodes énergétiques pour expliquer les mécanismes d'endommagement. Il est intéressant de se référer au travail de T. Borvik et al. [146] car leurs travaux ont porté pour partie sur les impacts de projectile à bout hémisphérique. Ces travaux sont d'autant plus intéressants car ils s'appuient sur une étude expérimentale avec un paramètre balistique portant sur le ratio « diamètre du projectile-épaisseur de cible » se rapprochant de notre cas.

Dans les travaux de R.L. Woodward [149], on trouve une étude relative à l'interrelation des modes de défaillance observées lors de la pénétration de cibles métalliques par un projectile.

5.4.4 Synoptique du dépouillement

Pour chaque plaque d'AlSi10Mg soustractive et additive, nous présenterons le relevé digitalisé du profil de déformation à des fins d'analyse dimensionnelle, une photographie de la section ainsi que toutes illustrations utiles à la compréhension. La figure 94 représente le schéma d'expérience avec le vocabulaire et les désignations utilisés dans les paragraphes suivants.

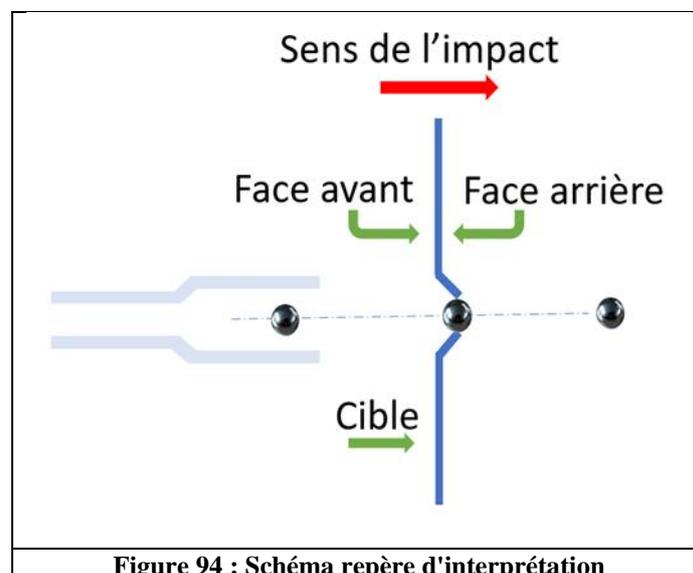


Figure 94 : Schéma repère d'interprétation

5.4.5 Dépouillement

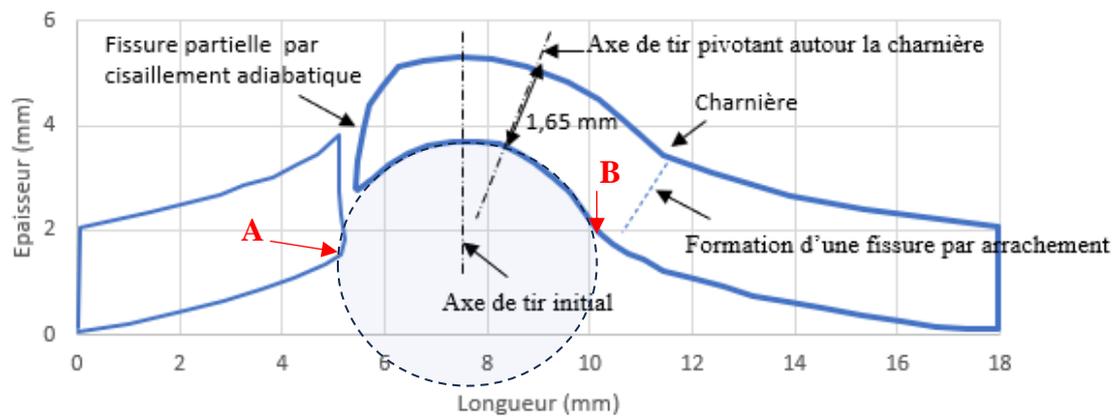
Les pages suivantes sont consacrées aux dépouillements des essais. Ces dépouillements concernent 22 échantillons prélevés parmi les essais de tirs les plus représentatifs, c'est-à-dire des phases non pénétrantes, pénétrantes et traversantes. Cinq faciès d'échantillons additif et soustractif ont été expertisés parmi les plus représentatifs des phénomènes et les résultats sont présentés dans dix tableaux différents numérotés de 36 à 45. Dans ces tableaux, nous avons représenté les sections digitalisées des éprouvettes représentatives des différents domaines d'endommagement pour les cibles fabriquées par le procédé additif SLM et le procédé soustractif par extraction du lingot. Une analyse dimensionnelle est effectuée les dimensions du cratère, sur le retrait élastique de celui-ci et sur l'amplitudes des zones sollicitées en flexion. On considèrera aussi un retour « plastique » dû aux mouvements hydrodynamiques de matière mais sans pouvoir le différencier du retour élastique.

5.4.5.1 Dépouillement des éprouvettes additives

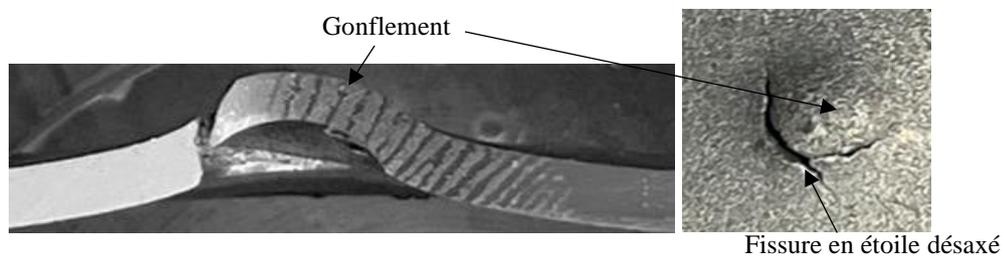
Chaque éprouvette additive est analysée dans un tableau correspondant à une vitesse d'impact. Le champ de vitesse exploré est $229,3 \text{ m.s}^{-1}$ à $261,4 \text{ m.s}^{-1}$.

Tableau 36 : Section d'éprouvette additive 1 - Impact à $V_i = 235,1 \text{ m.s}^{-1}$	
Photographies de la section et de la face arrière	
Mesures dimensionnelles	
Flèche au point A : 0,87 mm Flèche au point B : 0,76 mm Aire de la section déformée : $31,75 \text{ mm}^2$ Aire de la section initiale : $32,50 \text{ mm}^2$	Amplitude de flèche. : 1,71 mm Perte de surface de 1,02 %
Observations	
<p>On observe que l'impact de la sphère a produit un gonflement avec une diminution de l'épaisseur de section mais avec apparition localisée d'une fissure de cisaillement adiabatique [149][153][204]. Du fait de l'amorce de fissure, une initiation partielle de plug est visible sur un secteur angulaire de 110°. A l'instant t de l'impact, l'axe de tir est perpendiculaire au plan de cible et l'axe du gonflement prend une légère obliquité car un départ de fissure s'est formé et en conséquence une ouverture en cuillère est ensuite probable. On remarque que l'épaisseur dans l'axe de tir est plus importante pour $V_i = 235 \text{ m.s}^{-1}$ que pour $V_i = 229,3 \text{ m.s}^{-1}$ ce qui peut s'expliquer par l'initiation de la fissure qui consomme une partie de l'énergie de déformation. Ce faciès est à rapprocher du mécanisme d'endommagement 1 présenté sur le tableau 13 du chapitre 2. A noter que toutes déformations sur éprouvette additive provoquent un bombement accompagné d'une crique pour les vitesses inférieures à $235,1 \text{ m.s}^{-1}$.</p>	

Tableau 37 : Section d'éprouvette additive 2 – Impact à $V_i = 247,7 \text{ m.s}^{-1}$



Photographies de la section et de la face arrière



Mesures dimensionnelles

Flèche au point A : 1,55 mm
 Flèche au point B : 1,73 mm
 Aire de la section déformée : 35,26 mm²
 Aire de la section initiale : 36 mm²
 Perte de surface de 1,02 %

Observations

A $V_i = 247 \text{ m.s}^{-1}$, le faciès de rupture est caractéristique d'une ouverture dite en cuillère. La séparation par cisaillement adiabatique est partielle, c'est à dire que le plug n'est pas éjecté. L'axe de tir est normal au plan de cible à l'instant t de l'impact, mais le plug initié pivote autour de la charnière au fur et à mesure que la fissure se propage en étoile à un point de périphérie du gonflement. Ce faciès de rupture donne une direction de déformation préférentielle dans le plan de la cible. On pourra se référer aux travaux de Zaid et al. [211] ainsi que de Chen et al. [208] dont les sujets d'intérêts ont porté sur la mécanique de perforation et sur le cisaillement adiabatique lors de la pénétration. On remarquera que la fissure s'initiant en périphérie du gonflement provoque le phénomène de petalling au même endroit. L'amplitude de flèche au point A et B a augmenté. La perte de matière est l'ordre de 1,02 % et est identique au cas où $V_i = 235,1 \text{ m.s}^{-1}$ au tableau 36.

Tableau 38 : Section d'éprouvette additive 3 – Impact à $V_i = 248,1 \text{ m.s}^{-1}$	
Photographies de la section et de la face arrière	
Mesures dimensionnelles	
<p>Flèche au point A : 0,79 mm Flèche au point B : 0,79 mm Aire de la section déformée : 27,87 mm² Aire de la section initiale : 30,0 mm² Perte de surface de 1,07 %</p>	
Observations	
<p>On observe que l'impact de la sphère a produit un gonflement avec une diminution de l'épaisseur de section mais la fissure périphérique provoquée par le cisaillement adiabatique est presque complète. [149][153][204]. Du fait de la fissure, une initiation précise de plug se dessine sur 360°. On remarque que l'épaisseur dans l'axe de tir est plus importante pour $V_i = 248,1 \text{ m.s}^{-1}$ que pour $V_i = 235,1 \text{ m.s}^{-1}$ ce qui peut s'expliquer par la fissure qui consomme une partie de l'énergie de déformation. On devine la progression en hélice de la fissure Ce faciès est à rapprocher du mécanisme d'endommagement 2 présenté sur le tableau 13 du chapitre 2. La perte de matière se situe à 1,07 % et augmente légèrement par rapport à la vitesse $V_i = 247,7 \text{ m.s}^{-1}$.</p>	

5.4.5.2 Dépouillement des éprouvettes soustractives

Chaque éprouvette soustractive est analysée dans un tableau correspondant à une vitesse d'impact. Le champ de vitesse exploré est 201,4 m.s⁻¹ à 234,4 m.s⁻¹.

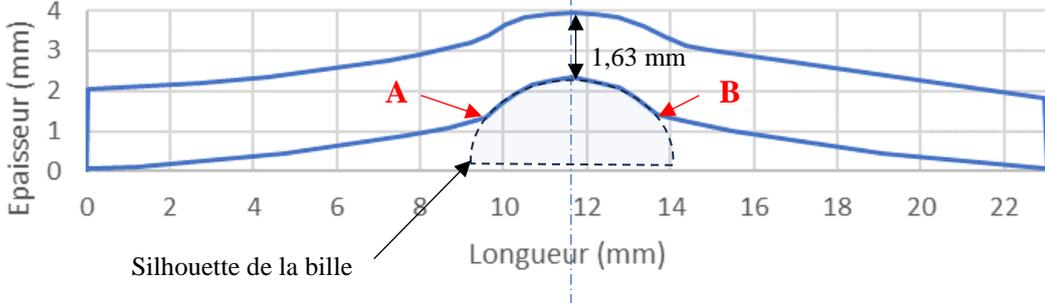
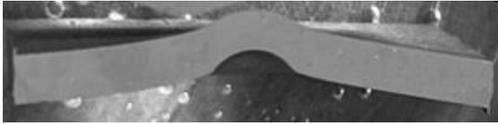
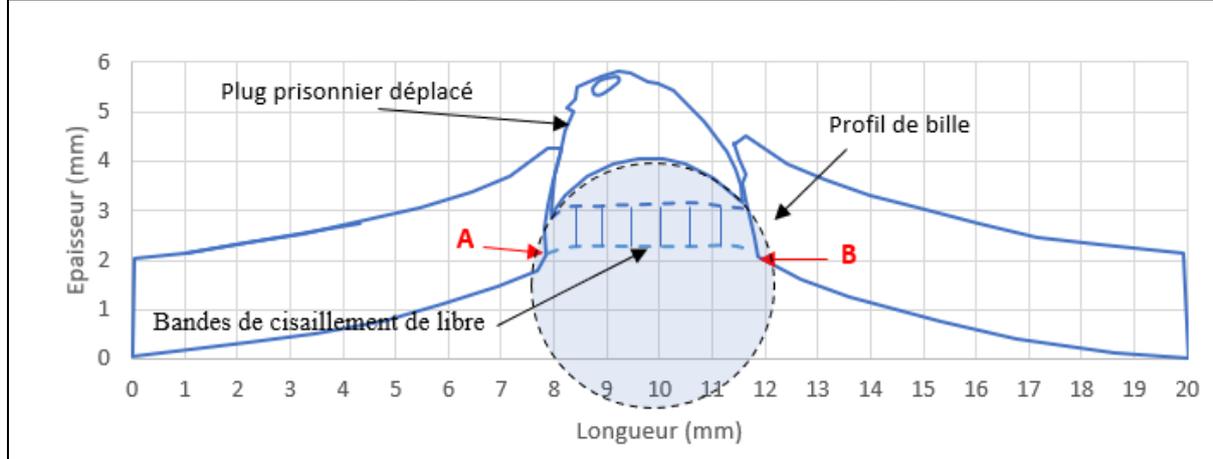
Tableau 41 : Section d'éprouvette soustractive 1	Impact à $V_i = 201,4 \text{ m.s}^{-1}$
 <p data-bbox="271 436 1316 739">Le graphique illustre la section d'éprouvette soustractive 1 après un impact à $V_i = 201,4 \text{ m.s}^{-1}$. L'axe vertical représente l'épaisseur en mm (de 0 à 4) et l'axe horizontal représente la longueur en mm (de 0 à 22). La courbe bleue montre la silhouette de la bille déformée, avec une flèche centrale de 1,63 mm. Les points A et B sont indiqués sur la courbe.</p>	
Photographies de la section	
	
Mesures dimensionnelles	
<p data-bbox="188 1052 1401 1258"> Flèche au point A : 1,34 mm Flèche au point B : 1,40 mm Aire de la section déformée : 45,79 mm² Aire de la section initiale : 46 mm² Perte de surface de 0,4 % Taux de retour élastique et plastique du Ø cratère = non significatif </p>	
Observations	
<p data-bbox="188 1296 1401 1680"> L'empreinte de la bille après l'impact est bien dessinée et symétrique par rapport à l'axe du tir. Il n'y a pas de trace d'écaillage ni d'initiation de fissure à la surface de contact entre la bille et l'éprouvette traduisant des efforts de compression important. L'épaisseur dans l'axe du tir est de 1,63 mm. Les flèches au point A et B sont respectivement de 1,34 mm et 1,40 mm. La symétrie de l'empreinte du pénétrateur après impact va dans le sens d'un comportement isotrope du matériau. Les flèches aux points A et B sont sensiblement identiques ce qui va dans le même sens. La perte de matière n'est pas significative. </p>	

Tableau 43 : Section d'éprouvette soustractive 3 | **Impact à $V_i = 219,6 \text{ m.s}^{-1}$**



Photographies de la section et de la face arrière

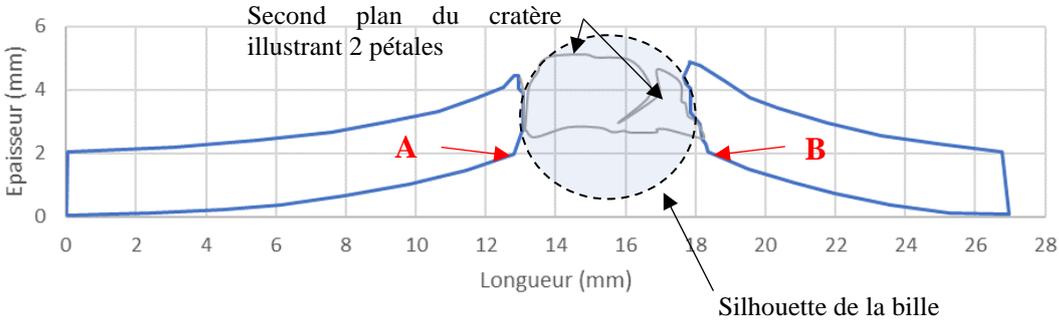


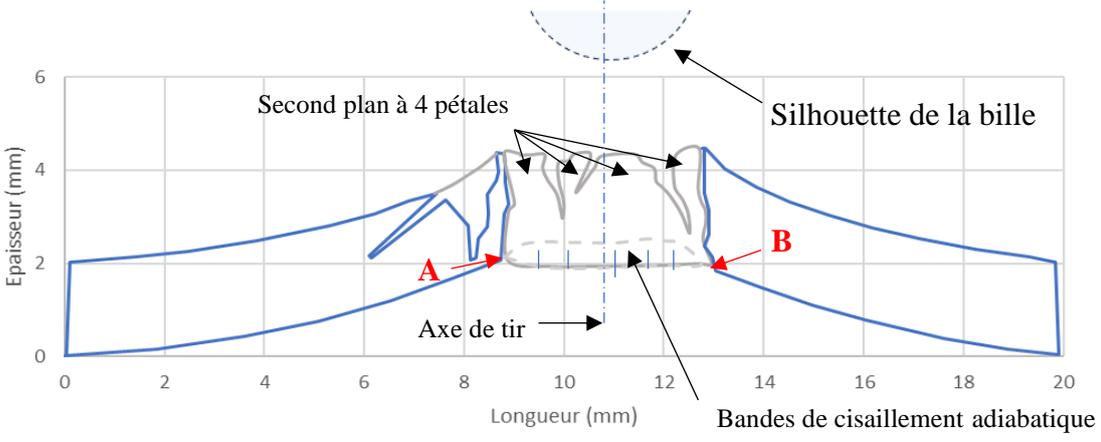
Mesures dimensionnelles

Flèche au point A : 2,15 mm
 Flèche au point B : 2,99 mm
 Aire de la section déformée : 38,72 mm² Epaisseur du plug : 1,95 mm
 Aire de la section initiale : 40 mm² Perte de surface de 3,3 %
 Taux de retour élastique et plastique du Ø cratère = 3 %

Commentaires

On observe un plug qui est complet, poussé en avant mais restant prisonnier. On remarquera que l'épaisseur du plug en son sommet est la même que celle de la plaque, son épaisseur n'a que très légèrement varié dans l'axe du tir. La bille est pénétrante mais pas traversante. On ne remarque pas d'écaillage sur la face de plug en contact avec la bille. Les bandes de cisaillement adiabatiques sont visibles sur la partie de l'alésage où le plug a glissé. On observe sur la face arrière de la cible 7 pétales qui sont caractéristiques de la propagation des fissures en étoiles. Les fissures radiales sont bien réparties autour du cratère. Les flèches au point A et B ont augmenté du double par rapport à $V_i = 209,3 \text{ m.s}^{-1}$ ce qui indique que l'énergie de déformation a été consommée par les zones en flexion et le cisaillement adiabatique. Le taux de retour élastique est à 3% et est limité par la présence du plug. On observe cependant un léger retour plastique dû au flux hydrodynamique de matière.

Tableau 44 : Section d'éprouvette soustractive 4 Projectile semi-traversant	Impact à $V_i = 226,4 \text{ m.s}^{-1}$ Vitesse résiduelle $V_s = 0 \text{ m.s}^{-1}$
 <p>Second plan du cratère illustrant 2 pétales</p> <p>Epaisseur (mm)</p> <p>Longueur (mm)</p> <p>Silhouette de la bille</p> <p>A</p> <p>B</p>	
Photographies de la section bille enlevée et de la vue arrière	
	
Mesures dimensionnelles	
<p>Flèche au point A : 1,965 mm Flèche au point B : 2,038 mm Aire de la section déformée : 46,89 mm² Aire de la section initiale : 54 mm² Taux de retour élastique du Ø cratère = 2,1 %</p> <p style="text-align: right;">Perte de surface de 15,1 %</p>	
Commentaires	
<p>Sur cet échantillon, nous sommes en présence d'un plug éjecté avec bille prisonnière. On peut considérer que c'est une phase de balistique transitoire où on peut considérer que la bille est restée prisonnière de l'effet de retour élastique et plastique de la matière. Le plug a été éjecté. Ces deux dernières observations nous permettent de déduire que nous sommes en présence du seuil de perforation.</p> <p>On distingue nettement le phénomène de « petalling » avec huit pétales formés et dont les surfaces sont homogènes. La fissure circonférentielle est complète sur la face avant et arrière, les fissures radiales ne sont pas encore à leur longueur maximale mais semble de même amplitude. On n'observe que très peu d'écaillage et la perte de masse représente la masse du plug éjecté.</p>	

<p>Tableau 45 : Section d'éprouvette soustractive 5 Projectile traversant</p>	<p>Impact à $V_i = 234,5 \text{ m.s}^{-1}$ Vitesse résiduelle $V_r = 85 \text{ m.s}^{-1}$</p>
	
<p align="center">Photographies de la section et de la vue arrière</p>	
	
<p align="center">Mesures dimensionnelles</p>	
<p>Flèche au point A : 2,12 mm Flèche au point B : 1,86 mm Aire de la section déformée : 31,17 mm² Aire de la section initiale : 40 mm² Taux de retour élastique du Ø cratère = 17,2 %</p> <p align="right">Perte de surface de 28,3 %</p>	
<p align="center">Commentaires</p>	
<p>Sur cette éprouvette, le plug a été éjecté et la bille a traversé l'éprouvette. La vitesse d'impact est de $234,5 \text{ m.s}^{-1}$ et la vitesse résiduelle est de 85 m.s^{-1}. Le cratère est bien dessiné et on observe un jeu de 7 pétales sur la face arrière. Sur un plan dimensionnel, on observe que les flèches au point A et B n'ont pratiquement pas évolué depuis que le plug a été éjecté. On peut en déduire que l'éprouvette se déforme sous l'effet de la contrainte de flexion jusqu'à la vitesse de 209 m.s^{-1}, que le cisaillement intervient au moment de l'initiation du plug jusqu'à son éjection et la formation des pétales. On observe des fissures au-dessus du pont A. Le retour élastique et plastique est important car outre le retour de flexion, les fissures constituent autant de lames de ressort. La perte de masse est relativement importante et continuera tant que le pénétrateur sera freiné par le retour élastique et les flux hydrodynamique de matière.</p>	

5.5 Interprétations et discussions

Le tableau 46 rassemble de manière ordonnée les vitesses d'impact rapportées aux modes d'endommagement. Les valeurs de vitesse résiduelle à zéro indiquent que la sphère est non pénétrante. Les valeurs de vitesse nommées « ricochet » indiquent que la sphère a rebondi alors que le plug était libre.

		Gonflement	Ecaillage	Initiation plug	Plug prisonnier	Plug éjecté	Projectile traversant
Additif	V impact	229	235	248	257	259	261
	V résiduelle	0	0	0	0	125	181
Soustractif	V impact	201	209	219	226	234	234
	V résiduelle	0	0	0	0	Ricochet	85

Dans le tableau 47, sept domaines sont définis qui sont associés à un type d'endommagement. Les domaines d'endommagement que nous avons retenu sont inspirés des travaux de Paul et al. [135] ainsi que de Backman et al. [137].

Domaine	Désignation de l'endommagement
1 à 2	Gonflement de la face arrière de la cible
2 à 3	Amorce de fracture par cisaillement adiabatique
3 à 4	Formation du plug
4 à 5	Ejection du plug ou ricochet
5 à 6	Pénétrant ou traversant
7	Traversant

5.5.1 Discussion sur les vitesses corrélée aux phénomènes d'endommagement.

Les observations effectuées sur les tableaux 36 à 45 permettent de dégager de premières réflexions pertinentes. La première réflexion concerne la distribution de la consommation d'énergie de déformation lors d'un impact : Nous avons observé que l'énergie pouvait être consommée en plusieurs phases avec une chronologie par des contraintes de traction et compression, de flexion essentiellement initiée à partir de deux charnières, de cisaillement

adiabatique lors de la poussée sur le plug jusqu'à son éjection et dans une moindre mesure par des contraintes formant des fissures lors de la formation des pétales par flexion et propagation de fissures radiales. La chronologie de consommation est la suivante et est récapitulée dans le tableau 57.

Tableau 48 : Chronologie de consommation de l'énergie de déformation	
Chronologie	Traduction de l'énergie consommée
1	Compression et traction : bombement
2	Flexion de plaque et bombement
3	Flexion de la plaque, cisaillement adiabatique autour du plug
4	Ejection du plug, écaillage, retour élastique et hydrodynamique
5	Flexion des pétales et propagation des fissures radiales
6	Freinage du pénétrateur et écaillage. Vitesse résiduelle

Si on peut considérer que la chronologie de ces phases de consommation d'énergie est identique pour les cibles additives et soustractives, l'intensité de ces phases présentent des différences qui vont se traduire par des flèches d'amplitude différente, des retours élastiques et des flux de matières (hydrodynamique) différents.

A domaine d'endommagement équivalent, on observe que les vitesses d'impact nécessaires à l'endommagement des éprouvettes réalisées par le procédé SLM, sont supérieures aux vitesses d'impact appliquées aux éprouvettes soustractives.

Le tableau 46 nous montre que les vitesses produisant les différents types d'endommagement sur des éprouvettes soustractives sont inférieures d'environ 12% à la vitesse nécessaire pour produire les mêmes endommagements sur les éprouvettes additives. Pour exemple, la vitesse 235 m.s^{-1} produit un écaillage et une initiation de crique sur un échantillon additif alors que la même vitesse produit un plug éjecté sur une cible soustractive. Si on compare ces deux cas d'endommagement d'un point de vue énergétique, l'un aura consommé toute l'énergie de déformation principalement en contrainte de compression et dans une moindre mesure de traction et de flexion alors que dans l'autre cas, l'énergie de déformation est consommée suivant la chronologie décrite dans le tableau 48.

La figure 95 représente l'évolution de la vitesse d'impact V_i nécessaire pour produire les différents endommagements sur les cibles additives et soustractives. Le graphe représenté illustre les différences de performances. La vitesse de perforation avec plug éjecté est de 234 m.s^{-1} pour la cible soustractive et de 261 m.s^{-1} pour la cible additive.

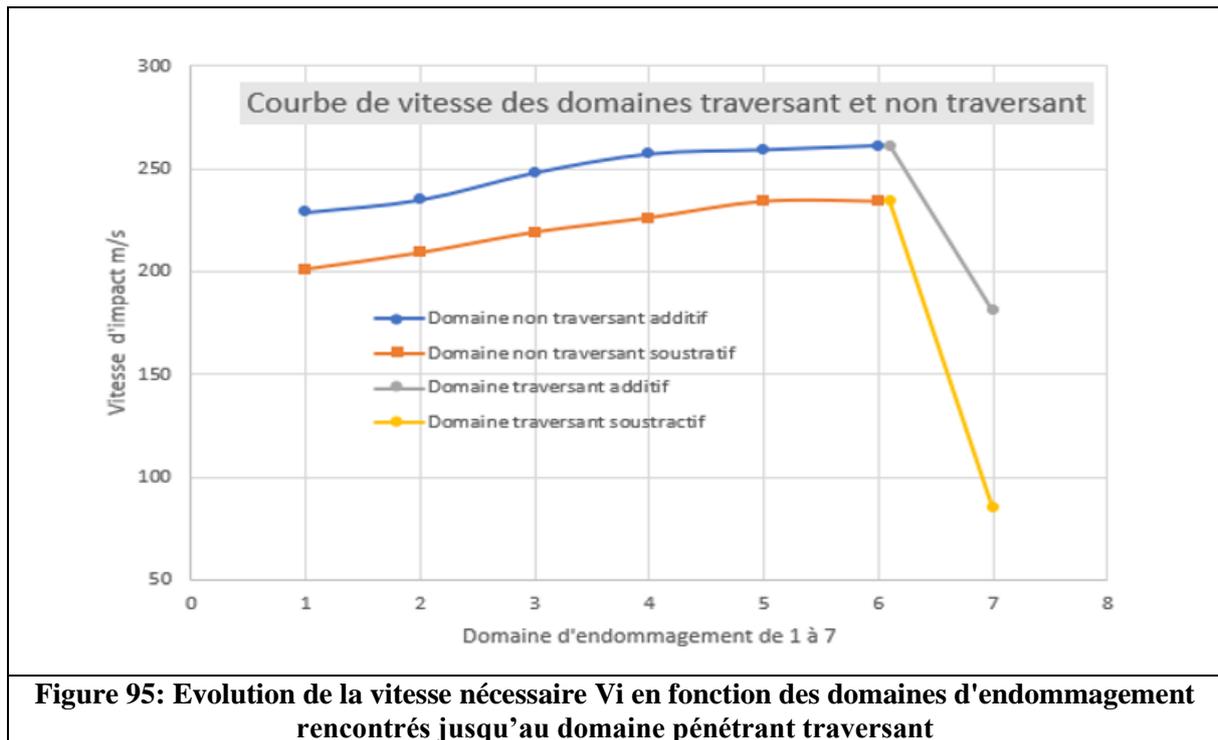


Figure 95: Evolution de la vitesse nécessaire V_i en fonction des domaines d'endommagement rencontrés jusqu'au domaine pénétrant traversant

La vitesse résiduelle après pénétration et traversée des échantillons soustractifs est égale à 36% de la vitesse d'impact, alors que la vitesse résiduelle après pénétration et traversée des échantillons additifs est égale à 70% de la vitesse d'impact. On peut en déduire que la cible soustractive freine le pénétrateur de manière plus efficace. Cette déduction est recevable uniquement si on raisonne du point de vue de l'énergie résiduelle. Cependant cette observation est à rapporter aux vitesses perforantes et dans ce cas la cible additive est plus protectrice que la cible soustractive.

En effet, les vitesses d'impacts pénétrantes ne sont pas les mêmes, 261 m.s^{-1} pour la fabrication additive et 234 m.s^{-1} pour la fabrication soustractive.

5.5.2 Discussions sur les profils résiduels permanents

Les profils résiduels permanents ont déjà été discutés dans les sections 5.4.2.1 et 5.4.2.2 mais il est intéressant de rappeler les résultats principaux qui nous renseignent très visuellement sur le comportement du matériau. Ils permettent d'apprécier les déflexions depuis l'impact non pénétrant jusqu'à l'impact perforant.

5.5.2.1 Commentaires sur les déformées soustractives :

Sur la figure 92 de la section 5.4.2.1, le graphe des profils permanents avant et après perforation des cibles soustractives est représenté. Nous avons pu y observer l'aspect symétrique et graduel de l'évolution des profils de déformation. Cela confirme les interprétations faites lors de l'étude échantillon par échantillon dans le paragraphe 5.4.5 sur l'identifications et l'interprétations des modes d'endommagement.

C'est en effet sur les éprouvettes soustractives, qui sont les plus homogènes et isotropes, que nous pouvons nous rapprocher le plus des cas « repères » d'endommagement vus dans la littérature. En particulier le petalling est facilement reconnaissable ainsi que le spall failure scabbling. La déflexion constatée sur la figure 92 illustrant la déflexion des cibles soustractives par rapport au plan avant et après perforation est franche, présentant une symétrie de déformation.

5.5.2.2 Commentaires sur les déformées additives :

Sur la figure 93 de la section 5.4.2.2 est représenté le graphe des profils de déformation permanent avant et après perforation des cibles additives. En comparaison avec les profils soustractifs de la figure 92, les profils additifs de déflexion apparaissent un peu désordonnés.

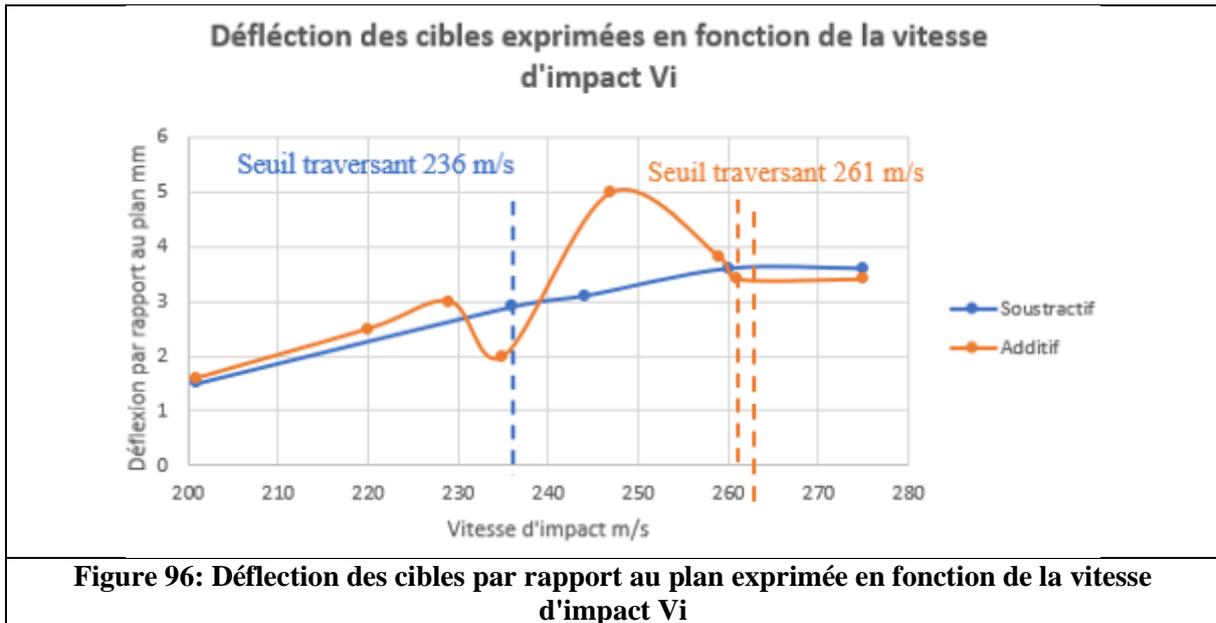
On remarque que la déformée à la vitesse de 229 m.s⁻¹ est plus importante que la déformée provoquée par la vitesse 235 m.s⁻¹, ceci est dû à l'apparition d'une fissure de type « shearband » et qui a consommé de l'énergie en se propageant partiellement de manière circonférentielle. La déformée provoquée par la vitesse 247 m.s⁻¹ correspond à la déformée la plus importante et elle est caractéristique de l'anisotropie du matériau, on observe une ouverture dite en « cuillère » ou en « décapsuleur » proche de la rupture. Ce type de déformée nest pas à confondre avec celle provoquée par un tir avec obliquité. C'est une forme de sous-groupe pour les contraintes de cisaillement adiabatiques. Rappelons que le concept de cisaillement adiabatique « *adiabatic shear plugging* » est celui d'un bouchon entouré d'une bande de cisaillement cylindriquement poussé en avant par un projectile. Cependant, des travaux ont montré que les bandes de cisaillement adiabatiques n'ont pas cette géométrie simple. [150]

Les déformées engendrées par les vitesses 259 m.s⁻¹ et 261 m.s⁻¹ sont en pratiques identiques et ne traduisent pas de progressivité de la déformée, la déflexion est plus courte comparativement aux déformées soustractives qui sont plus plastiques.

5.5.2.3 Commentaires sur les déflexions et les vitesses d'impacts

La mesure de déflexion sur les profils de déformation permet de visualiser l'évolution de la déflexion en fonction de la vitesse d'impact de la sphère. La mesure se fait sur les points A ou B repérés sur les tableaux 36 à 45. (Flèches aux points A et B).

Le graphe de la figure 96 illustre le caractère homogène des éprouvettes soustractives et inhomogène des éprouvettes additives testées relativement au comportement mécanique.



En effet, en ce qui concerne le matériau soustractif en bleu sur le graphe, nous observons un tracé sans accident avec une tendance asymptotique à partir de 235 m.s^{-1} traduisant une perforation avec évolution significative de la déflexion et une stabilisation après. Par contre, le tracé en orange correspondant au matériau additif nous fait observer une réponse à l'impact qui peut paraître surprenant aux vitesses 236 m.s^{-1} et 261 m.s^{-1} ; ces deux vitesses coïncident respectivement avec l'amorce d'une fissure circonférentielle provoquée par des bandes de cisaillement adiabatique et à l'apparition d'un plug en forme de cuillère généré par du cisaillement adiabatique plus avancé et favorisé par les défauts du matériau en terme d'inhomogénéité de composition, de présence de porosités et de colonies de grains colonnaires orientés dans le sens de passage du laser. Ces défauts peuvent expliquer la rupture localisée et asymétrique ainsi que l'amplitude de la déflexion constatée. Ces défauts provoquent une anisotropie dont l'orientation varie avec celles des aiguilles de silicium remises partiellement en solution lors du traitement thermique de détente.

Le tracé des déflexions figurant sur la figure 91 est à rapporter au domaine d'endommagement à la cible en se référant au tableau 48 et à la figure 95.

5.6 Conclusion du chapitre 5

Si dans un premier temps, nous pouvons affirmer que le matériau additif résiste mieux à l'impact car la vitesse de perforation est supérieure à celle du matériau soustractif, nous devons moduler cette affirmation en observant que les vitesses pré-perforantes sont susceptibles d'engendrer des phénomènes de rupture partielle provoqués par les défauts inhérents au procédé de fabrication SLM. Les échantillons soustractifs ont un comportement plus prévisible de ce point de vue. L'anisotropie qui caractérise les fabrications par le procédé additif SLM favorise les endommagements aléatoires sur un intervalle de vitesse et diminue la fiabilité des prédictions du comportement mécanique.

En particulier, le phénomène d'ouverture en cuillère est initié par une anisotropie locale favorisant des amorces de fissures très localisées par concentration de contraintes. Des ruptures à faciès asymétrique s'ensuivent et endommagent le matériau de manière incrémentale.

Les éprouvettes soustractives prélevées dans un lingot par électroérosion au fil sont par nature isotropes et homogènes et n'influencent pas les caractéristiques mécaniques rendant ce procédé plus fiable dans la prédiction de comportement mécanique.

Le traitement thermique du lingot issu d'une coulée est parfaitement maîtrisable et est complété par un recuit de détente après fabrication.

Le procédé SLM exerce une influence très importante sur la métallurgie des fabrications et la stratégie de lasage ; les paramètres conjugués de puissance, de vitesse, la granulométrie de la poudre ainsi que son état d'oxydation et la qualité du remplissage de couche constituent des facteurs prépondérants pour maîtriser la microstructure, les porosités et l'homogénéité de la composition chimique. Enfin, l'état de fusion en particulier des particules de silicium, leur distribution dans les éprouvettes fabriquées ainsi que leur taille et leur forme gouvernent en partie le comportement mécanique du matériau. Un traitement thermique adapté est donc nécessaire pour lisser ces imperfections mais sans les éliminer.

Les résultats de ce chapitre ont une portée intéressante sur le comparatif soustractif et additif.

Si les domaines de déformation sont bien retrouvés et identifiés sur les cibles correspondant aux deux procédés additif et soustractifs, le procédé additif a des performances supérieures en résistance et élasticité. En effet à vitesse égale, les deux procédés ne figurent pas dans le même domaine d'endommagement. En observant le graphe 95, on s'aperçoit que la vitesse d'environ 230 m.s^{-1} situe l'endommagement au domaine 2 pour une cible additive ce qui correspond à

l'amorce de fissures par cisaillement adiabatique alors que l'endommagement à cette même vitesse pour une cible soustractive se situe à l'interface des domaines 5 et 6 se traduisant à minima par une éjection de plug pour le domaine 5 et par une pénétration ou une perforation pour le domaine 6. Il est utile de noter que la nature de l'essai ainsi que la géométrie du pénétrateur nous indiquent très clairement le niveau d'anisotropie relatif des matériaux mis en œuvre par les deux procédés et ici on peut affirmer que l'alliage AlSi10Mg additif est anisotrope comme on pouvait le supposer alors que le soustractif semble avoir un comportement bien plus homogène et progressif dans l'évolution des profils de déformation ainsi que par la symétrie de propagation des déformations et des fissures.

Conclusion

6.1 Résumé et Contributions

6.1.1 Récapitulatif des objectifs de la thèse

L'objectif global de ces travaux de recherche est une comparaison des propriétés mécaniques de composants fabriqués de manière additive et soustractive dans des chargements dynamiques.

Le but est non seulement de mettre en évidence les différences entre deux procédés de fabrication à travers la recherche des paramètres physiques caractérisant les performances mécaniques, mais aussi de construire une piste de développement de méthode de caractérisation.

Après une étude consacrée à l'exploration modale et tomographique d'un composant de trottinette au chapitre 3, une continuité était nécessaire pour affiner la méthode d'exploration des caractéristiques mécaniques sur des éprouvettes calibrées. Les méthodes utilisées sont des techniques modales, SISO et MISO avec pour finalité l'extraction des réponses temporelles en termes de mouvement pour exploiter les chemins d'ondes et le domaine fréquentiel.

Les modules d'Young dynamiques relatifs ont été calculés et comparés pour déterminer une hiérarchie d'élasticité et de rigidité. Les diagnostics se sont appuyés sur des dimensions macro et microstructurales.

Pour consolider cette démarche comparative, « soustractif versus additif », nous avons investigué le domaine « High Velocity » où nous savons que les modes de déformation des matériaux soumis à des impacts de projectiles à haute vitesse font intervenir des contraintes dues aux ondes de choc et que les phénomènes sont régis par les lois de la mécanique non linéaire.

6.1.2 Rappel des questions de recherche abordées

La caractérisation mécanique des fabrications additives est cruciale pour positionner ce procédé dans une dimension applicative de fabrication vis à vis des procédés conventionnels. La littérature est abondante dans ce domaine en ce qui concerne la fabrication additive, particulièrement dans le cas de l'alliage AlSi10Mg, mais est le plus souvent abordée suivant un prisme classique faisant appel à des moyens bien connus tels que les essais mécaniques de

traction ou compression complétés par des investigations micrographiques ou cristallographiques en termes physique ou d'imagerie. Notre approche de recherche sur les structures additives est différente et porte sur une exploration des paramètres physiques à travers une observation des réponses dynamiques des structures additives en appliquant des méthodes vibratoires Low Velocity au marteau de choc ainsi qu'une exploration des réponses aux chocs High Velocity par l'exploitation d'un canon à gaz.

La stratégie choisie est comparative et nous confrontons nos résultats aux réponses des mêmes structures en termes de géométrie et de composition de matériau mais élaborées par un procédé conventionnel dit soustractif. Les performances comparées des deux procédés nous renseignent sur les différences de caractéristiques mécaniques respectives.

Le domaine Low Velocity concerne l'exploitation des réponses temporelles et fréquentielles qui abordent la caractérisation en termes de module d'Young dynamique, de performance à l'amortissement et à travers ces résultats, la mise en évidence des défauts structurels et l'homogénéité de composition chimiques des fabrications.

Dans le domaine d'exploration High Velocity, nos travaux de recherche prennent une autre voie et abordent la physique et la mécanique des chocs. L'esprit reste comparatif, c'est-à-dire que les structures additives et soustractives sont les cibles à étudier, elles sont soumises à l'impact d'un projectile suivant différents niveaux de sollicitation. A travers les endommagements, un diagnostic phénoménologique est établi permettant de mettre en évidence les différences entre les deux procédés de fabrication.

6.2 Synthèses des résultats obtenus

6.2.1 Low Velocity : Comparaison des propriétés mécaniques des échantillons

Les chapitre 3 et 4 traitent des essais Low Velocity. Le chapitre 3 est une étude d'exploration et d'évaluation de la méthode de caractérisation modale. Les résultats obtenus ont mis en évidence des différences de réponse temporelle, fréquentielle, d'amortissement et d'absorption d'énergie. Une scannographie RX a mis en évidence un taux de porosité plus important dans le composant additif que dans le composant soustractif. La porosité est un des paramètres exerçant une influence importante sur les caractéristiques mécaniques des fabrications.

Les résultats de ce premier champ d'études ont suscité une motivation pour aiguiller nos travaux de recherche vers l'étude comparative d'échantillons calibrées soustractifs et additifs et en particulier ont motivé l'intérêt porté à l'influence exercée par l'orientation d'impression sur les caractéristiques mécaniques. Le chapitre 4 est consacré à cette étude. Les résultats des travaux

mettent en évidence des différences significatives en termes de réponses fréquentielles. Cette réponse est gouvernée en partie par les différents angles d'impression mais aussi par les défauts microstructuraux générés par le sens de passage du laser.

L'intérêt porté à la propagation de l'onde et sa mesure met en évidence le parcours de celle-ci dans l'échantillon. L'onde a besoin de plus ou moins de temps pour atteindre l'extrémité de l'échantillon et ceci en fonction de l'orientation de fabrication et de l'angle d'impression. Les hétérogénéités entraînent un gradient de densité spatiale, ce qui influe sur la vitesse de propagation des ondes et la longueur du parcours.

L'analyse des modules d'Young dynamiques calculés semble indiquer que les échantillons imprimés à plat FLAT seraient les plus homogènes en termes de ratio des modules d'Young dynamiques E_d/E_{ref} et ceci pour le mode M0. L'échantillon Rotation présente la même symétrie et la rapport E_0/E_{ref} lui est supérieure. Une hiérarchie semble s'imposer en faveur des échantillons Rotations suivis de près par les Upright et enfin les Flat. Cette tendance est la même pour les modes M1 et M2. Transposé en termes de module d'Young dynamique, cela constituerait le même classement.

6.2.2 High Velocity : comparaison des propriétés mécaniques des échantillons

Le chapitre 5 étudie l'endommagement d'échantillons soustractifs et additifs soumis à l'impact d'un projectile lancé à haute vitesse. Les résultats de ce chapitre ont une portée intéressante sur le comparatif soustractif et additif.

Si les domaines de déformation sont bien retrouvés et identifiés sur les cibles correspondant aux deux procédés additif et soustractif, le procédé additif à des performances supérieures en termes de résistance et élasticité. En effet à vitesse égale, les deux procédés ne figurent pas dans le même domaine d'endommagement. Les endommagements des éprouvettes soustractives mettent en évidence le comportement isotrope et prédictif de ce procédé. Les endommagements sont facilement corrélés avec l'état de l'art de la spécialité.

Pour les échantillons additifs, les endommagements sont plus tourmentés et le caractère anisotrope du matériau engendré par le procédé SLM est mis en évidence. La résistance à la perforation des échantillons additifs est meilleure que celle des échantillons soustractifs mais le caractère compliqué des faciès d'endommagement, la distribution aléatoire des défauts de structure et la probabilité de défaillance due à ces mêmes défauts rendent la prédiction de comportement difficile.

6.3 Perspectives et recommandations pour de futures recherches

6.3.1 Identification des limites de l'étude actuelle

La méthode modale peut être appliquées à l'analyse des comportements dynamiques dans le contexte des fabrications additives, mais il existe certaines limites spécifiques à cette application en raison des caractéristiques particulières de cette technologie de fabrication.

Les matériaux imprimés en 3D peuvent présenter des propriétés anisotropes en raison de la direction spécifique de dépôt des couches. Cela peut introduire des variations directionnelles dans les modes propres et les trajets d'ondes.

Les imperfections ou les irrégularités dans la fabrication peuvent influencer les propriétés modales et rendre les prédictions moins précises. Les méthodes modales peuvent être plus adaptées aux pièces de taille moyenne à grande. Les effets de la taille relative par rapport aux longueurs d'onde des modes peuvent introduire des erreurs dans les résultats modaux.

Les propriétés d'amortissement des matériaux imprimés en 3D peuvent être difficiles à caractériser avec précision. La méthode modale peut ne pas prendre en compte efficacement ces effets dissipatifs. Cependant, appliquées sous un prisme comparatif, les biais de mesures peuvent être lissés sans toutefois être éliminés ce qui limite la comparaison des caractéristiques mécaniques des échantillons à un champ de valeur relatif. On peut les comparer et les hiérarchiser mais il est hasardeux de définir des valeurs précises et objectives.

La méthode High Velocity présente aussi des limitations dans le cadre de cette étude. La première d'entre elles est que les événements sont très courts, cela rend difficile la capture précise de certains phénomènes dynamiques.

6.3.2 Proposition d'axes d'amélioration pour des études futures

Ils existent différentes pistes d'amélioration pour des études futures :

Pour la méthode Low Velocity, une piste serait de construire une carte d'identité vibratoire complète de la structure aux moyens de la méthode MIMO et la pose de jauges de déformation ainsi que l'utilisation d'un vibromètre laser pour visualiser les modes de déformation serait un plus. L'exploitation de la méthode d'analyse ODS « Operational Deflection Shape » peut apporter un plus grâce à la visualisation des modes de déformation ainsi que pour la connaissance des déplacements, des vitesses et des accélérations. L'utilisation d'un pot vibrant piloté en balayage sinus apporterait des mesures plus fiables reproductibles à transposer dans le domaine comparatif par rapport aux essais pratiqués au marteau de choc.

En ce qui concerne la méthode High Velocity, une piste d'amélioration serait de s'équiper d'un système d'acquisition vidéo plus rapide que l'existant, permettant de visualiser le pic d'impact et de pouvoir mesurer les vitesses réelles pré impact et post impact. Un contrôle de trajectoire serait aussi opérant bien que le système à lunettes et membranes papier ait donné satisfaction.

6.4 Conclusion Générale

Dans ce travail de recherche, l'objectif est d'exploiter une méthode d'analyse modale dite Low Velocity et une méthode High Velocity au moyen d'un lanceur à gaz pour évaluer les caractéristiques mécaniques de fabrication additive et soustractive. Le principe est d'asseoir l'identification des caractéristiques mécaniques sur un mode comparatif. La littérature est très riche concernant les caractéristiques mécaniques des fabrications conventionnelles dites soustractives et nous pouvons nous étalonner sur celles-ci pour poser des diagnostics sur les performances de fabrications additives.

La méthode Low Velocity est non destructive, elle s'applique en mécanique linéaire et est facile à mettre en œuvre. Les nombreux paramètres régissant les règles de fabrication SLM alimentent une variabilité importante des résultats. Les biais de mesures sont nombreux et poussent à ne travailler qu'à travers un prisme comparatif en se servant d'une référence représentée par les fabrications soustractives. Ainsi les biais peuvent être lissés. Néanmoins, la méthode modale a permis la mise en évidence des défauts de structure inhérents au procédé additif SLM et des marqueurs de l'influence des sens d'impression ont été identifiés. Des valeurs relatives de l'évolution du module d'Young dynamique ont été calculées et ont permis de poser une hiérarchie à travers le ratio E_d/E_{ref} .

La méthode High Velocity est une méthode destructive. Son champ d'application est la mécanique non linéaire. C'est une méthode lourde et complexe à mettre en œuvre. Elle permet d'évaluer des modes d'endommagement à rapporter à une vitesse d'impact, à un matériau et à un projectile. Les comparaisons entre les procédés de fabrication des cibles sont directes. Les diagnostics sont effectués relativement à l'état de l'art qui est très riche et évolutif sur le sujet. La comparaison entre deux procédés de fabrication des cibles repose sur les mesures des vitesses d'impact et résiduelles. Les principaux modes d'endommagement sont répertoriés par identification. Les résultats des essais ont mis en évidence une meilleure résistance à la perforation des fabrications additives, Cependant une incertitude relative au comportement anisotrope de la structure additive rend l'étude des profils de déformation plus complexes à interpréter en aval de la vitesse de perforation. Par opposition, le comportement des fabrications

soustractives est plus franc et les symétries de déformation plaident en faveur de son homogénéité de structure et de son isotropie.

Les deux méthodes sont vectrices de résultats exploitables, elles permettent d'évaluer en l'état des tendances de comportement ainsi que des typologies de défaut en mode comparatif et relatif pour les fabrications soustractives et additives.

Références bibliographiques

- [1] Capital, « On a retrouvé les vrais inventeurs de l'imprimante 3D ». [En ligne]. Disponible sur: <https://www.capital.fr/economie-politique/on-a-retrouve-les-vrais-inventeurs-de-l-imprimante-3d-912430>
- [2] C. Yang *et al.*, « A Comparative Study of Fatigue Energy Dissipation of Additive Manufactured and Cast AlSi10Mg Alloy », *Metals*, vol. 11, n° 8, p. 1274, août 2021, doi: 10.3390/met11081274.
- [3] Q. Yan, B. Song, et Y. Shi, « Comparative study of performance comparison of AlSi10Mg alloy prepared by selective laser melting and casting », *J. Mater. Sci. Technol.*, vol. 41, p. 199-208, mars 2020, doi: 10.1016/j.jmst.2019.08.049.
- [4] A. Aversa *et al.*, « New Aluminum Alloys Specifically Designed for Laser Powder Bed Fusion: A Review », *Materials*, vol. 12, n° 7, p. 1007, mars 2019, doi: 10.3390/ma12071007.
- [5] S. S. Babu, L. Love, R. Dehoff, W. Peter, T. R. Watkins, et S. Pannala, « Additive manufacturing of materials: Opportunities and challenges », *MRS Bull.*, vol. 40, n° 12, p. 1154-1161, déc. 2015, doi: 10.1557/mrs.2015.234.
- [6] C. C. Roth, T. Frasz, et D. Mohr, « Dynamic perforation of lightweight armor: Temperature-dependent plasticity and fracture of aluminum 7020-T6 », *Mech. Mater.*, vol. 149, p. 103537, oct. 2020, doi: 10.1016/j.mechmat.2020.103537.
- [7] A. Johnson, « Establishing the Performance Requirements for Stab Resistant Additive Manufactured Body Armour ». [En ligne]. Disponible sur: <https://repositories.lib.utexas.edu/handle/2152/88412>
- [8] P. Lesage, L. Dembinski, R. Lachat, et S. Roth, « Mechanical characterization of 3D printed samples under vibration: Effect of printing orientation and comparison with subtractive manufacturing », *Results Eng.*, vol. 13, p. 100372, mars 2022, doi: 10.1016/j.rineng.2022.100372.
- [9] P. Lesage, L. Dembinski, M. Schmitt, J.-P. Roth, S. Gomes, et S. Roth, « Low-velocity impact loadings on mechanical components: Subtractive versus additive manufacturing », *Mech. Res. Commun.*, vol. 90, p. 47-51, juin 2018, doi: 10.1016/j.mechrescom.2018.04.009.
- [10] A. Zocca, P. Colombo, C. M. Gomes, et J. Günster, « Additive Manufacturing of Ceramics: Issues, Potentialities, and Opportunities », *J. Am. Ceram. Soc.*, vol. 98, n° 7, p. 1983-2001, juill. 2015, doi: 10.1111/jace.13700.
- [11] A. Al Rashid, S. A. Khan, S. G. Al-Ghamdi, et M. Koç, « Additive manufacturing: Technology, applications, markets, and opportunities for the built environment », *Autom. Constr.*, vol. 118, p. 103268, oct. 2020, doi: 10.1016/j.autcon.2020.103268.

Références bibliographiques

- [12] « Norme ISO, «ISO/ASTM 52900:2015(fr) Fabrication additive — Principes généraux — Terminologie,» ». ASTM, 2015. [En ligne]. Disponible sur: <https://www.iso.org/obp/ui/#iso:std:iso-astm:52900:ed-1:v1:fr>
- [13] J.-P. Kruth, B. Vandenbroucke, J. Van Vaerenbergh, P. Mercelis et Division PMA, Department of Mechanical Engineering, Katholieke Universiteit Leuven, Belgium, « BENCHMARKING OF DIFFERENT SLS/SLM PROCESSES AS RAPID MANUFACTURING TECHNIQUES ». [En ligne]. Disponible sur: <https://scholar.google.com/scholar?q=Benchmarking%20of%20different%20SLSSLM%20processes%20as%20rapid%20manufacturing%20techniques>
- [14] A. Bandyopadhyay, Y. Zhang, et S. Bose, « Recent developments in metal additive manufacturing », *Curr. Opin. Chem. Eng.*, vol. 28, p. 96-104, juin 2020, doi: 10.1016/j.coche.2020.03.001.
- [15] K. Rajaguru, T. Karthikeyan, et V. Vijayan, « Additive manufacturing – State of art », *Mater. Today Proc.*, vol. 21, p. 628-633, 2020, doi: 10.1016/j.matpr.2019.06.728.
- [16] C. C. Roth, T. Tancogne-Dejean, et D. Mohr, « Plasticity and fracture of cast and SLM AlSi10Mg: High-throughput testing and modeling », *Addit. Manuf.*, vol. 43, p. 101998, juill. 2021, doi: 10.1016/j.addma.2021.101998.
- [17] S. I. Shakil, A. Hadadzadeh, B. Shalchi Amirkhiz, H. Pirgazi, M. Mohammadi, et M. Haghshenas, « Additive manufactured versus cast AlSi10Mg alloy: Microstructure and micromechanics », *Results Mater.*, vol. 10, p. 100178, juin 2021, doi: 10.1016/j.rinma.2021.100178.
- [18] L. Cui *et al.*, « Porosity, microstructure and mechanical property of welded joints produced by different laser welding processes in selective laser melting AlSi10Mg alloys », *Opt. Laser Technol.*, vol. 150, p. 107952, juin 2022, doi: 10.1016/j.optlastec.2022.107952.
- [19] D. Buchbinder, W. Meiners, K. Wissenbach, et R. Poprawe, « Selective laser melting of aluminum die-cast alloy—Correlations between process parameters, solidification conditions, and resulting mechanical properties », *J. Laser Appl.*, vol. 27, n° S2, p. S29205, févr. 2015, doi: 10.2351/1.4906389.
- [20] T. Abe, T. Kataoka, S. Kayashima, N. Sumi, T. Hashimoto, et J. Kaneko, « Determination of alternation sequence for additive and subtractive manufacturing based on subtractive manufacturing simulation », *Precis. Eng.*, vol. 80, p. 160-170, mars 2023, doi: 10.1016/j.precisioneng.2022.12.002.
- [21] H. Jayawardane, I. J. Davies, J. R. Gamage, M. John, et W. K. Biswas, « Sustainability perspectives – a review of additive and subtractive manufacturing », *Sustain. Manuf. Serv. Econ.*, vol. 2, p. 100015, avr. 2023, doi: 10.1016/j.smse.2023.100015.
- [22] P. C. Priarone et G. Ingarao, « Towards criteria for sustainable process selection: On the modelling of pure subtractive versus additive/subtractive integrated manufacturing approaches », *J. Clean. Prod.*, vol. 144, p. 57-68, févr. 2017, doi: 10.1016/j.jclepro.2016.12.165.
- [23] M. Vatlet, « Optimisation mécanique et topologique d'une pièce fonctionnelle en AlSi10Mg pour la fabrication additive en SLM ». DIAL, 2020. [En ligne]. Disponible sur: <https://dial.uclouvain.be/memoire/ucl/object/thesis:23046>

-
- [24] N. Gardan et A. Schneider, « Topological optimization of internal patterns and support in additive manufacturing », *J. Manuf. Syst.*, vol. 37, p. 417-425, oct. 2015, doi: 10.1016/j.jmsy.2014.07.003.
- [25] M. Niinomi, « Recent metallic materials for biomedical applications ». [En ligne]. Disponible sur: <https://link.springer.com/article/10.1007/s11661-002-0109-2>
- [26] M. Salmi, « Additive Manufacturing Processes in Medical Applications », *Materials*, vol. 14, n° 1, p. 191, janv. 2021, doi: 10.3390/ma14010191.
- [27] S. Tsopanos *et al.*, « The Influence of Processing Parameters on the Mechanical Properties of Selectively Laser Melted Stainless Steel Microlattice Structures », *J. Manuf. Sci. Eng.*, vol. 132, n° 4, p. 041011, août 2010, doi: 10.1115/1.4001743.
- [28] Y. Kok *et al.*, « Anisotropy and heterogeneity of microstructure and mechanical properties in metal additive manufacturing: A critical review », *Mater. Des.*, vol. 139, p. 565-586, févr. 2018, doi: 10.1016/j.matdes.2017.11.021.
- [29] F. Trevisan *et al.*, « On the Selective Laser Melting (SLM) of the AlSi10Mg Alloy: Process, Microstructure, and Mechanical Properties », *Materials*, vol. 10, n° 1, p. 76, janv. 2017, doi: 10.3390/ma10010076.
- [30] D. Herzog, V. Seyda, E. Wycisk, et C. Emmelmann, « Additive manufacturing of metals », *Acta Mater.*, vol. 117, p. 371-392, sept. 2016, doi: 10.1016/j.actamat.2016.07.019.
- [31] L. Zhao, J. G. Santos Macías, L. Ding, H. Idrissi, et A. Simar, « Damage mechanisms in selective laser melted AlSi10Mg under as built and different post-treatment conditions », *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 764, p. 138210, sept. 2019, doi: 10.1016/j.msea.2019.138210.
- [32] A. B. Spierings, M. Voegtlin, T. Bauer, et K. Wegener, « Powder flowability characterisation methodology for powder-bed-based metal additive manufacturing », *Prog. Addit. Manuf.*, vol. 1, n° 1-2, p. 9-20, juin 2016, doi: 10.1007/s40964-015-0001-4.
- [33] J. C. Hastie, M. E. Kartal, L. N. Carter, M. M. Attallah, et D. M. Mulvihill, « Classifying shape of internal pores within AlSi10Mg alloy manufactured by laser powder bed fusion using 3D X-ray micro computed tomography: Influence of processing parameters and heat treatment », *Mater. Charact.*, vol. 163, p. 110225, mai 2020, doi: 10.1016/j.matchar.2020.110225.
- [34] M. Fischer, « Élaboration in situ d'alliages de titane et de structures architecturées par fabrication additive : application aux dispositifs médicaux implantables », Lorraine. [En ligne]. Disponible sur: <https://theses.hal.science/tel-01810095>
- [35] O. Poncelet *et al.*, « Critical assessment of the impact of process parameters on vertical roughness and hardness of thin walls of AlSi10Mg processed by laser powder bed fusion », *Addit. Manuf.*, vol. 38, p. 101801, févr. 2021, doi: 10.1016/j.addma.2020.101801.
- [36] J.-S. Safrany, « Anodisation de l'aluminium et de ses alliages », *Trait. Métaux*, avr. 2019, doi: 10.51257/a-v4-m1630.

Références bibliographiques

- [37] P. A. Rometsch, Y. Zhu, X. Wu, et A. Huang, « Review of high-strength aluminium alloys for additive manufacturing by laser powder bed fusion », *Mater. Des.*, vol. 219, p. 110779, juill. 2022, doi: 10.1016/j.matdes.2022.110779.
- [38] F. Alghamdi et M. Haghshenas, « Microstructural and small-scale characterization of additive manufactured AlSi10Mg alloy », *SN Appl. Sci.*, vol. 1, n° 3, p. 255, mars 2019, doi: 10.1007/s42452-019-0270-5.
- [39] P. Yang, « Microstructure evolution and thermal properties of an additively manufactured, solution treatable AlSi10Mg part », 2018. [En ligne]. Disponible sur: https://link.springer.com/article/10.1557/jmr.2018.405?utm_source=getftr&utm_medium=getftr&utm_campaign=getftr_pilot
- [40] Y. Li et D. Gu, « Parametric analysis of thermal behavior during selective laser melting additive manufacturing of aluminum alloy powder », *Mater. Des.*, vol. 63, p. 856-867, nov. 2014, doi: 10.1016/j.matdes.2014.07.006.
- [41] L. Zhao *et al.*, « Review on the correlation between microstructure and mechanical performance for laser powder bed fusion AlSi10Mg », *Addit. Manuf.*, vol. 56, p. 102914, août 2022, doi: 10.1016/j.addma.2022.102914.
- [42] N. Takata, H. Kodaira, K. Sekizawa, A. Suzuki, et M. Kobashi, « Change in microstructure of selectively laser melted AlSi10Mg alloy with heat treatments », *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 704, p. 218-228, sept. 2017, doi: 10.1016/j.msea.2017.08.029.
- [43] X. Liu, C. Zhao, X. Zhou, Z. Shen, et W. Liu, « Microstructure of selective laser melted AlSi10Mg alloy », *Mater. Des.*, vol. 168, p. 107677, avr. 2019, doi: 10.1016/j.matdes.2019.107677.
- [44] Y. Kok *et al.*, « Anisotropy and heterogeneity of microstructure and mechanical properties in metal additive manufacturing: A critical review », *Mater. Des.*, vol. 139, p. 565-586, févr. 2018, doi: 10.1016/j.matdes.2017.11.021.
- [45] S. I. Shakil, A. Hadadzadeh, B. Shalchi Amirkhiz, H. Pirgazi, M. Mohammadi, et M. Haghshenas, « Additive manufactured versus cast AlSi10Mg alloy: Microstructure and micromechanics », *Results Mater.*, vol. 10, p. 100178, juin 2021, doi: 10.1016/j.rinma.2021.100178.
- [46] W. Li *et al.*, « Effect of heat treatment on AlSi10Mg alloy fabricated by selective laser melting: Microstructure evolution, mechanical properties and fracture mechanism », *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 663, p. 116-125, avr. 2016, doi: 10.1016/j.msea.2016.03.088.
- [47] F. Alghamdi, X. Song, A. Hadadzadeh, B. Shalchi-Amirkhiz, M. Mohammadi, et M. Haghshenas, « Post heat treatment of additive manufactured AlSi10Mg: On silicon morphology, texture and small-scale properties », *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 783, p. 139296, mai 2020, doi: 10.1016/j.msea.2020.139296.
- [48] E. Ogris, A. Wahlen, H. Lüchinger, et P. J. Uggowitzer, « On the silicon spheroidization in Al–Si alloys », *J. Light Met.*, vol. 2, n° 4, p. 263-269, nov. 2002, doi: 10.1016/S1471-5317(03)00010-5.

- [49] M. H. Abdelaziz, A. M. Samuel, H. W. Doty, et F. H. Samuel, « Effect of morphological changes of eutectic Si particles on the ambient and high temperature tensile properties of Zr containing Al–Si alloys », *J. Mater. Res. Technol.*, vol. 9, n° 3, p. 5962-5981, mai 2020, doi: 10.1016/j.jmrt.2020.04.001.
- [50] Z. Li *et al.*, « Microstructure and Tensile Properties of AlSi10Mg Alloy Manufactured by Multi-Laser Beam Selective Laser Melting (SLM) », *Metals*, vol. 9, n° 12, p. 1337, déc. 2019, doi: 10.3390/met9121337.
- [51] B. Chen, Y. Yao, X. Song, C. Tan, L. Cao, et J. Feng, « Microstructure and mechanical properties of additive manufacturing AlSi10Mg alloy using direct metal deposition », *Ferroelectrics*, vol. 523, n° 1, p. 153-166, janv. 2018, doi: 10.1080/00150193.2018.1392147.
- [52] X. Liu, C. Zhao, X. Zhou, Z. Shen, et W. Liu, « Microstructure of selective laser melted AlSi10Mg alloy », *Mater. Des.*, vol. 168, p. 107677, avr. 2019, doi: 10.1016/j.matdes.2019.107677.
- [53] S. K. Everton, M. Hirsch, P. Stravroulakis, R. K. Leach, et A. T. Clare, « Review of in-situ process monitoring and in-situ metrology for metal additive manufacturing », *Mater. Des.*, vol. 95, p. 431-445, avr. 2016, doi: 10.1016/j.matdes.2016.01.099.
- [54] T. Etter, K. Kunze, F. Geiger, et H. Meidani, « Reduction in mechanical anisotropy through high temperature heat treatment of Hastelloy X processed by Selective Laser Melting (SLM) », *IOP Conf. Ser. Mater. Sci. Eng.*, vol. 82, p. 012097, avr. 2015, doi: 10.1088/1757-899X/82/1/012097.
- [55] B. Wysocki *et al.*, « Microstructure and mechanical properties investigation of CP titanium processed by selective laser melting (SLM) », *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 241, p. 13-23, mars 2017, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2016.10.022.
- [56] X. Zhao *et al.*, « Comparison of the microstructures and mechanical properties of Ti–6Al–4V fabricated by selective laser melting and electron beam melting », *Mater. Des.*, vol. 95, p. 21-31, avr. 2016, doi: 10.1016/j.matdes.2015.12.135.
- [57] L. Bian, « Mechanical Properties and Microstructural Features of Direct Laser-Deposited Ti-6Al-4V ». [En ligne]. Disponible sur: <https://link.springer.com/article/10.1007/s11837-015-1308-9>
- [58] N. T. Aboulkhair, N. M. Everitt, I. Ashcroft, et C. Tuck, « Reducing porosity in AlSi10Mg parts processed by selective laser melting », *Addit. Manuf.*, vol. 1-4, p. 77-86, oct. 2014, doi: 10.1016/j.addma.2014.08.001.
- [59] S. Tammias-Williams, H. Zhao, F. Léonard, F. Derguti, I. Todd, et P. B. Prangnell, « XCT analysis of the influence of melt strategies on defect population in Ti–6Al–4V components manufactured by Selective Electron Beam Melting », *Mater. Charact.*, vol. 102, p. 47-61, avr. 2015, doi: 10.1016/j.matchar.2015.02.008.
- [60] M.-W. Wu, P.-H. Lai, et J.-K. Chen, « Anisotropy in the impact toughness of selective laser melted Ti–6Al–4V alloy », *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 650, p. 295-299, janv. 2016, doi: 10.1016/j.msea.2015.10.045.
- [61] J. J. Lewandowski et M. Seifi, « Metal Additive Manufacturing: A Review of Mechanical Properties », *Annu. Rev. Mater. Res.*, vol. 46, n° 1, p. 151-186, juill. 2016, doi: 10.1146/annurev-matsci-070115-032024.

Références bibliographiques

- [62] K. Kunze, T. Etter, J. Grässlin, et V. Shklover, « Texture, anisotropy in microstructure and mechanical properties of IN738LC alloy processed by selective laser melting (SLM) », *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 620, p. 213-222, janv. 2015, doi: 10.1016/j.msea.2014.10.003.
- [63] L. Thijs, M. L. Montero Sistiaga, R. Wauthle, Q. Xie, J.-P. Kruth, et J. Van Humbeeck, « Strong morphological and crystallographic texture and resulting yield strength anisotropy in selective laser melted tantalum », *Acta Mater.*, vol. 61, n° 12, p. 4657-4668, juill. 2013, doi: 10.1016/j.actamat.2013.04.036.
- [64] M. Ni *et al.*, « Anisotropic tensile behavior of in situ precipitation strengthened Inconel 718 fabricated by additive manufacturing », *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 701, p. 344-351, juill. 2017, doi: 10.1016/j.msea.2017.06.098.
- [65] J. Yang, H. Yu, Z. Wang, et X. Zeng, « Effect of crystallographic orientation on mechanical anisotropy of selective laser melted Ti-6Al-4V alloy », *Mater. Charact.*, vol. 127, p. 137-145, mai 2017, doi: 10.1016/j.matchar.2017.01.014.
- [66] P. Maroti *et al.*, « Printing orientation defines anisotropic mechanical properties in additive manufacturing of upper limb prosthetics », *Mater. Res. Express*, vol. 6, n° 3, p. 035403, déc. 2018, doi: 10.1088/2053-1591/aaf5a9.
- [67] A. Tridello *et al.*, « Effect of microstructure, residual stresses and building orientation on the fatigue response up to 109 cycles of an SLM AlSi10Mg alloy », *Int. J. Fatigue*, vol. 137, p. 105659, août 2020, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2020.105659.
- [68] T. Maconachie *et al.*, « Effect of build orientation on the quasi-static and dynamic response of SLM AlSi10Mg », *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 788, p. 139445, juin 2020, doi: 10.1016/j.msea.2020.139445.
- [69] B. E. Carroll, T. A. Palmer, et A. M. Beese, « Anisotropic tensile behavior of Ti-6Al-4V components fabricated with directed energy deposition additive manufacturing », *Acta Mater.*, vol. 87, p. 309-320, avr. 2015, doi: 10.1016/j.actamat.2014.12.054.
- [70] L. Ladani, J. Razmi, et S. Farhan Choudhury, « Mechanical Anisotropy and Strain Rate Dependency Behavior of Ti6Al4V Produced Using E-Beam Additive Fabrication », *J. Eng. Mater. Technol.*, vol. 136, n° 3, p. 031006, juill. 2014, doi: 10.1115/1.4027729.
- [71] N. Sridharan *et al.*, « Rationalization of anisotropic mechanical properties of Al-6061 fabricated using ultrasonic additive manufacturing », *Acta Mater.*, vol. 117, p. 228-237, sept. 2016, doi: 10.1016/j.actamat.2016.06.048.
- [72] O. L. Rodriguez *et al.*, « Dynamic tensile behavior of electron beam additive manufactured Ti6Al4V », *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 641, p. 323-327, août 2015, doi: 10.1016/j.msea.2015.06.069.
- [73] L. Thijs, K. Kempen, J.-P. Kruth, et J. Van Humbeeck, « Fine-structured aluminium products with controllable texture by selective laser melting of pre-alloyed AlSi10Mg powder », *Acta Mater.*, vol. 61, n° 5, p. 1809-1819, mars 2013, doi: 10.1016/j.actamat.2012.11.052.
- [74] F. Trevisan *et al.*, « On the Selective Laser Melting (SLM) of the AlSi10Mg Alloy: Process, Microstructure, and Mechanical Properties », *Materials*, vol. 10, n° 1, p. 76, janv. 2017, doi: 10.3390/ma10010076.

- [75] M. Del Pedro et P. Pahud, « Mécanique vibratoire », in *Mécanique vibratoire*, in Presses Polytechniques et Universitaires Romandes.
- [76] P. Chadwick et G. D. Smith, « Foundations of the Theory of Surface Waves in Anisotropic Elastic Materials », in *Advances in Applied Mechanics*, Elsevier, 1977, p. 303-376. doi: 10.1016/S0065-2156(08)702230.
- [77] F. Li, H. Peng, X. Sun, J. Wang, et G. Meng, « Wave Propagation Analysis in Composite Laminates Containing a Delamination Using a Three-Dimensional Spectral Element Method », *Math. Probl. Eng.*, vol. 2012, p. 1-19, 2012, doi: 10.1155/2012/659849.
- [78] Lord Rayleigh, « On Waves Propagated along the Plane Surface of an Elastic Solid », *Proc. Lond. Math. Soc.*, vol. s1-17, n° 1, p. 4-11, nov. 1885, doi: 10.1112/plms/s1-17.1.4.
- [79] A. W. Leissa, « The historical bases of the Rayleigh and Ritz methods », *J. Sound Vib.*, vol. 287, n° 4-5, p. 961-978, nov. 2005, doi: 10.1016/j.jsv.2004.12.021.
- [80] Rumble John, *c r c handbook of chemistry and physics a ready reference book of chemical and physical data*, 103 rd. 2022.
- [81] N. M. M. Maia et J. M. M. Silva, « Modal analysis identification techniques », *Philos. Trans. R. Soc. Lond. Ser. Math. Phys. Eng. Sci.*, vol. 359, n° 1778, p. 29-40, janv. 2001, doi: 10.1098/rsta.2000.0712.
- [82] V. Rouss *et al.*, « Mechanical behaviour of a fuel cell stack under vibrating conditions linked to aircraft applications part I: Experimental », *Int. J. Hydrog. Energy*, vol. 33, n° 22, p. 6755-6765, nov. 2008, doi: 10.1016/j.ijhydene.2008.08.032.
- [83] M. Nishida, T. Endo, T. Adachi, et H. Matsumoto, « Measurement of Anisotropic Elastic Moduli in Local Area by Acoustic Microscope. (The Case of Cubic Single Crystal.) », *JSME Int. J. Ser. A*, vol. 41, n° 3, p. 430-438, 1998, doi: 10.1299/jsmea.41.430.
- [84] J. Lemmens, « Standard test method for Dynamic Young's Modulus, shear Modulus, and Poisson's Ratio by impulse Excitation of Vibration. Designation E1876-01 ». ASTM International, 2005.
- [85] J. Piranda, « Analyse modale expérimentale », *Mes. Mécaniques Dimens.*, déc. 2001, doi: 10.51257/a-v1-r6180.
- [86] G. Martinček, « The determination of poisson's ratio and the dynamic modulus of elasticity from the frequencies of natural vibration in thick circular plates », *J. Sound Vib.*, vol. 2, n° 2, p. 116-127, avr. 1965, doi: 10.1016/0022-460X(65)90089-1.
- [87] E. Balmes, « Methods for vibration design and validation Méthodes de conception et de validation en vibration ». ENSAM, 2022. [En ligne]. Disponiblesur:chromeextension://efaidnbmnnnibpcajpcgclefindmkaj/https://www.sdtools.com/pdf/PolyId.pdf
- [88] J. Piranda, « Technique de l'analyse modale expérimentale ». Techniques de l'ingénieur, 2001. [En ligne]. Disponible sur : <https://www.techniques-ingenieur.fr/base-documentaire/mesures-analyses-th1/mesures-acoustiques-et-vibratoires-42420210/analyse-modale-experimentale-r6180/>

Références bibliographiques

-
- [89] M. S. Allen et J. H. Ginsberg, « SIMO Extension of the Algorithm of Mode Isolation ». Georgia Institut, 2003. [En ligne]. Disponible sur: https://www.researchgate.net/publication/242082002_SIMO_Extension_of_the_Algorithm_of_Mode_Isolation
- [90] E. J. Ruggiero, G. T. Bonnema, et D. J. Inman, « Application of SISO and MIMO Modal Analysis Techniques on a Membrane Mirror Satellite », in *Aerospace*, Washington, DC, USA: ASMEDC, janv. 2003, p. 63-69. doi: 10.1115/IMECE2003-41710.
- [91] T. Maconachie *et al.*, « Effect of build orientation on the quasi-static and dynamic response of SLM AlSi10Mg », *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 788, p. 139445, juin 2020, doi: 10.1016/j.msea.2020.139445.
- [92] Q. Feng *et al.*, « Quasi-static analysis of mechanical properties of Ti6Al4V lattice structures manufactured using selective laser melting », *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 94, n° 5-8, Art. n° 5-8, févr. 2018, doi: 10.1007/s00170-017-0932-7.
- [93] H. Asgari, A. Odeshi, K. Hosseinkhani, et M. Mohammadi, « On dynamic mechanical behavior of additively manufactured AlSi10Mg_200C », *Mater. Lett.*, vol. 211, p. 187-190, janv. 2018, doi: 10.1016/j.matlet.2017.10.001.
- [94] B. Nurel, M. Nahmany, N. Frage, A. Stern, et O. Sadot, « Split Hopkinson pressure bar tests for investigating dynamic properties of additively manufactured AlSi10Mg alloy by selective laser melting », *Addit. Manuf.*, vol. 22, p. 823-833, août 2018, doi: 10.1016/j.addma.2018.06.001.
- [95] J. J. Andrew, J. Schneider, J. Ubaid, R. Velmurugan, N. K. Gupta, et S. Kumar, « Energy absorption characteristics of additively manufactured plate-lattices under low- velocity impact loading », *Int. J. Impact Eng.*, vol. 149, p. 103768, mars 2021, doi: 10.1016/j.ijimpeng.2020.103768.
- [96] E. D. Betters, J. West, M. Noakes, A. Nycz, S. Smith, et T. L. Schmitz, « Dynamic stiffness modification by internal features in additive manufacturing », *Precis. Eng.*, vol. 66, p. 125-134, nov. 2020, doi: 10.1016/j.precisioneng.2020.04.024.
- [97] R. Fadida, A. Shirizly, et D. Rittel, « Static and dynamic shear-compression response of additively manufactured Ti6Al4V specimens with embedded voids », *Mech. Mater.*, vol. 147, p. 103413, août 2020, doi: 10.1016/j.mechmat.2020.103413.
- [98] K. Ko, S. Jin, S. E. Lee, et J.-W. Hong, « Impact resistance of nacre-like composites diversely patterned by 3D printing », *Compos. Struct.*, vol. 238, p. 111951, avr. 2020, doi: 10.1016/j.compstruct.2020.111951.
- [99] C. Ling, A. Cernicchi, M. D. Gilchrist, et P. Cardiff, « Mechanical behaviour of additively-manufactured polymeric octet-truss lattice structures under quasi-static and dynamic compressive loading », *Mater. Des.*, vol. 162, p. 106-118, janv. 2019, doi: 10.1016/j.matdes.2018.11.035.
- [100] M. Komarasamy, S. Shukla, S. Williams, K. Kandasamy, S. Kelly, et R. S. Mishra, « Microstructure, fatigue, and impact toughness properties of additively manufactured nickel alloy 718 », *Addit. Manuf.*, vol. 28, p. 661-675, août 2019, doi: 10.1016/j.addma.2019.06.009.

- [101] A. Hadadzadeh, B. Shalchi Amirkhiz, A. Odeshi, J. Li, et M. Mohammadi, « Role of hierarchical microstructure of additively manufactured AlSi10Mg on dynamic loading behavior », *Addit. Manuf.*, vol. 28, p. 1-13, août 2019, doi: 10.1016/j.addma.2019.04.012.
- [102] B. B. Babamiri, J. Indeck, G. Demeneghi, J. Cuadra, et K. Hazeli, « Quantification of porosity and microstructure and their effect on quasi-static and dynamic behavior of additively manufactured Inconel 718 », *Addit. Manuf.*, vol. 34, p. 101380, août 2020, doi: 10.1016/j.addma.2020.101380.
- [103] J. Chen *et al.*, « Dynamic mechanical properties of 316L stainless steel fabricated by an additive manufacturing process », *J. Mater. Res. Technol.*, vol. 11, p. 170-179, mars 2021, doi: 10.1016/j.jmrt.2020.12.097.
- [104] P. Lesage, L. Dembinski, M. Schmitt, J.-P. Roth, S. Gomes, et S. Roth, « Low-velocity impact loadings on mechanical components: Subtractive versus additive manufacturing », *Mech. Res. Commun.*, vol. 90, p. 47-51, juin 2018, doi: 10.1016/j.mechrescom.2018.04.009.
- [105] S. W. Doebling, C. R. Farrar, et M. B. Prime, « A Summary Review of Vibration-Based Damage Identification Methods », *Shock Vib. Dig.*, vol. 30, n° 2, p. 91-105, mars 1998, doi: 10.1177/058310249803000201.
- [106] J. S. Dupuy, « Comparaison de méthodes dynamiques d'analyse du comportement mécanique de matériaux ». 2007. [En ligne]. Disponible sur: https://www.researchgate.net/publication/27610979_Comparaison_de_methodes_dynamiques_d_analyse_du_comportement_mecanique_de_materiaux
- [107] J. C. Hastie, J. Koelblin, M. E. Kartal, M. M. Attallah, et R. Martinez, « Evolution of internal pores within AlSi10Mg manufactured by laser powder bed fusion under tension: As-built and heat treated conditions », *Mater. Des.*, vol. 204, p. 109645, juin 2021, doi: 10.1016/j.matdes.2021.109645.
- [108] J. Koelblin, J. C. Hastie, M. E. Kartal, A. Siddiq, et M. M. Attallah, « Deformation of AlSi10Mg parts manufactured by Laser Powder Bed Fusion: In-situ measurements incorporating X-ray micro computed tomography and a micro testing stage », *Procedia Struct. Integr.*, vol. 35, p. 168-172, 2022, doi: 10.1016/j.prostr.2021.12.061.
- [109] H. Hadidi *et al.*, « Low velocity impact of ABS after shot peening predefined layers during additive manufacturing », *Procedia Manuf.*, vol. 34, p. 594-602, 2019, doi: 10.1016/j.promfg.2019.06.169.
- [110] L. Hitzler *et al.*, « Direction and location dependency of selective laser melted AlSi10Mg specimens », *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 243, p. 48-61, mai 2017, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2016.11.029.
- [111] P. Honarmandi et H. Xu, « Study of Printing Orientation on Mechanical Properties in Additive Manufacturing Process », in *Volume 2A: Advanced Manufacturing*, Salt Lake City, Utah, USA: American Society of Mechanical Engineers, nov. 2019, p. V02AT02A063. doi: 10.1115/IMECE2019-11997.
- [112] P. Wang, X. Tan, M. L. S. Nai, S. B. Tor, et J. Wei, « Spatial and geometrical-based characterization of microstructure and microhardness for an electron beam melted Ti-6Al-4V component », *Mater. Des.*, vol. 95, p. 287-295, avr. 2016, doi: 10.1016/j.matdes.2016.01.093.

Références bibliographiques

- [113] X. P. Tan *et al.*, « Carbide precipitation characteristics in additive manufacturing of Co-Cr-Mo alloy via selective electron beam melting », *Scr. Mater.*, vol. 143, p. 117-121, janv. 2018, doi: 10.1016/j.scriptamat.2017.09.022.
- [114] P. Wang, M. L. S. Nai, S. Lu, J. Bai, B. Zhang, et J. Wei, « Study of Direct Fabrication of a Ti-6Al-4V Impeller on a Wrought Ti-6Al-4V Plate by Electron Beam Melting », *JOM*, vol. 69, n° 12, p. 2738-2744, déc. 2017, doi: 10.1007/s11837-017-2610-5.
- [115] X. Tan *et al.*, « Graded microstructure and mechanical properties of additive manufactured Ti-6Al-4V via electron beam melting », *Acta Mater.*, vol. 97, p. 1-16, sept. 2015, doi: 10.1016/j.actamat.2015.06.036.
- [116] S. S. Al-Bermani, M. L. Blackmore, W. Zhang, et I. Todd, « The Origin of Microstructural Diversity, Texture, and Mechanical Properties in Electron Beam Melted Ti-6Al-4V », *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 41, n° 13, p. 3422-3434, déc. 2010, doi: 10.1007/s11661-010-0397-x.
- [117] L. Qian, J. Mei, J. Liang, et X. Wu, « Influence of position and laser power on thermal history and microstructure of direct laser fabricated Ti-6Al-4V samples », *Mater. Sci. Technol.*, vol. 21, n° 5, p. 597-605, mai 2005, doi: 10.1179/174328405X21003.
- [118] P. Wang, M. L. S. Nai, X. Tan, W. J. Sin, S. B. Tor, et J. Wei, « Anisotropic Mechanical Properties in a Big-Sized Ti-6Al-4V Plate Fabricated by Electron Beam Melting », in *TMS 2016 145th Annual Meeting & Exhibition*, The Minerals, Metals & Materials Society, Éd., Cham: Springer International Publishing, 2016, p. 5-12. doi: 10.1007/978-3-319-48254-5_1.
- [119] J. J. Lewandowski et M. Seifi, « Metal Additive Manufacturing: A Review of Mechanical Properties », *Annu. Rev. Mater. Res.*, vol. 46, n° 1, p. 151-186, juill. 2016, doi: 10.1146/annurev-matsci-070115-032024.
- [120] R. R. Dehoff *et al.*, « Site specific control of crystallographic grain orientation through electron beam additive manufacturing », *Mater. Sci. Technol.*, vol. 31, n° 8, p. 931-938, juin 2015, doi: 10.1179/1743284714Y.0000000734.
- [121] J. Donoghue, A. A. Antonysamy, F. Martina, P. A. Colegrove, S. W. Williams, et P. B. Prangnell, « The effectiveness of combining rolling deformation with Wire-Arc Additive Manufacture on β -grain refinement and texture modification in Ti-6Al-4V », *Mater. Charact.*, vol. 114, p. 103-114, avr. 2016, doi: 10.1016/j.matchar.2016.02.001.
- [122] V. A. Chirikov, D. M. Dimitrov, et Y. S. Boyadjiev, « Determination of the Dynamic Young's Modulus and Poisson's Ratio Based on Higher Frequencies of Beam Transverse Vibration », *Procedia Manuf.*, vol. 46, p. 87-94, 2020, doi: 10.1016/j.promfg.2020.03.014.
- [123] M. H. Tierean, L. Baltés, et M. A. Luca, « Measurements of dynamic Young modulus of AlSi10Mg alloy cast in vibrating field », *JOURNAL OF OPTOELECTRONICS AND ADVANCED MATERIALS*. [En ligne]. Disponible sur: https://www.researchgate.net/publication/292051314_Measurements_of_dynamic_Young_modulus_of_AlSi10Mg_alloy_cast_in_vibrating_field

- [124] L.Hermans, H. van der Auweraer « Modal Testing and Analysis of structures under operational conditions: Industrial Applications” <https://doi.org/10.1006/mssp.1998.1211>
- [125] C. M. Pirvulescu et C. Bratu, « MECHANIC VIBRATIONS GENERATION SYSTEM AND EFFECT ON THE CASTING ALLOYS SOLIDIFICATION PROCESS ». UPB, 2010. [En ligne]. Disponible sur: https://www.scientificbulletin.upb.ro/rev_docs_arhiva/full3779.pdf
- [126] N. Omura *et al.*, « Effects of Mechanical Vibration on Macrostructure and Mechanical Properties of AC4C Aluminum Alloy Castings », *Mater. Trans.*, vol. 50, n° 11, p. 2578-2583, 2009, doi: 10.2320/matertrans.F-M2009822.
- [127] F. Taghavi, H. Saghafian, et Y. H. K. Kharrazi, « Study on the effect of prolonged mechanical vibration on the grain refinement and density of A356 aluminum alloy », *Mater. Des.*, vol. 30, n° 5, p. 1604-1611, mai 2009, doi: 10.1016/j.matdes.2008.07.032.
- [128] H. Puga, J. Barbosa, S. Costa, S. Ribeiro, A. M. P. Pinto, et M. Prokic, « Influence of indirect ultrasonic vibration on the microstructure and mechanical behavior of Al–Si–Cu alloy », *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 560, p. 589-595, janv. 2013, doi: 10.1016/j.msea.2012.09.106.
- [129] T. Plachy, P. Padevet, et M. Polak, « Comparison of Two Experimental Techniques for Determination of Young ’ s Modulus of Concrete Specimens ». *Materials Science, Engineering*, 2009. [En ligne]. Disponible sur: <https://www.semanticscholar.org/paper/Comparison-of-Two-Experimental-Techniques-for-of-%E2%80%99-Plachy%3BD-Padev%C4%9Bt/9117fd45f89dd397387b5f2a8f66343c6e53be48>
- [130] V. Fuis, Éd., *Engineering mechanics 2011: international conference, May 9 - 12, 2011, Svatka, Czech Republic ; IM 2011 ; book of full texts*, 1. ed. Prague: Inst. of Thermodynamics, Acad. of Sciences of the Czech Republic, 2011.
- [131] M. Azenha, F. Magalhães, R. Faria, et Á. Cunha, « Measurement of concrete E-modulus evolution since casting: A novel method based on ambient vibration », *Cem. Concr. Res.*, vol. 40, n° 7, p. 1096-1105, juill. 2010, doi: 10.1016/j.cemconres.2010.02.014.
- [132] H. Zhang, « Crystallography and refining mechanism of (Ti, B)-contained salts in pure aluminum », *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, vol. 18, n° 4, p. 836-841, août 2008, doi: 10.1016/S1003-6326(08)60145-4.
- [133] G. I. Éskin, « Prospects of ultrasonic (cavitational) treatment of the melt in the manufacture of aluminum alloy products », *Metallurgist*, vol. 42, n° 8, p. 284-291, août 1998, doi: 10.1007/BF02511801.
- [134] « Aluminium and aluminium alloys - Castings - Chemical composition and mechanical properties ». 2020. [En ligne]. Disponible sur: <https://standards.iteh.ai/catalog/standards/cen/9de3fe04-8892-4b5b-a027-22c8479ed0b5/en-1706-2010>
- [135] B. Paul et M. Zaid, « Normal perforation of a thin plate by truncated projectiles », *J. Frankl. Inst.*, vol. 265, n° 4, p. 317-335, avr. 1958, doi: 10.1016/0016-0032(58)90627-6.
- [136] J.-J. DORRZAPF, « Un survol des lois de la balistique ».

Références bibliographiques

- [137] M. E. Backman et W. Goldsmith, « The mechanics of penetration of projectiles into targets », *Int. J. Eng. Sci.*, vol. 16, n° 1, p. 1-99, janv. 1978, doi: 10.1016/0020-7225(78)90002-2.
- [138] R. Dubey, R. Jayaganthan, D. Ruan, N. K. Gupta, N. Jones, et R. Velmurugan, « Ballistic perforation and penetration of 6xxx-series aluminium alloys: A review », *Int. J. Impact Eng.*, vol. 172, p. 104426, févr. 2023, doi: 10.1016/j.ijimpeng.2022.104426.
- [139] S. J. Cimperoru, « The Mechanical Metallurgy of Armour Steels ». 2016. [En ligne]. Disponible sur: <chrome-extension://efaidnbnmnibpcjpcglclefindmkaj/https://apps.dtic.mil/sti/pdfs/AD1027340.pdf>
- [140] « Material response to ballistic impacts Lightweight ballistic composites », *CRC*. [En ligne]. Disponible sur: <http://ndl.ethernet.edu.et/bitstream/123456789/77254/1/26.pdf#page=87>
- [141] Hoog, « « Munition für Leichtwaffen, Möser und Artillerie », in Motor Buch Verlag.
- [142] G. L. Stradling *et al.*, « Ultra-high velocity impacts: cratering studies of microscopic impacts from 3 km/s to 30 km/s », *Int. J. Impact Eng.*, vol. 14, n° 1-4, p. 719-727, janv. 1993, doi: 10.1016/0734-743X(93)90066-G.
- [143] A. J. Cable, « HYPERVELOCITY ACCELERATORS », in *High-Velocity Impact Phenomena*, Elsevier, 1970, p. 1-21. doi: 10.1016/B978-0-12-408950-1.50006-9.
- [144] Z. Yu et S. Gao, « Increase of contact radius due to deflection in low velocity impact of composite laminates and prediction of delamination threshold load », *Compos. Struct.*, vol. 147, p. 286-293, juill. 2016, doi: 10.1016/j.compstruct.2016.03.029.
- [145] D. Yunfei, Z. Wei, Y. Yonggang, et W. Gang, « The ballistic performance of metal plates subjected to impact by projectiles of different strength », *Mater. Des.*, vol. 58, p. 305-315, juin 2014, doi: 10.1016/j.matdes.2013.12.073.
- [146] T. Borvik, M. Langseth, O.S Hopperstad, K.A. Malo « Perforation of 12mm thick plates by 20 mm diameter projectiles with flat, hemispherical and conical noses_ experimental study.pdf ». 2002 Int Journal of Impact engineering Vol 27 Pages 19-35 [https://doi.org/10.1016/S0734-743X\(01\)00034-3](https://doi.org/10.1016/S0734-743X(01)00034-3)
- [147] W. Goldsmith, « Kurzzzeitphysik (High-Speed Physics) », p. 620-658. [En ligne]. Disponible sur: <https://scholar.google.com/scholar?q=Kurzzzeitphysik>
- [148] M. Kristoffersen, M. Costas, T. Koenis, V. Brøtan, C. O. Paulsen, et T. Børvik, « On the ballistic perforation resistance of additive manufactured AlSi10Mg aluminium plates », *Int. J. Impact Eng.*, vol. 137, p. 103476, mars 2020, doi: 10.1016/j.ijimpeng.2019.103476.
- [149] R. L. Woodward, « The interrelation of failure modes observed in the penetration of metallic targets », *Int. J. Impact Eng.*, vol. 2, n° 2, p. 121-129, janv. 1984, doi: 10.1016/0734-743X(84)90001-0.
- [150] N. V. Mikhailova, I. V. Smirnov, V. V. Balandin, V. Vl. Balandin, A. M. Bragov, et Yu. V. Petrov, « The spall failure delay: Experimental observation and theoretical analysis », *Int. J. Impact Eng.*, vol. 164, p. 104194, juin 2022, doi: 10.1016/j.ijimpeng.2022.104194.

- [151] D. Loison, « Etude expérimentale et numérique du micro-écaillage de cibles métalliques soumises à des chocs laser ». Institut prime, 2006.
- [152] T. W. Wright, « Theory of Adiabatic Shear Bands », in *Adiabatic Shear Localization*, Elsevier, 2012, p. 215-246. doi: 10.1016/B978-0-08-097781-2.00005-8.
- [153] H. M. Wen et W. H. Sun, « Transition of Plugging Failure Modes for Ductile Metal Plates Under Impact by Flat-Nosed Projectiles # », *Mech. Based Des. Struct. Mach.*, vol. 38, n° 1, p. 86-104, janv. 2010, doi: 10.1080/15397730903415892.
- [154] B. Landkof et W. Goldsmith, « Petalling of thin, metallic plates during penetration by cylindro-conical projectiles », *Int. J. Solids Struct.*, vol. 21, n° 3, p. 245-266, 1985, doi: 10.1016/0020-7683(85)90021-6.
- [155] T. Wierzbicki, « Petalling of plates under explosive and impact loading », *Int. J. Impact Eng.*, vol. 22, n° 9-10, p. 935-954, oct. 1999, doi: 10.1016/S0734-743X(99)00028-7.
- [156] CAPT. TERRY D. GRAY, « FATIGUE CRACK RETARDATION FOLLOWING A SINGLE OVERLOAD ». US Air Force. [En ligne]. Disponible sur: chrome-extension://efaidnbmnnnibpcajpcglclefindmkaj/https://apps.dtic.mil/sti/pdfs/ADA374002.pdf
- [157] « Office of Scientific Research and Development, National Defense Research Committee, Division 2, Summary Tech. Rpt. of Division 2, NDRC, Vol. 1, Columbia Press, New York(1946). »
- [158] « G. T. BURCH, JR. and J. G. AVERY, Tech. Rpt. AFFDL(FDTS). Wright-Patterson Air Force Base (1970).{Citation} ».
- [159] BETHE, « An Attempt at a theory of armor penetration ». 1941. [En ligne]. Disponible sur: <https://apps.dtic.mil/sti/citations/AD1009965>
- [160] G. I. Taylor, « On finite expansion of a hole in a thin infinite plate ». 1948. [En ligne]. Disponible sur: <https://www.ams.org/journals/qam/1958-16-01/S0033-569X-1958-0102974-X/>
- [161] J. M. Kraft, « J. M. Krafft, J. Appl. Physics 26, 1248-53 (1955). » *Journal de physiques appliquées*. [En ligne]. Disponible sur: <https://pubs.aip.org/aip/jap/article-abstract/26/10/1248/160612/Surface-Friction-in-Ballistic-Penetration?redirectedFrom=fulltext>
- [162] M. C. Jo *et al.*, « Understanding of adiabatic shear band evolution during high-strain-rate deformation in high-strength armor steel », *J. Alloys Compd.*, vol. 845, p. 155540, déc. 2020, doi: 10.1016/j.jallcom.2020.155540.
- [163] R. F. Recht et T. W. Ipson, « Ballistic Perforation Dynamics », *J. Appl. Mech.*, vol. 30, n° 3, p. 384-390, sept. 1963, doi: 10.1115/1.3636566.
- [164] J. Kruth, P. Mercelis, J. Van Vaerenbergh, L. Froyen, et M. Rombouts, « Binding mechanisms in selective laser sintering and selective laser melting », *Rapid Prototyp. J.*, vol. 11, n° 1, p. 26-36, févr. 2005, doi: 10.1108/13552540510573365.

Références bibliographiques

- [165] D. D. Gu, W. Meiners, K. Wissenbach, et R. Poprawe, « Laser additive manufacturing of metallic components: materials, processes and mechanisms », *Int. Mater. Rev.*, vol. 57, n° 3, p. 133-164, mai 2012, doi: 10.1179/1743280411Y.0000000014.
- [166] J. Kruth et al., « Benchmarking of different SLS/SLM processes as rapid manufacturing techniques », 2005.
- [167] T. M. Mower et M. J. Long, « Mechanical behavior of additive manufactured, powder-bed laser-fused materials », *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 651, p. 198-213, janv. 2016, doi: 10.1016/j.msea.2015.10.068.
- [168] M Krishnan, « Investigation of material and mechanical properties of Al alloy and Al based MMC parts produced by DMLS for industrial application », PhD Thesis, Polytechnic di Torino, 2014.
- [169] A. Brandão *et al.*, « Challenges in Additive Manufacturing of Space Parts: Powder Feedstock Cross-Contamination and Its Impact on End Products », *Materials*, vol. 10, n° 5, Art. n° 5, mai 2017, doi: 10.3390/ma10050522.
- [170] A. Riemer, S. Leuders, M. Thöne, H. A. Richard, T. Tröster, et T. Niendorf, « On the fatigue crack growth behavior in 316L stainless steel manufactured by selective laser melting », *Eng. Fract. Mech.*, vol. 120, p. 15-25, avr. 2014, doi: 10.1016/j.engfracmech.2014.03.008.
- [171] A. B. Spierings, T. L. Starr, et K. Wegener, « Fatigue performance of additive manufactured metallic parts », *Rapid Prototyp. J.*, vol. 19, n° 2, Art. n° 2, mars 2013, doi: 10.1108/13552541311302932.
- [172] M. Strantza, D. Van Hemelrijck, P. Guillaume, et D. G. Aggelis, « Acoustic emission monitoring of crack propagation in additively manufactured and conventional titanium components », *Mech. Res. Commun.*, vol. 84, p. 8-13, sept. 2017, doi: 10.1016/j.mechrescom.2017.05.009.
- [173] D. Herzog, V. Seyda, E. Wycisk, et C. Emmelmann, « Additive manufacturing of metals », *Acta Mater.*, vol. 117, p. 371-392, sept. 2016, doi: 10.1016/j.actamat.2016.07.019.
- [174] T. DebRoy *et al.*, « Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties », *Prog. Mater. Sci.*, vol. 92, p. 112-224, mars 2018, doi: 10.1016/j.pmatsci.2017.10.001.
- [175] M. Attaran, « The rise of 3-D printing: The advantages of additive manufacturing over traditional manufacturing », *Bus. Horiz.*, vol. 60, n° 5, Art. n° 5, sept. 2017, doi: 10.1016/j.bushor.2017.05.011.
- [176] M. K. Thompson *et al.*, « Design for Additive Manufacturing: Trends, opportunities, considerations, and constraints », *CIRP Ann.*, vol. 65, n° 2, Art. n° 2, 2016, doi: 10.1016/j.cirp.2016.05.004.
- [177] D. R. Eyers et A. T. Potter, « Industrial Additive Manufacturing: A manufacturing systems perspective », *Comput. Ind.*, vol. 92-93, p. 208-218, nov. 2017, doi: 10.1016/j.compind.2017.08.002.
- [178] B. Song *et al.*, « Compressive and Tensile Stress–Strain Responses of Additively Manufactured (AM) 304L Stainless Steel at High Strain Rates », *J. Dyn. Behav. Mater.*, vol. 3, n° 3, p. 412-425, sept. 2017, doi: 10.1007/s40870-017-0122-6.

- [179] E. Nishida *et al.*, « Dynamic compressive response of wrought and additive manufactured 304L stainless steels », *EPJ Web Conf.*, vol. 94, p. 01001, 2015, doi: 10.1051/epjconf/20159401001.
- [180] R. Fadida, A. Shirizly, et D. Rittel, « Dynamic Tensile Response of Additively Manufactured Ti6Al4V With Embedded Spherical Pores », *J. Appl. Mech.*, vol. 85, n° 4, p. 041004, avr. 2018, doi: 10.1115/1.4039048.
- [181] R. Fadida, D. Rittel, et A. Shirizly, « Dynamic Mechanical Behavior of Additively Manufactured Ti6Al4V with Controlled Voids », *J. Appl. Mech.*, vol. 82, n° 4, p. 041004, avr. 2015, doi: 10.1115/1.4029745.
- [182] A. Johnson, G. A. Bingham, et C. E. Majewski, « Establishing the Performance Requirements for Stab Resistant Additive Manufactured Body Armour (AMBA) », août 2012, doi: 10.26153/TSW/15351.
- [183] « Standard NF EN 485-1 September 2016. »
- [184] « Renishaw Document Number: H-5800-0947 ». [En ligne]. Disponible sur: <http://resources.renishaw.com/en/details/data-sheet-alsi10mg-0403-200-w-powder-for-additive-manufacturing-73121>
- [185] N. T. Aboulkhair, M. Simonelli, L. Parry, I. Ashcroft, C. Tuck, et R. Hague, « 3D printing of Aluminium alloys: Additive Manufacturing of Aluminium alloys using selective laser melting », *Prog. Mater. Sci.*, vol. 106, p. 100578, déc. 2019, doi: 10.1016/j.pmatsci.2019.100578.
- [186] T. C. T. Ting et D. M. Barnett, « Classifications of surface waves in anisotropic elastic materials », *Wave Motion*, vol. 26, n° 3, p. 207-218, nov. 1997, doi: 10.1016/S0165-2125(97)00027-9.
- [187] M. ColaKoglu, « Factors effecting internal damping in aluminium ». Scholar Google, 2004. [En ligne]. Disponible sur: https://scholar.google.com/scholar_lookup?title=Factors%20effecting%20internal%20damping%20in%20aluminium&publication_year=2004&author=M.%20Colakoglu
- [188] V. Mazet, *Traitement du signal*, vol. 1. Strasbourg, 2020. [En ligne]. Disponible sur: <https://vincmazet.github.io/signal1/notions/energie-puissance.html#energie-d-un-signal>
- [189] S. V. Kuznetsov, « A note on paper “Implicit and explicit secular equations for Rayleigh waves in two-dimensional anisotropic media” », *Wave Motion*, vol. 81, p. 25-27, sept. 2018, doi: 10.1016/j.wavemoti.2018.06.003.
- [190] F. Montheillet, « Métallurgie en mise en forme à chaud », *Mise En Forme Métaux Fonderie*, mars 2009, doi: 10.51257/a-v1-m3031.
- [191] B. Amir, E. Kochavi, S. Gruntman, Y. Gale, S. Samuha, et O. Sadot, « Experimental investigation on shear strength of laser powder bed fusion AlSi10Mg under quasi-static and dynamic loads », *Addit. Manuf.*, vol. 46, p. 102150, oct. 2021, doi: 10.1016/j.addma.2021.102150.
- [192] A. Hayden *et al.*, « Bone quality in total shoulder arthroplasty: a prospective study correlating computed tomography Hounsfield units with thumb test and fracture risk assessment tool score », *JSES Int.*, vol. 7, n° 4, p. 628-635, juill. 2023, doi: 10.1016/j.jseint.2023.03.012.

Références bibliographiques

- [193] C. M. Laursen, S. A. DeJong, S. M. Dickens, A. N. Exil, D. F. Susan, et J. D. Carroll, « Relationship between ductility and the porosity of additively manufactured AlSi10Mg », *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 795, p. 139922, sept. 2020, doi: 10.1016/j.msea.2020.139922.
- [194] « MH GMBH logiciel de post-traitement_ et Mathworks_Matlab SDT Standart Dynamic Toolbox ».
- [195] F. Pattou et J. Trutt, « METHODE DE MESURE DYNAMIQUE DU MODULE D'YOUNG APPLICATION AUX GRAPHITES NUCLEAIRES », CEA, Centre d'études de Saclay, 2243.
- [196] Q. Wang, M. Gao, L. Li, Z. Ma, et C. Liu, « Emergy-based environmental impact evaluation and modeling of selective laser melting », *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 115, n° 4, p. 1155-1169, juill. 2021, doi: 10.1007/s00170-021-07290-1.
- [197] site web, « Thiot Ingenierie ». [En ligne]. Disponible sur: <https://www.thiot-ingenierie.com/fr/>
- [198] J.-J. DORRZAPF, « La balistique interne ». EuroBallistics. [En ligne]. Disponible sur: https://euroballistics.org/lois_balistiques.htm#poudres
- [199] N. Esches, J. Bachelier, J. Leblond, J.-P. Fauchon, et D. Dion, « Sabot pour munition fleche », EP1333242A1 [En ligne]. Disponible sur: <https://patents.google.com/patent/EP1333242A1/fr>
- [200] C. Losfeld, « Dispositif de tir réduit au mortier », 84401900.5 [En ligne]. Disponible sur: <https://data.epo.org/publication-server/document?iDocId=343349&iFormat=2>
- [201] H. Ammar, A. Samuel, et F. Samuel, « Porosity and the fatigue behavior of hypoeutectic and hypereutectic aluminum–silicon casting alloys », *Int. J. Fatigue*, vol. 30, n° 6, p. 1024-1035, juin 2008, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2007.08.012.
- [202] H. M. Wen, « PREDICTING THE PENETRATION AND PERFORATION OF TARGETS STRUCK BY PROJECTILES AT NORMAL INCIDENCE* », *Mech. Struct. Mach.*, vol. 30, n° 4, p. 543-577, janv. 2002, doi: 10.1081/SME-120015076.
- [203] J. Awerbuch et S. R. Bodner, « Analysis of the mechanics of perforation of projectiles in metallic plates », *Int. J. Solids Struct.*, vol. 10, n° 6, p. 671-684, juin 1974, doi: 10.1016/0020-7683(74)90050-X.
- [204] K. Senthil et M. A. Iqbal, « Effect of projectile diameter on ballistic resistance and failure mechanism of single and layered aluminum plates », *Theor. Appl. Fract. Mech.*, vol. 67-68, p. 53-64, oct. 2013, doi: 10.1016/j.tafmec.2013.12.010.
- [205] Gurgun, « Impact Behavior of Preloaded Aluminum Plates at Oblique Conditions », *Springer Link*, vol. 2018, n° 44. [En ligne]. Disponible sur: <https://link.springer.com/article/10.1007/s13369-018-3636-x>
- [206] U. Hossain, S. Ghouse, K. Nai, et J. R. Jeffers, « Controlling and testing anisotropy in additively manufactured stochastic structures », *Addit. Manuf.*, vol. 39, p. 101849, mars 2021, doi: 10.1016/j.addma.2021.101849.

- [207] B. E. Carroll, T. A. Palmer, et A. M. Beese, « Anisotropic tensile behavior of Ti–6Al–4V components fabricated with directed energy deposition additive manufacturing », *Acta Mater.*, vol. 87, p. 309-320, avr. 2015, doi: 10.1016/j.actamat.2014.12.054.
- [208] X. W. Chen et Q. M. Li, « Shear plugging and perforation of ductile circular plates struck by a blunt projectile », *Int. J. Impact Eng.*, vol. 28, n° 5, p. 513-536, mai 2003, doi: 10.1016/S0734-743X(02)00077-5.
- [209] K. Komori, « Macroscopic ductile fracture phenomena », in *Ductile Fracture in Metal Forming*, Elsevier, 2020, p. 1-48. doi: 10.1016/B978-0-12-814772-6.00001-1.
- [210] R. L. Woodward, Baxter, et Scarlet, « Props. of Materials at High Rates of Strain ». 3rd Int. Conf. [En ligne]. Disponible sur: 1984
- [211] M. Zaid et B. Paul, « Mechanics of high speed projectile perforation », *J. Frankl. Inst.*, vol. 264, n° 2, p. 117-126, août 1957, doi: 10.1016/0016-0032(57)90892-X.
- [212] L. Pezzato, M. Dabalà, S. Gross, et K. Brunelli, « Effect of microstructure and porosity of AlSi10Mg alloy produced by selective laser melting on the corrosion properties of plasma electrolytic oxidation coatings », *Surf. Coat. Technol.*, vol. 404, p. 126477, déc. 2020, doi: 10.1016/j.surfcoat.2020.126477.
- [213] Rawson et Dawson, « British Steel Corporation Corporate Laboratories Report MG/34/72 ». 1972.
- [214] A. C. Mackenzie, J. W. Hancock, et D. K. Brown, « On the influence of state of stress on ductile failure initiation in high strength steels », *Eng. Fract. Mech.*, vol. 9, n° 1, p. 167-188, janv. 1977, doi: 10.1016/0013-7944(77)90062-5.
- [215] A. Shahkarami, E. Cepus, R. Vaziri, et A. Poursartip, « Material responses to ballistic impact », in *Lightweight Ballistic Composites*, Elsevier, 2006, p. 72-100. doi: 10.1533/9781845691554.1.72.
- [216] Y. Wang, X. Chen, X. Xiao, V. V. Vershinin, R. Ge, et D. Li, « Effect of Lode angle incorporation into a fracture criterion in predicting the ballistic resistance of 2024-T351 aluminum alloy plates struck by cylindrical projectiles with different nose shapes », *Int. J. Impact Eng.*, vol. 139, p. 103498, mai 2020, doi: 10.1016/j.ijimpeng.2019.103498.
- [217] « Film hypervelocity impact ». [En ligne]. Disponible sur: <https://youtu.be/n-h4B3iNAO8>
- [218] Lazarus, « Fissures de rétractation en forme d'étoiles : approches théoriques par minimisation d'énergie et expérimentale par séchage de suspensions colloïdales », 2011. [En ligne]. Disponible sur: <https://docplayer.fr/144081984-Fissures-de-retraction-en-forme-d-etoiles-approches-theorique-par-minimisation-d-energie-et-experimentale-par-sechage-de-suspensions-colloïdales.html>
- [219] A. A. Griffith, « The phenomena of rupture and flow in solids. Philosophical Royal Society of London, 221:163_198,1920 ».extension://efaidnbmnnnibpajpcglclefindmkaj/https://mbarkey.eng.ua.edu/courses/AEM644/Griffith1921fracture.pdf
- [220] R. A. Westmann, « PRESSURIZED STAR CRACK ». Wiley online library, 1964. [En ligne]_Disponible_sur_ <https://onlinelibrary.wiley.com/doi/epdf/10.1002/sapm1964431191?src=getftr>

Références bibliographiques

- [221] B. S. Elveli, T. Berstad, T. Børvik, et V. Aune, « Performance of thin blast-loaded steel plates after ballistic impact from small-arms projectiles », *Int. J. Impact Eng.*, vol. 173, p. 104437, mars 2023, doi: 10.1016/j.ijimpeng.2022.104437.
- [222] Auger Leon “Les apports de J. Sauveur à la création de l’Acoustique Revue d’histoire des sciences Vol 1 Pages 323-336 <https://doi.org/10.3406/rhs.1948.2670>
- [223] Chinnapat Panwisawas, Yuanbo T. Tang, Roger C. Reed, « Metal 3D printing as a disruptive technology for superalloy » National Library of Medicine, Nat Commun 2020; 11: 2327 <https://doi.org/10.1038%2Fs41467-020-16188-7>.
- [224] Chaolin Tan, Kesong Zhou, Wenyu Ma, Bonnie Attard, Panpan Ahang, Tongchun Kuang « Selective laser melting of high-performance pure tungsten: parameter design, densification behavior and mechanical properties » *Science and Technology of Advanced Materials*, Vol. 19, 2018_issue 1_ <https://doi.org/10.1080/14686996.2018.1455154>
- [225] Sudip Dasgupta, Yogendra Pratap Singh « Advances in Additive Manufacturing » 2023 <https://www.sciencedirect.com/topics/materials-science/selective-laser-melting>
- [226] Christian Vargel « Métallurgie de l’aluminium » 2010_Techniques de L’ingénieur.
- [227] Mahesh Gopal, Hirpa G. Lemu and Endalkachew Mosisa Gutema « Sustainable Additive Manufacturing and Environmental Implications: Literature Review » *Sustainability* page 504_2022-12-28 <https://doi.org/10.3390/su15010504>
- [228] Brandao, Ana D., Gumpinger, GSchweil, Seyfert, Hofbauer, Ghidini “Fatigue Properties Of Manufactured AlSi10Mg” *Procedia Structural Integrity* Vol 7, p. 58-66-2017 <https://doi.org/10.1016/j.prostr.2017.11.061>
- [229] Wang C.G., Zhu JX, Wang GW, Qin Y, Sun MY « Effect of building orientation and heat treatment on the anisotropic tensile properties of AlSi10Mg fabricated by selective laser melted » *Journal of Alloys and Compounds* Vol 895 02/2022 <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.162665>
- [230] Nandita Limbasiya, Aryan Jain, Vishal Wankhede, Grzegorz Krolczyk, Pankaj Sahlot « A comprehensive review on the effect of process parameters and post-process treatments on microstructure and mechanical properties of selective laser melting of AlSi10Mg » *Journal of materials research and technologie* Vol 21 2022 Pages 1141_1176 <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.09.092>
- [231] Walters et Scott “The crater radial growth rate under ballistic impact conditions” *Computers & Structures* Vol 20 Pages 641-648 1985 [https://doi.org/10.1016/0045-7949\(85\)90112-9](https://doi.org/10.1016/0045-7949(85)90112-9)
- [232] H. Kineke and R. Vitali, “Transient observations of crater formation in semi-infinite targets”. *Proc. 6th Symp. on Hypervelocity Impact*, Vol. II, Part 2 (1963)
- [233] L.S. Holloway, “Observations of crater growth in wax”. BRL Rep., USABRL-M-1526 (1963).
- [234] W. Freiburger, A problem in dynamic plasticity: the enlargement of a circular hole in a flat sheet. *Proc. Cambridge Phil. Soc.* 48 (1952).

-
- [235] R. J. Eichelberger and J. H. Kineke, Hypervelocity impact. In High-Speed Physics (Edited by K. Vollrath and G. Thomer). Springer-Verlag Wien, New York (1967)
- [236] W. C. Turpin and J. M. Carson, Hole growth in thin plates perforated by hypervelocity pellets. Air Force Materials Lab. Rep. 70-83, Wright-Patterson A.F.B., Ohio (1970)
- [237] W.T. Thomson, J. App/. Physics 26, 80-83 (1951)
- [238] W. JOHNSON, Impact Strength of Materials. E. Arnold, London, 1972.
- [239] J. S. RINEHART and J. PEARSON. Behavior of Metals Under Impulsive Loads. Dover. New York (1965)
- [240] R. F. ROLSTEN and B. J. LAIRMORE, 1. Appl. Phys. 17,983 (1976)
- [241] J.L. ENGERAND “ Mécanique de la rupture » Techniques de l’ingénieur 1990 Réf. : B5060V1 <https://doi-org.ezproxy.utbm.fr/10.51257/a-v1-b5060>
- [242] A.A. GRIFFITH ”The theory of rupture”. Proceedings of the first international congress of applied mechanics. Delpht, p.55, 63 (1924)
- [243] R. Wagener, M. Scurria, T. Melz “Influence on the fatigue behavior of additively manufactured aluminum structures” Procedia Structural Integrity 19.380-387 <http://dx.doi.org/10.1016/j.prostr.2019.12.041> (2019)
- [244] Wagener R, Melz T (2017) “Deriving a continuous fatigue life curve from LCF to VHCF”, SAE 2017 01 0330, DOI: 10.4271/2017-01-0330
- [245] Landkraft WR, Morrow JD, Endo T (1969) “Determination of the cyclic Stress-Strain curve”, Journal of Materials, N0 4, pp. 176-188
- [246] Hiroshi Tada, P. C. Paris et George R. Irwin, *The Stress Analysis of Cracks Handbook*,3rd, février 2000 ASME Press New York American Society of Mechanical Engineers
- [247] André Preumont « Vibrations aléatoires et Analyse Spectrale » Presses Polytechniques et universitaires Romandes 1990.
- [248] Maia N.M.M. « Modal analysis, Experimental, Construction of models tests”, Encyclopaedia of Vibration, Elsevier 2001 <https://doi-org.ezproxy.utbm.fr/10.1006/rwvb.2001.0029>
- [249] T. Pritz “Dynamic Young’s Modulus and loss factor of floor covering materials” Applied Acoustics Vol 49, Issue 2, October 1996, P 179-190- [https://doi.org/10.1016/0003-682X\(96\)00021-7](https://doi.org/10.1016/0003-682X(96)00021-7)
- [250] B. Le Neindre “Constantes mécaniques, coefficients d’élasticité » Techniques de l’Ingénieur, <https://doi-org.ezproxy.utbm.fr/10.51257/a-v1-k486> 1991
- [252] J.M. Montalvao e Silva, N.M.M. Maia “Single mode identification techniques for use with small computers” Journal of Sound and Vibration” Volume 124, Issue 1, 8 july 1988, Pages 13-26 [https://doi-org.ezproxy.utbm.fr/10.1016/S0022-460X\(88\)81403-2](https://doi-org.ezproxy.utbm.fr/10.1016/S0022-460X(88)81403-2)