



**HAL**  
open science

# Etude numérique et caractérisations expérimentales d'un matériau architecturé issu de la fabrication additive

Marouene Zouaoui

## ► To cite this version:

Marouene Zouaoui. Etude numérique et caractérisations expérimentales d'un matériau architecturé issu de la fabrication additive. Mécanique des matériaux [physics.class-ph]. Université de Technologie de Troyes, 2021. Français. NNT : 2021TROY0035 . tel-03810707

**HAL Id: tel-03810707**

**<https://theses.hal.science/tel-03810707v1>**

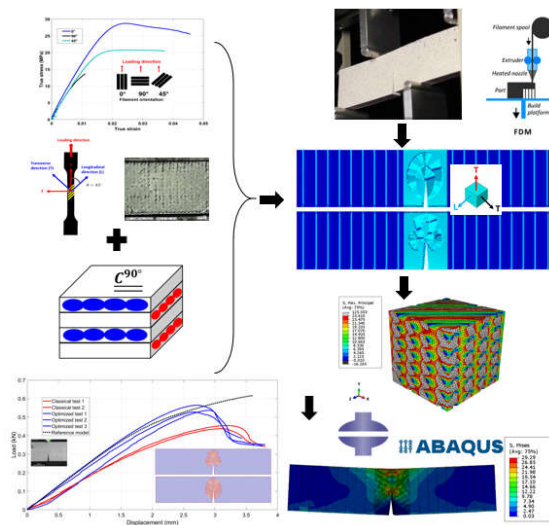
Submitted on 11 Oct 2022

**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.

**Marouene ZOUAOUI**

# Etude numérique et caractérisations expérimentales d'un matériau architecturé issu de la fabrication additive



**Champ disciplinaire :**  
Sciences pour l'Ingénieur

---

---

**THESE**  
*pour l'obtention du grade de*  
**DOCTEUR**  
**de l'UNIVERSITE DE TECHNOLOGIE DE TROYES**  
**en SCIENCES POUR L'INGENIEUR**

**Spécialité : MATERIAUX, MECANIQUE, OPTIQUE, NANOTECHNOLOGIE**

*présentée et soutenue par*

**Marouene ZOUAOUI**

*le 12 novembre 2021*

---

---

**Etude numérique et caractérisations expérimentales  
d'un matériau architecturé issu de la fabrication additive**

---

---

**JURY**

M. Arnaud DELAMÉZIÈRE	PROFESSEUR IMT NANCY	Président
M. Samir ALLAOUI	PROFESSEUR DES UNIVERSITES	Rapporteur
M. Frédéric VIGNAT	MAITRE DE CONFERENCES - HDR	Rapporteur
Mme Elnaz ASADOLLAHIYAZDI	INGENIEURE DE RECHERCHE UTT	Examinatrice
M. Alain BERNARD	PROFESSEUR EMERITE	Examineur
M. Ali MAKKE	ENSEIGNANT CHERCHEUR EPF - HDR	Examineur
M. Julien GARDAN	ENSEIGNANT CHERCHEUR EPF - HDR	Directeur de thèse
M. Pascal LAFON	PROFESSEUR DES UNIVERSITES	Directeur de thèse

**Personnalité invitée**

M. Naman RECHO	PROFESSEUR EMERITE
----------------	--------------------

## Remerciements

*Les travaux de thèse présentés dans ce manuscrit ont été réalisés au sein du Laboratoire des Systèmes Mécanique et d'Ingénierie Simultanée (LASMIS) à l'Université de Technologie de Troyes (UTT) et l'EPF école d'ingénieur-e-s.*

*Je tiens tout d'abord à adresser mes plus vifs remerciements à Monsieur Pascal LAFON et Monsieur Julien GARDAN de m'avoir encadré pendant mon travail de thèse, pour leurs soutiens et leurs disponibilités. Leurs écoutes et leurs conseils avisés ont été précieux pour l'aboutissement de ces travaux.*

*Durant ma thèse, j'ai eu la toute grande chance de connaître et de travailler avec Monsieur Naman RECHO, Monsieur Ali MAKKE et Monsieur Carl LABERGERE qui ont participé à la réalisation de ce travail et m'ont permis de bénéficier de leurs compétences et expertises.*

*Je remercie très respectueusement Monsieur le Professeur Samir ALLAOUI et Monsieur le Maître de conférences Frédéric VIGNAT pour avoir accepté de rapporter mon travail de thèse, ainsi que pour l'intérêt qu'ils ont manifesté à son égard. J'exprime également ma profonde gratitude à tous les membres du jury qui me font l'honneur de participer à ce travail d'évaluation.*

*J'adresse pareillement un grand merci à mes amis avec qui j'ai partagé de grands moments lors de cette thèse. Notamment Mohamed Fares, Ala, Maher et Mouhanned (le peuple de wiou) avec qui j'ai beaucoup rigolé, Sashi (cussing partner), Quentin et Marie pour toutes les soirées qu'on a partagées ensemble, Adriano (le spécialiste des pâtes au Pecorino Romano) et Julien K (le spécialiste d'harissa).*

*Je remercie particulièrement l'équipe de chercheurs de Glaxo-Smith-Kline (GSK) qui ont lancé la Ventoline contre l'asthme en 1969. Leur médicament m'a permis de respirer tranquillement lors des longues nuits que j'ai passées en rédigeant ce manuscrit.*

*C'est avec une joie immense et le cœur ému que je dédie cette thèse à mes chers parents Moncef & Hayet pour leurs affections inépuisables et leurs précieux conseils. Ils n'ont cessé de prier pour moi durant mon cursus scolaire et m'ont encouragé régulièrement. À mon petit frère brillant, Mohamed Omar (Ptapet), je suis certain que tu vas me rendre fier de toi.*

## Résumé

Une méthode de structuration des trajectoires par un dépôt de filament contrôlé en fabrication additive permet d'élaborer des matériaux architecturés capables de répondre à des fonctionnalités prédéfinies. Des études expérimentales antérieures dans le domaine de la rupture, reportent un gain de rigidité structurale et une augmentation de la ténacité grâce à cette structuration. Dans cette thèse, des essais de traction ont été menés avec différentes orientations de filament afin d'étudier leurs effets sur le comportement de la structure. Ils montrent que le comportement élastique du matériau architecturé est quasi isotrope. Cependant, une anisotropie prononcée est observée au niveau de sa limite élastique et sa résistance en traction. À la suite de cette première étape d'investigation, nous proposons un modèle par Éléments Finis basé sur l'attribution des repères locaux dans des éléments de maillage. Lors de cette recherche, le comportement mécanique a été modélisé avec une loi transverse isotrope dans le domaine élastique et une norme de Hill pour décrire son écoulement anisotrope. Un premier modèle numérique se montre capable de prédire le comportement en traction sans calculer l'air gaps alors que celui-ci s'est avéré insuffisant pour prédire le gain de rigidité. Une analyse des trajectoires de dépôt et de leurs recouvrements permet d'expliquer leur influence sur la rigidité structurale à un niveau mésoscopique. Un dernier modèle numérique a été ainsi configuré afin de mieux simuler l'effet de la structuration sur le comportement mécanique.

**Mots clés :** Fabrication additive, matériau architecturé, trajectoires de dépôt, anisotropie, mésostructure, méthode des éléments finis

## Abstract

A trajectory structuring method in additive manufacturing makes it possible to develop architected materials capable of responding to predefined functionalities. In this thesis, we are interested in the modeling of an architected material obtained by fused filament fabrication. Previous experimental studies in the field of fracture report a gain in structural rigidity and an increase in fracture toughness thanks to this structuring method. Tensile tests were carried out with different filaments orientations in order to study the effect on the behavior of the structure. They show that the elastic behavior of the architected material is quasi-isotropic. However, anisotropy is observed at its elastic limit and tensile strength. Following this first stage of investigation, we propose a first Finite Element model based on local references assignment in mesh elements. During this research, the mechanical behavior was modeled using a transverse isotropic law in the elastic domain and a Hill criterion to describe its anisotropic yielding. This model is proven able of simulating the tensile behavior is proved without calculating the porosity nevertheless it is insufficient to predict the rigidity enhancement. An analysis of the deposition trajectories correlates the effect of the trajectories crossings on the structural rigidity at a mesoscopic scale. A last digital model was thus configured to incorporate the effect of the structured trajectories on the mechanical behavior.

**Key words:** Additive manufacturing, architected material, deposition trajectories, anisotropy, mesostructure, finite elements method

# Sommaire

<b>Remerciements .....</b>	<b>1</b>
<b>Résumé .....</b>	<b>2</b>
<b>Abstract .....</b>	<b>2</b>
<b>Sommaire .....</b>	<b>3</b>
<b>Liste des figures .....</b>	<b>7</b>
<b>Liste des tableaux .....</b>	<b>12</b>
<b>Liste des abréviations.....</b>	<b>14</b>
<b>Introduction .....</b>	<b>1</b>
Contexte et Problématique.....	1
Organisation du manuscrit.....	3
<b>1 État de l’art.....</b>	<b>6</b>
1.1 Introduction .....	6
1.2 La fabrication additive : généralités .....	6
1.2.1 Principe.....	6
1.2.2 Avantages et inconvénients .....	7
1.2.3 Classification des technologies de Fabrication Additive .....	10
1.2.4 La conception intégrée pour la fabricabilité par FA .....	11
1.3 Technologie de dépôt de filament fondu (FFF).....	13
1.3.1 Procédé de dépôt de fil fondu.....	13
1.3.2 Les principaux paramètres de fabrication .....	15
1.3.3 Étude de la structure des pièces imprimées.....	19
1.3.4 Nouveaux procédés FFF.....	23
1.4 Modélisation numérique des structures imprimées par FFF .....	25
1.4.1 Échelle de la mésostructure.....	25
1.4.2 Échelle macroscopique : empilement des couches .....	27

1.4.3	Échelle de la pièce imprimée .....	30
1.5	Les matériaux intelligents par FA .....	33
1.5.1	Matériaux architecturés par FFF .....	34
1.5.2	Matériau architecturé utilisé dans cette étude .....	37
1.6	Bilan.....	47
<b>2</b>	<b>Identification d'un modèle de comportement du matériau architecturé .....</b>	<b>50</b>
2.1	Introduction .....	50
2.2	Essais de traction avec suivi par corrélation d'images .....	50
2.2.1	Impression des éprouvettes .....	50
2.2.2	Déroulement des essais mécaniques .....	52
2.2.3	Analyse par corrélation d'images.....	54
2.2.4	Résultats et analyse des essais de traction.....	56
2.2.5	Observations microscopiques.....	58
2.3	Modèle de comportement du matériau architecturé .....	60
2.3.1	Identification des constantes d'élasticité de la loi transverse isotrope.....	62
2.3.2	Critère d'écoulement plastique anisotrope : critère de Hill.....	67
2.3.3	Modèle d'écoulement plastique isotrope.....	69
2.4	Validité des constantes identifiées.....	71
2.5	Bilan.....	72
<b>3</b>	<b>Modèle numérique du matériau architecturé .....</b>	<b>76</b>
3.1	Introduction .....	76
3.2	Définition du modèle numérique : affectation des repères locaux .....	77
3.2.1	Traitement du code G : extraction des trajectoires matérielles .....	77
3.2.2	Création du modèle ABAQUS .....	78
3.2.3	Définition des repères locaux dans les éléments de maillage .....	79
3.2.4	Application du modèle numérique sur des éprouvettes tests .....	82
3.3	Implémentation du comportement du matériau architecturé.....	85

3.3.1	Comportement élastique et détermination de la matrice de rigidité.....	85
3.3.2	Définition du critère d'écoulement anisotrope : Norme de Hill.....	87
3.3.3	Comportement plastique .....	88
3.4	Prédiction des essais de traction .....	89
3.4.1	Définition du modèle d'une éprouvette de traction.....	90
3.4.2	Simulations numériques des essais de traction .....	90
3.4.3	Évaluation quantitative de l'aspect prédictif du modèle .....	93
3.5	Bilan.....	97
<b>4</b>	<b>Modèle numérique avec croisements des trajectoires MCA.....</b>	<b>100</b>
4.1	Introduction .....	100
4.2	Prédiction de la rigidité structurale des essais de rupture sur le matériau architecturé 100	
4.2.1	Éprouvette CT .....	100
4.2.2	Éprouvettes SENB.....	102
4.3	Croisement des trajectoires et rigidité structurale .....	108
4.4	Définition du modèle MCA .....	111
4.5	Identification du comportement mécanique local selon l'angle de croisement.....	114
4.5.1	Théorie classique des laminés (CLT).....	115
4.5.2	Génération des modèles géométriques de la mésostructure.....	120
4.6	Bilan.....	127
	<b>Conclusion générale et perspectives .....</b>	<b>129</b>
	<b>Annexe A : Fiche technique du filament d'ABS de l'étude .....</b>	<b>132</b>
	<b>Annexe B : Corrélations d'images pour les essais de traction : Traitement sur NCORR 133</b>	
	<b>Annexe C : Implémentation du comportement du matériau architecturé dans ABAQUS (comportement de référence) .....</b>	<b>135</b>
	<b>Annexe D : Liste des publications.....</b>	<b>136</b>
	<b>Références bibliographiques .....</b>	<b>138</b>





## Liste des figures

<b>Figure 1-1.</b> Les étapes d'un procédé de fabrication par couches .....	7
<b>Figure 1-2.</b> Étrier de frein fabriqué par Bugatti.....	8
<b>Figure 1-3.</b> Clé de sécurité personnalisée développée par Key-Urban Alps.....	8
<b>Figure 1-4.</b> Les 7 familles de procédés de fabrication additive selon la norme ISO 17296-2:2015 [7] .....	10
<b>Figure 1-5.</b> Deux circuits de refroidissement conçus pour avoir un échange thermique optimal et qui sont fabricables qu'avec un procédé FA .....	12
<b>Figure 1-6.</b> Conduits HEXCEL imprimés à partir de PEKK et de fibres de carbonnes .....	12
<b>Figure 1-7.</b> Principe du procédé dépôt de fil fondu.....	14
<b>Figure 1-8.</b> Configurations de positionnement d'impression possible d'une éprouvette de traction [15].....	15
<b>Figure 1-9.</b> Choix de l'orientation optimale d'une forme en T [16]. La configuration (c) est optimale afin d'éviter l'ajout de supports. ....	16
<b>Figure 1-10.</b> Orientations de dépôt classiques[18].....	17
<b>Figure 1-11.</b> Schéma représentatif d'un empilement des couches d'un dépôt unidirectionnel et de la forme de porosité résultante .....	17
<b>Figure 1-12.</b> Configurations de chargement locales sur les filaments[20].....	18
<b>Figure 1-13.</b> Processus de formation d'une zone de soudure entre les filaments pour un procédé de dépôt du fil fondu. (1) contact des surfaces,(2) croissance de l'interface et (3) croissance de l'interface avec une diffusion moléculaire [31] .....	20
<b>Figure 1-14.</b> Expérience « trouser tear » proposée par Davis et al pour l'estimation de la résistance à la rupture en mode III de l'interface [40] .....	21
<b>Figure 1-15.</b> Essais de traction personnalisés réalisé par Allum et al pour étudier l'effet de l'interface sur la résistance mécanique[41].....	21
<b>Figure 1-16.</b> Modèle de rupture simplifié pour étudier les zones d'interface. (a) Modèle idéalisé de Rezaee et al et (b) Modèle proposé par Roy Xu et al à double encoche [42], [43].....	22
<b>Figure 1-17.</b> Imprimante 3D développée par ANISOPRINT et dédiée à l'impression des matériaux composites.....	23
<b>Figure 1-18.</b> Étapes de fabrication d'une pièce par le procédé ADAM chez Markforged....	24
<b>Figure 1-19.</b> Schéma représentatif d'un matériau obtenu par dépôt du fil fondu à différentes échelles [32] .....	25

<b>Figure 1-20.</b> Modèles pour l'étude des paramètres d'impression d'un dépôt à 0°/90°[51] . (a) Effet de l'épaisseur de la couche, (b) effet de la densité de remplissage et (c) effet de l'orientation des filaments .....	26
<b>Figure 1-21.</b> Cellules volumiques représentatives définies par Sheth et al[53] .....	27
<b>Figure 1-22.</b> Configurations des essais de traction pour étudier l'anisotropie de comportement selon l'orientation des filaments [65].....	30
<b>Figure 1-23.</b> Modélisation d'une bielle. (a) Fichier CAO, (b) tranchage et génération des trajectoires, (c) impression et (d) modèle numérique [72] .....	31
<b>Figure 1-24.</b> Démarche de modélisation adoptée par Domingo-Espin et al appliquée sur une forme en L [71] .....	31
<b>Figure 1-25.</b> Étude de l'effet de l'orientation d'une pièce dans le plateau d'impression sur la réponse mécanique [73] .....	32
<b>Figure 1-26.</b> Matériaux intelligents : (a) Réseaux spécifiques, (b) Métamatériaux et cellule auxétique, (c) Optimisation topologique multi-matériaux, (d) Matériau à mémoire de forme (SMM, Shape Memory Material) 1D et (e) 3D avec autoassemblage, ( f) Polymère piézoélectrique, (g) Biomimétisme et nanostructures [1] .....	33
<b>Figure 1-27.</b> Pièce obtenue après optimisation de la structure interne [76] .....	34
<b>Figure 1-28.</b> Définition des motifs topologiques en surface d'une éprouvette pré-fissurée [68] .....	35
<b>Figure 1-29.</b> Comparaison entre une éprouvette brute (b) et une éprouvette avec les motifs surfaciques (a)[68].....	35
<b>Figure 1-30.</b> Méthode d'optimisation de la topologie basée sur la résistance proposée par Mirzendehtel et al [77]. .....	36
<b>Figure 1-31.</b> Structure auxétique obtenue par de Lima et al [78].....	36
<b>Figure 1-32.</b> Étapes de génération d'un code G optimisé pour une éprouvette CT[2]. (a) Simulation par la méthode des EF pour calculer les contraintes principales. (b) Étape de modification du code G et du slicing. (c) Fabrication FFF et (d) Tests mécaniques .....	40
<b>Figure 1-33.</b> Champs de déformation dans les éprouvettes CT. (a) pour l'éprouvette classique et (b) pour l'éprouvette optimisée[20] .....	41
<b>Figure 1-34.</b> Courbes force-déplacement des essais mécaniques sur l'éprouvettes CT. Les données sont collectées à partir des résultats de Gardan et al [20] et remisent en forme pour faciliter la comparaison. ....	41

<b>Figure 1-35.</b> Trajectoires de dépôt générées pour les éprouvettes SENB avec une application locale de la structuration. (a) SENB A, (b) SENB D et (c) SENB B. Les deux types de couches de dépôt alternées 1 et 2 sont présentées pour chaque type d'éprouvette .....	42
<b>Figure 1-36.</b> Courbes force-déplacement des essais mécaniques sur les éprouvettes SENB. Les données sont collectées à partir des résultats de Lanzilotti et al [81] et remisent en forme pour faciliter la comparaison. (a) éprouvette SENB A, (b) éprouvette SENB D et (c) éprouvette SENB B .....	44
<b>Figure 1-37.</b> Directions principales de contraintes (a) comparées aux trajectoires de dépôt de la couche architecturée correspondante (b).....	46
<b>Figure 2-1.</b> Dimensions des éprouvettes de traction .....	50
<b>Figure 2-2.</b> Les éprouvettes de traction imprimées à 90°, 0° et à 45° .....	51
<b>Figure 2-3.</b> Définition des subsets de l'image et de des zones de suivis.....	53
<b>Figure 2-4.</b> Définition des Régions d'intérêt pour la corrélation d'image. (a) : capteur fictif coté mors mobile, (b) capteur fictif coté mors fixe et (c) ROI sur la section utile de l'éprouvette pour l'évaluation des déformations moyennes transversales et longitudinales.....	55
<b>Figure 2-5.</b> Schéma représentatif de la section d'une éprouvette de traction à 0° .....	56
<b>Figure 2-6.</b> Courbes de traction de trois échantillons avec différentes orientations de filament (0°, 45° et 90°).....	57
<b>Figure 2-7.</b> Profils de rupture des éprouvettes de traction .....	58
<b>Figure 2-8.</b> Illustration de l'emplacement d'une pièce imprimée après structuration dans le plateau de l'imprimante 3D.....	60
<b>Figure 2-9.</b> Modèle orthotrope de comportement .....	61
<b>Figure 2-10.</b> Comparaison entre les directions transversales dans le plan d'impression (a) et dans la direction d'impression (b) [93] .....	62
<b>Figure 2-11.</b> Modèle transverse isotrope de comportement .....	63
<b>Figure 2-12.</b> Cas d'un chargement de traction longitudinal sur les filaments.....	64
<b>Figure 2-13.</b> Cas d'un chargement de traction transversale sur les filaments. (a) : direction transversale dans le plan de la couche et (b) direction transversale présentant la direction d'impression .....	65
<b>Figure 2-14.</b> Définition des repères global et local pour l'éprouvette à 45° .....	66
<b>Figure 2-15.</b> Modèle d'écoulement plastique du matériau dans le sens longitudinal .....	70
<b>Figure 3-1.</b> Workflow du modèle numérique proposé .....	76
<b>Figure 3-2.</b> Visualisation des déplacements de l'extrudeur à partir du Code G (sur Cura[97]). Exemple : dépôt architecturé de l'éprouvettes CT .....	77

<b>Figure 3-3.</b> Définition du modèle numérique dans ABAQUS .....	79
<b>Figure 3-4.</b> Cas d'interception possibles entre un élément de maillage C3D8R et les trajectoires de dépôt .....	80
<b>Figure 3-5.</b> Repère local défini dans un élément de maillage de type C3D8R .....	81
<b>Figure 3-6.</b> Dimensions d'un élément du maillage défini dans la zone de structuration .....	81
<b>Figure 3-7.</b> Définition du modèle numérique pour les éprouvettes de traction : (a) et (b) sont les conditions aux limites et (c)est le maillage.....	90
<b>Figure 3-8.</b> Courbes de traction numériques comparées à des courbes de traction expérimentales représentatives. (a): orientation des filaments à 0°, (b): à 45° et (c): à 90°[101] .....	93
<b>Figure 3-9.</b> Définition de la liste de correspondance entre les points d'intégration du maillage et les subsets de l'image .....	94
<b>Figure 3-10.</b> Correspondance entre l'image de référence et le maillage non déformé[102]... ..	94
<b>Figure 3-11.</b> Définition des niveaux de chargement pour le calcul de la fonction coût.....	96
<b>Figure 4-1.</b> <i>Courbes force-déplacement des éprouvettes CT. La réponse du modèle numérique de référence est comparée aux résultats expérimentaux. (a) Les éprouvettes classiques imprimées avec un remplissage à <math>\pm 45^\circ</math> et (b) les éprouvettes architecturées [101].</i> .....	101
<b>Figure 4-2.</b> Réponses du modèle numérique de référence de l'éprouvette SENB A pour les deux configurations de dépôt architecturée (a) et classique (b).....	104
<b>Figure 4-3.</b> Réponses du modèle numérique de référence de l'éprouvette SENB D pour les deux configurations de dépôt architecturée (a) et classique (b).....	105
<b>Figure 4-4.</b> Réponses du modèle numérique de référence de l'éprouvette SENB B pour les deux configurations de dépôt architecturée (a) et classique (b).....	106
<b>Figure 4-5.</b> Schématisation du croisement entre les trajectoires de dépôt architecturé de l'éprouvette SENB A .....	109
<b>Figure 4-6.</b> Définition de l'angle de croisement $\theta$ à travers les orientations des repères locaux .....	110
<b>Figure 4-7.</b> Cartographie de l'angle de croisement $\theta$ pour l'éprouvette SENB A .....	110
<b>Figure 4-8.</b> Définition des volumes élémentaires représentatifs pour l'étude de l'effet de l'angle de croisement.....	112
<b>Figure 4-9.</b> Adaptation du maillage selon la définition des VERs.....	113
<b>Figure 4-10.</b> Attribution des comportements locaux dans les éléments de maillage selon l'angle de croisement $\theta$ . .....	114

<b>Figure 4-11.</b> Méthode d'homogénéisation basée sur la théorie classique des laminés pour calculer la matrice $C_{90^\circ}$ .....	115
<b>Figure 4-12 .</b> Constantes élastiques calculées à partir des matrices de rigidité $C_\theta$ obtenues avec la méthode CLT.....	118
<b>Figure 4-13.</b> Étapes de l'étude à l'échelle mésoscopique du comportement mécanique du dépôt architecturé. 1: Analyse des caractéristiques géométriques des filaments déposés et le ratio volumique des porosités pour déterminer les paramètres géométriques, 2: Modélisation géométrique de la mésostructure, 3: Identification du comportement isotrope de l'ABS, 4: Simulation des perturbations élémentaires de traction et de cisaillement, 5: Calcul des constantes élastiques du comportement local et 6 : Mise en œuvre dans le modèle MCA....	120
<b>Figure 4-14.</b> Traitement d'image pour la détermination de l'air gap.....	122
<b>Figure 4-15.</b> Vues de dessus des VERs pour l'étude de l'effet de l'angle de croisement sur la rigidité. Une option de transparence permet de visualiser le croisement interne entre les trajectoires. ....	124
<b>Figure 4-16.</b> Comparaison entre les valeurs des modules de Young obtenues par la théorie CLT et les simulations avec les modèles géométriques .....	126
<b>Figure 0-1.</b> Interface graphique du NCORR .....	133
<b>Figure 0-2.</b> Paramètres des subsets pour NCORR .....	134
<b>Figure 0-3.</b> Champ de déformation calculé par NCORR selon Y pour l'image 200 .....	134

## Liste des tableaux

<b>Tableau 1-1.</b> Définition des éprouvettes de rupture sur lesquels la méthode de structuration a été appliquée.....	38
<b>Tableau 1-2.</b> Rigidités structurales calculées sur les essais SENB .....	44
<b>Tableau 2-1.</b> Résultats des essais de traction .....	56
<b>Tableau 2-2.</b> Observations microscopiques et définition des plans de coupe. (a) éprouvette imprimée à 0°, (b) éprouvette imprimée à 90° et (c) éprouvette imprimée à 45° .....	58
<b>Tableau 2-3.</b> Coefficients de la loi exponentielle pour le modèle de l'écrouissage isotrope..	71
<b>Tableau 2-4.</b> Comparaison des constantes matériau identifiées avec la littérature .....	71
<b>Tableau 3-1.</b> Lignes de commandes principales dans le code G.....	78
<b>Tableau 3-2.</b> Définition du modèle numérique, Exemple d'une éprouvette CT. L'étape 1 : création de la géométrie sur ABAQUS, l'étape 2 : maillage et l'étape 3 est l'affectation des repères locaux. (1a) et (1b) sont les trajectoires de dépôts et (2a) et (2b) sont des visualisations des repères locaux correspondants .....	82
<b>Tableau 3-3.</b> Définition du modèle numérique, Exemple d'une éprouvette SENB A. L'étape 1 : création de la géométrie sur ABAQUS, l'étape 2 : maillage et l'étape 3 est l'affectation des repères locaux. (1a) et (1b) sont les trajectoires de dépôts et (2a) et (2b) sont des visualisations des repères locaux correspondants .....	84
<b>Tableau 3-4.</b> Constantes élastiques pour la loi transverse isotrope.....	87
<b>Tableau 3-5.</b> Limites d'élasticité du matériau architecturé. Les valeurs présentées sont récupérées du chapitre précédent .....	88
<b>Tableau 3-6.</b> Implémentation de la norme de Hill dans ABAQUS via les rapports des limites d'élasticité .....	88
<b>Tableau 3-7.</b> Implémentation de la loi tabuler dans ABAQUS .....	89
<b>Tableau 3-8.</b> Évaluation de la fonction coût (%) .....	97
<b>Tableau 4-1.</b> Résultats du modèle de référence comparés avec les essais expérimentaux des éprouvettes SENB .....	103
<b>Tableau 4-2.</b> Étude des zones de plastification pour les éprouvettes SENB A architecturée et classique pour différents niveaux de chargements : (a) 0.4 mm, (b) 1 mm, (c) 2mm et (d) 3 mm .....	107
<b>Tableau 4-3.</b> Intervalles de variation de l'angle de croisement .....	114

<b>Tableau 4-4.</b> Résultats des simulations après définition de comportements locaux selon l'angle de croisement.....	119
<b>Tableau 4-5.</b> Caractéristiques géométriques du filament déposé.....	121



## Liste des abréviations

<b>FA « AM »</b>	Fabrication Additive « Additive manufacturing »
<b>DFAM</b>	Design for Additive manufacturing
<b>FFF</b>	Fused Filament Fabrication
<b>FDM</b>	Fused Deposition Modeling
<b>ADAM</b>	Atomic Diffusion Additive Manufacturing
<b>3D</b>	Trois dimensions
<b>ABS</b>	Acrylonitrile butadiène styrène
<b>PLA</b>	Acide polylactique
<b>STL</b>	Fichier de stéréolithographie
<b>CAD</b>	Conception assistée par ordinateur
<b>CT</b>	Compact tension
<b>SENB</b>	Single Edge Notch Bending
<b>SLA</b>	Stéréolithographie
<b>SMAM</b>	Smart Materials in Additive Manufacturing
<b>EF</b>	éléments finis
<b>DIC</b>	Digital Image Correlation
<b>ROI</b>	Region of Interest
<b>RVE</b>	Representative elementary volume
<b>VER</b>	Volume élémentaire représentative
<b>CLT</b>	Classical Lamination Theory
<b>SENT</b>	Single Edge Notched Tension



# **Introduction**

## **Contexte et Problématique**

La plupart des secteurs industriels, tels que l'aéronautique et l'automobile, ont des besoins de plus en plus complexes. Pour y répondre, ils développent le concept d'industrie du futur ou 4.0 avec de fortes attentes. De nouvelles approches sont apparues afin de concevoir des pièces conformes à ce nouveau principe de fabrication par ajout de matières. Ainsi, le design pour la fabrication additive vise à exploiter au mieux les libertés et les avantages offerts dans les limites imposées par les contraintes technologiques de processus. Cette pratique vise d'une part à minimiser le temps de production, le coût et les risques de défaillances et d'autre part à maîtriser la fonctionnalité et la qualité des composants. De cette méthodologie de conception émerge le concept de développer des matériaux fonctionnels avancés. Ces matériaux ont été définis par Gardan [1] comme étant « la définition de formes complexes ou d'une combinaison de matériaux pour obtenir une ou plusieurs propriétés qui répondent à une fonctionnalité prédéfinie, comme un matériau intelligent sans transformation dans le temps ». L'intégration de ces matériaux entraînera des challenges liés à la conception que les fabricants devront relever mais également des opportunités de recherche à saisir.

Ce sujet de thèse s'intègre dans le cadre du projet de recherche « Smart Materials in Additive Manufacturing SMAM » piloté par l'EPF école d'ingénieur-e-s et l'Université de Technologie de Troyes (UTT). Ce projet s'intéresse au développement de modèles numériques et d'essais expérimentaux dont l'objectif est d'optimiser au mieux des stratégies d'impression 3D et d'améliorer les propriétés mécaniques et physiques des pièces imprimées. Ce travail s'intéresse à l'étude d'un matériau architecturé fabriqué par dépôt de fil fondu. Ce procédé de fabrication additive offre à la fois des avantages économiques liés à son coût réduit et des avantages écologiques grâce à la recyclabilité des filaments utilisés. Il rend très facile la réalisation des échantillons tests avec une bonne maîtrise de la chaîne de fabrication. Le matériau architecturé concerné a été proposé par Gardan et al [2]. Il consiste en une structuration des trajectoires de dépôt à partir du champ de contraintes réel d'une pièce. Cette étude cherche à reproduire les directions principales de contraintes au sein des trajectoires de dépôt du matériau lors de son impression. Malgré des difficultés de mise œuvre, l'effet bénéfique de cette structuration des trajectoires est confirmé expérimentalement sur des éprouvettes de caractérisation mécanique

dans le domaine de la rupture. Il s'avère que l'application de cette stratégie permet un gain de rigidité structurale et une augmentation de la ténacité.

Dans l'objectif d'intégrer cette structuration dans une chaîne d'impression 3D, il est primordial de comprendre l'effet bénéfique du matériau architecturé et de s'assurer que reproduire au mieux les directions principales de contraintes présente la configuration optimale d'impression. Pour répondre à ce besoin, nous proposons d'étudier l'effet de la structuration à travers un modèle numérique. Il sera employé pour maîtriser la réponse du matériau architecturé et explorer par la suite d'autres configurations de dépôts.

Les verrous scientifiques qui émergent sont :

- Le renforcement dû à la structuration des trajectoires est démontré uniquement via des études expérimentales basées sur des essais mécaniques. L'influence de la structure filamenteuse sur le renforcement est un phénomène complexe qui est à étudier.
- La structuration des trajectoires induit une anisotropie de comportement liée aux trajectoires multidirectionnelles. Des singularités affectent le comportement mécanique du matériau architecturé, comme la superposition des couches et des filaments sur le niveau de porosité (ou d'air gap), et il est nécessaire de les identifier.
- Le matériau architecturé implique de nombreuses conditions de recouvrement des filaments orientés. Ce recouvrement nécessite une meilleure compréhension afin de définir un modèle comportemental correspondant à la méthode de structuration par dépôt de filament.

Le modèle numérique qui sera proposé dans cette thèse adoptera une approche simplificatrice du problème à une échelle intermédiaire méso-macroscopique. Ce modèle développé avec le code de calcul par éléments finis ABAQUS comporte une étape de définition des repères locaux et une étape d'implémentation d'une loi de comportement appropriée. Il se limite au comportement élasto-plastique du matériau architecturé avant la rupture.

## **Organisation du manuscrit**

Cette thèse est composée de quatre chapitres.

Le chapitre 1 présente la recherche bibliographique afin d'aborder la problématique identifiée. Il s'intéresse à présenter les procédés de fabrication additive et le développement des nouveaux matériaux avancés architecturés. Le concept de design pour la fabrication additive (DFAM) est aussi évoqué. Le procédé de dépôt de fil fondu et ces divers aspects sont également présentés et l'effet des paramètres d'impression sur le comportement mécanique est analysé. La méthode d'élaboration du dépôt architecturé étudié est décrite. Ce chapitre aborde aussi les méthodes numériques employées pour prédire le comportement mécanique.

À partir de cet état de l'art, le manque d'un modèle numérique qui permet d'étudier des trajectoires complexes de dépôt et décrire l'anisotropie qui en résulte sera souligné.

Le chapitre 2 présentent les essais de caractérisation réalisés. Il fournit une description détaillée de l'identification du comportement mécanique du matériau architecturé. Les modèles choisis pour décrire son comportement sont définis et leurs paramètres sont identifiés.

Le chapitre 3 décrit la mise en œuvre du modèle numérique proposé. Tout d'abord, on présente les étapes nécessaires pour définir les repères locaux dans les éléments de maillage. Ensuite, l'implémentation du comportement mécanique, précédemment identifié, dans ABAQUS est détaillée. Puis une validation du modèle numérique est envisagée via la prédiction des courbes de traction et le calcul des écarts entre les simulations et les essais de traction.

Le chapitre 4 aborde l'analyse des résultats de recherche. Les résultats sont présentés et discutés. La validité de la méthode de modélisation est critiquée. Une amélioration de cette méthode est testée dans le but d'expliquer l'effet des angles de croisement des trajectoires entre les couches sur la rigidité structurale. Dans ce chapitre, on annonce des règles de conception qui permet à un concepteur de bien choisir les trajectoires de dépôts afin d'avoir une rigidité structurale optimale.

Un récapitulatif de la thèse sera à la fin présenté et les contributions seront mises en évidence. Une brève conclusion est présentée, puis des perspectives seront discutées pour faciliter l'exploitation des résultats de recherche obtenus.



---

# Chapitre N°1 : État de l'art

---

# 1 État de l'art

## 1.1 Introduction

Ce chapitre vise à présenter l'état actuel des méthodes et des techniques dans le cadre du sujet de recherche afin d'aborder la problématique.

Dans la première partie, nous allons présenter le procédé de fabrication additive (FA) et ses différents aspects. La conception intégrée pour la fabricabilité par FA sera définie en insistant sur l'amélioration des fonctionnalités des pièces. La deuxième partie de ce chapitre s'intéresse au procédé utilisé dans cette étude (le dépôt du fil fondu). Nous commençons par analyser les paramètres géométriques principaux d'impression. Puis une attention particulière sera accordée à la structure filamentaire de ces pièces et l'anisotropie du matériau qui en résulte. La partie suivante identifie les modèles numériques employées pour prédire le comportement mécanique sur différentes échelles. Dans la dernière partie, le développement des matériaux intelligents par FA sera abordé. Nous présenterons finalement l'origine de la méthode de génération du matériau architecturé et les études expérimentales associées. Une discussion par rapport aux besoins d'analyser des trajectoires de dépôt complexes est finalement démontrée.

## 1.2 La fabrication additive : généralités

### 1.2.1 Principe

La fabrication additive (FA), ou « Additive Manufacturing », est définie par la norme ISO 52900 :2015 [3] comme étant : « l'ensemble des procédés permettant de fabriquer, couche par couche, par ajout de matière, un objet physique à partir d'un objet numérique ». Comme son nom l'indique, elle se distingue des procédés classiques dits « soustractifs » qui fabriquent des pièces par enlèvement de matière.

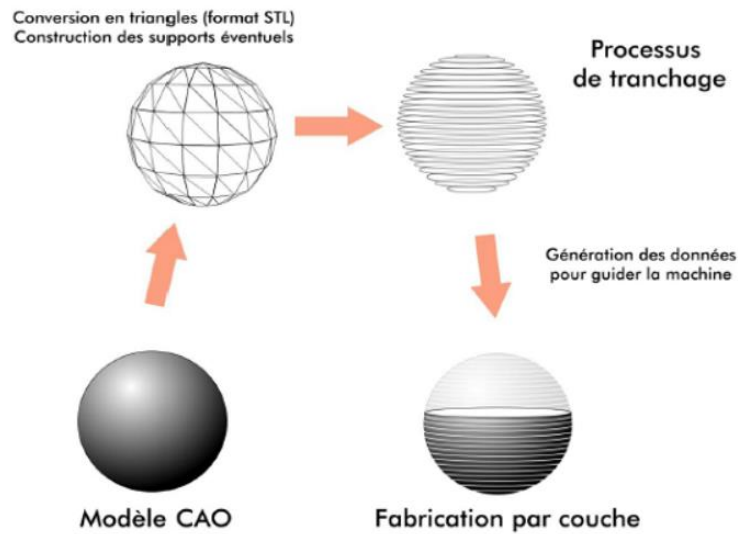
La fabrication d'une pièce par FA commence par la définition d'un modèle géométrique créé avec un logiciel de CAO ou obtenu par une méthode d'ingénierie inverse ou de rétro conception (Scan 3D par exemple). Ce fichier est ensuite converti au format STL<sup>1</sup> qui décrit les surfaces externes du modèle CAO et forme la base de calcul des couches. Après le tranchage par un logiciel spécifique, un fichier contenant un code machine permet de lancer l'opération de

---

<sup>1</sup> Format STL : Fichier de stéréolithographie



fabrication couche par couche jusqu'à l'obtention de la géométrie complète (voir **Figure 1-1**). Des opérations de post-traitement sont parfois nécessaires selon le type du procédé FA utilisé.



*Figure 1-1. Les étapes d'un procédé de fabrication par couches<sup>2</sup>*

Dédiée au départ pour la fabrication des maquettes et des prototypes, la fabrication additive a été utilisée ensuite dans le domaine des outillages rapides. Aujourd'hui, elle est considérée comme un procédé de fabrication direct permettant la création de pièces finies.

### 1.2.2 Avantages et inconvénients

Les technologies de FA ouvrent de nouvelles opportunités par un changement de paradigme de conception et de possibilités de fabrication. Elles s'appliquent dans une variété d'industries, allant de l'industrie avancée (comme l'aéronautique et l'automobile) au commerce de détail. Les technologies FA ont un impact substantiel sur la façon dont les produits sont fabriqués [4], [5].

Les principaux avantages de la fabrication additive sont :

- **Consolidation de pièces multiples** : remplacer un nombre de composants par un seul (réduire le nombre des pièces à assembler)
- **Réduction des coûts d'outillage** : fabrication directe des pièces sans recours à des outillages (moules, etc.)

<sup>2</sup> [https://eduscol.education.fr/sti/ressources\\_techniques/prototypage-rapide-par-stratoconceptionr#description](https://eduscol.education.fr/sti/ressources_techniques/prototypage-rapide-par-stratoconceptionr#description)

- **Accès à des géométries complexes** : fabrication des géométries non accessibles par les méthodes de fabrication classiques (ex : les canaux de refroidissement)
- **Liberté de conception** : moins de restrictions liées aux méthodes classiques de fabrication soustractive. Intégrer des nouvelles stratégies de conception
- **Légereté** : fabriquer des pièces topologiquement optimisées. C'est à dire mettre de la matière uniquement à l'endroit requis tout en conservant les propriétés mécaniques. (ex: Les développeurs de Bugatti ont conçu un étrier de frein en titane plus résistant et plus léger grâce à l'optimisation topologique et la fabrication additive)



*Figure 1-2. Étrier de frein fabriqué par Bugatti<sup>3</sup>*

- **Articles sur mesure** : personnalisation des pièces (ex: le fournisseur de systèmes de sécurité à Zurich, Suisse Stealth Key-Urban Alps<sup>4</sup> a fabriqué par fusion sur lit de poudre métallique une clé (voir **Figure 1-3**) qui cache complètement ses caractéristiques de sécurité mécaniques sous des bandes étroites. Cette clé ne peut pas être numérisée et est donc protégée de manière optimale contre les reproductions et les malfaçons.



*Figure 1-3. Clé de sécurité personnalisée développée par Key-Urban Alps*

<sup>3</sup> <https://www.auto-innovations.com/communique/1293.html>

<sup>4</sup> <https://urbanalps.com/en/>

- **Itérations de conceptions rapides** : accès rapide à des prototypes
- **Outil complémentaire** : le procédé de fabrication additive peut être intégré dans des procédés de fabrication courants afin de réduire les étapes de production, la durée de mise sur le marché et les coûts.

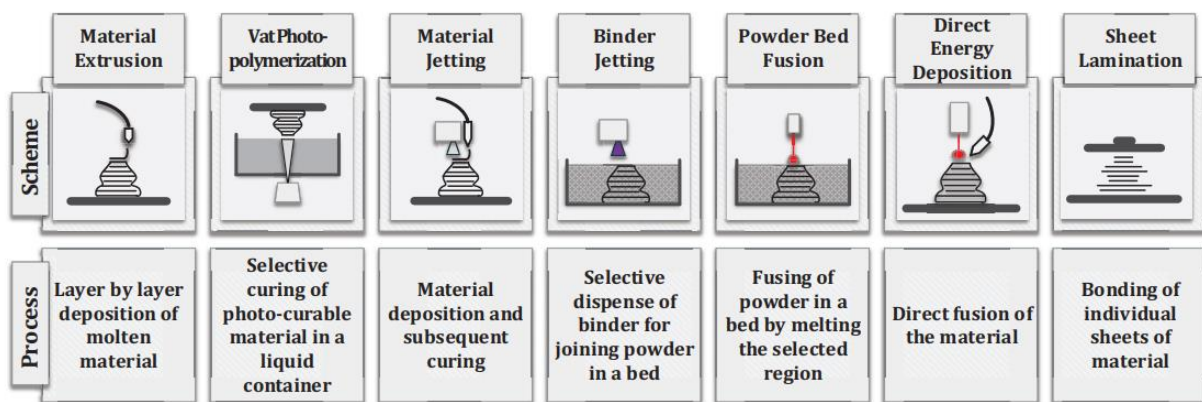
Alors que la FA semble avoir un potentiel illimité, son utilisation est confrontée à différentes difficultés. Les inconvénients majeurs de la FA sont :

- **Coût élevé** : La fabrication additive a ses avantages en termes de coût lorsque vous avez besoin d'une série de 1 à 100 prototypes. Pour les grandes séries, les coûts « par pièce » extrêmes érodent toutes les économies initiales de coûts d'outillage. Cette augmentation du coût unitaire est déterminée par deux facteurs principaux : l'utilisation de l'équipement et le coût des matériaux.
- **Qualité de surface** : Les capacités de finition de surface d'une pièce obtenue par FA nécessitent dans la majorité des cas des post traitements surtout pour une surface fonctionnelle. L'effet de superposition des couches inhérent à la construction de la pièce résulte en une rugosité importante.
- **Imprécision dimensionnelle** : Lors de la conception d'une pièce, il faut tenir en compte des effets indésirables liés aux procédés FA (distorsions) et inclure les tolérances géométriques.
- **Réponse mécanique** : les propriétés mécaniques d'un produit fini souffrent de plusieurs problèmes (caractéristiques de la poudre, contraintes résiduelles ...). En plus, la nature d'un procédé FA basé sur une superposition des couches induit une anisotropie des propriétés qui contribue à une perte de performance.
- **Procédé lent et limitations de taille** : la FA est considérée comme un procédé lent. A cause du besoin des couches suffisamment minces pour une résolution optimale, les temps de fabrication augmentent.
- **Limitations de taille** : la taille maximale d'une pièce imprimée dépend de la taille de la chambre de fabrication. Une grande pièce doit être imprimée en parties séparées et assemblés après la production. Cela peut augmenter les coûts et le temps pour les pièces les plus volumineuses.

D'autres difficultés sont liées à la nature des procédés de FA. Certaines technologies nécessitent de nombreuses mesures de sécurité et des installations spécifiques. En plus leurs utilisations nécessitent une main d'œuvre qualifiée. Ce qui freine leurs intégrations à grande échelle dans l'industrie.

### 1.2.3 Classification des technologies de Fabrication Additive

Il existe plusieurs technologies de fabrication additive. Elles peuvent être classées selon différents aspects. Wong et Hernandez [6] ont utilisé l'état physique de départ de la matière première et classé ces procédés en trois familles : procédés par voie d'un liquide, procédés par voie d'un solide et procédés par voie d'une poudre. On peut également utiliser les familles des matériaux comme un autre critère (matériaux métalliques, polymères, composites...). Étant donné le nombre important de technologies qui ont émergé récemment, une classification selon le principe du procédé selon la norme ISO 17296-2:2015 permet de définir 7 familles de procédés additifs comme le montre la **Figure 1-4**.



*Figure 1-4. Les 7 familles de procédés de fabrication additive selon la norme ISO 17296-2:2015 [7]*

Nous décrivons ces technologies ci-dessous :

- **Extrusion de matière** : le matériau est fondu puis extrudé par une buse et déposé sélectivement sur un plateau de fabrication.
- **Stéréolithographie ou « Vat photopolymerization » (SLA)** : procédé de fabrication additive dans lequel un photopolymère liquide dans une cuve est durci de manière sélective par polymérisation activée par la lumière.
- **Projection de matière ou « Material jetting »** : les gouttelettes du matériau fabriqué sont déposées de manière sélective.
- **Projection de liant ou « Binder jetting »** : c'est un procédé basé sur la projection d'un agent de liaison liquide sur un lit de poudre afin de l'agglomérer sélectivement.
- **Fusion sur lit de poudre ou « Powder bed fusion »** : une source d'énergie thermique (laser, faisceau d'électrons...) permet de fondre des zones choisies sur un lit de poudre.

- **Dépôt direct « Direct Energy Deposition »** procédé de fabrication additive dans lequel l'énergie thermique focalisée sert à faire fondre les matériaux pulvérisés/projetés au fur et à mesure qu'ils se déposent.
- **Laminage par dépôt sélectif ou « Sheet lamination »** : des couches de matériau découpées sont liées entre elles pour former un objet.

Dans cette étude nous nous intéressons exclusivement aux procédés de fabrication additive par extrusion de la matière.

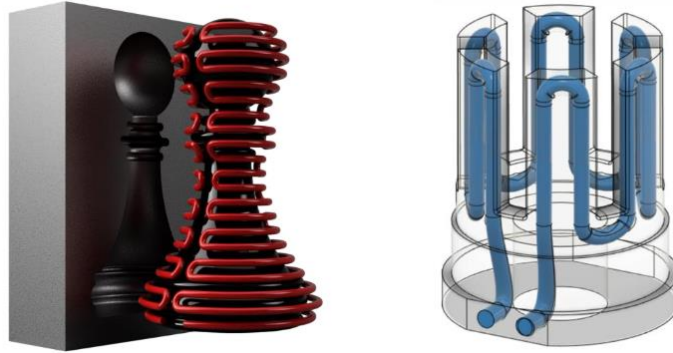
#### 1.2.4 La conception intégrée pour la fabricabilité par FA

La conception intégrée pour la fabrication additive (DFAM : Design for Additive Manufacturing) est une méthode qui exploite les avantages de la fabrication additive tout en respectant les limitations des procédés additifs et des matériaux. Une telle méthode de conception vise à minimiser le temps de production, le coût et le risque de défaillance, tout en maximisant la fonctionnalité et la qualité des composants [8].

L'objectif est d'intervenir au niveau de la chaîne de fabrication additive pour optimiser certains aspects du produit final. Les approches de DFAM ont été classées par Asadollahiyazdi [9] en 4 familles :

- **Conception pour la fonctionnalité** : l'objectif est de maximiser les performances d'un produit lors de sa conception tout en minimisant son poids. L'analyse fonctionnelle du produit fournit une approche de conception définie par les exigences du client.
- **Conception pour la fabricabilité** : elle considère les limitations du procédé AM et les possibilités de réalisation d'une pièce au stade de la conception
- **Conception pour le choix des matériaux et des procédés** : elle consiste à une analyse fonctionnelle de la spécificité du produit tout en respectant la dépendance entre les technologies de FA et les types du matériau
- **Conception combinée** : comme le nom l'indique, divers critères en lien avec la fonctionnalité le procédé et le matériau sont à définir lors de la conception. Par exemple le coût d'un produit et sa réponse mécanique.

Un exemple de conception pour la fonctionnalité par FA concerne les systèmes de refroidissement. La **Figure 1-5** montre deux exemples de circuits de refroidissement conformes à l'intérieur d'outils de moulage qui ne seraient possibles de fabriquer qu'avec la FA.



**Figure 1-5.** Deux circuits de refroidissement conçus pour avoir un échange thermique optimal et qui sont fabricables qu'avec un procédé FA<sup>5</sup>

Pour les industries aéronautique et automobile, réduire le poids des véhicules et des mécanismes est un défi majeur. La FA permet de substituer des pièces métalliques lourdes par des pièces imprimées en 3D à partir de polymères haute performance. HEXCEL<sup>6</sup> a imprimé, à partir de Polyéthercétonecétone (PEKK) et de fibres de carbone, des conduits. Cette démarche de conception permet de remplacer un ensemble de plusieurs pièces par une seule pièce plus légère et plus résistante aux très hautes températures, aux contraintes mécaniques et aux produits chimiques.



**Figure 1-6.** Conduits HEXCEL imprimés à partir de PEKK et de fibres de carbones<sup>7</sup>

<sup>5</sup> <https://courses.gen3d.co.uk/>

<sup>6</sup> <https://fr.hexcel.com/>

<sup>7</sup> <https://www.arkema.com/global/fr/webzine/post/expansion-of-additive-manufacturing-5-cases/>

## 1.3 Technologie de dépôt de filament fondu (FFF)

### 1.3.1 Procédé de dépôt de fil fondu

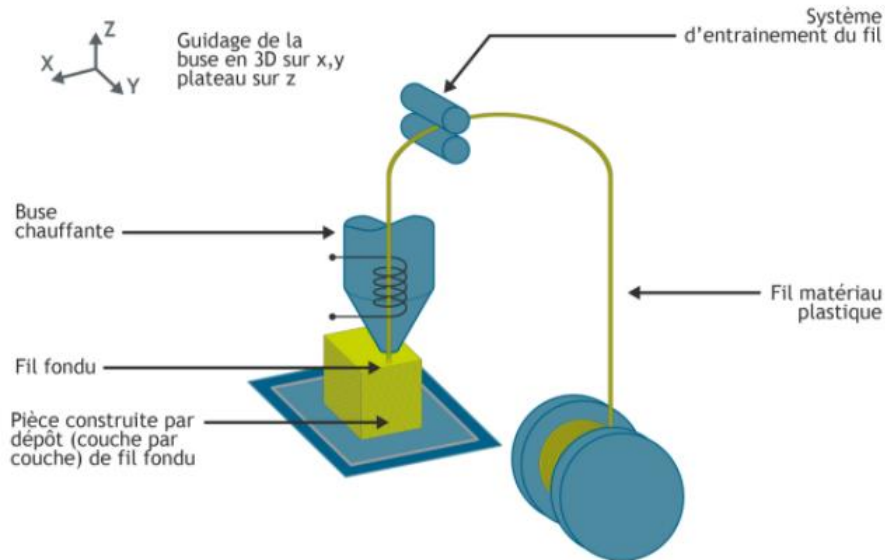
Dans les années 1980, les entreprises voulaient accroître leur maîtrise des coûts de production, et veiller à la performance des produits. Il fallait tester les produits sans outillage onéreux, et dans un temps beaucoup plus court que dans les techniques classiques. Le principe du prototypage rapide a été alors introduit afin de réduire le temps de développement d'un produit tout en validant ses fonctionnalités grâce au prototype.

Développé et commercialisé pour la première fois par Stratasys Inc. en 1991 sous le nom Fused Deposition Modeling (FDM), il est utilisé pour la première fois pour imprimer des pièces en polymère et en cire. Aussi connu sous le nom Fused Filament Fabrication (FFF), le procédé utilise un filament thermoplastique qui sera extrudé via une buse chauffée. Le filament est chauffé à une température au-dessus de son point de fusion puis déposé sur un plateau de d'impression préchauffé. La **Figure 1-7** présente un schéma représentatif de la méthode qui consiste à extruder un filament à travers une tête d'impression animée d'un mouvement cartésien. La géométrie est fabriquée couche par couche où l'extrudeur se déplace dans le plan XY [10]–[12]. Le mouvement du plateau d'impression ou de l'extrudeur dans la direction Z permet de créer la pièce en volume.

Le tranchage du fichier STL défini dans la **Figure 1-1** est généré par un logiciel spécifique qui crée un code de fabrication (Code G). Le code G est un langage de programmation de commande numérique (CN) qui permet de définir des séquences d'instructions permettant de piloter des machines-outils à commande numérique. Il est employé dans les imprimantes 3D pour contrôler les commandes et les trajectoires à suivre par l'extrudeur et les paramètres d'impression tels que : la vitesse de l'extrudeur et la température d'extrusion, etc.

Certaines géométries nécessitent l'utilisation d'une structure de support afin de maintenir les géométries suspendues qui sera fabriquée avec la pièce et enlevée par la suite lors du post-traitement. De ce fait il existe des machines FDM à deux buses : une pour le matériau de la pièce et l'autre pour extruder celui du support [13]. La même démarche est appliquée pour construire une pièce composite où la matrice et les fibres longues sont imprimées par deux extrudeurs différents [14].

La technologie FDM a un faible coût, ce qui en fait l'une des technologies FA parmi les plus populaires pour diverses applications. Cependant, sa résolution est assez faible, environ 0,25 mm, et les temps d'impression sont élevés [12].



*Figure 1-7. Principe du procédé dépôt de fil fondu<sup>8</sup>*

La technologie de dépôt du fil fondu permet de fabriquer des pièces à faible coût de production à travers une chaîne de fabrication simple. Les imprimantes 3D sont de plus en plus performantes ce qui se traduit par leur utilisations par les industriels et dans des bureaux d'étude. Plusieurs filaments sont conçus sur mesure pour des usages spécifiques avec des prix abordables.

Le procédé FFF est utilisé dans cette thèse afin d'élaborer un matériau architecturé. Les échantillons ont été fabriqués avec une imprimante de bureau de la marque Makerbot<sup>9</sup>. Le filament utilisé est l'Acrylonitrile butadiène styrène (ABS<sup>10</sup>) (voir la fiche technique dans l'**Annexe A : Fiche technique du filament d'ABS de l'étude**). Cet environnement de travail rend possible la fabrication d'échantillons sur mesure et de faire des itérations de conception.

Dans la section suivante, les principaux paramètres géométriques d'impression seront classifiés et la structure des pièces issues de l'impression 3d sera analysée.

<sup>8</sup> <https://www.fabrication-additive.fr/fabrication-additive-processus>

<sup>9</sup> <https://www.makerbot.com/>

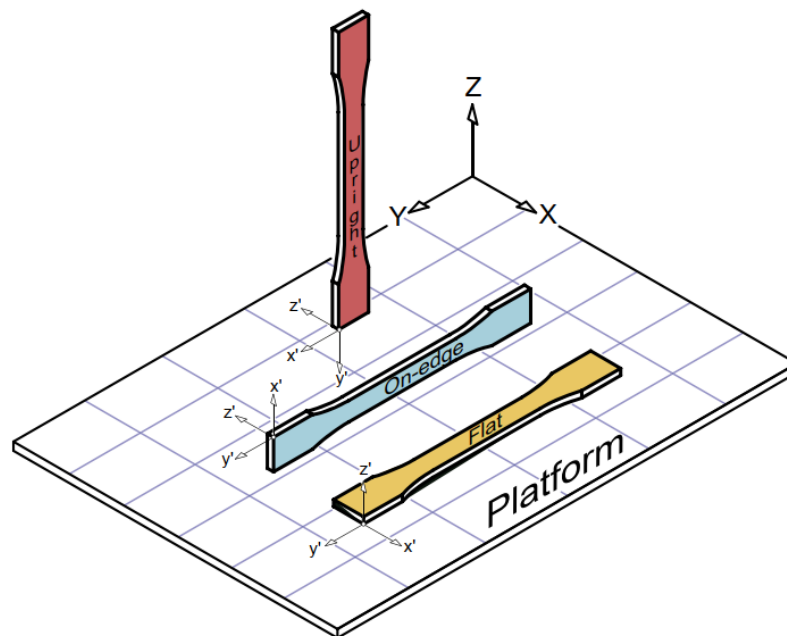
<sup>10</sup> <https://www.machines-3d.com/>



## 1.3.2 Les principaux paramètres de fabrication

### 1.3.2.1 Configuration d'impression : orientation de la pièce

Avant d'imprimer une pièce, une étape de simulation de la fabrication est toujours présente. Elle permet de visualiser les mouvements de l'extrudeur et la disposition de la pièce sur le plateau de fabrication. L'orientation du modèle dans le logiciel de tranchage ou « slicing » est de loin l'une des considérations les plus importantes lors de l'utilisation d'une imprimante 3D. Une mauvaise orientation peut avoir un impact direct sur la résistance, le temps, la qualité et la quantité de pièces qu'on peut placer sur le plateau d'impression. Pour une éprouvette de traction, trois configurations de positionnement sont possibles (voir **Figure 1-8**) ; (i) impression à plat (flat), (ii) verticale (up-right) ou sur le côté (on-edge).

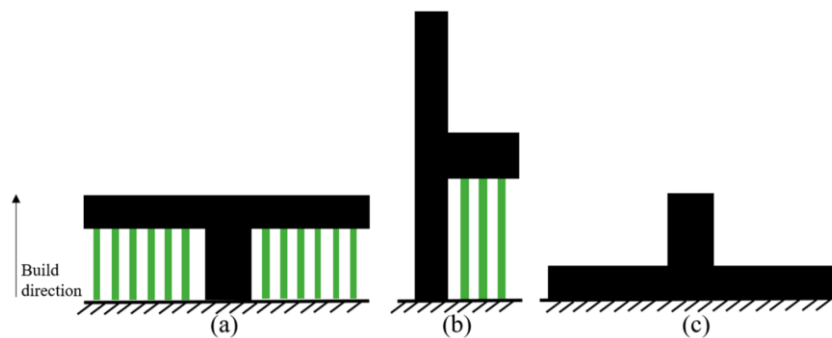


**Figure 1-8.** Configurations de positionnement d'impression possible d'une éprouvette de traction [15]

Le choix des configurations de positionnement d'impression d'une pièce dépend de plusieurs aspects. Selon la complexité de la géométrie, la pièce doit être positionnée principalement de manière à minimiser les structures de support. L'exemple d'une forme en T de la **Figure 1-9**, montre que faire le bon choix de la configuration d'impression permet d'éviter l'utilisation des supports. Ce qui se traduit par une réduction de la quantité du matériau utilisé et du temps d'impression.

Couplée avec l'orientation des filaments, la configuration d'impression est un facteur déterminant qui influence la résistance de la pièce finale. L'objectif est d'éviter d'avoir des zones de faiblesse selon la direction de chargement.

L'empilement des couches augmentent les temps de fabrication. Il est donc nécessaire d'orienter la pièce afin d'éviter de multiplier la superposition des couches.

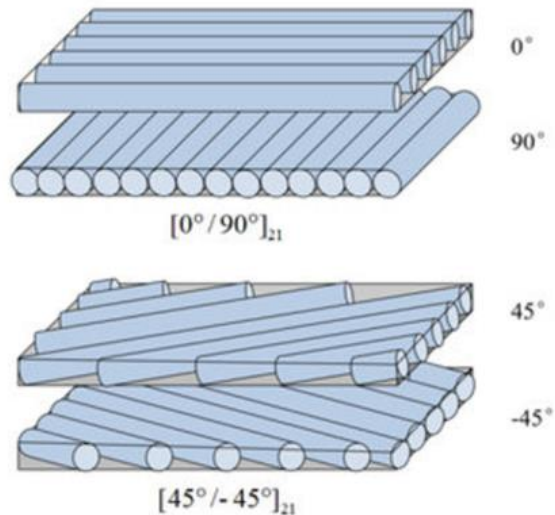


**Figure 1-9.** Choix de l'orientation optimale d'une forme en T [16]. La configuration (c) est optimale afin d'éviter l'ajout de supports.

### 1.3.2.2 Orientation des filaments : trajectoires de dépôt

Les trajectoires de dépôt sont les mouvements de l'extrudeur lors d'une extrusion du filament. Elles sont générées par le logiciel de slicing et transcrites en code G. Pour les composants fonctionnels à usage industriel, il est important de prendre en compte la zone d'application des efforts afin d'évaluer l'implication de l'orientation des filaments. Les pièces FFF sont beaucoup plus susceptibles de se délaminer, de se déformer ou de casser lorsqu'elles sont sollicitées selon la direction perpendiculaire à celle d'impression [17].

On parle généralement d'un angle d'orientation du filament qui peut varier d'une couche à une autre comme le cas d'un dépôt à ( $\pm 45^\circ$ ) ou à ( $0^\circ/90^\circ$ ). Il s'agit d'un dépôt avec une alternance de couche et couramment utilisé dans le cas d'un remplissage à 100%.

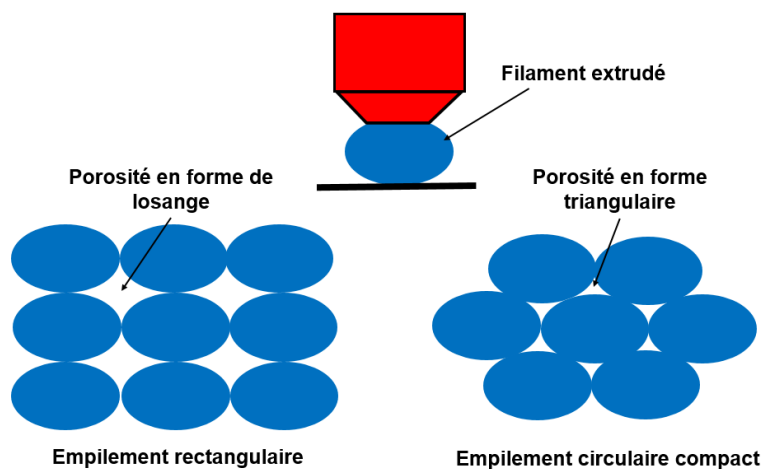


**Figure 1-10.** Orientations de dépôt classiques[18]

Lors de l'impression, le filament déposé est écrasé par l'extrudeur. Cet écrasement produit une forme ellipsoïde (voir **Figure 1-11**). Pour le cas d'un dépôt unidirectionnel (c'est-à-dire les filaments possédant une orientation unique) la superposition des couches de dépôt peut conduire à deux types d'empilement. Un empilement rectangulaire où chaque filament est en contact avec 4 filaments voisins et un empilement circulaire compact où chaque filament est en contact avec 6 filaments voisins.

Le type d'empilement et les dimensions des filaments déposés définissent des porosités. Elles sont susceptibles d'avoir la forme d'un losange ou d'un triangle (voir **Figure 1-11**).

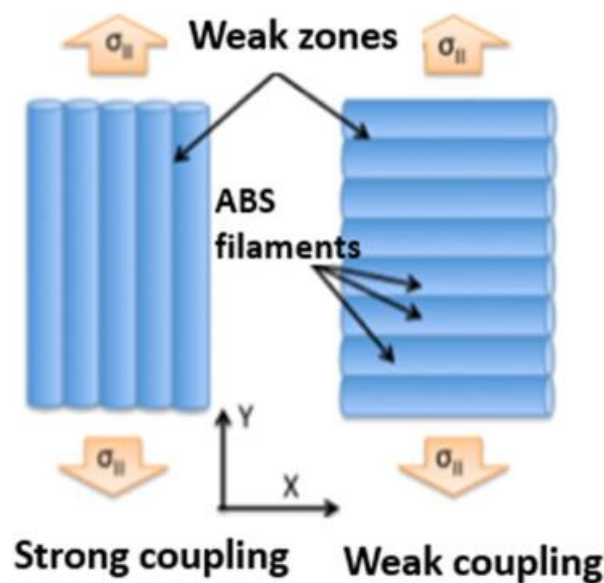
Pour un dépôt multidirectionnel dans les plans de la couche, les porosités seront d'une forme plus complexe.



**Figure 1-11.** Schéma représentatif d'un empilement des couches d'un dépôt unidirectionnel et de la forme de porosité résultante

Les porosités créées lors d'un empilement des couches sont appelées « air gaps ». Ils représentent le ratio volumique du vide dans une pièce imprimée et dépendent de plusieurs paramètres tels que l'épaisseur de la couche et la largeur du filament [19].

En observant localement une pièce issue de l'impression 3D, nous distinguons deux configurations de chargement locaux sur les filaments (voir **Figure 1-12**). Une où les filaments sont sollicités dans le direction longitudinale représentant la configuration la plus résistante, alors que l'autre est la direction transversale des filaments où les lignes de soudures, supposées comme des zones de faiblesse dans la structure, contribuent à une résistance réduite.



*Figure 1-12. Configurations de chargement locales sur les filaments[20]*

Il existe d'autre type de remplissage où les filaments suivent des motifs géométriques donnés afin de réduire la masse de la pièce. Il s'agit d'une structure de remplissage incomplet telles que les nids d'abeille, le remplissage en triangle ou en grille [21].

### **1.3.2.3 Autres paramètres influents**

L'épaisseur de la couche correspond à la hauteur d'une couche suite à l'opération du tranchage. Ce paramètre définit l'état de surface de la pièce finale et détermine surtout le temps d'impression. Plus l'épaisseur de couche est importante plus le temps d'impression sera réduit. Pour un procédé de fabrication couche par couche ce paramètre contrôle la précision dimensionnelle [22]. Aussi pour une surface fonctionnelle l'épaisseur de la couche doit être suffisamment faible pour réduire au maximum la rugosité. La vitesse d'impression d'une

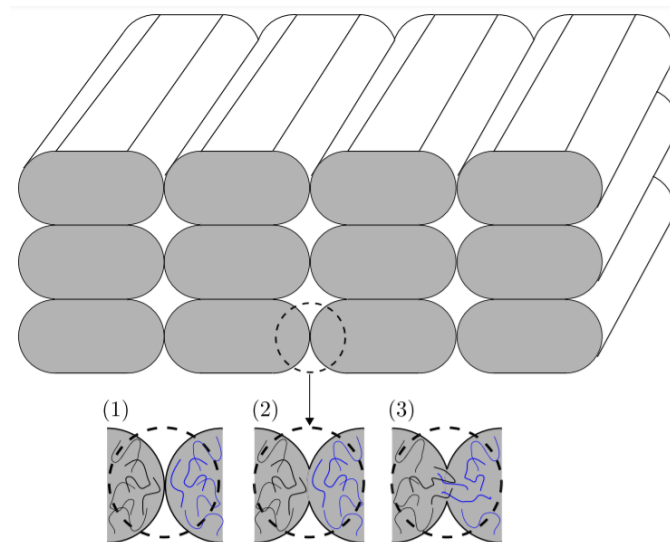
imprimante contrôle la vitesse à laquelle les moteurs de l'extrudeur se déplacent pour déposer du matériau. Le temps d'impression est d'autant plus réduit que les vitesses d'impression sont élevées, mais cela affecte la qualité des pièces imprimées [23].

D'autres paramètres d'impression sont aussi importants tels que la température d'extrusion et celle de préchauffage du plateau de fabrication et la vitesse d'extrusion. Mais principalement ces derniers sont calibrés selon le type du matériau et son comportement rhéologique [24].

Dans ce travail nous fabriquons et étudions un matériau architecturé avec un remplissage de 100%. La température d'extrusion et celle du préchauffage sont fixes. Les couches utilisées ont une épaisseur de 0,25 mm. Le seul paramètre variable est l'orientation des filaments. Nous analysons des trajectoires de dépôt obtenues à partir d'une méthode de structuration des trajectoires de dépôt du filament qui sera détaillée dans **1.5.2.1**.

### **1.3.3 Étude de la structure des pièces imprimées**

Les matériaux fabriqués par dépôt du fil fondu sont censés présenter une forte anisotropie due à l'orientation des filaments et à la présence de porosité [25]–[27]. Les interfaces entre les filaments créent des zones de soudures qui sont considérées comme des zones de faiblesse dans la structure [28]. La création d'une zone de soudure est un processus entraîné par l'énergie thermique du matériau semi-fondu [29], [30]. La formation et la qualité de cette zone dépendent de la croissance de l'interface, comme un joint de grain dans un processus du frittage classique, et de la diffusion moléculaire atteinte à l'intérieur [31], voir **Figure 1-13**. Le phénomène de coalescence entre deux filaments en contact est entraîné par deux propriétés dépendantes de la température : la tension superficielle et la viscosité qui sont des propriétés intrinsèques du matériau [32].

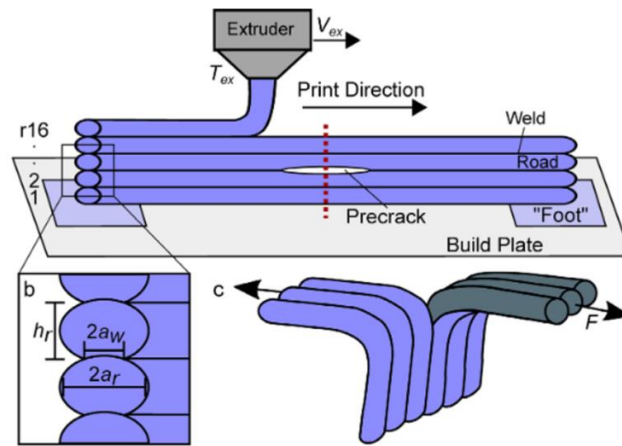


**Figure 1-13.** *Processus de formation d'une zone de soudure entre les filaments pour un procédé de dépôt du fil fondu. (1) contact des surfaces, (2) croissance de l'interface et (3) croissance de l'interface avec une diffusion moléculaire [31]*

À la suite de la formation de ces zones de soudures, la structure interne de la pièce imprimée est clairement hétérogène. Selon l'empilement des couches et l'orientation des filaments [33], les porosités peuvent avoir différentes formes géométriques et différentes distributions volumiques [34]. L'effet de la taille sur la morphologie a été étudié par Rankouhi et al [35]. Il annonce que les vides les plus volumineux provoquent une discrétisation de la surface de contact et favorisent la rupture des liaisons de fusion.

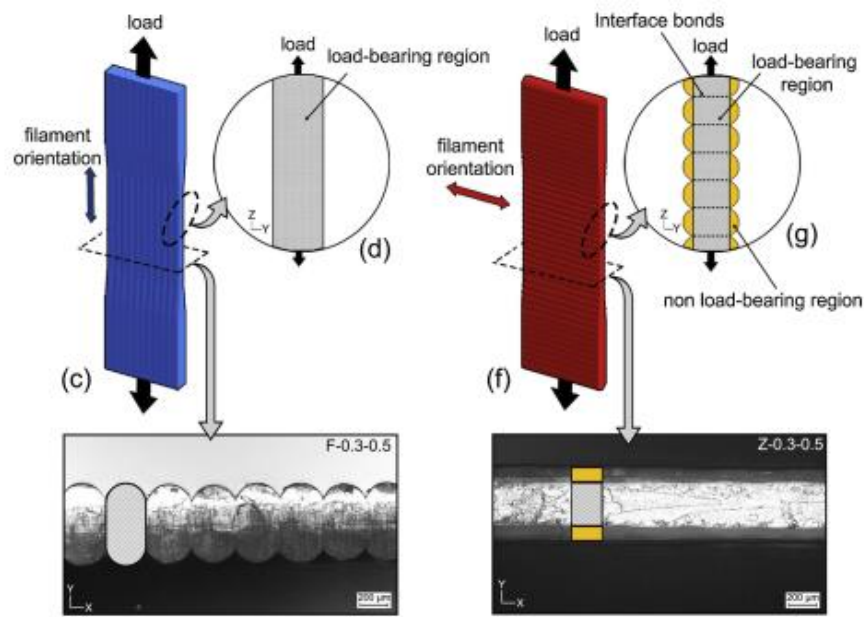
De nombreux travaux ont étudié l'impact des facteurs thermiques sur la résistance de l'interface. Une température de buse plus élevée permet d'augmenter les performances de l'interface grâce à une meilleure diffusion ou « bond healing » [36]–[38]. L'effet de l'épaisseur de la couche a été également analysé en indiquant qu'utiliser des couches plus fines améliore la qualité de l'interface [17], [39].

Pour estimer la résistance à la rupture en mode III (ouverture parallèlement au plan de l'interface) d'une seule ligne de soudure, Davis et al [40] proposent une expérience nommée « trouser tear » qui consiste à une déchirure d'une couche de dépôt. Tandis que cette méthode permet d'avoir des estimations de la résistance d'une ligne de soudure, la caractérisation de ces zones restent difficile vu leurs complexités.



**Figure 1-14.** Expérience « trouser tear » proposée par Davis et al pour l'estimation de la résistance à la rupture en mode III de l'interface [40]

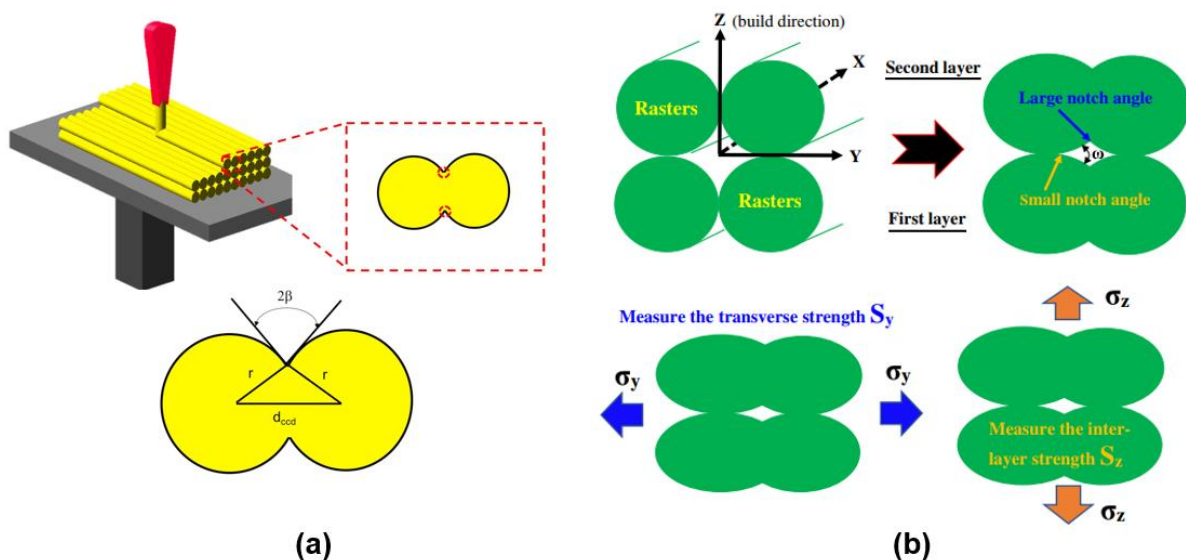
Récemment, des recherches attribuent la faiblesse de ces zones de soudures à une concentration de contraintes locales et non pas à la présence d'un matériau de propriété inférieure à celle du matériau solide. Allum et al [41] démontrent que l'interface entre les couches a une résistance égale à celle du matériau solide. En étudiant des éprouvettes en traction personnalisées sollicitées dans le sens longitudinal du filament et dans la direction normale à l'interface (voir **Figure 1-15**), il a été constaté que l'anisotropie est causée par la structure filamentaire extrudée et une concentration de contrainte au niveau des rainures entre les filaments extrudés. Ainsi la structure et la surface supportent l'effort qui gouverne la résistance du matériau imprimé.



**Figure 1-15.** Essais de traction personnalisés réalisés par Allum et al pour étudier l'effet de l'interface sur la résistance mécanique [41]

De plus, Roy Xu et al [42] ont utilisé un modèle de rupture à double encoche pour expliquer l'anisotropie de comportement. Cette étude est basée sur les travaux de Rezaee et al [43] qui se servent d'un modèle de rupture géométrique simplifié de deux encoches en opposées V pour analyser la singularité géométrique formée par deux filaments en contact (voir **Figure 1-16**). Ces deux études font le lien entre la direction de chargement et la faiblesse d'une ligne de soudure à travers une encoche qui joue le rôle d'un site d'initiation de fissure.

La structure filamentaire interne des pièces imprimées qui résulte du processus d'extrusion est appelée mésostructure. Elle représente une observation de taille intermédiaire qui dépend de l'orientation des filaments, leurs géométries, la nature de l'empilement des couches et des air gaps.



**Figure 1-16.** Modèle de rupture simplifié pour étudier les zones d'interface. (a) Modèle idéalisé de Rezaee et al et (b) Modèle proposé par Roy Xu et al à double encoche [42], [43]

Cette analyse condensée de la structure des pièces imprimées met en évidence sa complexité. Le matériau obtenu possède ainsi des propriétés fortement anisotropes qui dépendent de la structure filamentaire interne et de plusieurs paramètres géométriques surtout l'orientation des filaments par rapport à la direction du chargement. Cela implique des difficultés de modélisation relativement complexes afin de prédire le comportement mécanique. Dans la section 1.4 nous présenterons les différentes approches employées pour analyser cette anisotropie.

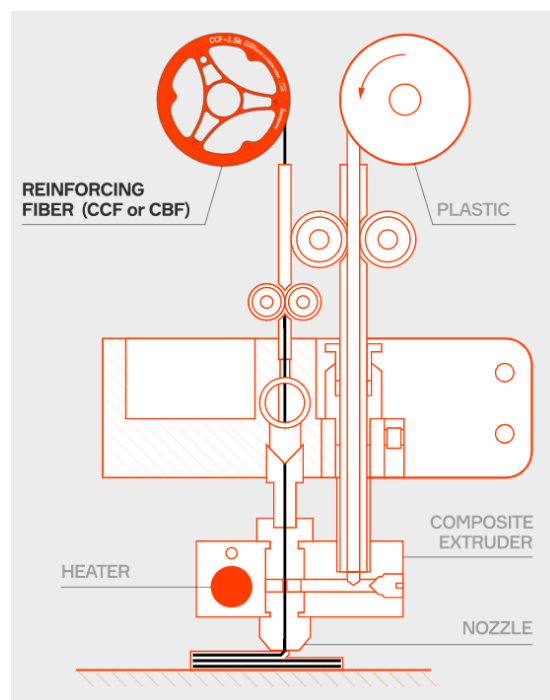


### 1.3.4 Nouveaux procédés FFF

Pour remédier aux performances mécaniques réduites des pièces fabriquées en polymère par FFF, d'autres technologies utilisent des matériaux plus résistants, notamment les matériaux métalliques et composites.

#### 1.3.4.1 Procédé FFF pour les matériaux composites

En 2018, l'entreprise russe ANISOPRINT<sup>11</sup> a mis en vente une machine basée sur la technologie FFF qui permet de fabriquer des matériaux thermoplastiques renforcés avec des fibres de carbone. L'extrudeur composite a deux entrées : une pour la fibre de renfort et l'autre pour le filament thermoplastique (voir **Figure 1-17**). La fibre de renfort et le plastique sont alimentés séparément par la même buse afin de pouvoir faire varier le rapport volumique de la fibre et la poser par des trajectoires curvilignes complexes. Ainsi, il est possible d'imprimer des pièces composites de formes complexes avec une structure interne en treillis. Cela permet d'utiliser un minimum de matériau pour la résistance requise, ce qui signifie un poids, un temps de production et un prix minimum d'une pièce.



**Figure 1-17.** Imprimante 3D développée par ANISOPRINT et dédiée à l'impression des matériaux composites<sup>12</sup>

<sup>11</sup> <https://anisoprint.com/>

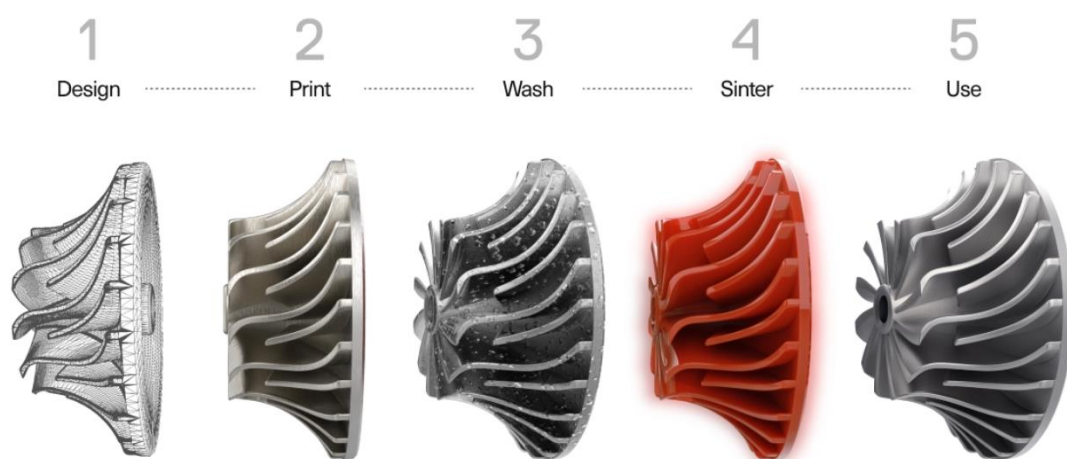
<sup>12</sup> <https://anisoprint.com/solutions/desktop/>

### 1.3.4.2 Atomic Diffusion Additive Manufacturing ADAM

La fabrication additive par extrusion métallique ou l'impression 3D métallique est une technologie en plein essor qui utilise un filament chargé de poudre métallique liée dans une matrice plastique (polymère+cire). Cette méthode évite la manipulation de la poudre qui nécessite de nombreuses mesures de sécurité.

Introduite pour la première fois par Wu et al. [44] sous le nom de dépôt fondu de métaux. Le procédé utilise une tête d'extrusion chauffée pour fabriquer la géométrie en suivant un processus couche par couche FFF. Une pièce appelée « green » est obtenue puis subit une phase de déliantage suivit d'un frittage pour obtenir la pièce solide. La société Markforged<sup>13</sup> a développé un procédé appelé Atomic Diffusion Additive Manufacturing (ADAM) qui industrialise cette méthode. Ce processus, comme le décrit la **Figure 1-18**, permet d'imprimer plusieurs types de métaux tels que l'acier inoxydable 17-4PH, le cuivre, l'acier à outil H13 et l'Inconel 625. Le système appelé Metal X system est constitué de 3 stations :

- Une station d'impression 3D qui utilise le filament pour fabriquer la pièce verte
- Une station de déliantage ou « wash » utilisée pour enlever le liant de la poudre de la pièce verte
- Un four thermique ou « sinter » dans lequel se fait le frittage de la pièce



**Figure 1-18.** Étapes de fabrication d'une pièce par le procédé ADAM chez Markforged

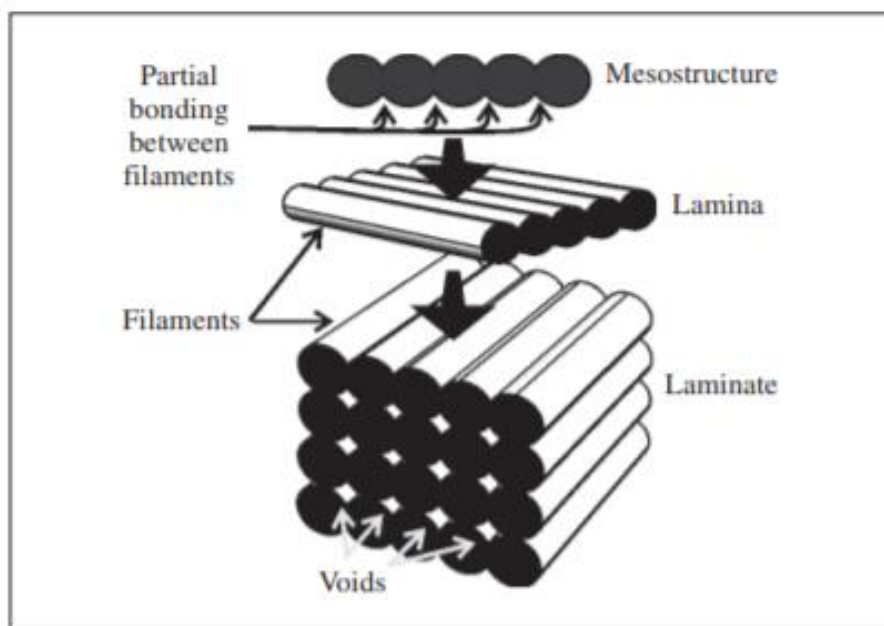
Diverses études ont récemment étudié les propriétés des pièces fabriquées en acier inoxydable 17-4PH. Bouaziz et al [45] ont étudié le comportement mécanique à l'échelle microscopique et

<sup>13</sup> <https://markforged.com/3d-printers/metal-x>

l'effet de l'épaisseur de la couche a été investigué. De la même manière, Henry et al [46] explore l'effet des orientations d'impression sur la réponse mécanique sous divers chargements. La densité, la rugosité de surface et la précision dimensionnelle des échantillons en acier inoxydable 17-4PH ont été aussi analysées par Galati et al [47].

## 1.4 Modélisation numérique des structures imprimées par FFF

L'étude du comportement mécanique et l'évaluation de l'anisotropie des pièces fabriquées par dépôt du fil fondu se font sur différentes échelles (voir **Figure 1-19**). A l'échelle de la mésostructure, on s'intéresse aux défauts géométriques locaux et aux interfaces entre les filaments. Nous appliquons les théories de la micromécanique pour modéliser le comportement d'une couche de dépôt ou « lamina ». Ensuite, l'empilement de ces couches est analysé via les théories de la macromécanique où une loi de comportement anisotrope est identifiée. La caractérisation du comportement du laminé conduit à une analyse structurale permettant de prédire la réponse d'une pièce finie.



*Figure 1-19. Schéma représentatif d'un matériau obtenu par dépôt du fil fondu à différentes échelles [32]*

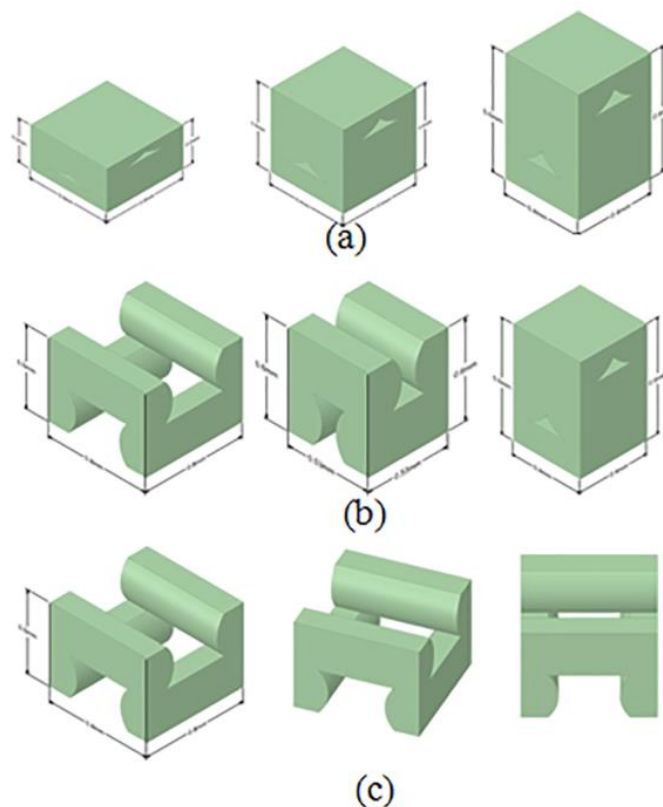
### 1.4.1 Échelle de la mésostructure

La méthode la plus utilisée pour étudier la mésostructure est la définition d'un volume élémentaire représentatif. Pour le cas d'une pièce imprimée il s'agit d'un modèle géométrique

qui représente les propriétés de la mésostructure tels que le ratio volumique des air gaps et la forme de porosité. Sa taille doit être suffisamment petite pour pouvoir éventuellement être remplacée par un matériau homogène équivalent lors d'un calcul de structure [48].

Nasirov et al [49] rapportent l'application de l'homogénéisation asymptotique comme outil de prédiction des propriétés mécaniques des thermoplastiques fabriqués par FDM avec remplissage rectiligne. Les propriétés prédites sont vérifiées à l'aide des analyses expérimentales de la microstructure. Une approche d'homogénéisation multi échelle a été mise en œuvre par Sánchez-Balanzaret al [50]. Elle utilise des géométries de porosité simplifiées et réalistes pour reproduire la mésostructure.

Une autre étude a quantifié l'effet des paramètres d'impression sur le comportement de la mésostructure d'un dépôt à  $0^\circ/90^\circ$  comme le montre la **Figure 1-20**. La méthode des surfaces de réponses RSM est appliquée pour explorer d'autres configurations [51].

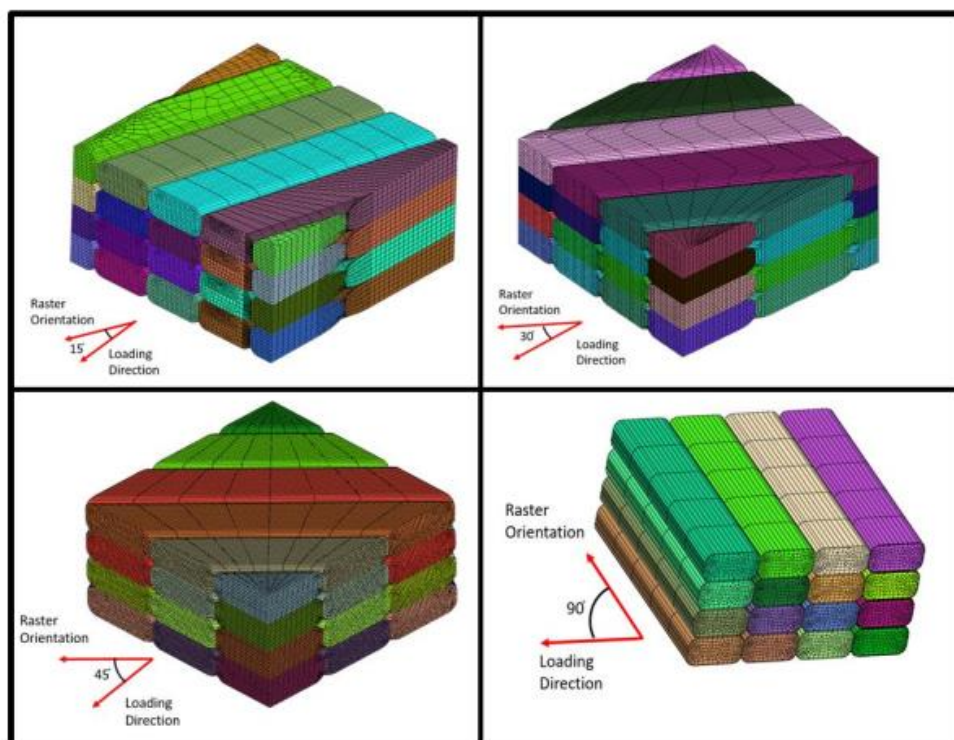


**Figure 1-20.** Modèles pour l'étude des paramètres d'impression d'un dépôt à  $0^\circ/90^\circ$  [51]. (a) Effet de l'épaisseur de la couche, (b) effet de la densité de remplissage et (c) effet de l'orientation des filaments

Afin d'étudier les propriétés élastiques orthotropes, Biswas et al [52] ont généré des modèles cubiques à l'aide d'une reconstruction CAO basée sur des observations microscopiques. Le

modèle CAO utilise des couches périodiques et des filaments avec des tailles spécifiques. La largeur de liaison, la hauteur de couche, la largeur de filament et la porosité totale sont tous respectées. Différentes configurations de dépôt ont été analysées avec des empilements différents :  $0^\circ/90^\circ$ ,  $30^\circ/-60^\circ$ ,  $45^\circ/-45^\circ$  et  $60^\circ/-30^\circ$ .

De la même manière, Sheth et al [53] ont investigués l'effet de l'orientation des filaments sur la rigidité d'un dépôt unidirectionnel à travers des cellules volumiques représentative (voir **Figure 1-21**). Les dimensions transversales d'un filament ont été obtenues à partir des photomicrographies. Avec des simulations par EF le module d'élasticité a été calculé en fonction de l'angle d'orientation des filaments.



**Figure 1-21.** Cellules volumiques représentatives définies par Sheth et al[53]

La modélisation de la mésostructure nécessite comme l'indique les études précédentes la détermination de plusieurs paramètres géométriques, ce qui peut être difficile dans le cas d'un dépôt à trajectoires complexes.

#### 1.4.2 Échelle macroscopique : empilement des couches

Les pièces obtenues par dépôt de filaments FFF se comportent comme des structures stratifiées composites [33]. Par conséquent, la mécanique des stratifiés composites peut être adoptée pour la caractérisation du comportement mécanique.

Pour étudier le comportement mécanique dans le domaine élastique, c'est-à-dire la rigidité, on identifie une matrice de rigidité qui gouverne la loi de Hooke et relie les déformations élastiques aux contraintes appliquées [54]. Les composants de cette matrice traduisent l'anisotropie du matériau due à l'orientation des filaments et la mésostructure. Ils sont déterminés à travers des essais mécaniques bien choisis.

La structure des pièces obtenue avec l'empilement des couches justifie l'utilisation d'une loi orthotrope au lieu d'une loi complètement anisotrope [55], [56].

Dans la base d'orthotropie (123) le comportement exprimé en rigidité est :

$$\underline{\underline{\sigma}} = \begin{pmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & & & \\ C_{12} & C_{22} & C_{23} & & & \\ C_{13} & C_{23} & C_{33} & & & \\ & & & C_{44} & & \\ & & & & C_{55} & \\ & & & & & C_{66} \end{pmatrix} \cdot \underline{\underline{\varepsilon}} \quad \text{Équation 1-1}$$

La matrice des souplesses  $\underline{\underline{S}}$  d'un matériau orthotrope est exprimée en fonction des modules d'élasticité et des coefficients de Poisson sous la forme suivante en respectant la notation de Voigt:

$$\begin{pmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ \varepsilon_{23} \\ \varepsilon_{13} \\ \varepsilon_{12} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \frac{1}{E_1} & -\frac{\nu_{12}}{E_1} & -\frac{\nu_{13}}{E_1} & & & \\ -\frac{\nu_{21}}{E_2} & \frac{1}{E_2} & -\frac{\nu_{23}}{E_2} & & & \\ -\frac{\nu_{31}}{E_3} & -\frac{\nu_{32}}{E_3} & \frac{1}{E_3} & & & \\ & & & \frac{1}{2G_{23}} & & \\ & & & & \frac{1}{2G_{13}} & \\ & & & & & \frac{1}{2G_{12}} \end{pmatrix} \cdot \begin{pmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{23} \\ \sigma_{13} \\ \sigma_{12} \end{pmatrix} \quad \text{Équation 1-2}$$

Les propriétés mécaniques élastiques d'un matériau orthotrope sont déterminées par neuf constantes d'élasticité indépendantes. On peut choisir les neuf constantes suivantes  $E_1$ ,  $E_2$ ,  $E_3$ ,  $G_{12}$ ,  $G_{13}$ ,  $G_{23}$ ,  $\nu_{12}$ ,  $\nu_{13}$  et  $\nu_{23}$  car la matrice des souplesses  $\underline{\underline{S}}$  est symétrique.

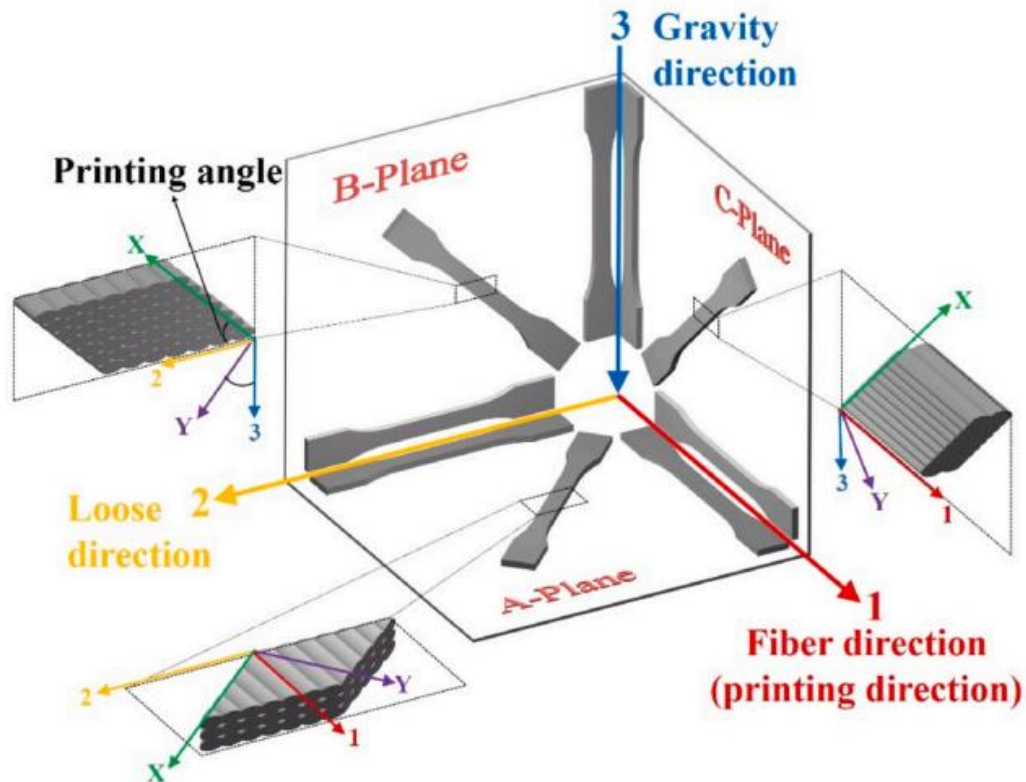
Une caractérisation expérimentale via des essais de traction, de cisaillement[57]–[59], de flexion et de compression [39] d'éprouvettes imprimées avec des orientations de filaments

adéquates permet une évaluation macroscopique de l'anisotropie [19], [60], [61]. La théorie classique des laminés est aussi employée pour prédire le comportement d'un empilement de couches de dépôts [54], [62].

Comme l'indique la section **1.3.3** la structure des pièces imprimées induit une anisotropie du comportement. L'anisotropie est prononcée au niveau de la résistance du matériau (sa limite d'élasticité et sa résistance maximale). Alaimo et al [63] ont appliqué la théorie classique des laminés (CLT) et le critère d'élasticité de Tsai-Hill pour prédire la rigidité et la limite élastique dans le plan des éprouvettes de traction en ABS. De la même façon Zou et al [64] ont identifié une loi transverse isotrope pour décrire le comportement élastique couplée avec une surface d'écoulement plastique. D'autres études utilisent la formulation d'une loi constitutive de comportement orthotrope et la compare avec une loi transverse isotrope. Elles montrent que cette simplification du matériau reste valable et permet de réduire le nombre des constantes élastiques à identifier. À partir des essais mécaniques de traction définies dans la **Figure 1-22** Dai et al [65] ont formulé un modèle théorique capable de prédire la résistance en traction du matériau dans différents plan d'impression et angle de dépôt. Zhao et al [66] ont suivi une approche similaire pour formuler un modèle théorique qui prédit les modules d'Young dans la base d'orthotropie et se sert du critère de Tsai-Hill pour prédire sa résistance en traction également.

Cette même stratégie de modélisation a été implémentée dans ABAQUS pour prédire le comportement d'un matériau composite imprimée en ABS et renforcé avec des fibres courtes de carbone [67]. De plus une étape de validation expérimentale confirme l'efficacité de la fonction de Hill pour prédire le comportement en traction en assimilant la pièce à un stratifié.

D'autres recherches utilisent des lois de traction-séparation pour modéliser le comportement anisotrope au niveau de la résistance en rupture en exploitant la méthode des éléments finis étendus XFEM [68], [69].

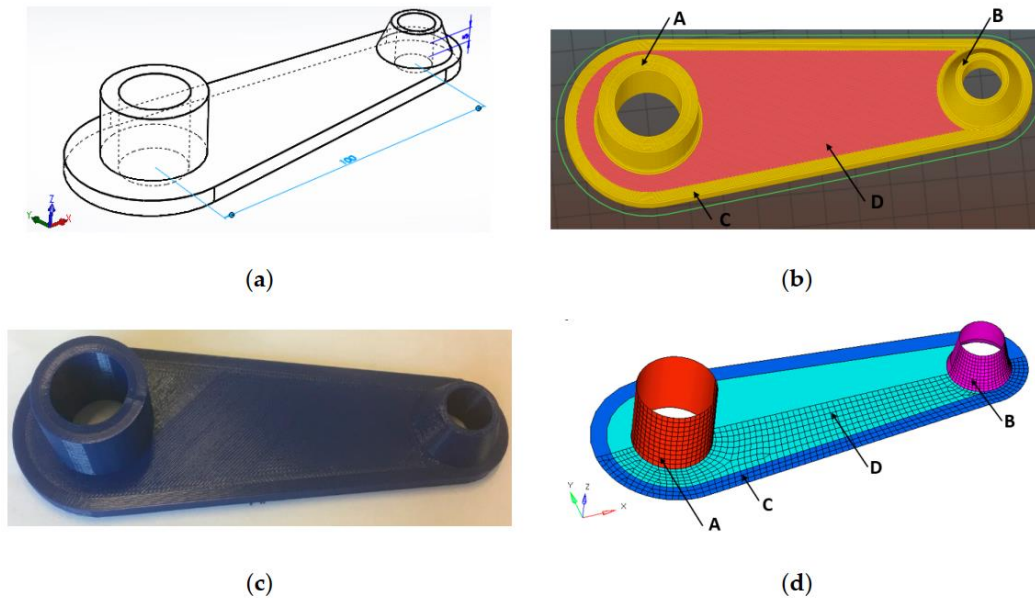


*Figure 1-22. Configurations des essais de traction pour étudier l'anisotropie de comportement selon l'orientation des filaments [65]*

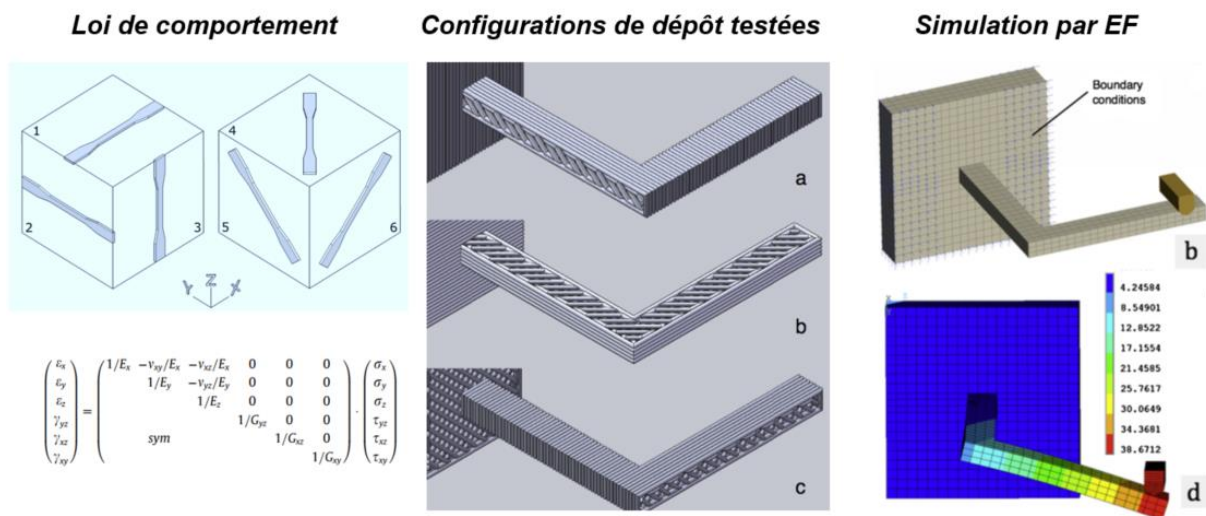
### 1.4.3 Échelle de la pièce imprimée

Une analyse structurale fiable nécessite systématiquement des études à des échelles plus fines. Somireddy et al ont prédit la rigidité en flexion d'une bielle [70] fabriquée par impression 3D en définissant des comportements différents selon les trajectoires de dépôt. Comme le montre la **Figure 1-23**, quatre zones différentes sont distinguées (A, B, C et D). En considérant la mésostructure imprimée préalablement étudiée, des propriétés mécaniques sont assignées localement. En se basant sur une caractérisation expérimentale via des essais mécaniques, Domingo-Espin et al [71] ont pu simuler la déformation d'une forme en L (voir **Figure 1-24**). Les matrices de rigidité identifiées décrivent différentes configurations de dépôt et assurent une prédiction fiable de la rigidité dans différents cas de chargements.



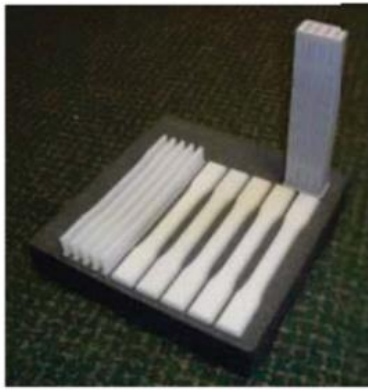


**Figure 1-23.** Modélisation d'une bielle. (a) Fichier CAO, (b) tranchage et génération des trajectoires, (c) impression et (d) modèle numérique [72]

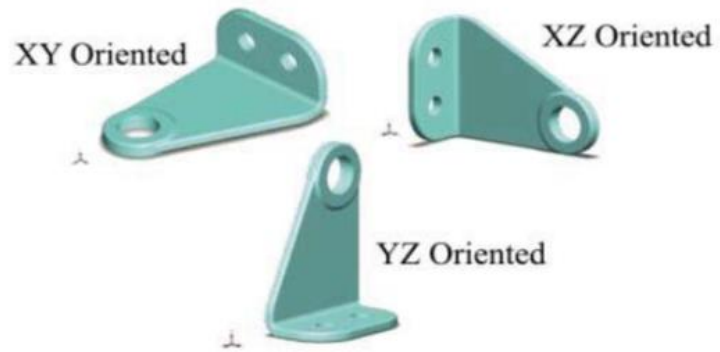


**Figure 1-24.** Démarche de modélisation adoptée par Domingo-Espin et al appliquée sur une forme en L [71]

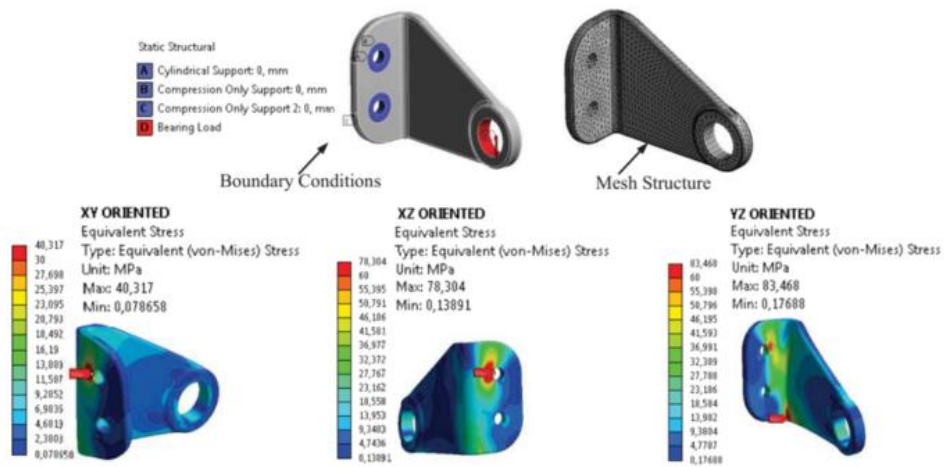
Hambali et al [73] ont pu étudier l'effet de l'orientation d'un support dans le plateau d'impression sur la réponse mécanique (voir **Figure 1-25**). En utilisant des essais de traction, cette recherche suppose un comportement isotrope et utilisent un module de Young qui dépend exclusivement de l'orientation de la pièce sans étudier les trajectoires de remplissage.



**Essais de traction**



**Orientations de la pièce lors de l'impression**



**Simulation par EF**

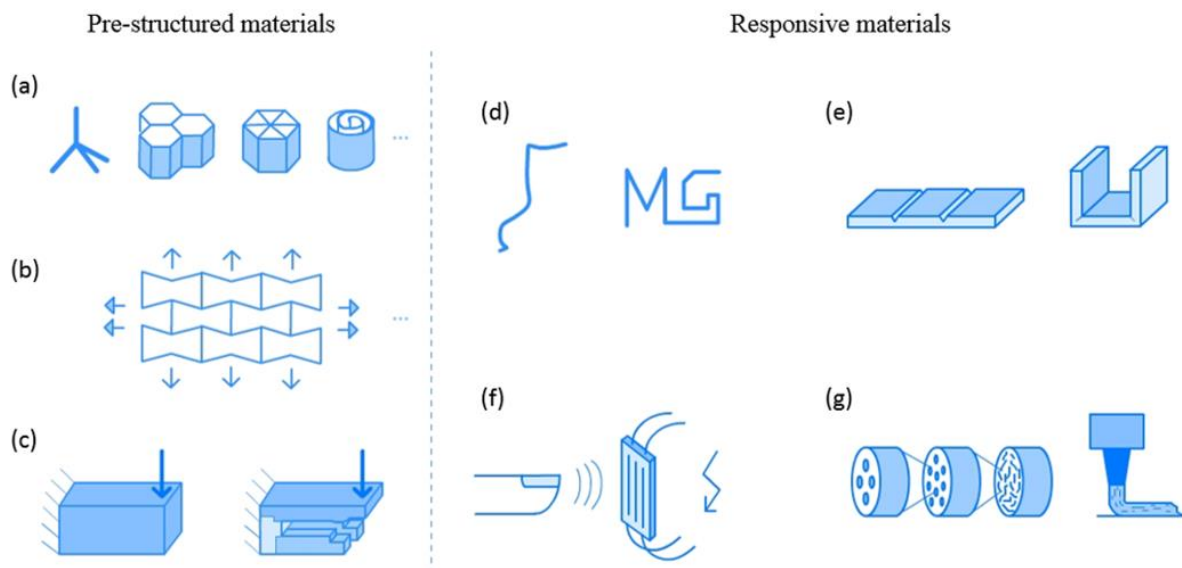
**Figure 1-25.** Étude de l'effet de l'orientation d'une pièce dans le plateau d'impression sur la réponse mécanique [73]

Des études s'intéressent également à la simulation du procédé additif afin de mieux maîtriser le résultat après fabrication. Par exemple, Cattenone et al utilisent une simulation à une échelle intermédiaire méso/macrosopique [74]. On utilise ici une méthode d'activation des éléments de maillage sur ABAQUS pour prédire les distorsions dues aux gradients thermiques lors de la fabrication. Dans cette dernière étude, nous observons que l'anisotropie du matériau n'est pas modélisée.

## 1.5 Les matériaux intelligents par FA

Grâce à la FA, on peut réaliser des formes topologiquement plus optimisées et plus complexes qu'avec des procédés de mise en forme conventionnels. Cette liberté offre l'opportunité de concevoir et fabriquer des matériaux intelligents qui peuvent être utilisés dans des produits multifonctionnels et haute performance. En effet, en maîtrisant les paramètres de certaines technologies AM nous pouvons parvenir à maîtriser les caractéristiques du matériau fabriqué.

Les matériaux intelligents par FA ont été classés par Gardan [1] en deux familles. Les matériaux réactifs sont capables de réagir face à un stimulus alors que les matériaux architecturés sont basés sur une définition d'une géométrie complexe ou sur une conception multi matériaux dans le but de satisfaire à une fonctionnalité prédéfinie par une exigence d'utilisation [1].



**Figure 1-26.** Matériaux intelligents : (a) Réseaux spécifiques, (b) Métamatériaux et cellule auxétique, (c) Optimisation topologique multi-matériaux, (d) Matériau à mémoire de forme (SMM, Shape Memory Material) 1D et (e) 3D avec autoassemblage, (f) Polymère piézoélectrique, (g) Biomimétisme et nanostructures [1]

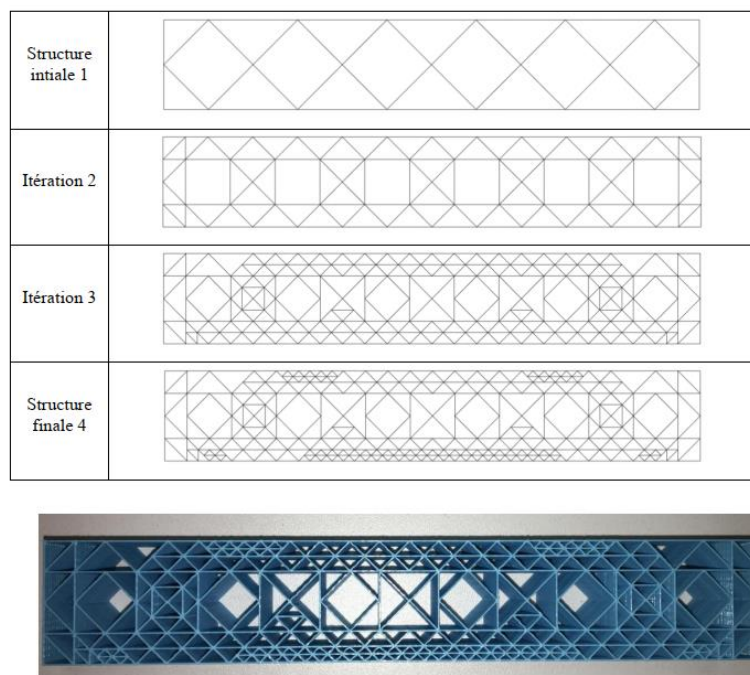
Dans ce travail de thèse, on s'intéresse à un matériau architecturé qui appartient à la deuxième famille de matériaux intelligents par FA et qui sera présenté en détails dans la section (1.5.2)

### 1.5.1 Matériaux architecturés par FFF

Dans ce qui suit, on présentera des exemples illustratifs de l'intégration des matériaux architecturés dans une chaîne de fabrication additive basée sur le procédé FFF en appliquant les principes de DFAM. Cette liste est non exhaustive vu les opportunités et le potentiel de cette technologie.

#### 1.5.1.1 Stratégie d'optimisation de la structure interne en impression 3D [75]

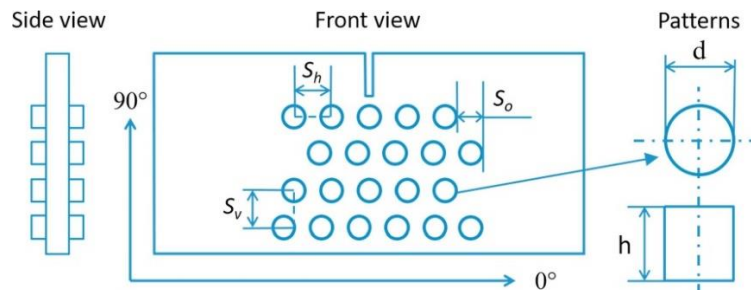
L'objectif est d'optimiser la structure interne des pièces imprimées. En impression 3D, le terme remplissage fait référence à la structure interne de la pièce. Une méthodologie basée sur un processus itératif utilisant une technique de remaillage couplée avec une simulation par EF, permet de contrôler cette structure interne sans modifier le contour de la géométrie. Elle permet de renforcer les zones les plus sollicitées en définissant localement une structure interne plus fine. Cela permet à la fois d'augmenter l'effort supporté par la géométrie et en même temps de réduire son poids. Cette méthode a été testée sur une poutre sollicitée en flexion 4 points imprimée en PLA [76] comme le montre la **Figure 1-27**.



**Figure 1-27.** Pièce obtenue après optimisation de la structure interne [76]

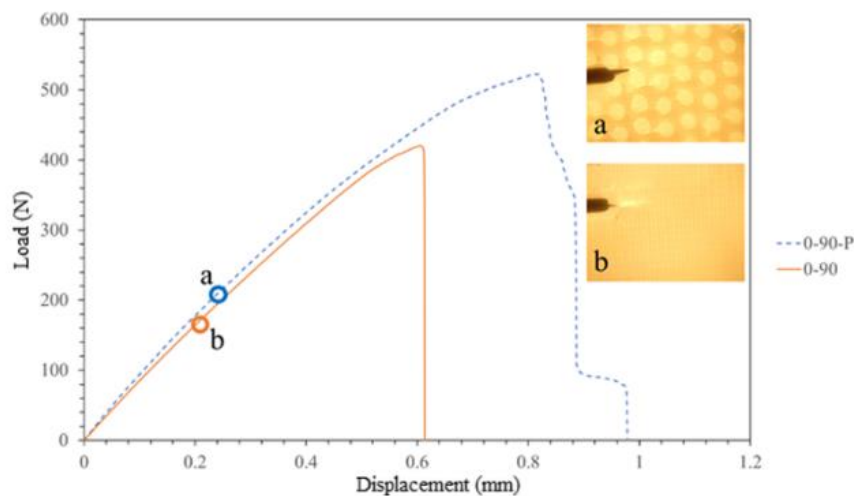
### 1.5.1.2 Définition des motifs répétitifs en surface pour améliorer la résistance en rupture [68]

Ces travaux proposent des mécanismes de durcissement en utilisant des motifs topologiques sur la surface de l'échantillon pour dévier les chemins d'une fissure (voir **Figure 1-28**).



**Figure 1-28.** Définition des motifs topologiques en surface d'une éprouvette pré-fissurée [68]

Les courbes force-déplacement de deux éprouvettes, une avec une surface brute et l'autre avec des motifs en surface, montrent un effet bénéfique. Ils permettent non seulement de retarder l'initiation de la fissure mais aussi d'augmenter la ténacité de l'éprouvette.

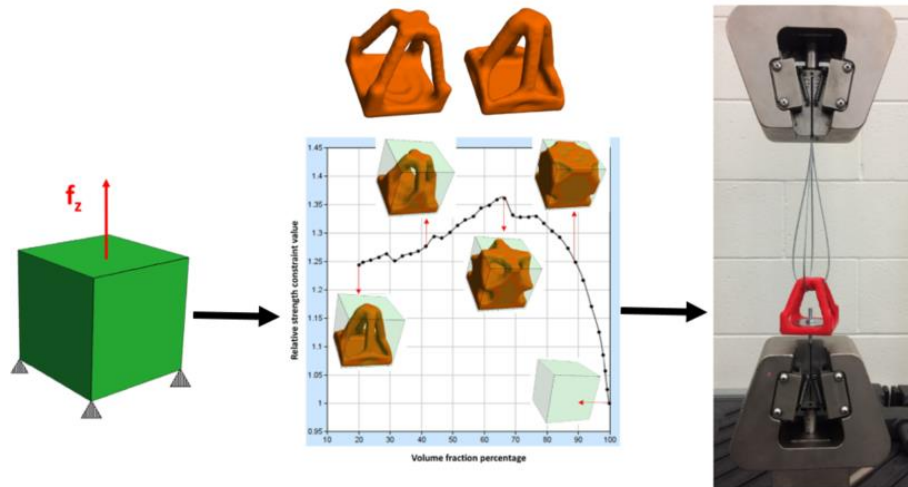


**Figure 1-29.** Comparaison entre une éprouvette brute (b) et une éprouvette avec les motifs surfaciques (a)[68].

### 1.5.1.3 Méthode d'optimisation topologique basée un critère de défaillance [77]

Cette méthode consiste à une technique d'optimisation de la topologie basée sur la résistance de la structure et sa rigidité. Il s'agit d'une formulation de la sensibilité topologique basée sur le rapport de résistances de critères de défaillance non homogènes, tels que Tsai-Wu. L'efficacité de la méthode est démontrée par des tests numériques et expérimentaux. L'objectif

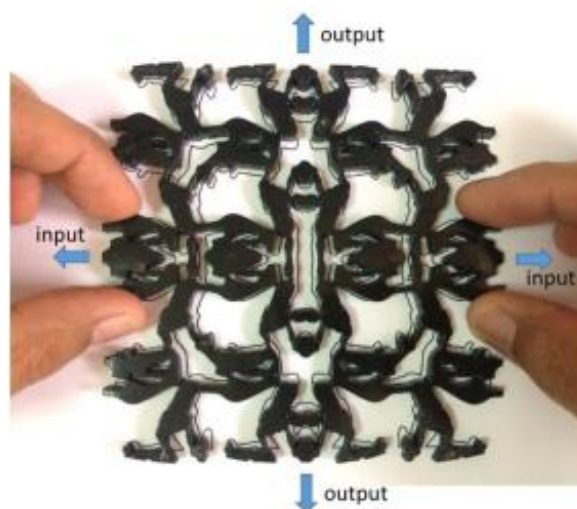
est d'explorer le domaine des solutions en considérant la réponse mécanique structurale comme contrainte.



*Figure 1-30. Méthode d'optimisation de la topologie basée sur la résistance proposée par Mirzendehtel et al [77].*

#### 1.5.1.4 Développement d'une structure auxétique [78]

Une approche intégrée qui combine une technique de projection avec une cartographie technique est adoptée pour inclure la contrainte de taille d'une maille élémentaire auxétique. Les structures auxétiques qui résultent de l'optimisation topologique sont ainsi fabricables grâce à la contrainte de taille préalablement définie. Le lien entre cette d'optimisation topologique et la fabrication additive est démontré à l'aide d'imprimantes 3D basées sur les technologies FFF (voir **Figure 1-31**).



*Figure 1-31. Structure auxétique obtenue par de Lima et al [78]*

Cette structure comme la montre la **Figure 1-31**, possède un coefficient de Poisson macroscopique négatif du aux motifs auxétiques répétitifs.

### 1.5.2 Matériau architecturé utilisé dans cette étude

Le concept du matériau architecturé étudié dans ce travail de recherche a été proposé par Gardan et al en 2016 [2]. Le principe est inspiré du bio mimétisme de certains matériaux composites à fibres longues. En effet, afin d'avoir des performances mécaniques optimales les fibres sont orientées selon la direction de chargement. La méthode de structuration consiste à étudier les directions principales de contraintes d'usage afin d'ajuster l'orientation des filaments.

À partir d'une simulation numérique, les champs de contraintes d'une pièce sont calculés. Les contraintes principales sont ensuite obtenues. Par définition, ces contraintes principales sont celles qui sont exprimées dans une base telle que le tenseur de contraintes est une matrice diagonale. Les 3 composantes sont donc de type traction ou compression uniquement. Dans un projet de FA de type FFF, un filament orienté selon une direction principale avec une contrainte de type traction est supposé améliorer la résistance en traction dans cette direction. Dans cet esprit, la stratégie d'impression cherche à orienter les filaments lors de leur extrusion selon des trajectoires tangentes aux directions principales de contraintes. Théoriquement, cela fournira à la pièce une réponse mécanique améliorée de fait que les filaments sont sollicités longitudinalement en traction. Dans ce même esprit, Kim et al [79] a développé une méthode qui génère un parcours d'extrusion personnalisé pour un matériau polymère renforcé de fibres de carbone. Les fibres reproduisent les directions principales des contraintes et conduisent à une amélioration significative de la rigidité d'une structure test [80], [81].

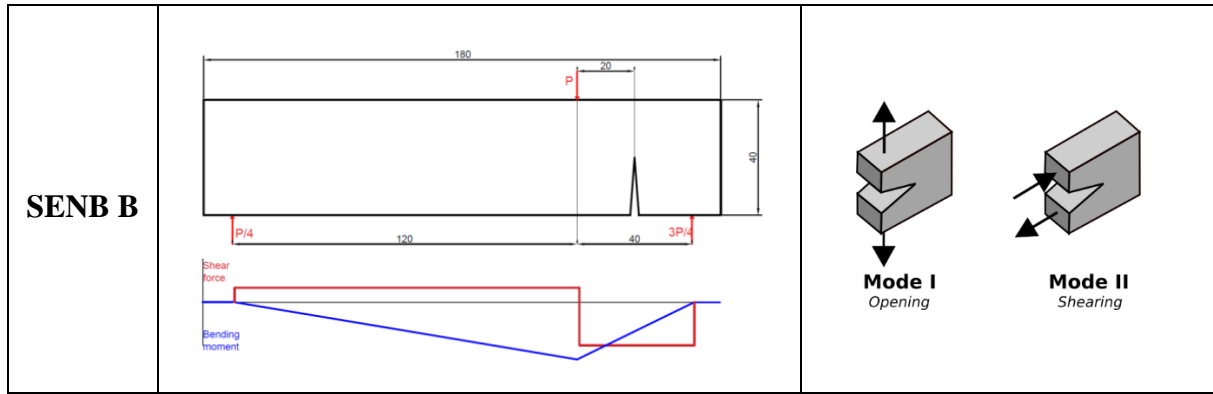
La méthode de structuration a été appliquée dans le domaine de la mécanique de la rupture. Des éprouvettes CT en mode I d'ouverture [82] et SENB en différents mode de rupture [83] avec des encoches décalés ont été utilisées pour appliquer la méthode de structuration. Ces géométries sont définies dans le **Tableau 1-1**.

Dans ce travail, nous reprenons les résultats de ces essais mécaniques et nous nous limitons à l'étude du comportement avant la rupture. L'évaluation de l'anisotropie du matériau architecturé sera ainsi investiguée et l'effet des trajectoires de dépôt sur la rigidité d'une structure sera approfondi.

**Tableau 1-1. Définition des éprouvettes de rupture sur lesquels la méthode de structuration a été appliquée**

Essais normalisés de rupture		Mode de rupture
Compact Tension [2], [20], [82]		
CT		<p><b>Mode I</b> Opening</p>
Single Edge Notched Bending [83], [84]		
SENB A		<p>Ouverture selon la normale au plan de la fissure</p>
SENB D		<p><b>Mode II</b> Shearing</p> <p>Ouverture parallèlement au plan de la fissure et perpendiculaire au front de fissure</p>





Pour chaque type d'essai deux stratégies d'impression sont considérées. Une éprouvette est fabriquée via une stratégie d'impression classique avec un remplissage à  $\pm 45^\circ$  et l'autre est fabriquée avec un matériau architecturé qui tient en compte des champs de contraintes induits par la présence des encoches. Des investigations expérimentales ont évalué les performances de ces deux stratégies d'impression et investigate l'effet de la structuration.

### 1.5.2.1 Méthode de structuration par dépôt du filament

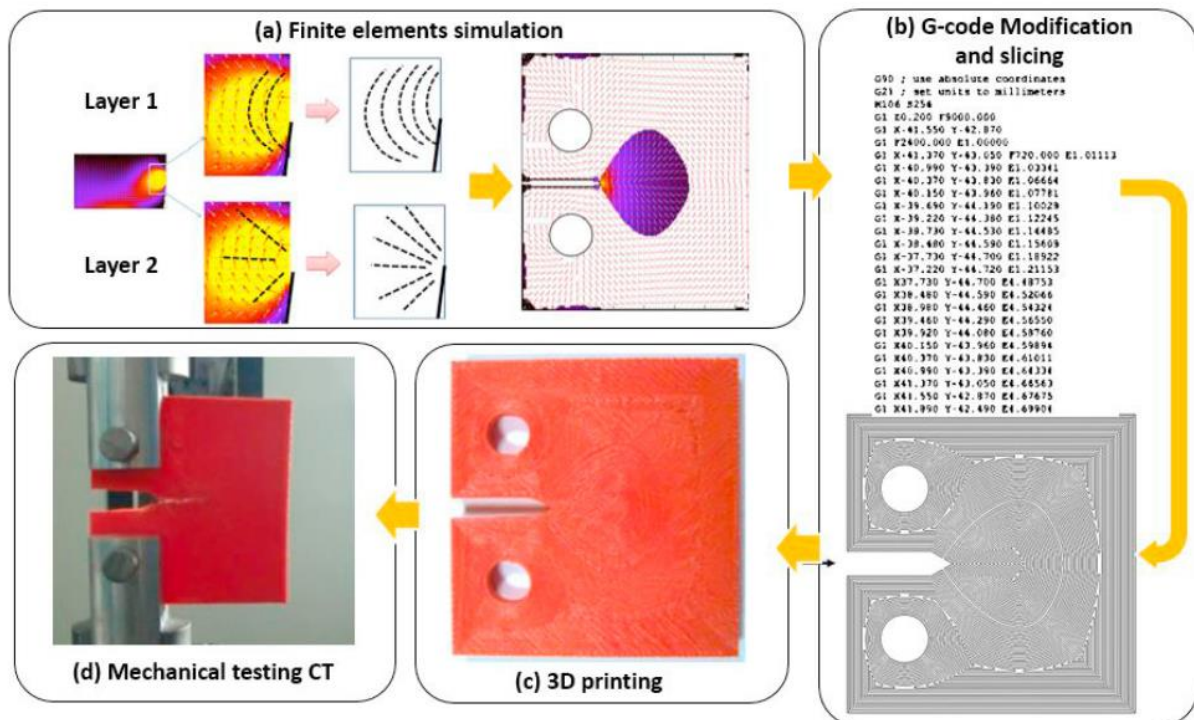
Pour les géométries étudiées (CT et SENB) l'hypothèse de contraintes planes est valide. Un modèle par éléments finis en 2D avec des états de chargement réel est défini. Les étapes de génération d'un code G optimisé d'une éprouvette CT sont montrées dans la **Figure 1-32**.

- i. D'abord on effectue un calcul par éléments finis avec un matériau isotrope homogène avec un chargement donné. On extrait de ce calcul les deux directions principales de contraintes.
- ii. Les directions **I** et **II** ne pourront pas être reproduites dans la même couche, chaque direction sera alternée d'une couche à la suivante. Par conséquent une technique d'alternance des couches est utilisée. Une couche suivra la direction principale **I** et la suivante suivra la direction principale **II**.
- iii. La zone où les deux contraintes principales  $\sigma_I$  (voir **Équation 1-3**) et  $\sigma_{II}$  (**Équation 1-4**) sont maximales en traction sera délimitée.

$$\sigma_I = \frac{\sigma_{11} + \sigma_{22}}{2} + \sqrt{\left(\frac{\sigma_{11} - \sigma_{22}}{2}\right)^2 + \sigma_{12}^2} \quad \text{Équation 1-3}$$

$$\sigma_{II} = \frac{\sigma_{11} + \sigma_{22}}{2} - \sqrt{\left(\frac{\sigma_{11} - \sigma_{22}}{2}\right)^2 + \sigma_{12}^2} \quad \text{Équation 1-4}$$

- iv. Un dépôt qui suit les directions principales parfaitement laissera des zones non couvertes de la surface. Pour contourner ce problème et avoir un remplissage à 100%, la méthode utilise une définition des trajectoires locales qui s'approchent de celle des directions principales. Via le logiciel de slicing Slic3r [85] nous modifions ensuite localement l'orientation de dépôt. Un dépôt concentrique permet alors de définir des trajectoires approximatives de la direction principale I. La même démarche est employée pour la direction II.
- v. Un code G est enfin généré afin d'imprimer la pièce par dépôt de filament.

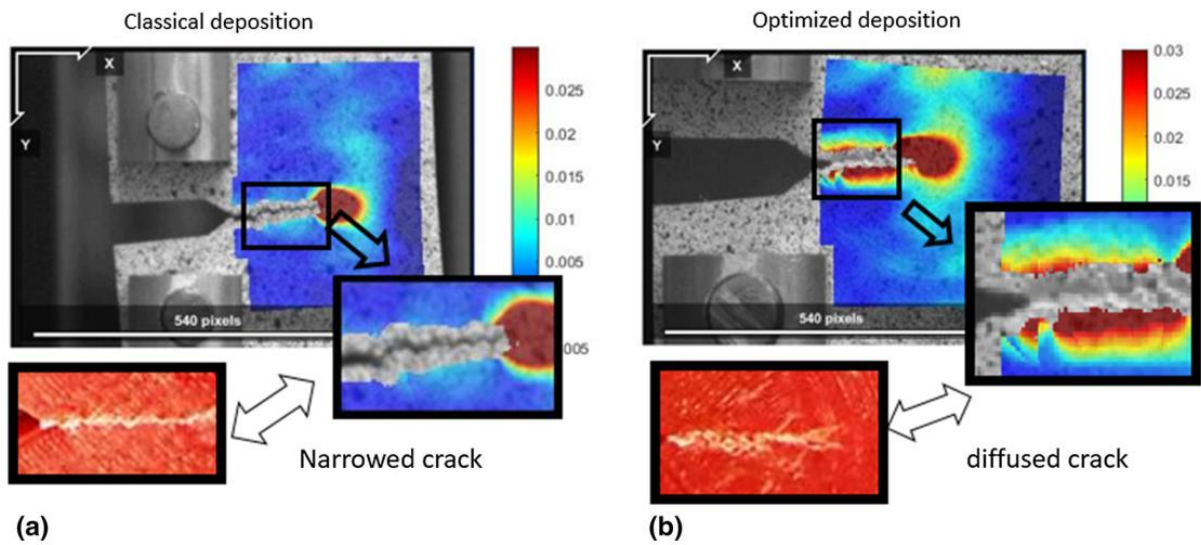


**Figure 1-32.** Étapes de génération d'un code G optimisé pour une éprouvette CT[2]. (a) Simulation par la méthode des EF pour calculer les contraintes principales. (b) Étape de modification du code G et du slicing. (c) Fabrication FFF et (d) Tests mécaniques

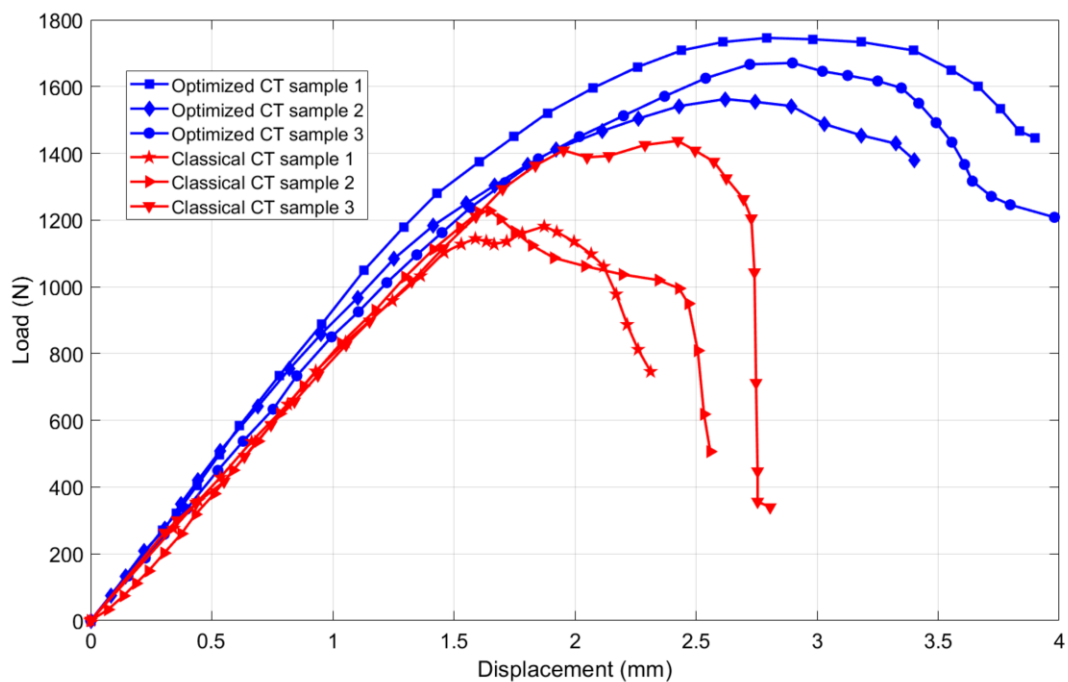
### 1.5.2.2 Effet de la structuration sur les performances mécaniques

Sur les éprouvettes de rupture CT, une amélioration de la résistance à la rupture de plus de 20% est confirmée [80]. Par rapport à un échantillon classique ( $\pm 45^\circ$ ) qui possède un comportement fragile, les échantillons architecturés présentent une fracture dendritique. Les cartographies du champ de déformations de la **Figure 1-33** mettent en évidence un degré élevé de déformation plastique tout au long des lèvres de la fissure dans la zone qui a subi la structuration. Les

résultats montrent que la structure a un comportement global similaire à celui d'un matériau ductile (voir **Figure 1-34**).

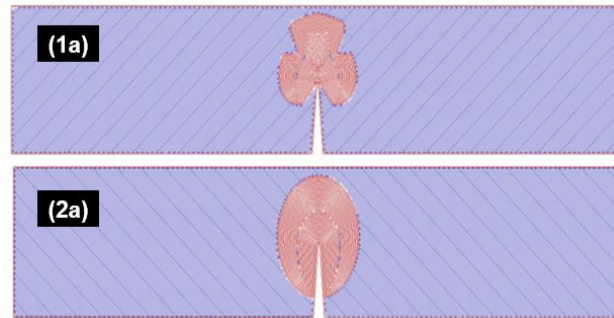


**Figure 1-33.** Champs de déformation dans les éprouvettes CT. (a) pour l'éprouvette classique et (b) pour l'éprouvette optimisée[20]

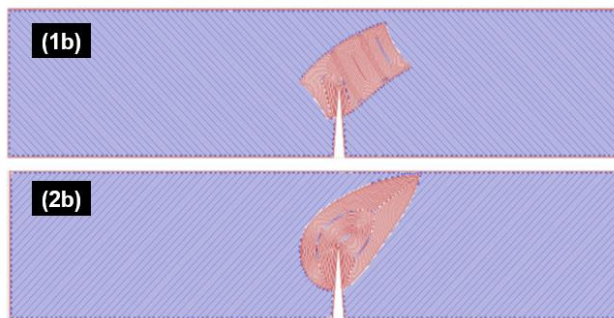


**Figure 1-34.** Courbes force-déplacement des essais mécaniques sur l'éprouvettes CT. Les données sont collectées à partir des résultats de Gardan et al [20] et remisent en forme pour faciliter la comparaison.

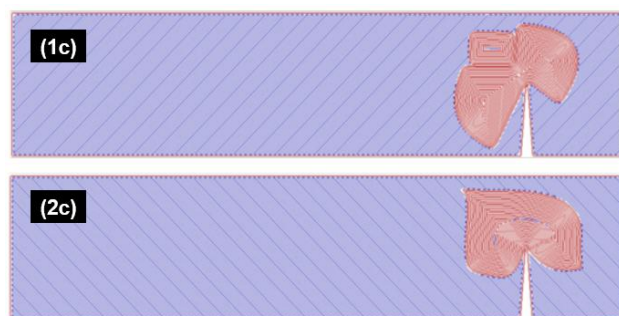
L'étude des éprouvettes SENB confirme l'amélioration de la ténacité et un comportement globale ductile (voir **Figure 1-36**), même lorsque la structuration est limitée au voisinage de de l'encoche tout en gardant un remplissage classique à  $\pm 45^\circ$  ailleurs comme le montre la **Figure 1-35**.



(a)



(b)

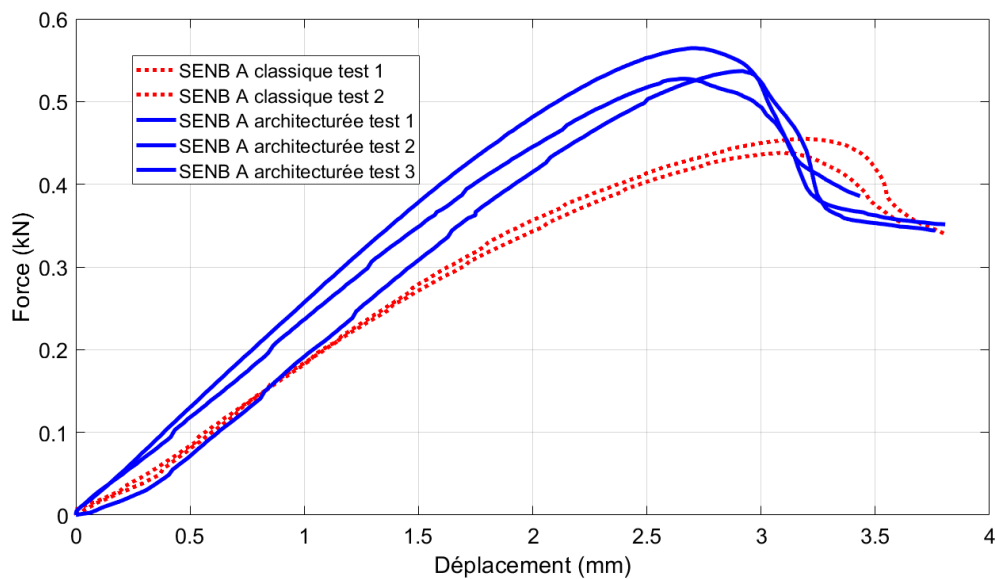


(c)

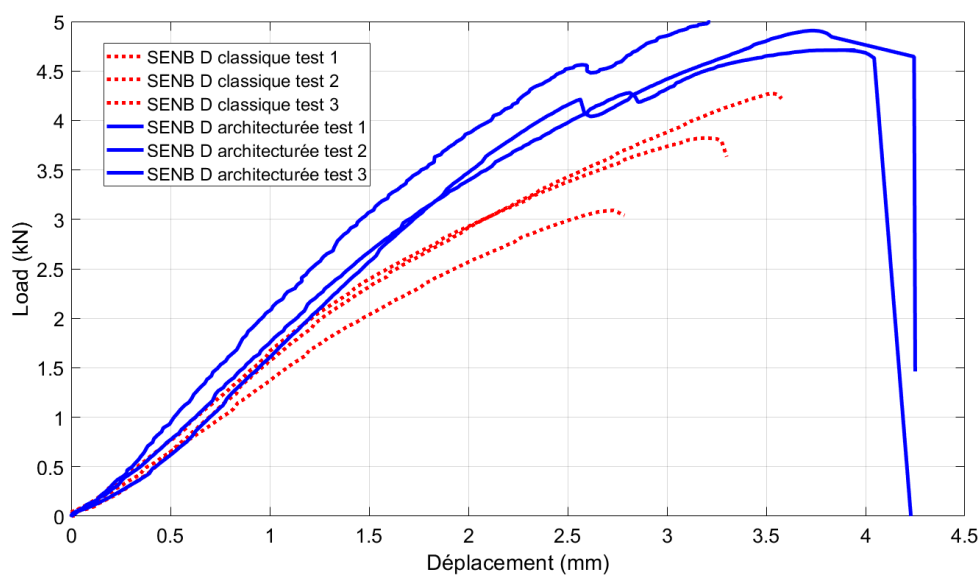
**Figure 1-35.** Trajectoires de dépôt générées pour les éprouvettes SENB avec une application locale de la structuration. (a) SENB A, (b) SENB D et (c) SENB B. Les deux types de couches de dépôt alternées 1 et 2 sont présentées pour chaque type d'éprouvette

Les courbes force-déplacement obtenues lors des essais mécaniques montrent aussi une amélioration de la rigidité structurale (voir la **Figure 1-36**) sur les éprouvettes SENB A et D. Par contre cet effet est non significatif pour les éprouvettes SENB B (voir le **Tableau 1-2**).

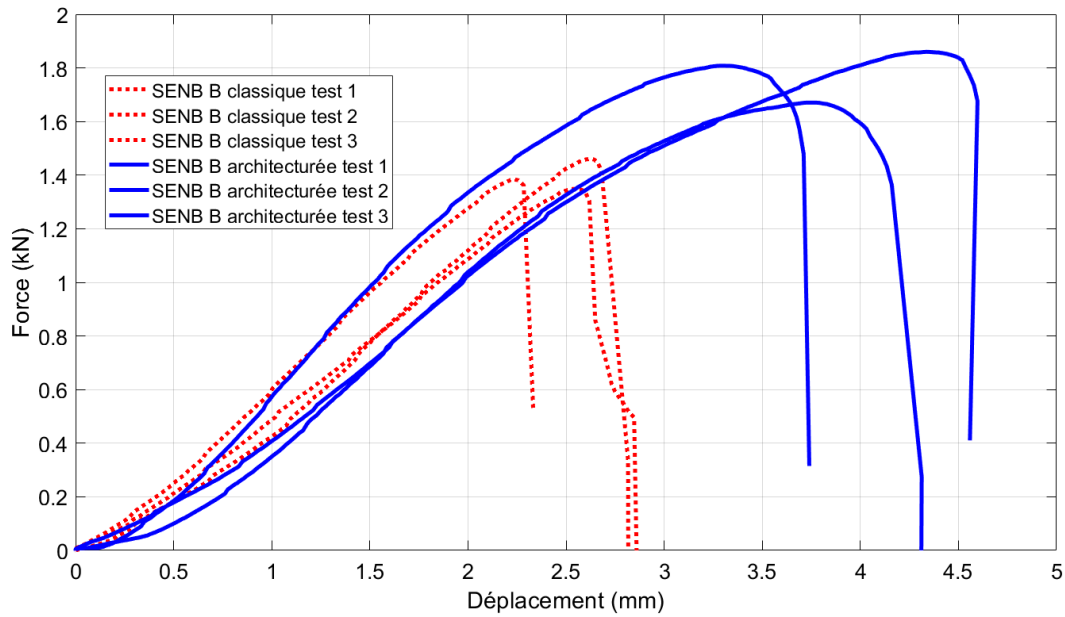
Un gain de rigidité d'environ 28% est calculé pour les éprouvettes SENB A sollicité en mode I de rupture, et d'environ 18 % pour les éprouvettes SENB D en mode II. Cependant, pour les éprouvettes SENB B en mode mixte (I et II), on observe plutôt une dégradation de la rigidité de 7%.



(a)



(b)



(c)

**Figure 1-36.** Courbes force-déplacement des essais mécaniques sur les éprouvettes SENB. Les données sont collectées à partir des résultats de Lanzilotti et al [81] et remises en forme pour faciliter la comparaison. (a) éprouvette SENB A, (b) éprouvette SENB D et (c) éprouvette SENB B.

**Tableau 1-2.** Rigidités structurales calculées sur les essais SENB

Éprouvette	Rigidité structurale (N/mm)	
	Remplissage classique	Dépôt après structuration locale
SENB A	174.4±5.1	224.3±31.8
SENB D	1432.2±130.4	1690.1±227.5
SENB B	495.7±66.6	459.6±59.1

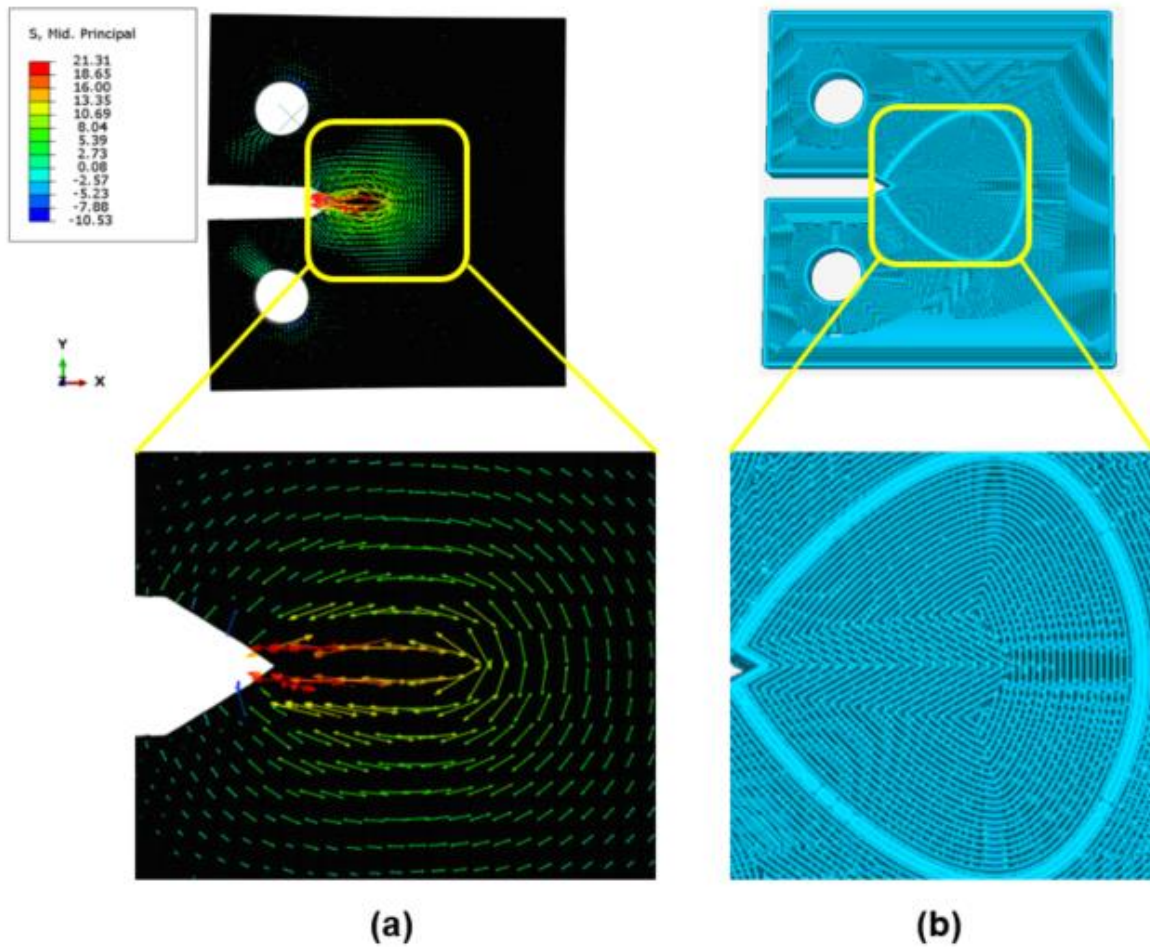
### 1.5.2.3 Critique de la méthode

La mise en œuvre du dépôt architecturé est confrontée à des contraintes technologiques et conceptuelles. Afin d'obtenir les directions principales, une simulation par éléments finis sur un modèle 2D d'un matériau homogène isotrope a été utilisée. Cette hypothèse forte néglige l'anisotropie du matériau liée aux orientations des filaments, la présence des porosités et l'implication des lignes de soudure.

Lors de la génération des trajectoires de dépôt architecturé, une contrainte de remplissage à 100% d'une couche est imposée. Cette contrainte technologique de remplissage rend très difficile la reproduction de champ de vecteurs principaux déjà identifiés. La méthode existante s'appuie simplement sur une délimitation géométrique d'une zone d'intérêt et l'utilisation d'une modification locale des trajectoires au cours du slicing.

Au cours de l'opération du tranchage, les logiciels de slicing ne permettent pas un contrôle total des trajectoires. Sur la zone où les contraintes principales en traction sont maximales, on applique un remplissage concentrique. Pour remplir à 100% cette zone le logiciel reproduit des trajectoires tangentes à son contour en convergent vers le centre.

Sur la **Figure 1-37** on compare une direction principale de contrainte sur l'éprouvette CT avec les trajectoires architecturées correspondantes générées. On voit bien que ces trajectoires ne reproduisent pas parfaitement les lignes tangentes aux vecteurs principaux.



*Figure 1-37. Directions principales de contraintes (a) comparées aux trajectoires de dépôt de la couche architecturée correspondante (b).*

#### 1.5.2.4 Verrous scientifiques

Malgré les challenges liés à sa mise en œuvre, l'effet bénéfique du matériau architecturé est bien prouvé. Il est primordial à la suite de cette première phase d'investigation expérimentale, de pouvoir étudier plus précisément l'effet de la structuration à travers un modèle numérique prédictif qui permet de réduire les temps de développement du matériau architecturé.

Les différentes approches de modélisation sur diverses échelles traitent spécialement le cas d'un dépôt unidirectionnel dans une seule couche ou bien des empilements de couches unidirectionnelles (par exemple :  $\pm 45^\circ$ ). Avec la structuration des trajectoires détaillée dans la section 1.5.2.1 on aura besoin d'une méthode qui permet de quantifier **l'anisotropie d'une couche de dépôt** avec **des orientations de filaments multidirectionnelles**. Pour être capable d'explorer plusieurs orientations de dépôts, il faut trouver un moyen pour incorporer



l'anisotropie due aux trajectoires d'impression dans un modèle numérique qui permet de prédire le comportement d'une pièce finie.

En outre, l'observation des trajectoires architecturées impliquent un degré de complexité plus élevé de la mésostructure que celui des dépôts classiques. Ce type de dépôt empirique crée des **croisements de trajectoires variables** entre les couches donnant **des air gaps de formes différentes**. Caractériser la mésostructure devient une tâche primordiale dans l'étude du matériau architecturé et son effet bénéfique.

Dans la section **1.3.2** on a pu observer l'effet des paramètres d'impression sur les propriétés mécaniques. Une caractérisation fiable du matériau architecturé exige des essais de caractérisation soigneusement choisis et réalisés dans les mêmes conditions de fabrication que celles du matériau de l'étude.

## 1.6 Bilan

Dans ce chapitre, une recherche bibliographique a été synthétisée. D'abord la fabrication additive a été présentée. Les avantages de ce procédé et la conception intégrée pour l'amélioration de la fonctionnalité des pièces sont également explicités. Le procédé de dépôt du fil fondu a été ensuite présenté. On a insisté sur la complexité de la structure interne des pièces issues de l'impression en 3D. Ces pièces souffrent d'une anisotropie due aux présences de singularités géométriques et créent des zones de faiblesses selon la direction de sollicitation mécanique.

Dans la partie suivante, les différentes approches de modélisation de cette anisotropie au niveaux mésoscopique, macroscopique et finalement celui de la pièce ont été présentées. Tandis que le comportement mécanique des pièces imprimées a été intensivement étudié via des essais mécaniques et des méthodes numériques diverses, seulement des trajectoires de dépôt unidirectionnelles ou bidirectionnelles ont été étudiées. La méthode d'élaboration du matériau architecturé a été ensuite détaillée et les hypothèses présumées lors de sa mise en œuvre ont été critiquées. En se basant sur l'étude de la structure des pièces imprimées (section **1.3.3**), nous avons mis en évidence la complexité de la mésostructure du matériau architecturé. Les trajectoires multidirectionnelles dans une couche et les croisements variables qui en résultent, présentent un challenge de modélisation. Finalement nous avons pu souligner l'absence dans la littérature d'une approche de modélisation capable d'évaluer les trajectoires complexes de dépôt générées par la structuration. Une campagne de caractérisations mécaniques adaptée à la

compréhension de l'effet des orientations et de l'interaction entre les filaments sur la structure est primordiale.

À travers ce projet de recherche, nous proposons en premier lieu d'identifier l'influence de l'orientation du filament sur le comportement mécanique à travers une campagne d'essais de traction afin de définir une loi de comportement. Deuxièmement, nous détaillerons un premier modèle numérique exploratoire qui intègre les trajectoires de dépôt dans les éléments du maillage en définissant des repères locaux. Simultanément, nous investiguerons l'influence de la mésostructure sur le comportement mécanique du matériau architecturé. Une analyse plus fine sera menée afin de comprendre le lien entre les conditions de croisement des trajectoires et la rigidité structurale. Finalement, nous utiliserons les résultats de cette analyse pour élaborer un deuxième modèle qui tiendra compte de l'influence du recouvrement des filaments et des singularités.

Lors de cette recherche bibliographique, j'ai étudié le principe de fabrication additive et les matériaux intelligents qui font références au matériau architecturé utilisé dans notre projet de recherche. Afin de travailler sur un modèle numérique, je me suis intéressé aux méthodes numériques pour la simulation qui prennent en compte la superposition des filaments à différentes échelles.

---

Chapitre N°2 :

Identification d'un modèle de  
comportement du matériau  
architecturé

---

## 2 Identification d'un modèle de comportement du matériau architecturé

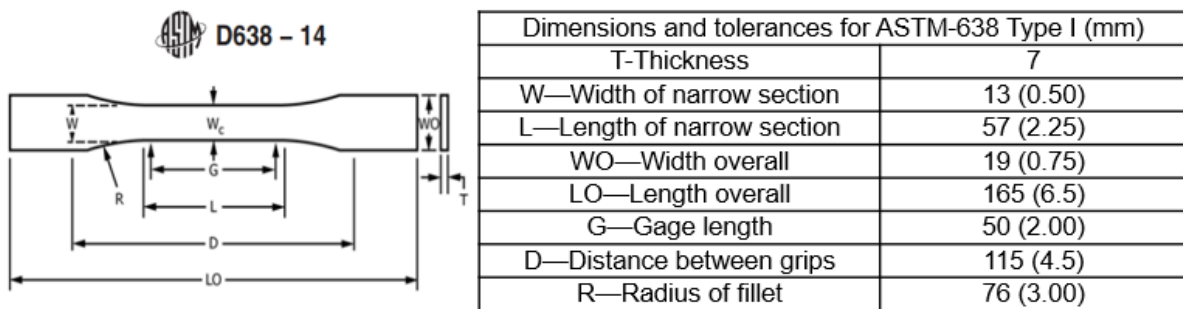
### 2.1 Introduction

L'objet de ce chapitre est de décrire les essais de caractérisations mécaniques du matériau architecturé par dépôt de filaments afin d'évaluer l'anisotropie. Il décrit les protocoles expérimentaux utilisés et les essais mécaniques réalisés. L'objectif de cette partie est de déterminer le type de comportement mécanique du matériau et d'identifier les constantes élastiques qui régissent la rigidité dans le domaine élastique. De plus, les paramètres du critère d'écoulement anisotrope de Hill seront calculés et l'écoulement plastique dans le sens longitudinal de la fibre sera modélisé.

### 2.2 Essais de traction avec suivi par corrélation d'images

#### 2.2.1 Impression des éprouvettes

Les éprouvettes de traction ont été conçues conformément à la norme ASTM D638-03, «Standard Test Method for Tensile Properties of Plastics » [86]. Les caractéristiques dimensionnelles sont présentées dans la **Figure 2-1**. Un filament d'ABS (acrylonitrile butadiène styrène) de couleur blanc est utilisé (voir **Annexe A : Fiche technique du filament d'ABS de l'étude**). Toutes les éprouvettes ont été imprimées sur une imprimante 3D « Replicator Makerbot x2 ».

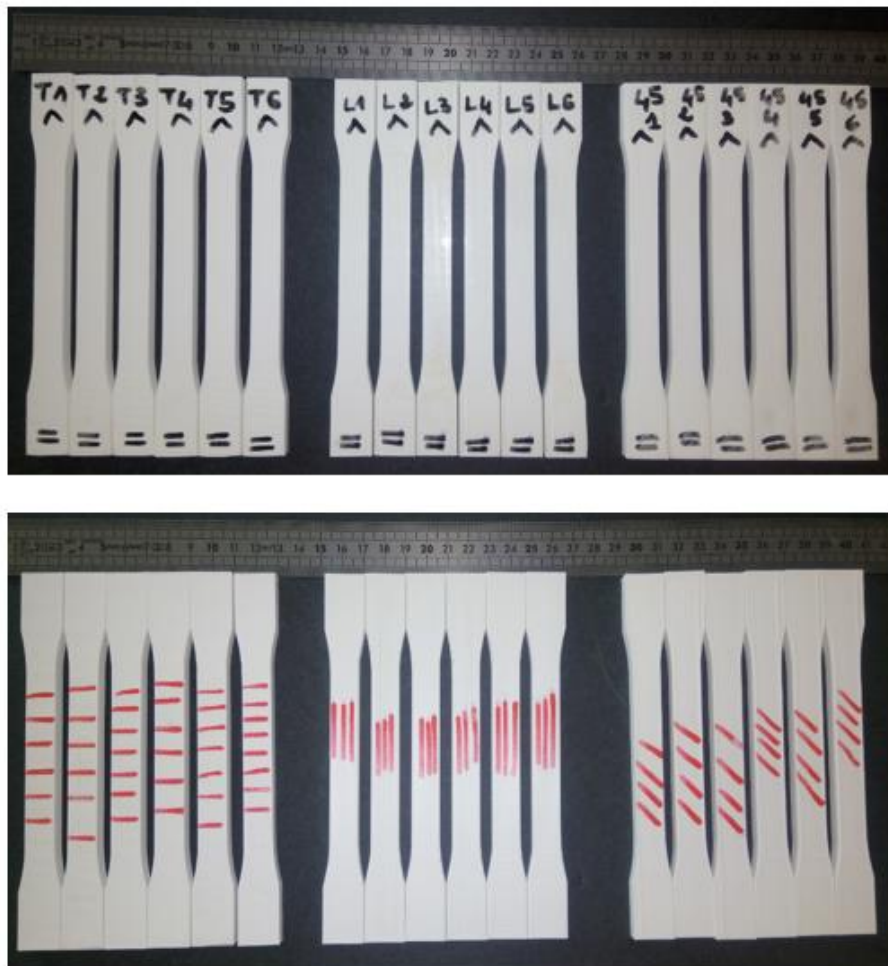


*Figure 2-1. Dimensions des éprouvettes de traction*

Pour caractériser le comportement du matériau architecturé, les éprouvettes doivent être imprimées dans les mêmes conditions expérimentales d'impression que celles utilisées pour

fabriquer les éprouvettes de rupture CT et SENB étudiés dans [82], [83]. Cela permet de reproduire la mésostructure du matériau architecturé dans les éprouvettes de traction.

Les impressions ont été faites à plat ou « flat ». Le filament est extrudé à une température de 235°C sur un plateau pré chauffé à 120°C via un extrudeur de 0,4 mm de diamètre. Les couches ont une épaisseur de 0,25 mm sauf la première (0,35 mm pour assurer une bonne adhésion avec le plateau de fabrication). Un taux de remplissage ou « infill » de 100% est imposé. Le logiciel de « slicing » Slic3r a été utilisé pour générer les codes G. Ce logiciel a été choisi car il permet d'avoir un angle de remplissage unique pour toutes les couches. Trois angles de remplissage sont considérés, 0° : représentant la direction longitudinale du filament, 90° : pour la direction transversale du filament et 45° : pour étudier le comportement en cisaillement. Pour chaque orientation, 6 éprouvettes ont été fabriquées (voir **Figure 2-2**).



**Figure 2-2.** Les éprouvettes de traction imprimées à 90°, 0° et à 45°

## 2.2.2 Déroulement des essais mécaniques

### 2.2.2.1 Mesures de champs par corrélation d'image « Digital Image correlation » DIC

La corrélation d'images ou « Digital Image Correlation » (DIC) est une technique optique sans contact qui permet de déterminer le champ de déplacement et de déformation d'une région sélectionnée ROI (Region Of Interest) [87]. Des points de mouchetis, appliqués sur la surface de l'échantillon, sont repérés sur l'image de référence, puis sur chacune des photos successives prises lors de la déformation. On peut ainsi obtenir le déplacement des points de mouchetis à chaque instant de la prise de vue. Le champ de déplacement sur région d'intérêt (ROI) est obtenu par un traitement numérique adéquat. A partir de ce champ de déplacement le champ de déformation peut être directement calculé.

Suivre les déplacements d'une surface d'une pièce est équivalent à suivre les déplacements de tous les points de cette surface. Cela nécessite que la pièce soit « texturée » : s'il n'y a qu'un point noir, on ne peut pas mesurer le déplacement et la déformation de la zone blanche qui l'entoure. Pour qu'un point soit reconnu, il faut une texture aléatoire qui permet de reconnaître la zone autour du point d'intérêt. Cette texture est appelée mouchetis. La plupart du temps, les mouchetis sont réalisés simplement avec une bombe de peinture. On vient pulvériser des taches de peinture noires, de tailles aléatoires, sur un fond blanc, mat lui aussi afin d'éviter les reflets qui pourraient gêner la mesure. Un mouchetis de points blancs sur fond noir est aussi possible.

Le ROI est divisé en sous-ensembles qui sont des groupes correctement espacés de points de référence appelés subsets. En déterminant les positions de ces subsets dans chacune des images, le champ de déformation peut être déduit par différenciation du champ de déplacements obtenu. Un subset caractérise le mouvement d'un ensemble de pixels de l'image situés dans une région de suivi. La zone en rouge sur la **Figure 2-3** contient tous les pixels de l'image à suivre par le logiciel pour calculer le déplacement du subset jaune. Dans le but d'avoir un champ de déplacement continu un chevauchement des régions de suivi est obligatoire.

Les mesures de champs par corrélation d'images sont réalisées à l'aide du logiciel NCORR [88]. Ce logiciel calcule le gradient de déplacement en utilisant la méthode de la fenêtre de déformation [89]. Les composantes de déplacement  $U(x,y)$  et  $V(x,y)$  d'un ensemble de points  $x_{min} < x < x_{max}$  et  $y_{min} < y < y_{max}$  ont été réglées par une équation d'un plan utilisant la courbe de moindres carrés. La taille de la fenêtre ( $x$  et  $y$ ) est définie par l'utilisateur [90].

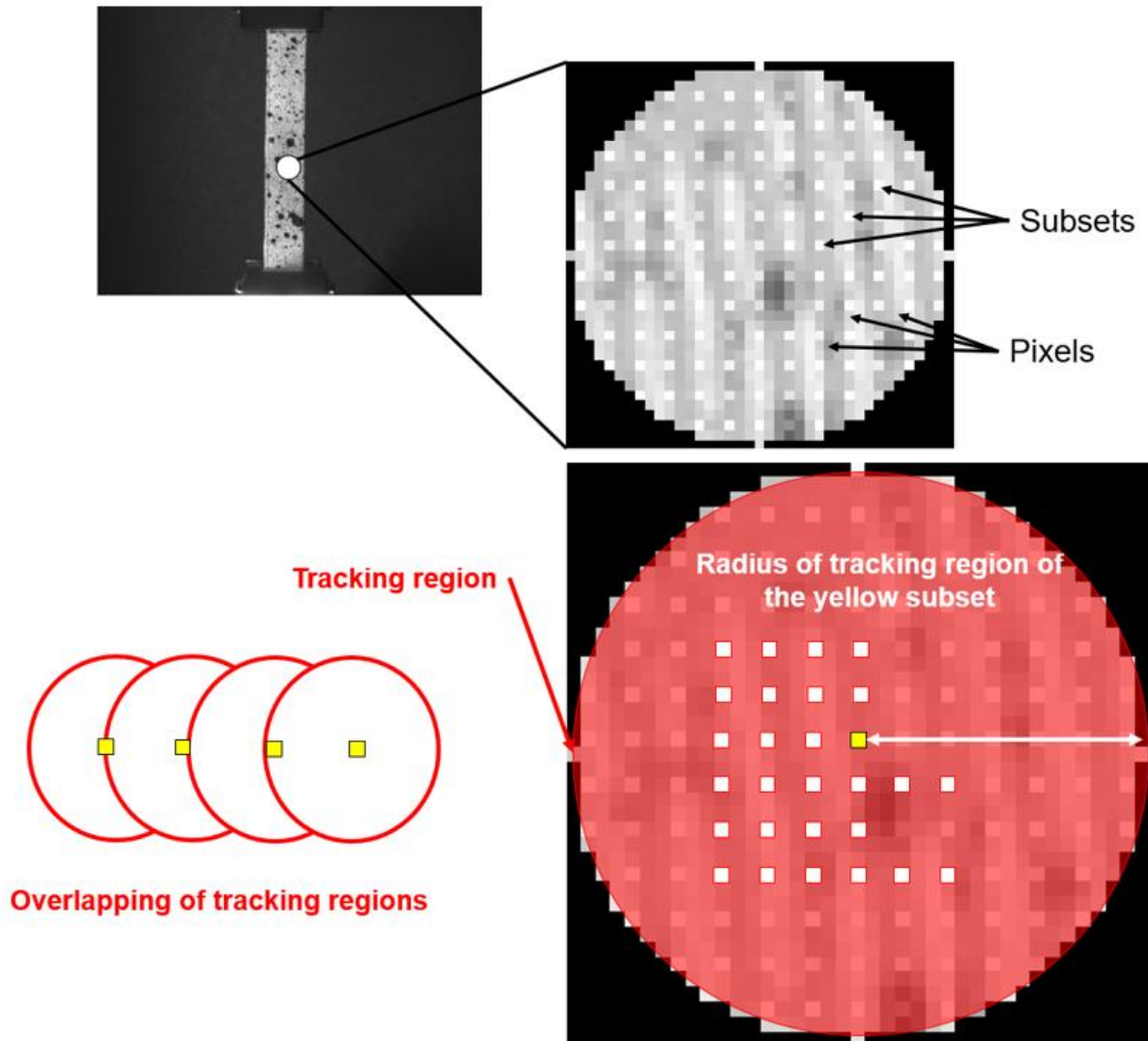


Figure 2-3. Définition des subsets de l'image et de des zones de suivis

La déformation Green-Lagrange a été calculée ensuite en utilisant les pentes des plans résultants comme suit :

$$\varepsilon_{xx} = \frac{1}{2} \left( 2 \frac{\partial U}{\partial x} + \left( \frac{\partial U}{\partial x} \right)^2 + \left( \frac{\partial V}{\partial x} \right)^2 \right) \quad \text{Équation 2-1}$$

$$\varepsilon_{yy} = \frac{1}{2} \left( 2 \frac{\partial U}{\partial y} + \left( \frac{\partial U}{\partial y} \right)^2 + \left( \frac{\partial V}{\partial y} \right)^2 \right) \quad \text{Équation 2-2}$$

$$\varepsilon_{xy} = \frac{1}{2} \left( \frac{\partial U}{\partial y} + \frac{\partial V}{\partial x} + \frac{\partial U}{\partial x} \frac{\partial U}{\partial y} + \frac{\partial V}{\partial x} \frac{\partial V}{\partial y} \right) \quad \text{Équation 2-3}$$

Avec :

- $\epsilon_{xx}$  : déformation selon la direction x
- $\epsilon_{yy}$  : déformation selon la direction y
- $\epsilon_{xy}$  : déformation de cisaillement dans le plan xy

### **2.2.2.2 Protocol expérimental**

La machine de traction Instron 4411 disponible au LASMIS a été utilisée pour réaliser les essais de mécanique. La vitesse de chargement a été fixée à 1 mm/min. Une caméra avec une résolution de 1280 pixels  $\times$  960 pixels permet d'enregistrer une image chaque 0,6 s. Cette fréquence fournit suffisamment d'images pour suivre l'évolution de l'essai mécanique. Le mouchetis a été appliqué manuellement avec une bombe de peinture noire. La corrélation d'image permet de suivre les champs de déformations bi axiales. Cela évitera l'utilisation des jauges de déformations qui peut poser un problème lors du collage sur la surface d'une éprouvette imprimée.

Le protocole expérimental suivant est appliqué sur chaque éprouvette :

- Étiqueter l'éprouvette et mesurer ses dimensions à l'aide d'un pied à coulisse numérique.
- Créer un effet de peinture moucheté à l'aide d'une peinture en aérosol noire (une distribution aléatoire de la taille des tâches est nécessaire pour une bonne corrélation).
- Placer l'échantillon dans les mors de la machine de traction (il faut vérifier la verticalité de l'échantillon).
- Définir pour chaque échantillon un point de référence dans la zone qui apparaîtra dans l'image et prendre une photo de référence.
- Régler la machine (vitesse de chargement) et les paramètres de la caméra (positionnement et fréquence)
- Exécuter le test en synchronisant la caméra.

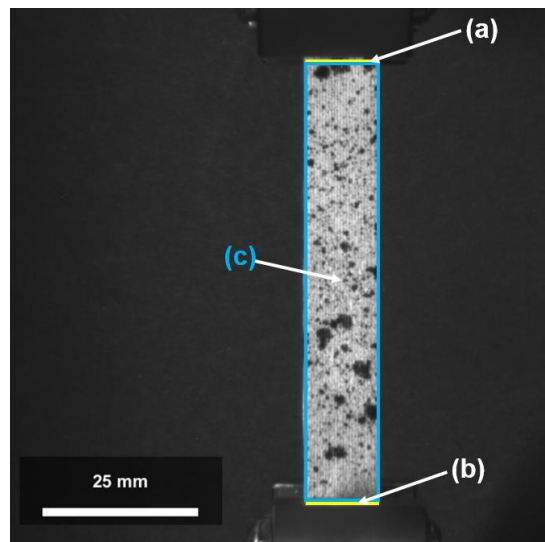
Pour chaque essai, une série d'images est enregistrée et traitée par la suite sur Matlab avec le logiciel NCORR.

### **2.2.3 Analyse par corrélation d'images**

Le logiciel DIC NCORR [88] permet une analyse quantitative de l'image. Il suit le déplacement des mouchetis sur chaque image pendant la phase de chargement et l'utilise pour calculer les



cartes de champ cinématique de déplacement sur une région d'intérêt spécifique ROI. Cette carte fournit des informations formatées sous la forme d'une grille des « subsets ». Des subsets (0.1mm/pixel) de rayon de 15 pixels et un espacement de 2 pixels ont été utilisés pour le traitement des données. Pour surmonter les problèmes de glissement et de délaminage des filaments observés pendant les essais, des capteurs fictifs (ce sont des ROI de petites tailles) (**Figure 2-4** (a) et (b)) situés à proximité des mors fixe et mobile permettent une évaluation de la valeur du déplacement réel appliqué à l'éprouvette. Pour calculer les valeurs de déformations longitudinales et transversales une ROI (**Figure 2-4** (c)) est définie sur la section utile de l'éprouvette. Plus de détails sur le traitement sur NCORR seront fournies dans l'**Annexe B : Corrélation d'images pour les essais de traction : Traitement sur NCORR**.



**Figure 2-4.** Définition des Régions d'intérêt pour la corrélation d'image. (a) : capteur fictif coté mors mobile, (b) capteur fictif coté mors fixe et (c) ROI sur la section utile de l'éprouvette pour l'évaluation des déformations moyennes transversales et longitudinales.

En utilisant la fréquence de la caméra et la vitesse de chargement, il est possible de localiser les images sur la courbe force déplacement de la machine. La vraie valeur de déplacement appliquée sur l'éprouvette est calculée comme suit :

$$\mathbf{u}_v = \mathbf{u}_{upper ROI}^{avg} - \mathbf{u}_{lower ROI}^{avg} \quad \text{Équation 2-4}$$

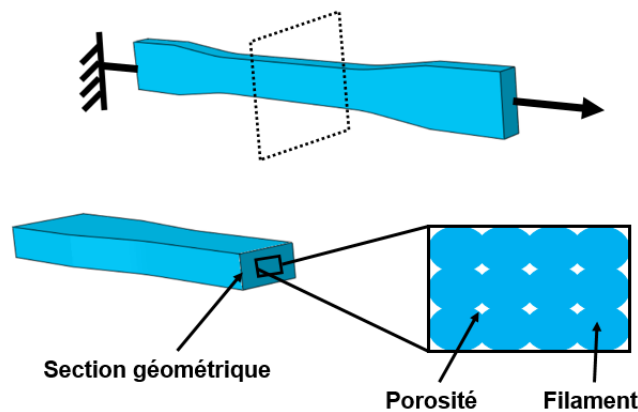
Avec :

$\mathbf{u}_{upper ROI}^{avg}$  : valeur moyenne de déplacement calculée sur la ROI (a) définie sur la **Figure 2-4**

$\mathbf{u}_{lower ROI}^{avg}$  : valeur moyenne de déplacement calculée sur la ROI (b) définie sur la **Figure 2-4**

## 2.2.4 Résultats et analyse des essais de traction

Les calculs sont effectués en respectant la norme ASTM D638. Le module de Young est calculé comme la pente de la tangente à la vraie courbe contrainte-déformation à faible contrainte. La contrainte est calculée en utilisant la section géométrique mesurée de l'éprouvette sans estimation de l'air gap comme le montre l'exemple d'une éprouvette à 0° (voir **Figure 2-5**). Cette hypothèse suppose que la distribution de l'air gap est uniforme et homogène. Pour les deux essais à 90° et à 45° cette hypothèse n'est pas précise à cause de la forme des porosités par rapports à la direction de chargement mais elle sera retenue pour simplifier les calculs.



**Figure 2-5.** Schéma représentatif de la section d'une éprouvette de traction à 0°

Les résultats obtenus en utilisant les sections géométriques, sont affichés dans le **Tableau 2-1**. Les valeurs ont été moyennées sur les six éprouvettes ayant la même direction.

**Tableau 2-1.** Résultats des essais de traction

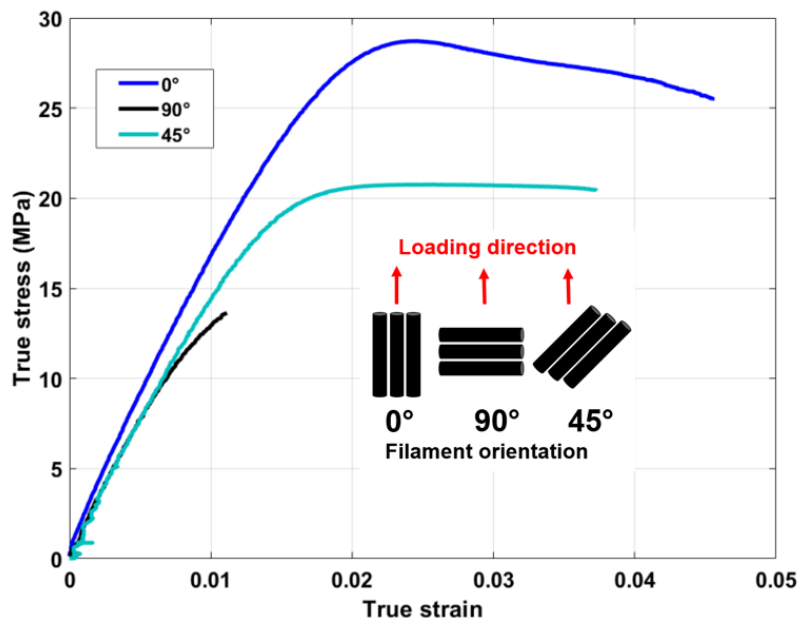
Orientation	0°	90°	45°
Module d'Young (MPa)	1680 ± 71	1414 ± 133	1484 ± 53
Limite d'élasticité 0,2% (MPa)	23,54 ± 1,59	13,3 ± 0,78	17,53 ± 0,95
Résistance à la traction (MPa)	28,67 ± 0,79	13,86 ± 0,65	20,25 ± 1,16
Allongement à la rupture (%)	4,90 ± 1,31	1,12 ± 0,18	3,65 ± 0,46
Contrainte à la rupture (MPa)	23,26 ± 1,62	13,86 ± 0,65	19,84 ± 1,27
Coefficient de Poisson	0,371 ± 0,032	0,312 ± 0,032	0,342 ± 0,028

Les courbes de traction montrent que le matériau présente des comportements différents selon l'orientation des filaments (voir **Figure 2-6**).

Pour l'orientation à 90°, l'allongement à la rupture est presque égal à la déformation (%) à la limite d'élasticité. Ainsi, le comportement peut être considéré comme élastique avec une rupture fragile.

En revanche, les éprouvettes à 0° présentent la résistance à la traction la plus élevée de 28,67 MPa puisque le chargement est directement appliqué sur la direction longitudinale du filament considérée comme la direction la plus forte. Ici, le comportement possède une composante plastique prononcée directement liée à une fracture ductile. De plus, un adoucissement a été observé pour cette direction. Ce comportement d'adoucissement peut être expliqué en se référant aux travaux de Dundar et al.[91]. Il est observé que le matériau ABS présente un tel comportement quand il est chargé avec une faible vitesse de déformation, qui était d'environ  $10^{-4} \text{ s}^{-1}$  pour les essais de traction.

Enfin, l'éprouvette à 45° présente un comportement intermédiaire entre 0° et 90° avec un comportement parfaitement plastique. La limite d'élasticité est égale à 17,53 MPa. La rupture est également ductile et se produit à un angle de 45° (voir **Figure 2-7**) qui suit la direction de la ligne de soudure entre les filaments.



**Figure 2-6.** Courbes de traction de trois échantillons avec différentes orientations de filament (0°, 45° et 90°).

Par rapport à la rigidité du matériau, l'anisotropie est peu marquée. Une différence de 16% uniquement a été constatée entre la valeur moyenne du module de Young la plus élevée (0°) et

la plus faible ( $90^\circ$ ). Tandis qu'au niveau de sa résistance, le matériau possède une anisotropie très marquée.

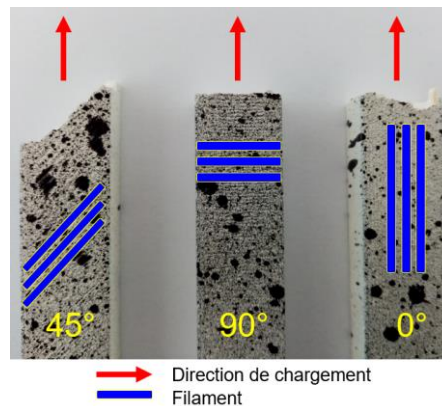
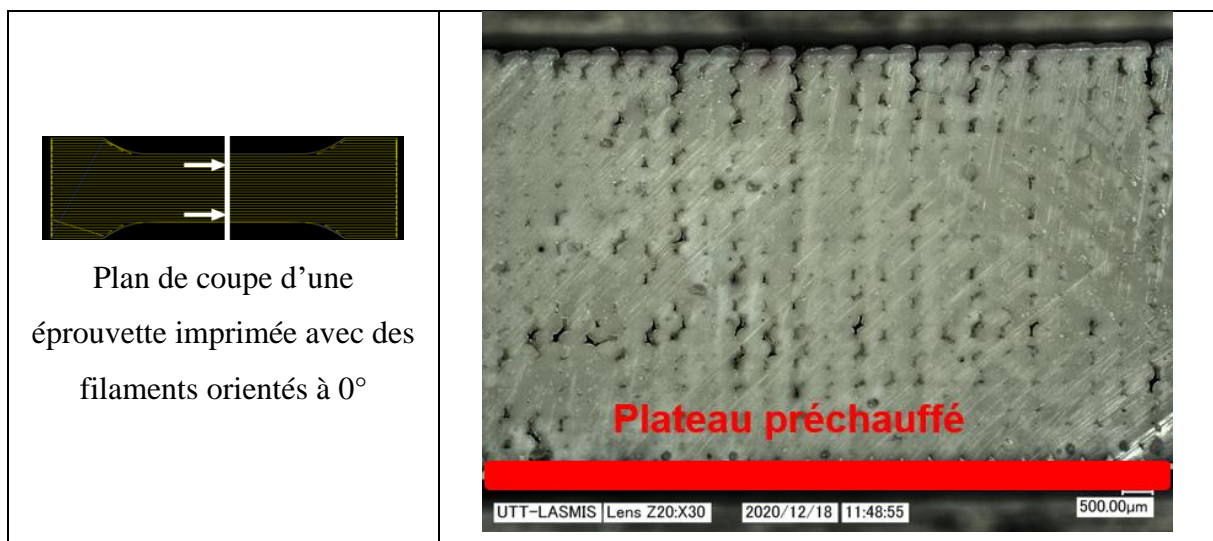


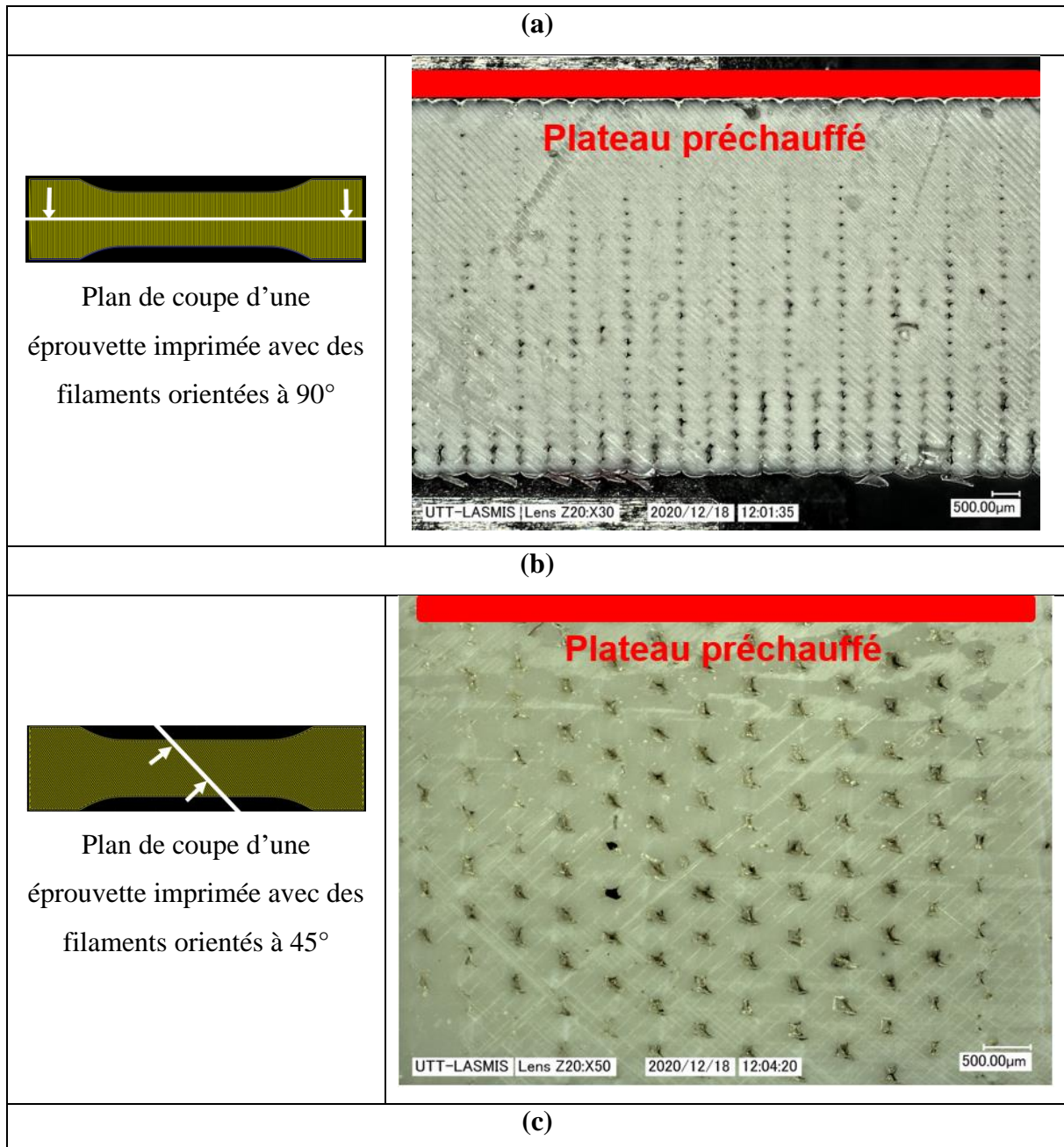
Figure 2-7. Profils de rupture des éprouvettes de traction

### 2.2.5 Observations microscopiques

Dans l'objectif d'étudier l'influence de la mésostructure des éprouvettes de traction, des observations microscopiques ont été réalisées. Les coupes sont réalisées avec une tronçonneuse métallurgique SECOTOM-15. En utilisant un disque dédié aux matériaux non ferreux tendres, référence A 400 Q, des coupes sont effectuées. Ce choix cherche à réduire au maximum les perturbations de la mésostructure interne des éprouvettes lors de la coupe. Les plans de coupe sont choisis de manière à avoir des coupes transversales sur les filaments dans la section utile de l'éprouvette comme le montre le **Tableau 2-2**.

Tableau 2-2. Observations microscopiques et définition des plans de coupe. (a) éprouvette imprimée à  $0^\circ$ , (b) éprouvette imprimée à  $90^\circ$  et (c) éprouvette imprimée à  $45^\circ$ .





Les observations microscopiques montrent que les filaments déposés ont une forme ellipsoïdale comme le montre le schéma représentatif d'un empilement des couches d'un dépôt unidirectionnel (voir **Figure 1-11**). Elles mettent en évidence différentes formes de mésostructure pour chacune des éprouvettes. Pour l'éprouvette à 0°, un empilement rectangulaire avec décalage est constaté. L'empilement pour un dépôt à 90° est rectangulaire régulier. Cette observation est expliquée par la longueur des parcours de l'extrudeur qui est plus importante à 0° car ce dernier doit faire des allers et retours tout au long de l'éprouvette. Par contre à 90° l'extrudeur parcourt uniquement la largeur de l'éprouvette qui est beaucoup plus faible.

L'éprouvette à 45° présente une mésostructure plus complexe. Un empilement circulaire est la configuration idéale la plus proche. Les air gaps ont une forme de losange étiré.

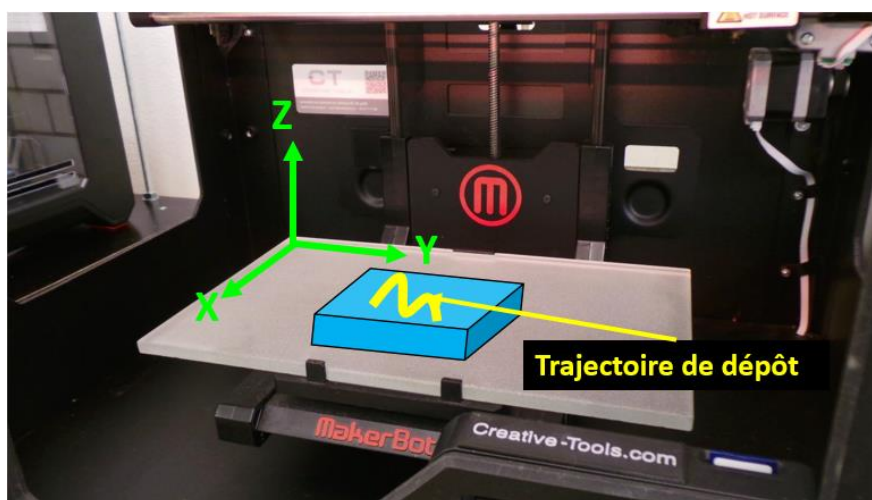
Une autre constatation concerne le volume des air gaps. Nous observons que les air gaps plus proches de la surface en contact avec le plateau préchauffé sont plus réduits. Plus les couches s'éloignent de cette surface, plus les vides deviennent de plus en plus importants. Le même résultat a été trouvé par Garzon-Hernandez et al [92]. Cela est attribué à un gradient thermique dans l'épaisseur de l'éprouvette qui favorise une meilleure adhésion entre les filaments dans les régions voisines du plateau préchauffé.

Ces résultats montrent que même pour un dépôt unidirectionnel, les air gaps peuvent avoir des formes complexes et l'empilement n'est pas contrôlé à 100%. Cela confirme la difficulté d'analyser la structure interne du matériau architecturé.

### **2.3 Modèle de comportement du matériau architecturé**

À partir des essais de traction effectués, on a pu observer le comportement du matériau selon l'orientation des filaments. Dans cette section, on s'intéresse à identifier des modèles de comportementaux adaptés.

Nous rappelons que le matériau architecturé est imprimé avec une configuration d'impression à plat. La **Figure 2-8** illustre le positionnement d'une pièce imprimée placée sur le plateau de fabrication de l'imprimante 3D. Le plan XY correspond au plan de la couche. L'axe Z représente la direction d'impression. Ces notations seront utilisées dans le reste de ce manuscrit.



*Figure 2-8. Illustration de l'emplacement d'une pièce imprimée après structuration dans le plateau de l'imprimante 3D*

Nous distinguons ici entre le comportement dans le domaine élastique et celui dans le domaine plastique. Pour décrire la composante élastique du comportement, le modèle orthotrope est couramment utilisé pour modéliser le comportement mécanique des pièces fabriquées par dépôt du fil fondu comme l'indique la recherche bibliographique (section 1.4.2). Pour un cas général ce modèle de comportement est gouverné par 9 constantes d'élasticité indépendantes. Il fait la différence entre la direction transversale dans le plan d'une couche déposée (2) et la direction orthogonale représentant la direction d'impression (3) comme le montre la **Figure 2-9**. Sur cette figure on définit un volume élémentaire représentatif avec un dépôt unidirectionnel dont un repère local (123) est défini comme suit :

- 1 : direction longitudinale du filament
- 2: direction transversale dans le plan de la couche XY
- 3: direction d'impression (3=Z)

Ce modèle géométrique simplifie les conditions d'empilement des couches du matériau architecturé et caractérise le comportement d'une portion de dépôt où tous les filaments ont la même orientation.

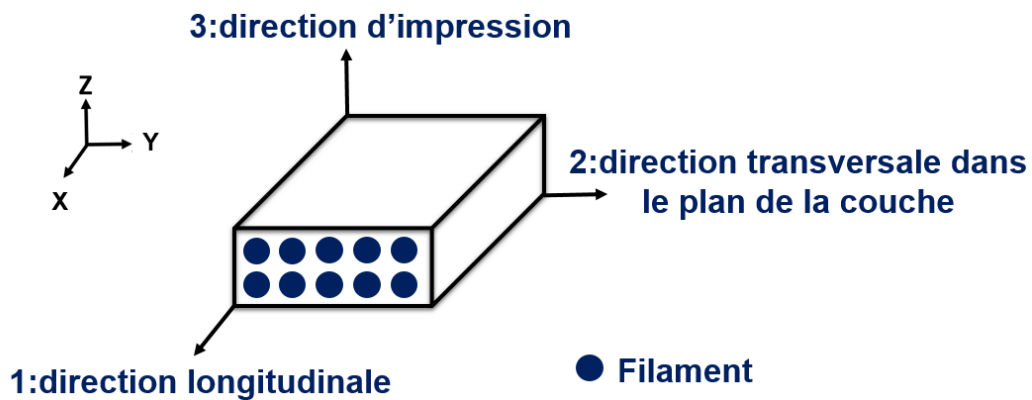
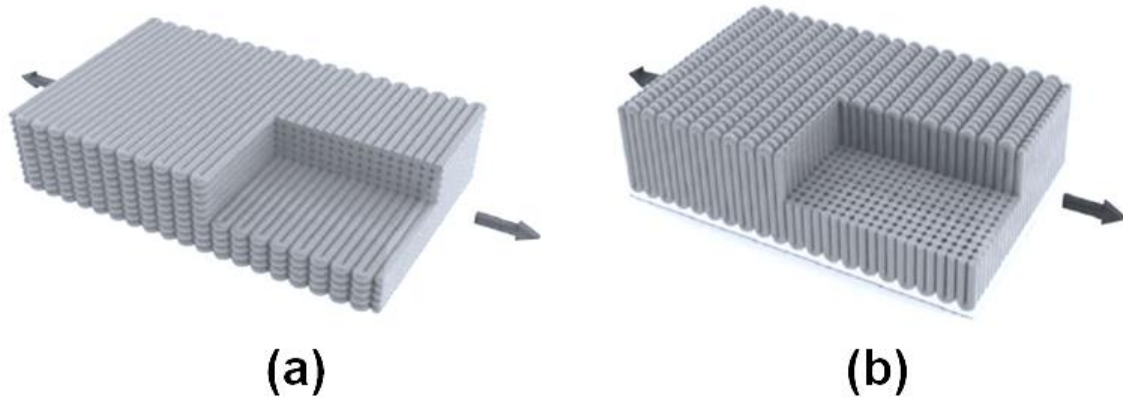


Figure 2-9. Modèle orthotrope de comportement

Pour évaluer les propriétés dans la direction 3, il faut imprimer des éprouvettes verticalement ou bien sur le côté ou « on edge ». Cette configuration d'impression est différente de celle du dépôt architecturé (flat). De plus, en comparant une section d'éprouvette avec des filaments déposés selon la direction 2 (**Figure 2-10** (a)) avec une section d'éprouvette où les filaments sont déposés selon la direction 3 (**Figure 2-10** (b)), on observe clairement que les motifs de dépôt et les structures des lignes de soudures sont similaires.



*Figure 2-10. Comparaison entre les directions transversales dans le plan d'impression (a) et dans la direction d'impression (b) [93]*

Suite à ces observations un modèle isotrope transverse est choisi pour modéliser le comportement élastique du matériau. Ce choix permet aussi de réduire le nombre de constante d'élasticité à 5 au lieu de 9.

Comme observé sur les courbes de traction (voir **Figure 2-6**), le matériau est caractérisé par un écoulement anisotrope. Dans ce travail nous choisissons le critère de Hill pour décrire cette anisotropie. Seulement, l'écoulement plastique dans la direction des filaments (essai de traction à  $0^\circ$ ) sera modélisé.

### **2.3.1 Identification des constantes d'élasticité de la loi transverse isotrope**

La loi transverse isotrope peut être caractérisée en identifiant 5 constantes d'élasticité indépendantes. Ce modèle suppose une équivalence entre la direction 2 et 3 définie dans la **Figure 2-11**.



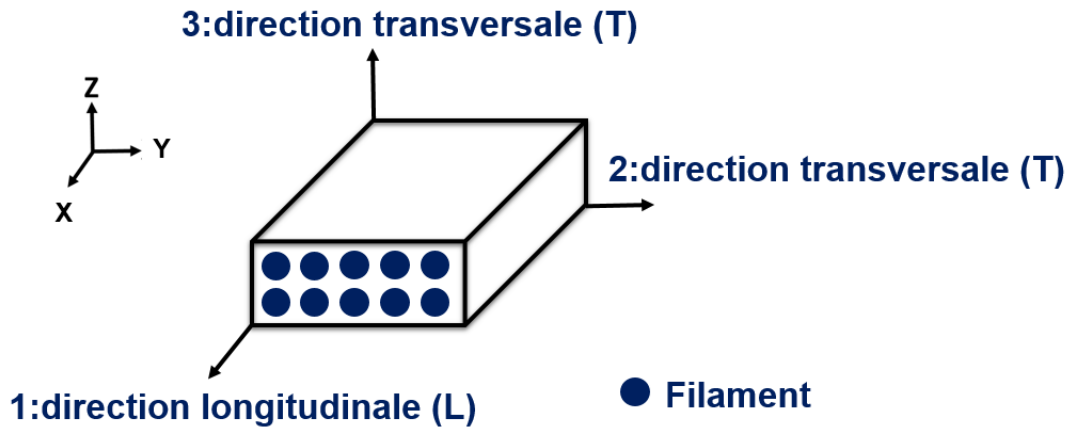


Figure 2-11. Modèle transverse isotrope de comportement

La direction longitudinale 1 est nommée L. Les deux directions transversales 2 et 3 sont nommées T mais en gardant les notations 2 et 3 pour distinguer entre la composante dans le plan et celle hors du plan.

La matrice de souplesse s'écrit dans le repère local des filaments de la manière suivante :

$$\underline{\underline{\varepsilon}} = \begin{pmatrix} \frac{1}{E_L} & -\frac{\nu_{LT}}{E_L} & -\frac{\nu_{LT}}{E_L} & & & \\ -\frac{\nu_{TL}}{E_T} & \frac{1}{E_T} & -\frac{\nu_{TT}}{E_T} & & & \\ -\frac{\nu_{TL}}{E_T} & -\frac{\nu_{TT}}{E_T} & \frac{1}{E_T} & & & \\ & & & \frac{1}{G_{LT}} & & \\ & & & & \frac{1}{G_{LT}} & \\ & & & & & \frac{1}{G_{TT}} \end{pmatrix} \cdot \underline{\underline{\sigma}}$$

Équation 2-5

Avec :

- $E_L$  : module de Young longitudinal
- $E_T$ : module de Young transversal
- $\nu_{LT}$ : coefficient de Poisson dans le plan
- $\nu_{TT}$  : coefficient de Poisson hors du plan
- $G_{LT}$ : module de cisaillement dans plan

- $G_{TT}$  et  $\nu_{TT}$ : sont respectivement le module de cisaillement et le coefficient de Poisson dans le plan d'isotropie, dont la relation est décrite par l'Équation 2-6.

$$G_{TT} = \frac{E_T}{2(1 + \nu_{TT})} \quad \text{Équation 2-6}$$

- $\nu_{TL}$ : Coefficient du poisson vérifiant la relation suivante :

$$\frac{\nu_{LT}}{E_L} = \frac{\nu_{TL}}{E_T} \quad \text{Équation 2-7}$$

Les 5 premières constantes élastiques sont indépendantes et permettent de décrire le comportement. Elles seront identifiées à partir des essais de traction.

### 2.3.1.1 Module de Young longitudinal: $E_L$

Le module de Young longitudinal représente la rigidité du matériau dans le cas d'un chargement de traction unidirectionnel sur les filaments (voir **Figure 2-12**). Théoriquement, ce module d'élasticité est le plus élevé car le chargement est supporté totalement par les sections des filaments sans présence d'une concentration de contrainte. La valeur sera tirée directement de l'essai de traction à  $0^\circ$ ,  $E_L = 1680 \pm 71$  MPa.

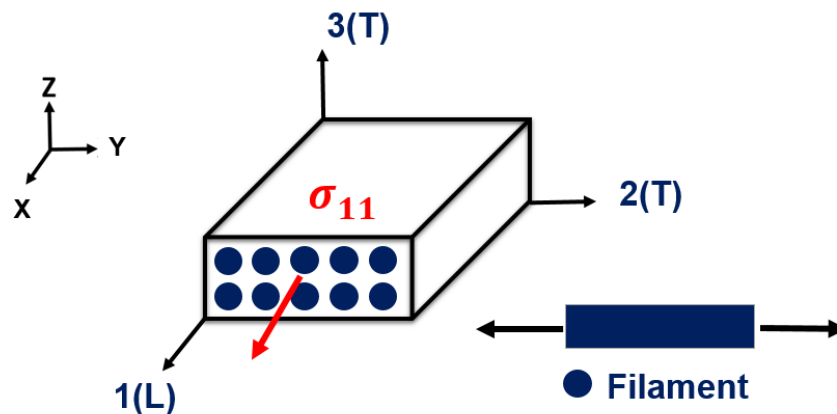
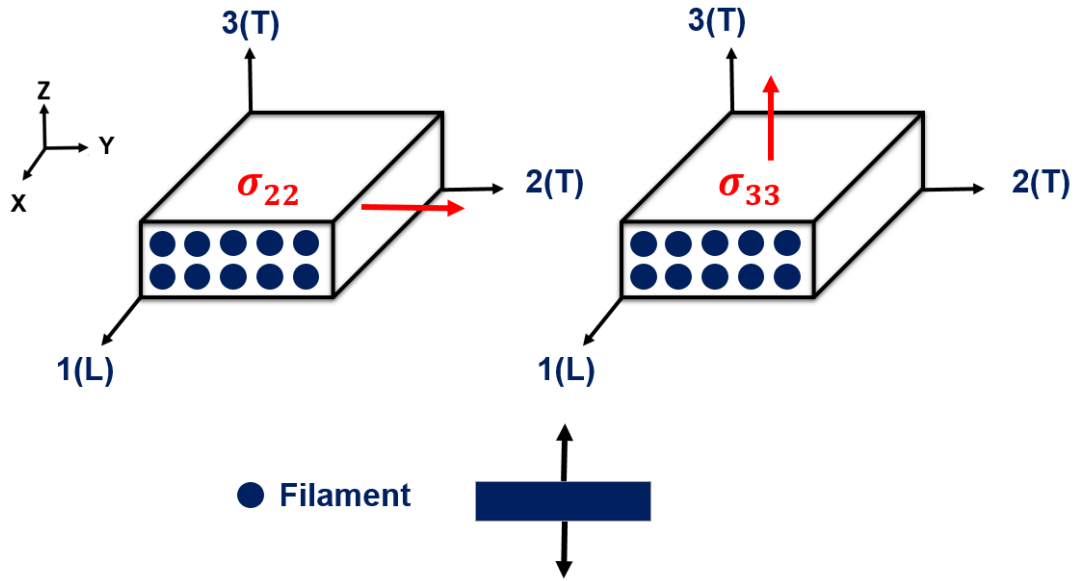


Figure 2-12. Cas d'un chargement de traction longitudinal sur les filaments

### 2.3.1.2 Module de Young transversal : $E_T$

Le module de Young transversale  $E_T$  représente la rigidité du matériau dans les deux directions transversales : la direction transversale dans le plan de la couche et la direction d'impression (3) comme le montre la **Figure 2-13**.



**Figure 2-13.** Cas d'un chargement de traction transversale sur les filaments. (a) : direction transversale dans le plan de la couche et (b) direction transversale présentant la direction d'impression

L'essai de traction à 90° sera employé pour déterminer la valeur de  $E_T$ . Ces directions de chargement sont influencées par la présence des air gap. Une concentration de contrainte est attendue et le matériau est théoriquement le moins résistant dans cette direction. D'après les résultats des essais de traction  $E_T = 1414 \pm 133$  MPa.

### 2.3.1.3 Coefficient de Poisson dans le plan : $\nu_{LT}$

Pour calculer la valeur du coefficient de Poisson dans le plan  $\nu_{LT}$ , on va se servir des deux essais de traction à 0° et à 90°. D'après l'essai à 0°  $\nu_{LT} = 0.371 \pm 0.032$ . D'après **Équation 2-7**, on trouve une valeur de  $\nu_{TL} = 0.3123$  qui est en accord avec la valeur du coefficient de Poisson trouvé avec l'essai de traction à 90° ( $0.312 \pm 0.032$ ).

### 2.3.1.4 Module de cisaillement dans le plan : $G_{LT}$

Le module de cisaillement dans le plan est accessible via l'essai de traction à 45°. En établissant la relation entre le repère global de l'éprouvette et le repère local définis dans la **Figure 2-14**, où l'hypothèse de contrainte plane est toujours présumée, le module de Young dans la direction de chargement (repère global XY) peut être exprimé en fonction des constantes élastiques isotropes transversales et de l'angle d'impression. La même relation (voir **Équation 2-8**) est utilisée pour analyser les contraintes des matériaux composites renforcés de fibres longues [94].

$$E_X = \frac{E_L}{\cos^4 \alpha + \left(\frac{E_L}{G_{LT}} - 2\nu_{LT}\right) \sin^2 \alpha \cos^2 \alpha + \frac{E_L}{E_T} \sin^4 \alpha} \quad \text{Équation 2-8}$$

Avec :

- $\alpha$  : angle d'impression
- $E_L$ : module de Young longitudinale
- $E_T$ : module de Young transversal
- $\nu_{LT}$ : coefficient de Poisson dans le plan
- $G_{LT}$  : module de cisaillement dans le plan
- $E_X$ : module de Young dans la direction de chargement (repère global)

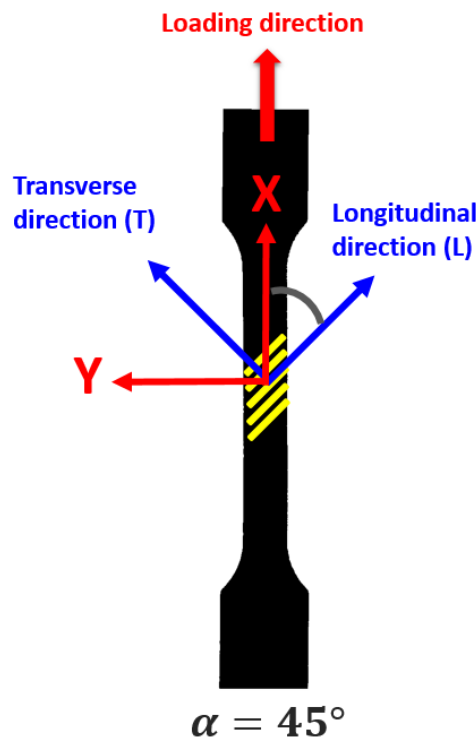


Figure 2-14. Définition des repères global et local pour l'éprouvette à 45°

En appliquant l' **Équation 2-8** sur l'essai à 45°, l'équation suivante est déduite :

$$G_{LT} = \left( \frac{4}{E_{45^\circ}} - \frac{1}{E_L} - \frac{1}{E_T} + \frac{2\nu_{LT}}{E_L} \right)^{-1} \quad \text{Équation 2-9}$$

Où  $E_{45^\circ}$  est le module de Young expérimental calculé à partir de l'essai à  $45^\circ$  égal à  $1484 \pm 53$  MPa. Une valeur moyenne de 545 MPa du module de cisaillement dans le plan est par la suite obtenue.

### 2.3.1.5 Coefficient de Poisson hors plan : $\nu_{TT}$

La matrice de souplesse (Équation 2-5) du modèle isotrope transverse montre que le coefficient de Poisson hors plan  $\nu_{TT}$ , dans le cas d'un chargement en contraintes planes, n'influence que la valeur de déplacement hors plan. Cependant, l'analyse DIC utilisée ici fournit seulement le champ de déplacement 2D dans le plan. Par conséquent,  $\nu_{TT}$  ne peut pas être identifié à l'aide des données disponibles.

### 2.3.2 Critère d'écoulement plastique anisotrope : critère de Hill

Le critère de Hill est un critère d'écoulement plastique pour les matériaux orthotropes. La fonction potentielle de Hill est une simple extension de la fonction de Von Mises, qui peut être exprimée en termes de composantes de contraintes cartésiennes :

$$(G + H)\sigma_{11}^2 + (F + H)\sigma_{22}^2 + (F + G)\sigma_{33}^2 + 2H\sigma_{11}\sigma_{22} + 2G\sigma_{11}\sigma_{33} + 2F\sigma_{22}\sigma_{33} + 2L\sigma_{23}^2 + 2M\sigma_{13}^2 + 2N\sigma_{12}^2 = 1 \quad \text{Équation 2-10}$$

Où  $F$ ,  $G$ ,  $H$ ,  $L$ ,  $M$  et  $N$  sont les paramètres de résistance orthotropes obtenus par des tests sur le matériau dans des orientations différentes [95]. Dans les axes principaux d'orthotropie, ces paramètres peuvent être exprimés en fonction des limites d'élasticités en traction ( $T_1$ ,  $T_2$ ,  $T_3$ ) et en cisaillement ( $S_{23}$ ,  $S_{13}$ ,  $S_{12}$ ) du matériau de la manière suivante :

$$\begin{cases} \frac{1}{T_1^2} = G + H, & 2F = \frac{1}{T_2^2} + \frac{1}{T_3^2} - \frac{1}{T_1^2} \\ \frac{1}{T_2^2} = F + H, & 2G = \frac{1}{T_3^2} + \frac{1}{T_1^2} - \frac{1}{T_2^2} \\ \frac{1}{T_3^2} = F + G, & 2H = \frac{1}{T_1^2} + \frac{1}{T_2^2} - \frac{1}{T_3^2} \end{cases} \quad \text{Équation 2-11}$$

$$\begin{cases} 2L = \frac{1}{S_{23}^2} \\ 2M = \frac{1}{S_{13}^2} \\ 2N = \frac{1}{S_{12}^2} \end{cases} \quad \text{Équation 2-12}$$

Pour une loi transverse isotrope on a  $T_2 = T_3$  et  $S_{13} = S_{12}$ . De ce fait il faut uniquement trois paramètres de résistance orthotrope indépendants pour définir le critère de Hill. Si on ajoute l'hypothèse de contraintes planes on obtient la relation suivante :

$$\frac{\sigma_L^2}{\sigma_L^0{}^2} + \frac{\sigma_T^2}{\sigma_T^0{}^2} - \frac{\sigma_L \sigma_T}{\sigma_L^0{}^2} + \frac{\sigma_{LT}^2}{\sigma_{LT}^0{}^2} = 1 \quad \text{Équation 2-13}$$

Avec :

- $\sigma_L^0$ : Limite d'élasticité en traction dans le sens longitudinal
- $\sigma_T^0$ : Limite d'élasticité en traction dans le sens transversal
- $\sigma_{LT}^0$ : Limite d'élasticité en cisaillement dans le plan
- $\underline{\underline{\sigma}} = \begin{pmatrix} \sigma_L & \sigma_{LT} \\ \sigma_{LT} & \sigma_T \end{pmatrix}$  : Le tenseur de contraintes pour le matériau transverse isotrope en contraintes planes.

Trois limites d'élasticité doivent être calculées d'après l'Équation 2-13. Les essais à 0° et à 90° rendent accessibles les limites d'élasticité en traction. Dans le sens longitudinal  $\sigma_L^0$  est égale à 23,54 MPa et dans le sens transversal  $\sigma_T^0$  est égale à 13,3 MPa.

### 2.3.2.1 Limite d'élasticité en cisaillement dans le plan : $\sigma_{LT}^0$

Afin d'identifier  $\sigma_{LT}^0$  une analyse de champ de contraintes de l'éprouvette à 45° est utilisée (voir **Figure 2-14**). En contraintes planes, le tenseur de contraintes  $\underline{\underline{\sigma}} = \begin{pmatrix} \sigma_L & \sigma_{LT} \\ \sigma_{LT} & \sigma_T \end{pmatrix}$  dans le repère local des filaments est lié au tenseur des contraintes  $\underline{\underline{\sigma'}} = \begin{pmatrix} \sigma_{11} & \sigma_{12} \\ \sigma_{12} & \sigma_{22} \end{pmatrix}$  via une matrice de passage comme le montre l'Équation 2-14 [94].

$$\begin{pmatrix} \sigma_L \\ \sigma_T \\ \sigma_{LT} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \cos^2 \alpha & \sin^2 \alpha & 2\sin \alpha \cos \alpha \\ \sin^2 \alpha & \cos^2 \alpha & -2\sin \alpha \cos \alpha \\ -\sin \alpha \cos \alpha & -\sin \alpha \cos \alpha & \cos^2 \alpha - \sin^2 \alpha \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{12} \end{pmatrix} \quad \text{Équation 2-14}$$

Avec  $\alpha$  : angle d'orientation des filaments.

Pour l'essai de traction le tenseur de contraintes dans le repère global s'écrit :  $\underline{\underline{\sigma}}' = \begin{pmatrix} \sigma_{11} & 0 \\ 0 & 0 \end{pmatrix}$ .

Les relations suivantes sont par la suite déduites à partir de l'Équation 2-14 :

$$\begin{cases} \sigma_L = \sigma_{11} \cos^2 \alpha \\ \sigma_T = \sigma_{11} \sin^2 \alpha \\ \sigma_{LT} = -\sigma_{11} \sin \alpha \cos \alpha \end{cases} \quad \text{Équation 2-15}$$

En combinant l'Équation 2-13 et l'Équation 2-15 , la contrainte de traction dans le repère global s'écrit en fonction de l'angle d'orientation des filaments  $\alpha$  et les composantes du tenseur des contraintes  $\underline{\underline{\sigma}}$  comme suit :

$$\sigma_{11}(\alpha) = \left[ \frac{\cos^4 \alpha}{\sigma_L^2} + \frac{\sin^4 \alpha}{\sigma_T^2} - \frac{\cos^2 \alpha \sin^2 \alpha}{\sigma_L^2} + \frac{\cos^2 \alpha \sin^2 \alpha}{\sigma_{LT}^2} \right]^{-\frac{1}{2}} \quad \text{Équation 2-16}$$

La relation précédente reste valide jusqu'à atteindre les limites d'élasticités du matériau. En prenant  $\alpha=45^\circ$  , la limite d'élasticité en cisaillement dans le plan du matériau  $\sigma_{LT}^0$  s'exprimera selon l'Équation 2-17. Une valeur de 11,65 MPa est subséquemment calculée.

$$\sigma_{LT}^0 = \left( \frac{4}{\sigma_{45^\circ}^0{}^2} - \frac{1}{\sigma_T^0{}^2} \right)^{-\frac{1}{2}} \quad \text{Équation 2-17}$$

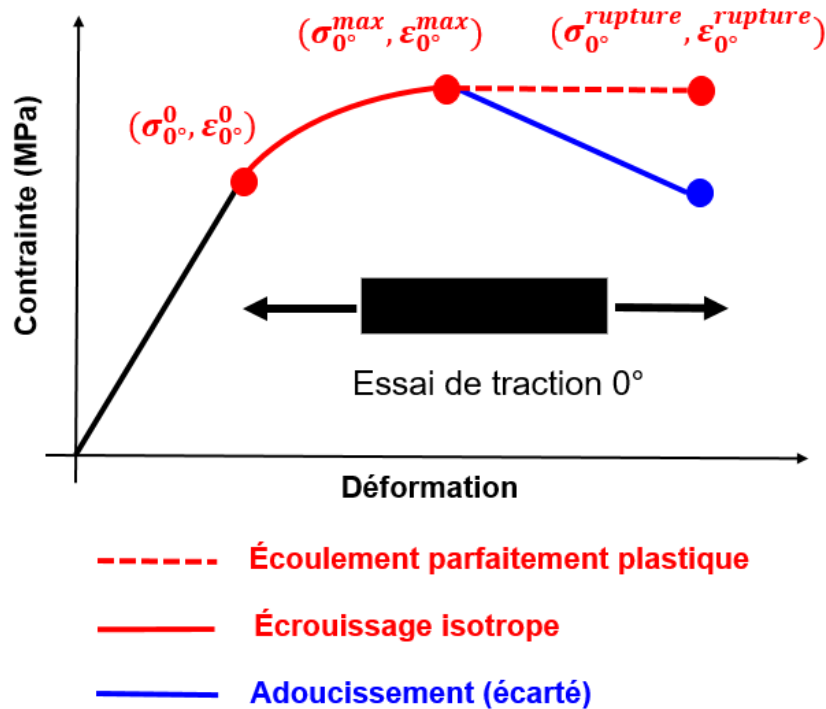
Avec  $\sigma_{45^\circ}^0$  : limite d'élasticité expérimentale de l'essai à  $45^\circ$ , égale à 17,53 MPa.

### 2.3.3 Modèle d'écoulement plastique isotrope

Afin d'étudier le comportement du matériau dans le domaine plastique, on suppose que les écoulements plastiques sont équivalents dans toutes les directions. Cela signifie que la différence d'écoulement plastique entre la direction  $0^\circ$  et  $45^\circ$  (voir **Figure 2-6**) ne sera pas modélisée. Seul l'écoulement dans la direction longitudinale des filaments sera considéré.

Après la limite d'élasticité, un écrouissage isotrope est observé jusqu'à la contrainte maximale de 28,67 MPa. A partir de ce point, le matériau présente un adoucissement qui se poursuit jusqu'à sa rupture. Ce phénomène a été signalé par Alaimo et al. [63] pour une configuration d'impression similaire à celle utilisée pour réaliser les essais de traction. Il est directement lié au comportement intrinsèque de l'Acrylonitrile Butadiène Styrène ABS comme le montre les travaux de Dundar et al. [91].

Pour simplifier la modélisation du comportement, l'adoucissement sera écarté. On supposera un écoulement parfaitement plastique depuis la contrainte maximale jusqu'à la rupture (**Figure 2-15**).



**Figure 2-15.** Modèle d'écoulement plastique du matériau dans le sens longitudinal

L'écrouissage isotrope du matériau sera modélisé via une loi exponentielle comme suit :

$$\sigma = \sigma_{0^{\circ}}^0 + \sigma_{limit}(1 - e^{-m\varepsilon_p}) \quad \text{Équation 2-18}$$

Avec :

- $\sigma_{0^{\circ}}^0$  : limite d'élasticité dans le sens longitudinal
- $\varepsilon_p$  : déformation plastique
- $\sigma_{limit}$  : limite de durcissement du matériau
- $m$  : constante positive sans dimension intrinsèque au matériau

Les paramètres de cette loi ont été déterminés via la méthode des moindres carrés. Pour chaque essai à  $0^{\circ}$ , on sélectionne uniquement la série des points sur la courbe de traction qui vont depuis la limite d'élasticité jusqu'à atteindre la contrainte maximale en traction.



**Tableau 2-3.** Coefficients de la loi exponentielle pour le modèle de l'érouissage isotrope

Coefficient	$\sigma_0^0$ (MPa)	$\sigma_{limit}$ (MPa)	$m$
Valeurs	23,54 ± 1,59 (à partir de l'essai à 0°)	5,20 ± 1,05	242,45 ± 32,32

## 2.4 Validité des constantes identifiées

Afin de s'assurer de la cohérence et la validité des constantes matériaux précédemment identifiées, il faut comparer ces résultats avec des données de la littérature où des configurations d'impression similaires ont été utilisées. Aussi l'hypothèse d'utiliser la section géométrique des éprouvettes est présumé dans les études considérés lors de la comparaison dans le **Tableau 2-4**.

**Tableau 2-4.** Comparaison des constantes matériau identifiées avec la littérature

Source	Caractérisation expérimentale	Alaimo et al. [63]	Rodriguez et al.[96]	Casavola et al.[62]
3D printer	Makerbot replicator 2X	3NTR A4v3	Stratasys FDM1600	RepRap Prusa i3
Emplacement sur le plateau	« flat »	« flat »	« flat »	« flat »
Épaisseur de la couche (mm)	0,25	0,25	0,254	0.35
Température d'extrusion (°C)	235	250-260	270	225
Température du plateau (°C)	120	100	70	90
$E_L$ (MPa)	1680±71	2010±153	1972±21	1790±580
$E_T$ (MPa)	1414±133	1671±57	1762±24	1150±90

$\nu_{LT}$	0,371±0,032	0,32±0,1	0,376±0,013	0,344
$G_{LT}$ (MPa)	545±85	641±47	654 ± 102	-
$\sigma_L^0$ (MPa)	23,54±1,59	26,3±0,2	24,4±0,014	26,11±2,37
$\sigma_T^0$ (MPa)	13,3±0,78	14,6±0,4	13,6±0,011	6,71±0,36
$\sigma_{LT}^0$ (MPa)	11,65±0,64	12±0,7	-	-

Le **Tableau 2-4** compare les résultats de l'identification du comportement du matériau architecturé avec les données disponibles dans la littérature. Les paramètres considérés comme les plus influençant sont : (i) l'emplacement de l'éprouvette sur le plateau de fabrication, (ii) l'épaisseur de la couche, (iii) la température d'extrusion et la température du plateau. La caractérisation expérimentale est cohérente avec l'étude d'Alaimo et al [63]. La différence entre les modules d'élasticité peut être expliquée par la différence des températures. Une température plus élevée favorise l'écoulement du matériau extrudé, et par la suite, augmente l'adhésion entre les filaments. La même observation est faite par rapport aux résultats de Rodriguez et al [96]. Alors que les résultats de Casavola et al [62]. montrent des écarts considérables surtout au niveau de la limite élastique dans le sens transversal ( $6,71 \pm 0,36$  MPa). Cela est directement lié à l'épaisseur de la couche utilisée (0,35mm) qui intensifie la sévérité de concentration de contraintes et dégrade la limite d'élasticité dans ce sens.

## 2.5 Bilan

Le comportement mécanique du matériau architecturé a été étudié via des essais de tractions avec des orientations de filaments différentes. Réaliser des essais mécaniques dans la même configuration d'impression que la structuration par dépôt de fil, permet de reproduire et d'étudier l'effet des mésostructures. Les observations microscopiques démontrent que pour un dépôt unidirectionnel l'empilement des couches n'est pas maîtrisé complètement. Cette constatation impose l'utilisation des hypothèses simplificatrices pour modéliser le comportement du matériau architecturé.

Ainsi, les constantes d'élasticité identifiées décrivent le comportement sans calculer les air gaps. Dans le domaine élastique, une loi transverse isotrope représente la rigidité du matériau. Ce dernier possède un comportement quasi isotrope vu que la différence entre la valeur moyenne de module de Young dans le sens transversal et le sens longitudinal est faible (16%). Ce résultat montre que l'effet des air gaps est peu marqué du moment que le comportement mécanique ne dépasse pas la limite d'élasticité. Au niveau de sa résistance, l'orientation des filaments joue un rôle très déterminant. Dans le sens longitudinal, le matériau est le plus résistant, alors que dans le sens transversal, la résistance est plus faible. Ce comportement est lié à la présence des concentrations de contraintes due à la présence d'air gap. La norme de Hill couplée avec un modèle d'écoulement plastique sera utilisée pour modéliser cette anisotropie prononcée. Ces modèles de comportement identifiés impliquent une approche de modélisation qui isole les trajectoires de chaque couche de dépôt et qui reproduit localement l'anisotropie du matériau due à la structuration.

Dans cette partie, j'ai fabriqué les éprouvettes de traction et j'ai mené les essais mécaniques et les analyses par corrélation d'images. Aussi, j'ai réalisé les observations microscopiques. J'ai pu en second lieu utilisé les résultats expérimentaux pour identifier des modèles de comportement adéquats et déterminer les constantes du matériau.



---

# Chapitre N°3 :

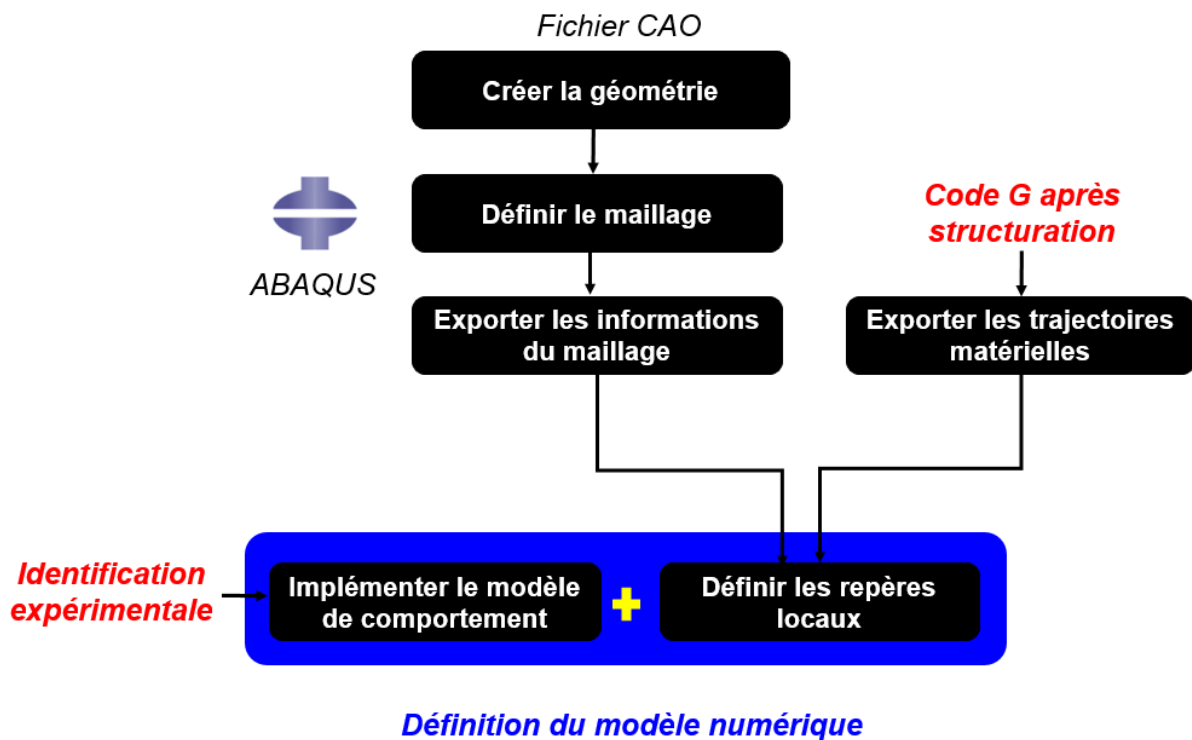
## Modèle numérique du matériau architecturé

---

### 3 Modèle numérique du matériau architecturé

#### 3.1 Introduction

L'objectif de cette partie est de présenter la mise en œuvre du modèle numérique pour le matériau architecturé dédié à l'étude de l'anisotropie liée aux trajectoires complexes du dépôt. Le principe de modélisation adopté représenté dans la **Figure 3-1**, consiste à reproduire les trajectoires matérielles dans les éléments de maillage d'un modèle éléments finis en définissant des repères locaux dans leurs points d'intégration.



*Figure 3-1. Workflow du modèle numérique proposé*

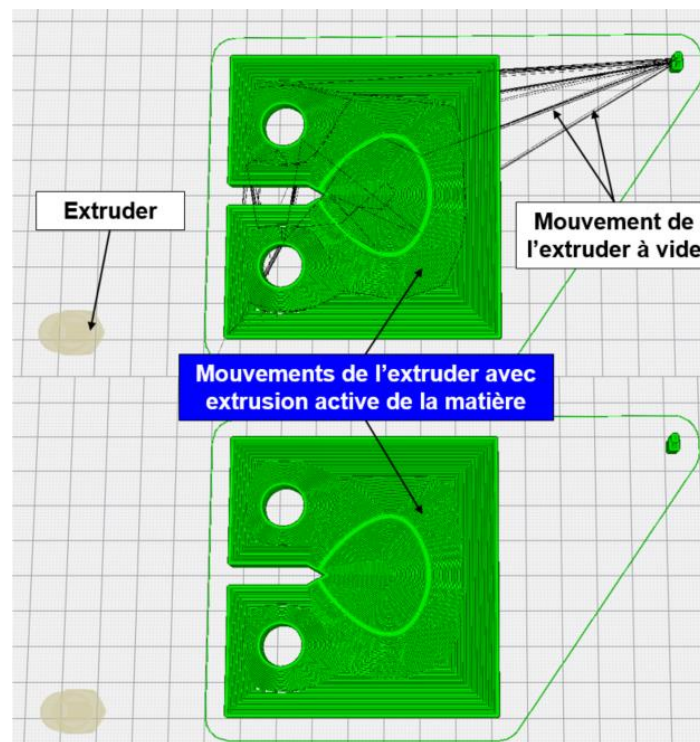
Cette approche de modélisation suppose que le matériau est homogène et considère une section solide (sans les porosités) pour le modèle numérique. Pour tenir compte de l'effet des air gaps, les éléments de maillage seront configurés par le comportement physique du matériau architecturé où des constantes du matériau appropriées permettront d'introduire cet effet. Le module de Young calculé dans le sens longitudinal du filament en utilisant la section géométrique de l'éprouvette représentera par exemple le % de l'air gap dans cette direction. Tout d'abord, nous commençons par présenter les étapes de la création du modèle numérique sur ABAQUS. Puis nous définissons les règles associées à la définition des repères locaux. Ensuite, l'implémentation du comportement physique du matériau architecturé sera illustrée.

La méthode sera appliquée sur les éprouvettes CT et SENB A avec une description de la démarche numérique. Finalement, une étape de validation du modèle sera démontrée afin de vérifier et de prédire les réponses expérimentales des éprouvettes de traction.

## 3.2 Définition du modèle numérique : affectation des repères locaux

### 3.2.1 Traitement du code G : extraction des trajectoires matérielles

Après avoir généré le code G correspondant à un dépôt architecturé, un post traitement est essentiel pour récupérer les trajectoires matérielles. Une trajectoire matérielle de dépôt représente le trajet de l'extrudeur quand il y a une extrusion de la matière. Cela signifie que les trajets à vide de l'extrudeur, où aucun matériau n'est déposé, seront éliminés (voir **Figure 3-2**).



**Figure 3-2.** Visualisation des déplacements de l'extrudeur à partir du Code G (sur Cura[97]). Exemple : dépôt architecturé de l'éprouvettes CT

Le code G est un ensemble de commandes fournit à l'imprimante. Elles sont transmises comme des instructions à l'imprimante 3D via des fonctions spécifiques. Par exemple, La fonction d'appel d'une commande M101 signifie qu'il y a une extrusion active de la matière alors que M103 signifie que l'extrudeur est éteint. Le **Tableau 3-1** résumet les significations des commandes dans le code G qui pilotent les mouvements de l'extrudeur et l'extrusion de la matière. D'après cette première analyse, on pourra facilement repérer les trajectoires d'une

couche en utilisant les lignes de commande de la forme G1 Z... Pour chaque couche, des blocs de commandes sont présents et traduisent des trajectoires de dépôt locales.

Afin d'extraire toutes les trajectoires matérielles d'une couche donnée, il faut donc découper ces trajectoires selon les zones de dépôt. Cela permet d'éviter des trajectoires aberrantes qui apparaîtraient en passant d'une zone à une autre. Finalement, les lignes à prendre en compte ont la forme suivante : G1 X...Y...E...

A ce stade, nous avons pu récupérer les trajectoires matérielles pour chaque couche de dépôt.

**Tableau 3-1.** Lignes de commandes principales dans le code G

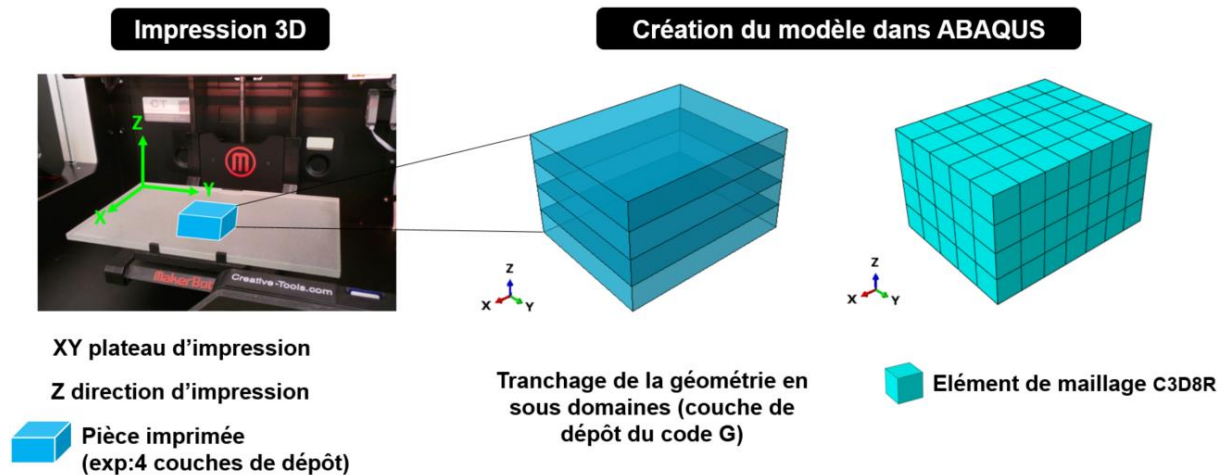
Lignes de commande	Signification
M73 P0	Commande qui renseigne l'avancement de l'impression P(%), identifié à 0%
G1 Z0.300 F7800	La fonction G1 indique le mouvement vertical de l'extrudeur vers la coordonné 0.3mm à une vitesse de 7800mm/min. La valeur de Z correspond à l'épaisseur de la première couche à déposer.
M103 ; extrudeur off G1 X33.601 Y54.745 F7800	Ces deux lignes représentent un mouvement à vide de l'extrudeur (M103 extrudeur OFF) vers les coordonnées (X,Y) avec la vitesse F.
M101 ; extrudeur on G1 X36.847 Y53.882 E0.23783F1200	L'extrudeur est déplacé vers le point ayant les coordonnées (X,Y) avec la vitesse F en extrudant de la matière (M101 extrudeur ON). La longueur du filament extrudée est donné par E.

### 3.2.2 Création du modèle ABAQUS

Depuis le fichier CAO de la pièce utilisée pour la génération du code G, la géométrie sera reproduite dans ABAQUS. Comme précédemment annoncé, le modèle possède une section solide homogène égale à la section géométrique du modèle CAO. Ainsi les air gaps ne sont pas modélisés dans la géométrie.



Étant donné que le but est de reproduire les trajectoires matérielles des couches au sein des éléments de maillage, la géométrie sera partitionnée en sous domaines selon la direction Z (comme l'indique la **Figure 3-3**). Chaque sous domaine représentera ainsi une couche de dépôt. Cela imposera par la suite la taille des éléments de maillage selon l'axe Z (direction d'impression). De plus, on aura une correspondance entre les épaisseurs des couches de dépôts et les hauteurs des éléments de maillage selon Z.



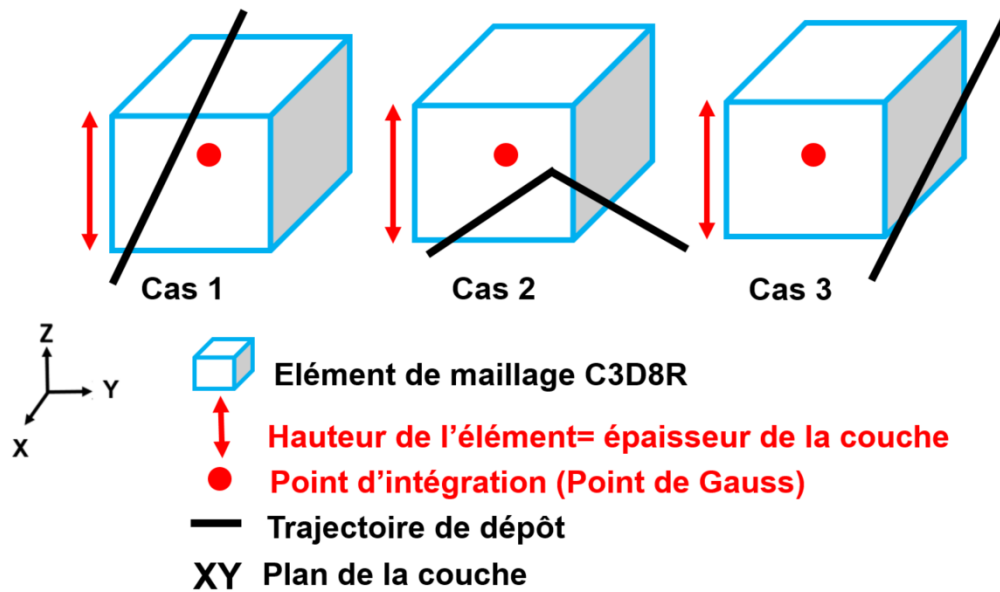
*Figure 3-3. Définition du modèle numérique dans ABAQUS*

Ensuite, un maillage adaptatif est généré à l'aide des éléments hexaédriques à huit nœuds avec une intégration réduite C3D8R (c'est-à-dire un seul point d'intégration est défini pour chaque élément). L'utilisation d'éléments C3D8R est motivée par la nécessité de reproduire la structure en couches au sein du modèle. Ce choix permet surtout une simplification du problème. Les éléments qui appartiennent à une couche de dépôt sont directement localisés via la coordonnée selon Z des points d'intégration.

### 3.2.3 Définition des repères locaux dans les éléments de maillage

Le maillage permet d'exporter un fichier « inp » qui sera utilisé pour lancer les simulations sur ABAQUS. Il contient les coordonnées de tous les nœuds et indique la numérotation des éléments. Pour définir les repères locaux dans les éléments de maillage, il faut étudier les interceptions des trajectoires de dépôt matérielles précédemment identifiées avec les faces des éléments. Chaque élément appartenant à un sous domaine de la géométrie (définie dans la **Figure 3-3**) sera étudié par rapport aux trajectoires matérielles qui sont obtenues pour la couche correspondante.

Dans chaque élément, le vecteur tangent à une trajectoire représentative locale qui traverse les faces des éléments est identifié. Cette étape nécessite la distinction de plusieurs cas en fonction de la configuration d'interception entre les trajectoires de dépôt et les faces de l'élément. La **Figure 3-4** montre les cas possibles. (i) Si plusieurs trajectoires appartiennent à l'élément, la plus proche du point de Gauss de l'élément est choisie. (ii) Si une discontinuité entre deux trajectoires est la plus proche du point de Gauss, la première trajectoire analysée est choisie par rapport à l'historique d'impression. (iii) Dans le cas où aucune trajectoire n'intercepte ces faces, la trajectoire de dépôt la plus proche est à nouveau sélectionnée.



*Figure 3-4. Cas d'interception possibles entre un élément de maillage C3D8R et les trajectoires de dépôt*

La trajectoire représentative sélectionnée précédemment, est considérée comme le premier vecteur du repère local de l'élément de maillage, nommé axe 1, comme l'indique la **Figure 3-5**. Le troisième vecteur (axe 3) est toujours le même puisqu'il s'agit de la direction d'impression (Z) perpendiculaire au plan de la couche (XY). Le repère local est par la suite complété en définissant le vecteur restant (axe 2). Il s'agit du produit vectoriel des deux vecteurs déjà connus.

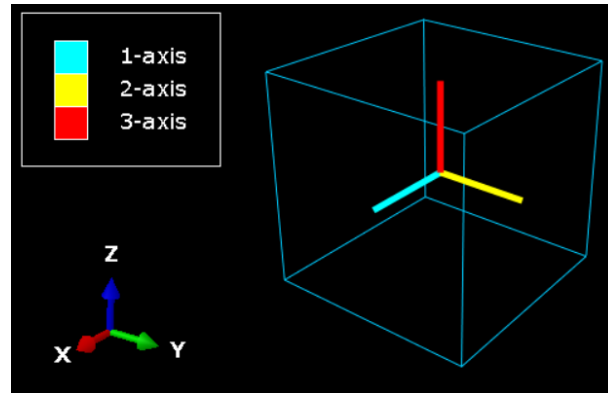


Figure 3-5. Repère local défini dans un élément de maillage de type C3D8R

Pour que le modèle soit capable de capturer toutes les trajectoires de dépôt, il faut que la taille de maillage dans le plan de la couche soit bien choisie. Dans les zones où les trajectoires de dépôt sont complexes un maillage raffiné est nécessaire. Alors que si les trajectoires sont unidirectionnelles et possèdent la même orientation une taille plus grande suffira. Un tel maillage permettra de diminuer le temps de calcul en réduisant le nombre total des éléments C3D8R. Cela peut être observé dans le **Tableau 3-3** (étape 3) où les éléments sont plus grands dans la zone non architecturée et imprimée avec un remplissage à  $+45^\circ$  ou à  $-45^\circ$ .

Après avoir tester différentes tailles de maillage, on a trouvé qu'une taille de maillage égale à 0.56 mm permet de capturer toutes les trajectoires dans la zone de structuration (voir **Figure 3-6**). Cette valeur représente la largeur du filament déposé lors de l'impression. A savoir un seul filament interceptera les faces d'un élément de cette taille.

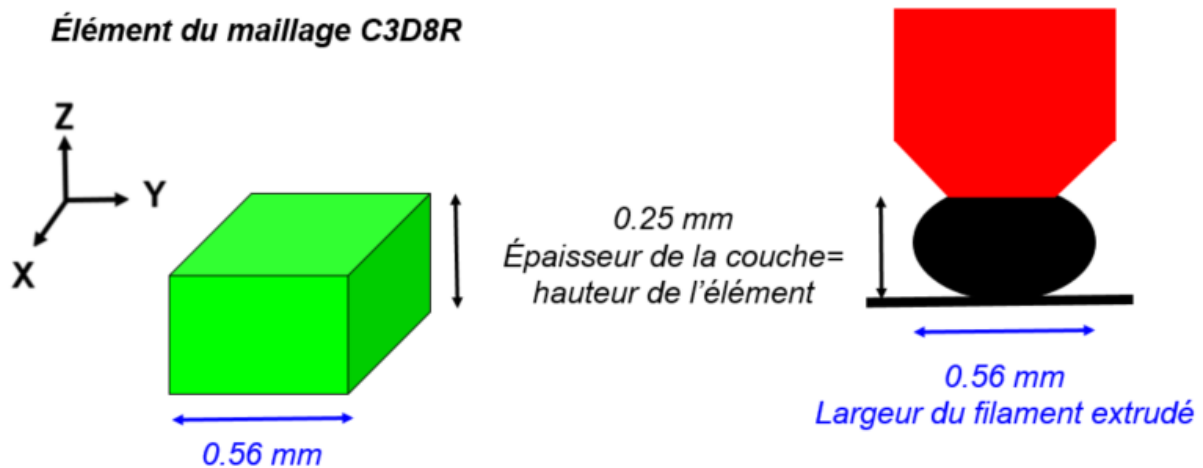


Figure 3-6. Dimensions d'un élément du maillage défini dans la zone de structuration

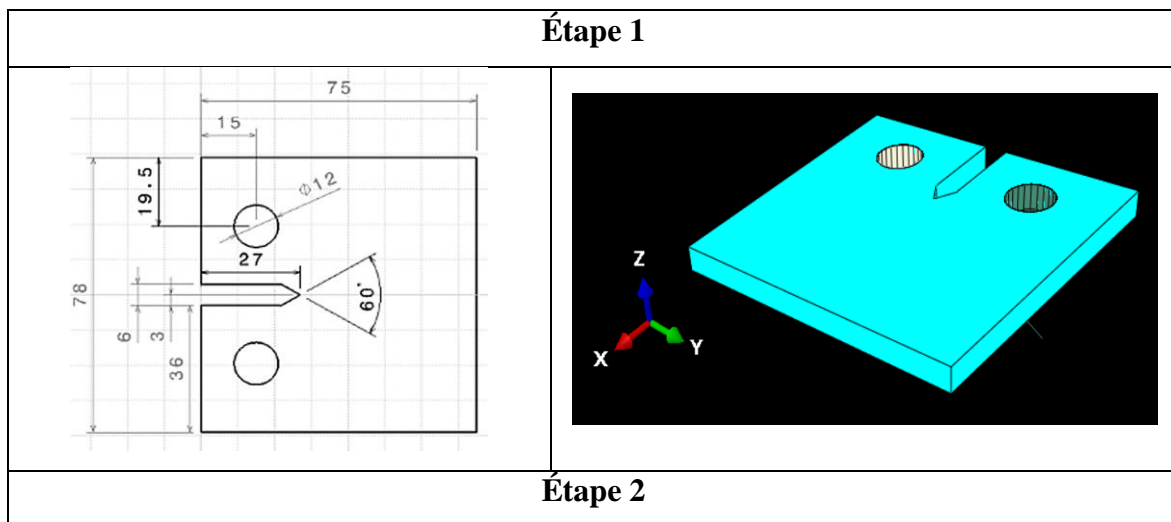
### 3.2.4 Application du modèle numérique sur des éprouvettes tests

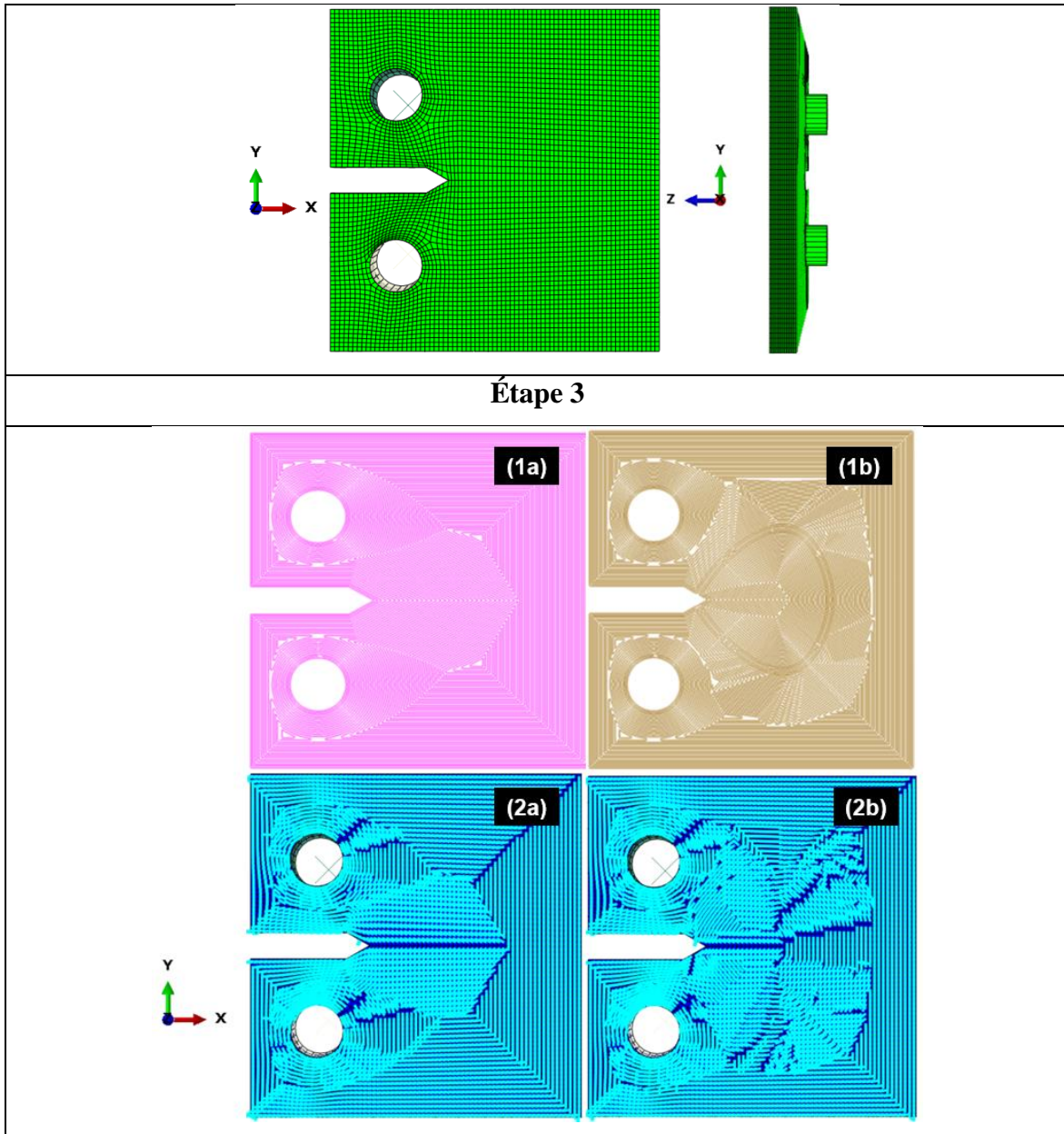
#### 3.2.4.1 Éprouvette CT

Nous utilisons une éprouvette CT (Compact tension) étudiée dans [2]. Dans cette étude, deux configurations d'impression ont été testées. Un dépôt classique avec alternance des couches à  $\pm 45^\circ$  et un dépôt architecturé selon les directions principales avec alternance entre des couches qui suivent les deux directions principales I et II.

A partir du fichier CAO, la géométrie est reproduite dans ABAQUS tout en respectant l'emplacement de la pièce dans le plan d'impression comme le montre l'étape 1 dans le **Tableau 3-2**. L'éprouvette fait 6.05 mm d'épaisseur (première couche de 0.3 et 23 couches de 0.25 mm). Le modèle est par la suite partitionné selon Z et une taille globale de maillage de 0.56 mm a été utilisée pour toute la géométrie. Le tranchage selon Z respecte les épaisseurs des couches de dépôt (étape 2 dans le **Tableau 3-2**).

**Tableau 3-2.** Définition du modèle numérique, Exemple d'une éprouvette CT. L'étape 1 : création de la géométrie sur ABAQUS, l'étape 2 : maillage et l'étape 3 est l'affectation des repères locaux. (1a) et (1b) sont les trajectoires de dépôts et (2a) et (2b) sont des visualisations des repères locaux correspondants





Après avoir extrait les trajectoires de dépôt matériel, l'étape 3 consiste à définir les repères locaux dans les éléments de maillage. Les figures (1) du **Tableau 3-2** sont les trajectoires de dépôt des filaments et représentent les deux directions principales I et II vu que le code G est basé sur une alternance des couches de type I et II. Les figures (2a) et (2b) du même tableau sont des visualisations de l'axe 1 du repère matériel local (donc direction tangente à la trajectoire du filament) de chaque élément de maillage pour les couches de type I et II correspondantes.

Dans chaque élément C3D8R, le modèle de comportement élasto-plastique précédemment identifié est défini suivant son repère local. Cela permet de décrire localement l'anisotropie de fabrication.

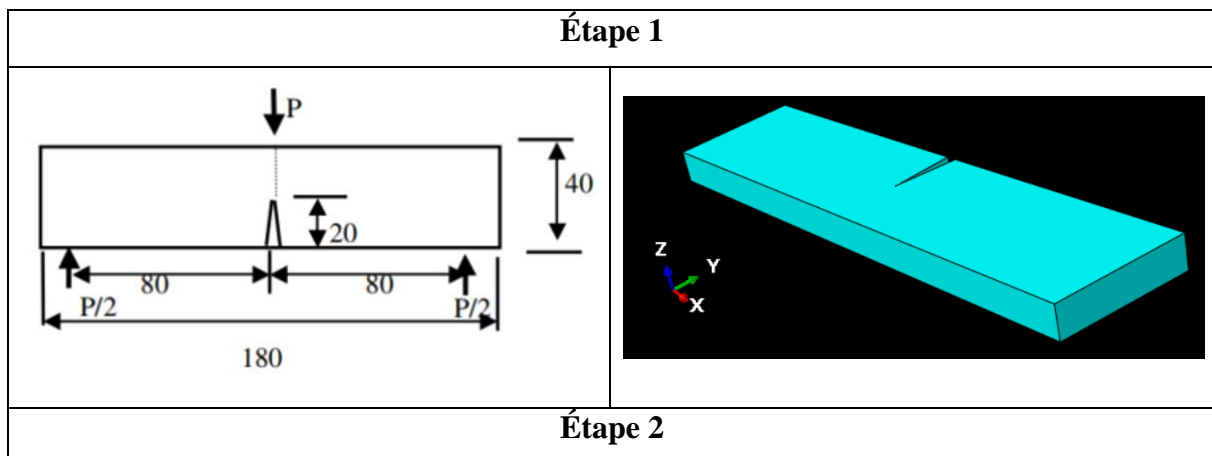
### 3.2.4.2 Éprouvette SENB A

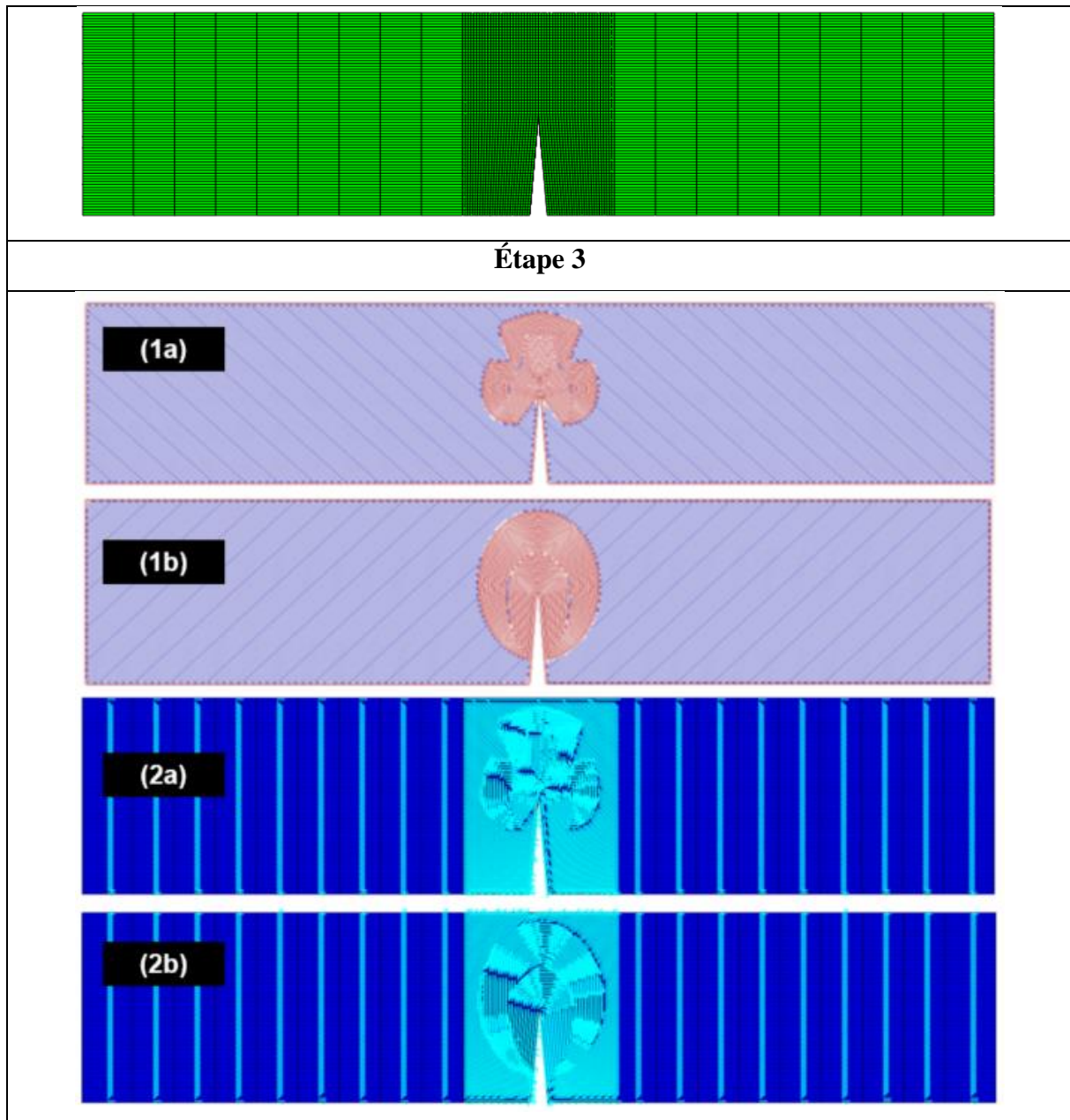
La géométrie de l'éprouvette SENB A a été définie par Keiichiro et al. [84] comme le montre le **Tableau 3-3**. Cette géométrie a été étudiée par Lanzillotti et al. [98]. Les configurations d'impression classique et optimisée sont aussi comparées. Dans cette étude, la structuration a été appliquée localement dans la zone la plus sollicitée au voisinage de l'encoche. Un dépôt classique à  $\pm 45^\circ$  est utilisé dans les zones très peu contraintes.

L'étape 2 dans le **Tableau 3-3** présente la structure de maillage dans le plan de la couche (XY). Une taille de maillage de 0.56 mm est utilisée aux alentours de l'encoche. Ailleurs des éléments plus grossiers sont définis en dehors de la zone d'intérêt. Ces éléments restent capables de capturer la trajectoire de dépôt des filaments, orientée à  $+45^\circ$  ou à  $-45^\circ$ . Le modèle final est présenté dans l'étape 3 du même tableau.

Cet exemple montre que la méthode de modélisation de l'anisotropie due aux trajectoires de dépôt est adéquate au matériau architecturé. Avec un code G ayant des trajectoires complexes dans la couche et avec différents types de couche, la méthode reste efficace car elle isole les trajectoires de chaque couche et les traite séparément.

**Tableau 3-3.** Définition du modèle numérique, Exemple d'une éprouvette SENB A. L'étape 1 : création de la géométrie sur ABAQUS, l'étape 2 : maillage et l'étape 3 est l'affectation des repères locaux. (1a) et (1b) sont les trajectoires de dépôts et (2a) et (2b) sont des visualisations des repères locaux correspondants





### 3.3 Implémentation du comportement du matériau architecturé

Dans cette partie, l'implémentation du comportement du matériau architecturé identifié dans le chapitre 2 sera détaillée.

#### 3.3.1 Comportement élastique et détermination de la matrice de rigidité

Dans ABAQUS, un comportement orthotrope est directement implémenté en introduisant les composantes de la matrice de rigidité  $\underline{\underline{C}}$  comme inputs [99]. Dans le cas général, pour un modèle

orthotrope 9 composantes  $C_{ijkl}$  sont à définir (voir **Équation 3-1**). Cette matrice est définie dans chaque élément en respectant l'orientation de son repère local (voir **Figure 3-5**).

Nous rappelons que la direction 1 est la direction longitudinale du filament. La direction 2 est la direction transversale dans le plan de la couche et la direction 3 est la direction transversale hors plan.

$$\begin{pmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{12} \\ \sigma_{13} \\ \sigma_{23} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} C_{1111} & C_{1122} & C_{1133} & & & \\ C_{1122} & C_{2222} & C_{2233} & & & 0 \\ C_{1133} & C_{2233} & C_{3333} & & & \\ & & & C_{1212} & & \\ & & & & C_{1313} & \\ & 0 & & & & C_{2323} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \epsilon_{11} \\ \epsilon_{22} \\ \epsilon_{33} \\ \gamma_{12} \\ \gamma_{13} \\ \gamma_{23} \end{pmatrix} \quad \text{Équation 3-1}$$

Les termes  $C_{ijkl}$  de la matrice de rigidité  $\underline{\underline{C}}$  sont exprimés dans le repère local d'un élément (123) comme suit en fonction des constantes matériaux dans la base orthotrope :

$$\left\{ \begin{array}{l} C_{1111} = E_1(1 - \nu_{23}\nu_{32})\gamma \\ C_{2222} = E_2(1 - \nu_{13}\nu_{31})\gamma \\ C_{3333} = E_1(1 - \nu_{12}\nu_{21})\gamma \\ C_{1122} = E_1(\nu_{21} + \nu_{31}\nu_{23})\gamma = E_2(\nu_{12} + \nu_{32}\nu_{13})\gamma \\ C_{1133} = E_1(\nu_{31} + \nu_{21}\nu_{32})\gamma = E_3(\nu_{13} + \nu_{12}\nu_{23})\gamma \\ C_{2233} = E_2(\nu_{32} + \nu_{12}\nu_{31})\gamma = E_3(\nu_{23} + \nu_{21}\nu_{13})\gamma \\ C_{1212} = G_{12} \\ C_{1313} = G_{13} \\ C_{2323} = G_{23} \end{array} \right. \quad \text{Équation 3-2}$$

Avec :

$$\gamma = \frac{1}{1 - \nu_{12}\nu_{21} - \nu_{23}\nu_{32} - \nu_{31}\nu_{13} - 2\nu_{21}\nu_{32}\nu_{13}}$$

Dans le domaine élastique, on suppose que le comportement du matériau architecturé est piloté par une loi transverse isotrope définie dans le repère local de chaque élément de maillage. 5 constantes élastiques indépendantes, rassemblées dans le **Tableau 3-4**, permettent de décrire cette loi de comportement.



**Tableau 3-4.** Constantes élastiques pour la loi transverse isotrope

Constante élastique	Définition	Valeur
$E_L$	Module de Young longitudinal	1680 MPa
$E_T$	Module de Young transversal	1414 MPa
$\nu_{LT}$	Coefficient de Poisson dans le plan	0.371
$G_{LT}$	Module de cisaillement dans plan	545 MPa
$\nu_{TT}$	Coefficient de Poisson hors du plan	0.342

Ces constantes élastiques ont été identifiées auparavant via les essais de traction sauf le coefficient de Poisson hors du plan  $\nu_{TT}$ . Cette constante ne peut pas être identifiée via les données disponibles et une valeur moyenne entre  $\nu_{LT}$  et  $\nu_{TL}$  sera utilisée dans le modèle. Ce choix est justifié à travers l’hypothèse de contraintes planes qui rend l’effet de cette constante négligeable dans les mesures par DIC réalisées en 2D sur la surface de l’éprouvette.

En utilisant l’Équation 3-2 la matrice de rigidité représentative du matériau architecturé est calculée (Équation 3-3).

$$\underline{\underline{C}} = \begin{pmatrix} 2592.3 & 1229.5 & 1229.5 & & & \\ 1229.5 & 2184.1 & 1130.1 & & 0 & \\ 1229.5 & 1130.1 & 2184.1 & & 0 & \\ & & & 545 & & \\ & & & & 545 & \\ & & & & & 527 \end{pmatrix} \text{ (MPa)} \quad \text{Équation 3-3}$$

### 3.3.2 Définition du critère d’écoulement anisotrope : Norme de Hill

L’implémentation de la norme de Hill se fait à travers la fonction « **Potential** » dans ABAQUS [100]. Cette norme est pilotée via des rapports des limites d’élasticités différents qui dépendent de l’état de chargement local sur le filament (voir le **Tableau 3-5**). Nous supposons que la limite d’élasticité en cisaillement dans le plan  $\sigma_{LT}^0$  et celle hors du plan  $\sigma_{TT}^0$  sont égales. 3 Rapports sont par la suite suffisants (définies dans le **Tableau 3-6**).

Ces rapports sont exprimés en fonction d’une limite d’élasticité de référence en traction  $\sigma^0$  et d’une autre en cisaillement  $\tau^0 = \frac{\sigma^0}{\sqrt{3}}$ . On a choisi ainsi de considérer  $\sigma^0 = \sigma_L^0 = 23.54$  MPa.

Tableau 3-5. Limites d'élasticité du matériau architecturé. Les valeurs présentées sont récupérées du chapitre précédent

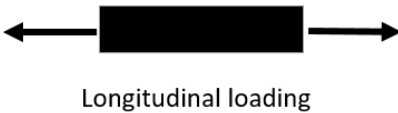
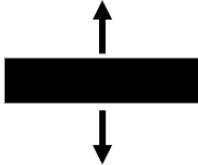

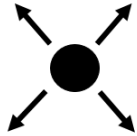
Limite d'élasticité	Chargement local sur le filament	Valeur (MPa)
Limite d'élasticité en traction dans le sens longitudinal : $\sigma_L^0$	 Longitudinal loading	23.54
Limite d'élasticité en traction dans le sens transversal : $\sigma_T^0$	 Transversal loading	13.30
Limite d'élasticité en cisaillement dans le plan : $\sigma_{LT}^0$	 Delamination on the Weld lines	11.65
Limite d'élasticité en cisaillement hors du plan : $\sigma_{TT}^0$	 Shear of fibers	11.65

Tableau 3-6. Implémentation de la norme de Hill dans ABAQUS via les rapports des limites d'élasticité

Rapport	$R_L$	$R_T$	$R_{LT} = R_{TT}$
Expression	$\frac{\sigma_L^0}{\sigma^0}$	$\frac{\sigma_T^0}{\sigma^0}$	$\frac{\sigma_{LT}^0}{\tau^0} = \frac{\sigma_{TT}^0}{\tau^0}$
Valeur	1	0.565	0.857

### 3.3.3 Comportement plastique

Le modèle d'écoulement plastique est implémenté dans ABAQUS via une loi tabulée (voir annexe D). Il s'agit de fournir les valeurs des contraintes à partir de la limite d'élasticité de référence avec les valeurs de déformations plastiques correspondantes.

Les valeurs de déformations plastiques sont calculées comme le montre le **Tableau 3-7**.

*Tableau 3-7. Implémentation de la loi tabuler dans ABAQUS*

Contrainte $\sigma$ (MPa)	Déformation plastique $\varepsilon_p$	Signification
23.54	0	Limite d'élasticité de référence $\sigma^0 = \sigma_L^0 = 23.54$ MPa.
23.6843	0.0001	Une série des points a été générée via la loi exponentielle identifiée  $\sigma = \sigma_{0^0}^0 + \sigma_{limit}(1 - e^{-m\varepsilon_p})$  Résistance à la traction de la fibre dans le sens longitudinal
23.8254	0.0002	
⋮	⋮	
⋮	⋮	
⋮	⋮	
29.304	0.0094	
29.304	0.0332	Contrainte à la rupture de la fibre dans le sens longitudinal

L'implémentation du comportement complet dans ABAQUS fournit dans l'**Annexe C : Implémentation du comportement du matériau architecturé dans ABAQUS (comportement de référence)** est considérée comme le comportement mécanique de référence du matériau architecturé pour cette étude.

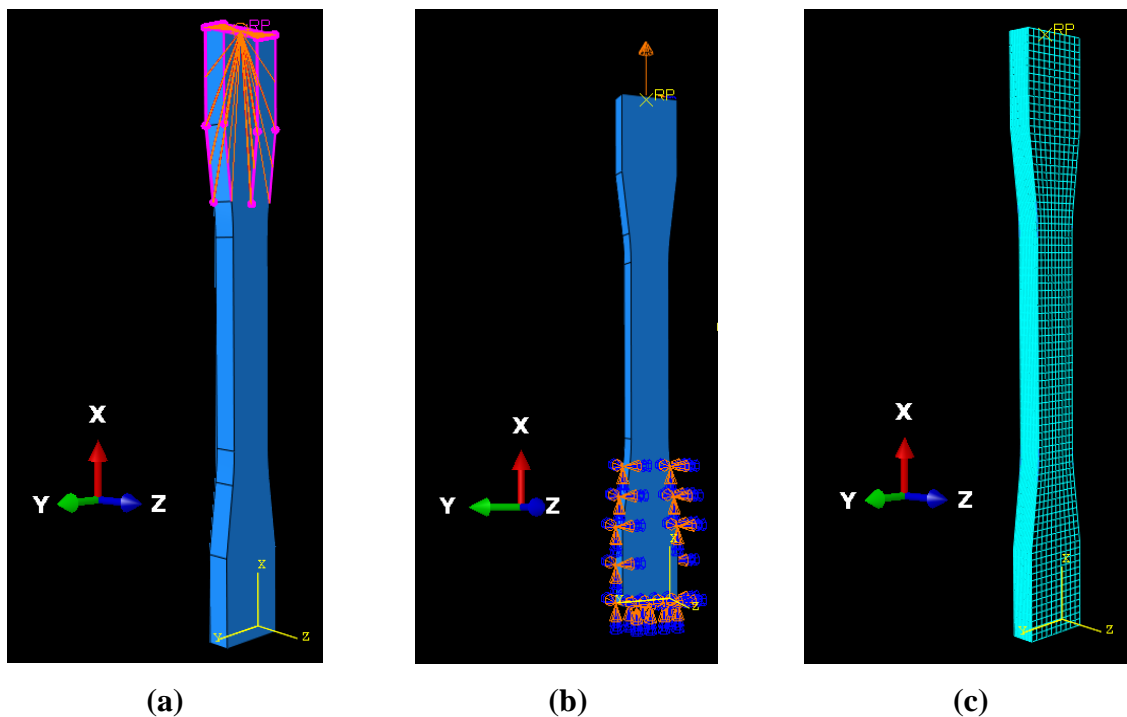
### 3.4 Prédiction des essais de traction

Le but de cette partie est de s'assurer de la validité de la réponse numérique du modèle. Cela sera vérifié qualitativement en comparant les simulations numériques et les essais de tractions et surtout quantitativement en évaluant une norme d'erreur adéquate.

### 3.4.1 Définition du modèle d'une éprouvette de traction

Toutes les simulations ont été réalisées avec le solveur implicite d'ABAQUS. Un chargement quasi-statique est défini pour modéliser les essais avec un déplacement appliqué comme condition de chargement.

Tous les modèles sont maillés à l'aide des éléments C3D8R (voir **Figure 3-7 (c)**). Le comportement mécanique de référence est utilisé pour toutes les simulations dans cette section.



**Figure 3-7.** Définition du modèle numérique pour les éprouvettes de traction : (a) et (b) sont les conditions aux limites et (c) est le maillage

La partie de l'échantillon serrée dans les mors fixes est encastree (**Figure 3-7 (b)**) et un déplacement est appliqué sur un point de référence couplé à la partie serrée entre les mors mobiles (**Figure 3-7 (a) et (b)**).

Trois modèles différents sont ensuite définis en attribuant des repères locaux selon les trajectoires d'impression ( $0^\circ$ ,  $45^\circ$  et  $90^\circ$ ).

### 3.4.2 Simulations numériques des essais de traction

La **Figure 3-8** compare les courbes contrainte-déformation obtenues expérimentalement avec celles obtenues par les simulations.

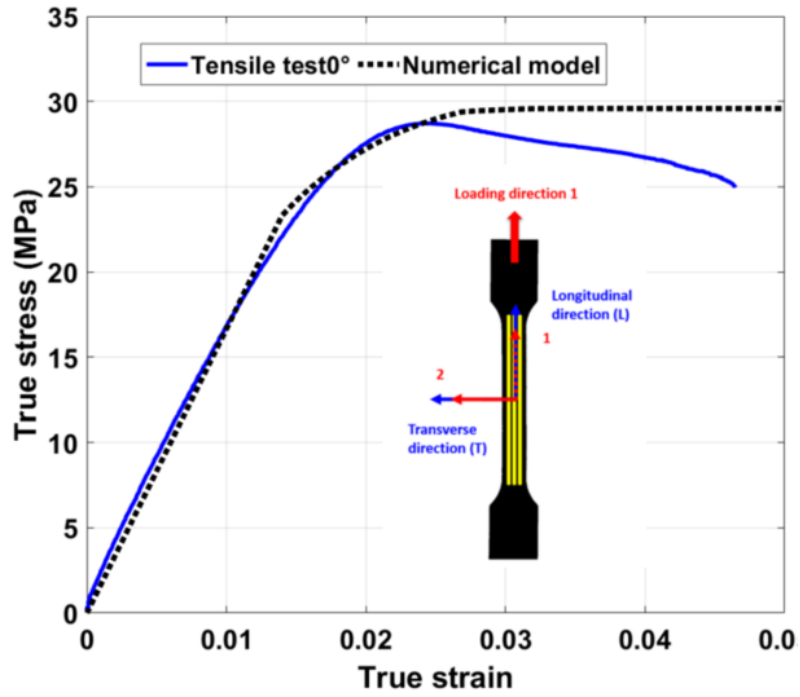
Les résultats montrent que pour les trois cas, le comportement élastique est bien reproduit. Aussi, le modèle prédit bien l'évolution des contraintes jusqu'à la limite élastique. En comparant la réponse du modèle pour les trois orientations différentes, il est clair que le critère de Hill, implémenté dans le modèle, capture la limite élastique dans chacun des cas. La transition entre le domaine élastique et le domaine plastique pour l'échantillon 0 ° se produit autour de la valeur de  $\sigma_L^0$ . De plus, pour cette orientation, on constate la saturation de la contrainte à la résistance moyenne à la traction (voir **Figure 3-8** (a)). Le début du comportement plastique observé pour un échantillon de traction à 45 ° est bien prédit (voir **Figure 3-8** (b)) en couplant simplement le critère de Hill avec la courbe d'écoulement à 0 °.

Par conséquent, l'approche numérique permet de mettre en évidence un comportement élasto-plastique anisotrope en fonction de l'orientation des filaments dans l'éprouvette.

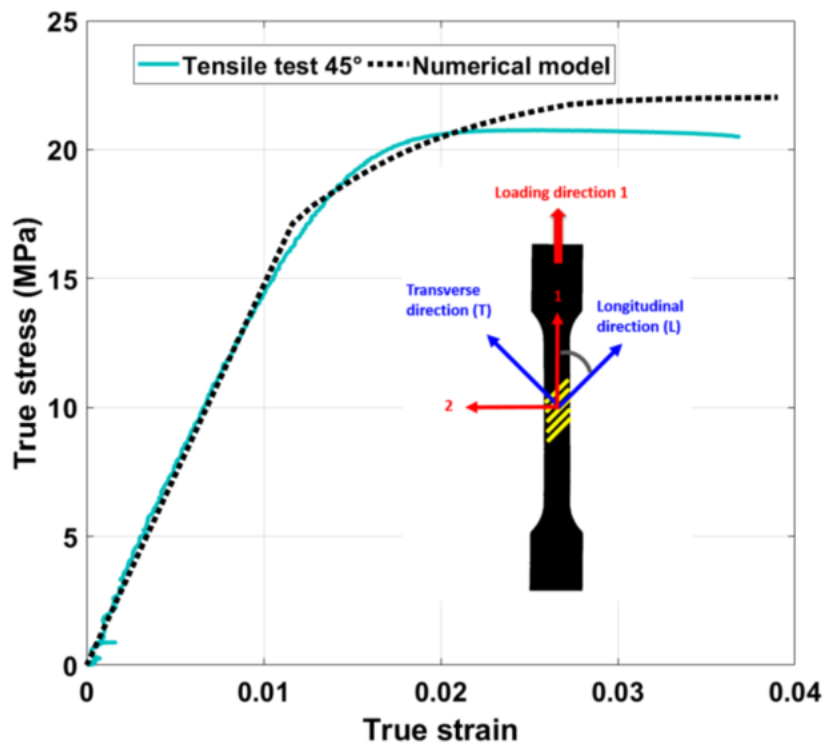
Pour l'échantillon à 90 ° (**Figure 3-8** (c)), l'éprouvette présente une rupture fragile. Cependant, un comportement plastique apparaît dans la réponse numérique. Ce comportement a été intentionnellement écarté, car il n'apparaît pas dans les essais expérimentaux. L'allongement à la rupture a été géré en appliquant la valeur de déplacement correspondante appropriée sans mettre en œuvre un critère d'initiation de la rupture. Les valeurs moyennes des allongements à la rupture, rapportées dans le **Tableau 2-1** du chapitre 2, ont été respectées.

Le modèle permet une bonne prédiction du domaine élastique en incorporant l'effet des air gaps lors du calcul des constantes élastiques. Cette approche valide l'hypothèse de l'utilisation d'une section solide homogène pour le modèle.

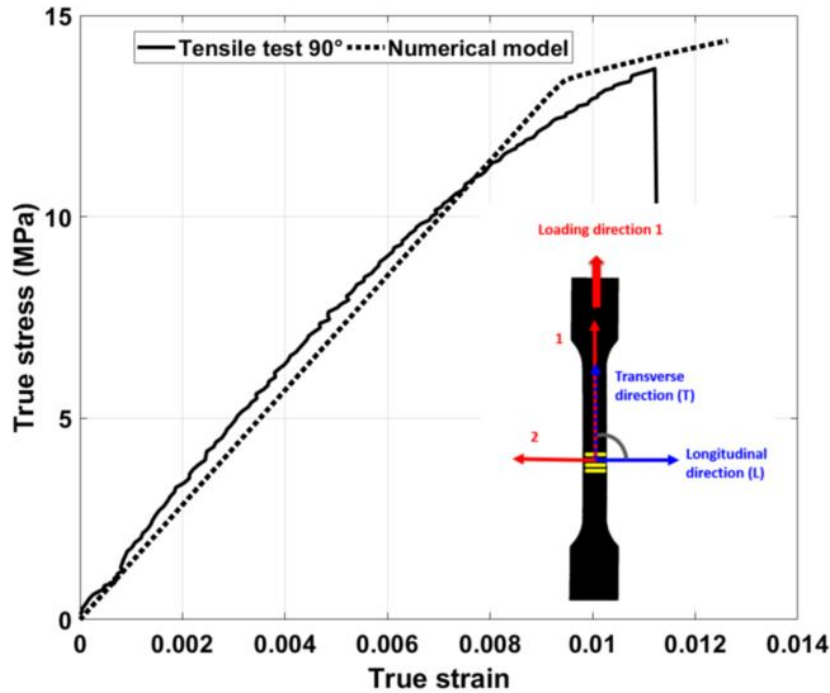
Les simulations numériques démontrent la capacité du critère de Hill à prédire l'anisotropie avec les limites d'élasticité anisotropes du matériau (**Tableau 3-5**). En utilisant simplement la courbe d'écoulement plastique pour l'orientation à 0°, il a été montré qu'il est possible de prédire les transitions élasto-plastique dans différentes orientations.



(a)



(b)



(c)

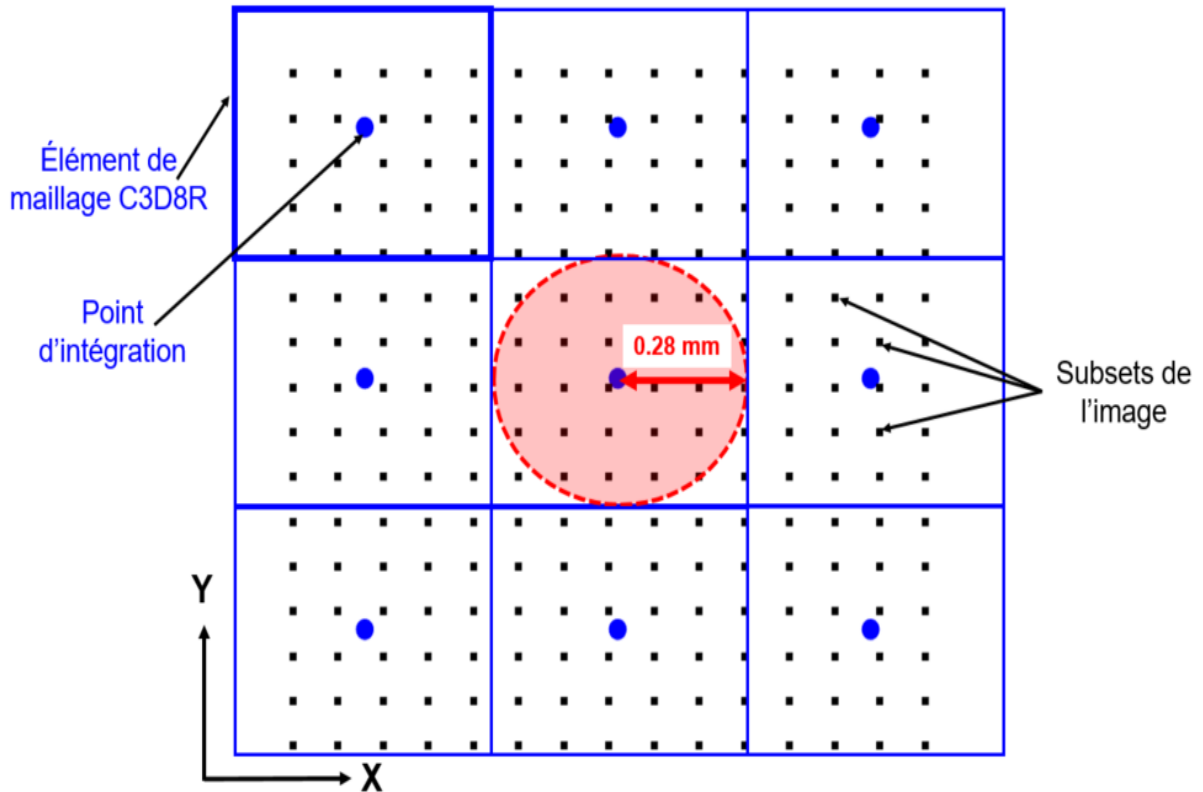
**Figure 3-8.** Courbes de traction numériques comparées à des courbes de traction expérimentales représentatives. (a): orientation des filaments à  $0^\circ$ , (b): à  $45^\circ$  et (c): à  $90^\circ[101]$

### 3.4.3 Évaluation quantitative de l'aspect prédictif du modèle

Le principe de la validation quantitative du modèle numérique repose sur le calcul de la différence entre la force estimée numériquement et la valeur expérimentale ainsi que la différence entre les champs de déformation numériques et expérimentaux.

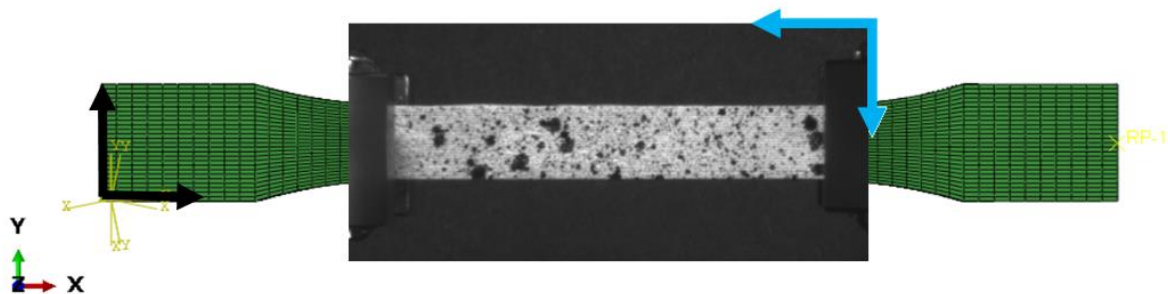
#### 3.4.3.1 Correspondance entre les points d'intégration et les subsets

Sachant que la densité des subsets dans les images issues de la DIC est supérieure à celle du maillage, on a choisi de générer une liste de correspondance entre les subsets de ces images de référence et les points d'intégration du maillage non déformé. Chaque point d'intégration est lié avec les subsets voisins dans un rayon inférieur à la moitié de la taille d'un élément de maillage ( $0.56/2=0.28$  mm).



*Figure 3-9. Définition de la liste de correspondance entre les points d'intégration du maillage et les subsets de l'image*

Une opération de changement de repère permet d'exprimer les coordonnées des points d'intégration et des subsets dans le même repère. Les subsets de l'image de référence sont ensuite superposés sur les maillages non déformés pour établir la liste de correspondance comme le montre la **Figure 3-10**. On a choisi d'utiliser le repère du modèle numérique comme référence. Par conséquent la densité des points de mesure par DIC sera réduite comme le montre la **Figure 3-9**.



*Figure 3-10. Correspondance entre l'image de référence et le maillage non déformé[102]*



### 3.4.3.2 Définition de la fonction coût

Une fonction coût a été formulée en se basant sur des travaux dans la littérature qui utilisent une méthode d'identification inverse pour caler les paramètres d'un modèle numérique [103]–[107]. La fonction coût sera la moyenne entre deux sous fonctions coût ; une qui compare la valeur de l'effort issue de la simulation et de celle mesurée par la machine de traction, et l'autre compare les valeurs moyennes des champs de déformations fournies par le modèle EF et celles issues de l'analyse par DIC.

L'équation suivante présente la fonction coût formulée :

$$e_i = \frac{1}{2} e_{strain} + \frac{1}{2} e_{load} \quad \text{Équation 3-4}$$

$$\text{tel que: } \begin{cases} e_{strain} = \frac{1}{N} \sum_n^N \left( \frac{\|\boldsymbol{\varepsilon}_{i,n}^{ABAQUS} - \boldsymbol{\varepsilon}_{i,avg\{s_1 \dots s_l\}}^{DIC}\|}{\|\boldsymbol{\varepsilon}_{i,avg\{s_1 \dots s_l\}}^{DIC}\|} \right) \\ e_{load} = \frac{\|\mathbf{F}_i^{ABAQUS} - \mathbf{F}_i^{DIC}\|}{\|\mathbf{F}_i^{DIC}\|} \end{cases} \quad \text{Équation 3-5}$$

Avec :

- $i$  : l'image  $i$  ou la simulation  $i$  lancée en appliquant la valeur de déplacement obtenue de la même image
- $e_i$  : fonction coût total calculée en comparant l'image  $i$  et la simulation  $i$
- $e_{strain}$  : fonction coût pour les déformations calculées en comparant l'image  $i$  et la simulation  $i$
- $e_{load}$  : fonction coût pour les forces calculées en comparant l'image  $i$  et la simulation  $i$
- $N$  : nombre de points dans la section utile de l'éprouvette. Comme indiqué avant chaque point d'intégration  $n$  sera lié avec les subsets  $\{s_1 \dots s_l\}$  voisins dans un rayon de 0.28 mm (zone en rouge définie dans la **Figure 3-9**).
- $\boldsymbol{\varepsilon}_{i,n}^{ABAQUS}$  : déformation numérique calculée au point d'intégration  $n$  lors de la simulation  $i$  (qui correspond à l'image  $i$ ). La déformation numérique est la moyenne entre deux composantes du champ de déformations (longitudinale et transversale).
- $\boldsymbol{\varepsilon}_{i,avg\{s_1 \dots s_l\}}^{DIC}$  : déformation expérimentale moyenne sur les subsets  $\{s_1 \dots s_l\}$  lié avec le point d'intégration  $n$  de l'image  $i$ .
- $\mathbf{F}_i^{ABAQUS}$  : valeur de la force donnée par le modèle numérique de la simulation  $i$

- $F_i^{DIC}$  : valeur expérimentale de la force pour l'image i.

Afin de s'assurer que le modèle est fiable jusqu'à la limite d'élasticité, la fonction coût (Équation 3-4) sera évaluée sur différents niveaux de chargement. Pour chaque éprouvette, 5 niveaux de chargement sont utilisés comme le montre la **Figure 3-11**. La phase de mise en charge a été écartée à cause de la perturbation de la mesure par corrélation d'images. Les niveaux de déformations encore faibles sont facilement faussés par le bruit numérique lors du suivi des subsets. Le dernier niveau de chargement n'est autre que la limite d'élasticité obtenue à 0.02% de déformation.

Finalement, l'équation suivante représentera l'évaluation quantitative de l'erreur pour chaque essai :

$$e_{essai} = \frac{1}{5} \sum_i^5 (e_i) \quad \text{Équation 3-6}$$

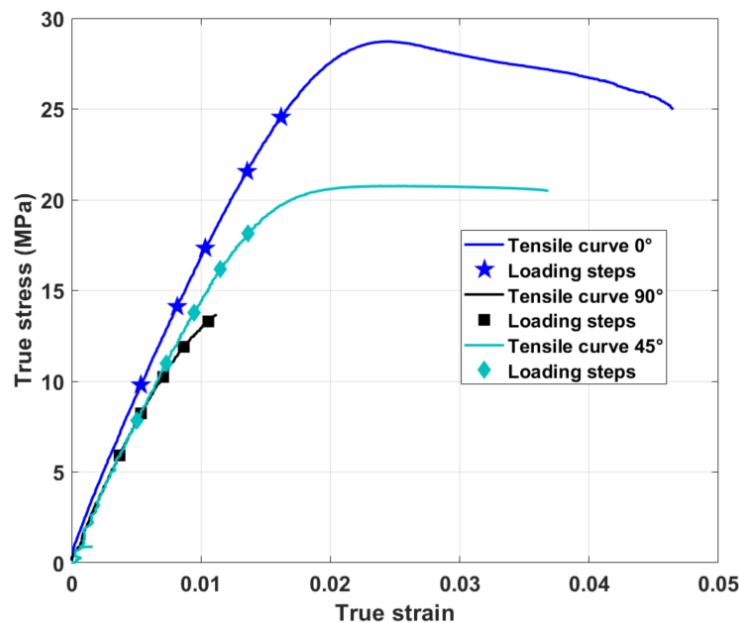


Figure 3-11. Définition des niveaux de chargement pour le calcul de la fonction coût

### 3.4.3.3 Évaluation de la fonction coût et résultats

Le **Tableau 3-8** montre les valeurs trouvées après avoir calculé la fonction coût pour chaque orientation. On observe que les prédictions concernant le champ de déformation ont une erreur d'environ 6%. La comparaison des champs de déformation permet d'éviter le problème du mouvement du corps rigide lors du chargement.

Par contre les valeurs d'erreur de la fonction coût pour la force sont plus importantes. La non linéarité dans le domaine élastique observée sur les vraies courbes de traction explique ces écarts.

**Tableau 3-8. Évaluation de la fonction coût (%)**

<b>Orientation</b>	$e_{load,avg}$	$e_{strain,avg}$	$e_{essai,avg}$
<b>0°</b>	9.95±1.98	5.38±0.69	7.66±1.25
<b>90°</b>	13.26±0.94	8.83±0.45	11.04±0.7
<b>45°</b>	9.66±0.85	4.75±1.05	7.50±0.93

Globalement on peut juger la prédiction du modèle numérique des essais de traction comme correcte vu les différentes hypothèses simplificatrices annoncées lors de la modélisation et les imprécisions de l'essai et de la mesure par DIC.

### 3.5 Bilan

Dans ce chapitre, un modèle numérique a été proposé pour incorporer les trajectoires de dépôts. Cette dernière permet dans un premier temps de reproduire l'anisotropie liée à la structuration du matériau. Les trajectoires du matériau architecturé appliquées sur une éprouvette CT et une éprouvette SENB A ont été introduites avec succès dans les éléments de maillage à partir des codes G. Dans un deuxième temps, le comportement mécanique identifié dans le chapitre N°2 a été implémenté dans ABAQUS. L'aspect prédictif du modèle a été vérifié qualitativement et quantitativement sur les éprouvettes de traction. Les résultats prouvent que supposer une section solide dans le modèle numérique et employer un comportement mécanique adéquat permettront de prédire le comportement élasto-plastique. L'avantage de ce modèle est de ne pas avoir recours à analyser les air gaps en détails. En revanche, les constantes du matériau doivent être scrupuleusement identifiées.

L'utilisation des constantes élastiques identifiées avec une approche macroscopique, est une hypothèse simplificatrice forte. Effectivement, l'effet des air gaps est simplifié en employant la section géométrique des éprouvettes. Cela ne reproduit pas forcément les singularités géométriques dues aux trajectoires architecturées. Mais permet de gouverner la rigidité dans différentes orientations. Dans le chapitre suivant, nous vérifions si cette approche de modélisation est capable de décrire la rigidité du matériau architecturé surtout après avoir détaillé la complexité de sa mésostructure dans le chapitre N°1.

Dans ce chapitre, je me suis servi du script développé lors des travaux précédents qui permet d'extraire les trajectoires matérielles et générer un fichier contenant les repères locaux. J'ai utilisé ce script pour étudier deux modèles sur ABAQUS (CT et SENB A). J'ai maillé dans cette étape les modèles selon notre besoin et j'ai calibré le résultat avec le logiciel du post traitement GID.

J'ai défini également un fichier « input » contenant l'implémentation du comportement mécanique (voir **Annexe C : Implémentation du comportement du matériau architecturé dans ABAQUS (comportement de référence)** ). À partir de ce résultat, j'ai réalisé une évaluation qualitative et quantitative qui permet de vérifier la réponse du modèle numérique et sa capacité de prédire les essais de traction.

---

Chapitre N°4 :  
Modèle numérique avec  
croisements des trajectoires  
MCA

---

## 4 Modèle numérique avec croisements des trajectoires MCA

### 4.1 Introduction

Dans ce chapitre, le modèle numérique que nous avons proposé dans le chapitre précédent, que nous nommerons « **modèle de référence** » est utilisé dans les modèles numériques des éprouvettes CT et SENB. Une première partie reprend la définition des repères locaux et confronte les courbes force-déplacement expérimentales avec celles de ces modèles. Nous mettrons en évidence les limites du modèle numérique. Une discussion par rapport à la prédiction des rigidités et les croisements des trajectoires sera menée. Une amélioration du modèle numérique est ensuite proposée en se basant sur une identification des matrices de rigidité selon les conditions de croisement à l'échelle mésoscopique. Finalement, on résume les différentes approches possibles pour réaliser cette identification avec une discussion détaillée des verrous scientifiques à relever et les perspectives des travaux présentées.

### 4.2 Prédiction de la rigidité structurale des essais de rupture sur le matériau architecturé

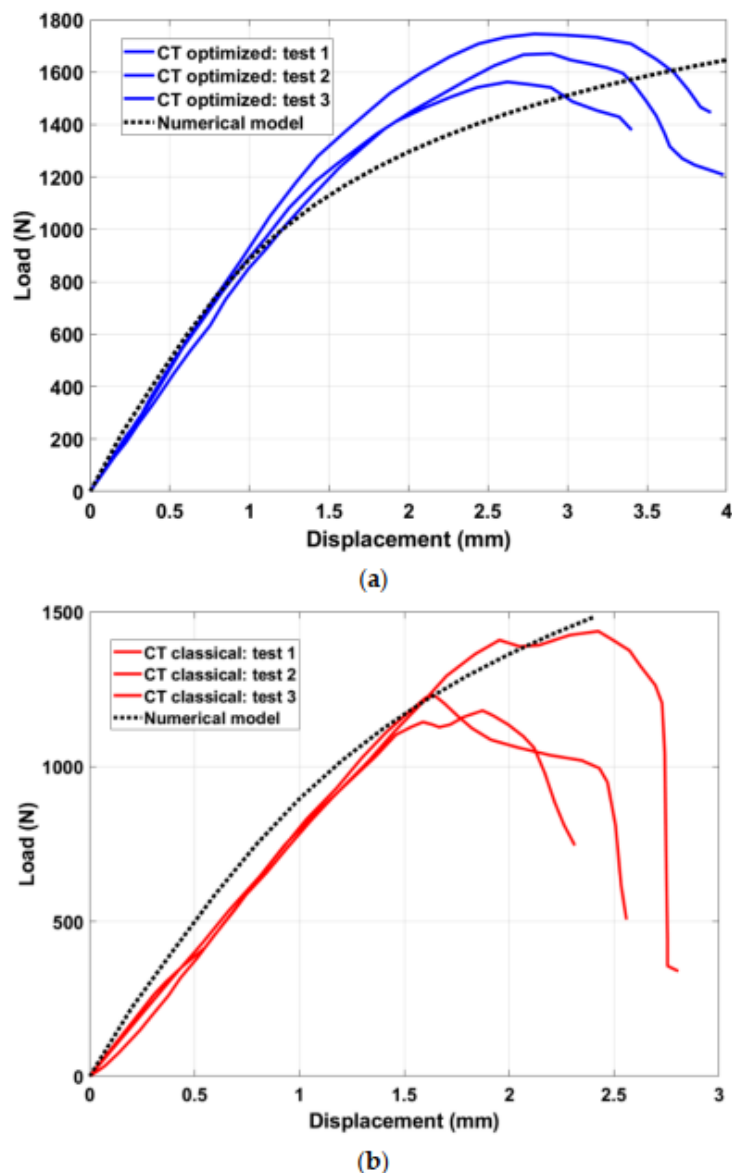
Dans cette partie, on reprend les modèles numériques définis dans la section 3.2.4. Pour chaque type d'éprouvette de rupture, deux modèles différents sont définis : l'un pour la configuration de dépôt classique à  $\pm 45^\circ$  et l'autre pour celle du matériau architecturé. Toutes les simulations sont réalisées avec le solveur implicite d'ABAQUS. Un chargement quasi-statique est défini pour modéliser les essais avec un déplacement appliqué comme condition de chargement.

#### 4.2.1 Éprouvette CT

La **Figure 4-1** présente une comparaison des résultats expérimentaux et numériques. La baisse de la contrainte observée dans les courbes expérimentales résulte de l'amorçage et de la croissance des fissures au voisinage de l'encoche. Par conséquent, la simulation ne peut pas reproduire ce comportement car l'endommagement du matériau et la rupture ne sont pas modélisés.

La rigidité de l'éprouvette architecturé est égale à  **$886,66 \pm 35,35$  N/mm** et celle de l'éprouvette classique est égale à  **$783,66 \pm 12,66$  N/mm**. Un gain de rigidité d'environ **10.6 %** est donc calculé. Concernant le comportement linéaire, le modèle donne une bonne évaluation de la rigidité pour la configuration de dépôt architecturée ( **$939.37$  N/mm**). Par contre, il surestime

légèrement la rigidité pour l'éprouvette imprimée à  $\pm 45^\circ$ , où le modèle prévoit une valeur numérique de **896.51 N/mm**. Le comportement ductile, observé sur l'éprouvette CT optimisée (voir **Figure 4-1(a)**), est sous-estimé par le modèle où les valeurs des forces tirées du modèle numérique sont inférieures à celles mesurées expérimentalement. Ceci est principalement expliqué par l'effet de l'écoulement plastique le long de la direction transversale qui n'est pas désactivé dans l'implémentation du comportement. Autrement dit, il s'agit d'un artéfact numérique obtenu par la définition de la norme de Hill qui suppose un écoulement plastique isotrope dans toutes les directions.



**Figure 4-1.** Courbes force-déplacement des éprouvettes CT. La réponse du modèle numérique de référence est comparée aux résultats expérimentaux. (a) Les éprouvettes classiques imprimées avec un remplissage à  $\pm 45^\circ$  et (b) les éprouvettes architecturées [101].

#### 4.2.2 Éprouvettes SENB

La réponse numérique du modèle de référence semble être pratiquement la même pour les deux configurations d'impression (classique et architecturé) comme le montre la **Figure 4-2** pour l'éprouvette SENB A, la **Figure 4-3** pour l'éprouvette SENB D et la **Figure 4-4** pour l'éprouvette SENB B. Les orientations des éléments de maillage n'ont presque aucun effet sur la réponse numérique globale. Pour l'éprouvette SENB A, une rigidité numérique égale à **253,15 N/mm** a été calculée pour les deux modèles alors que l'échantillon classique a une rigidité moyenne de **174,4 ± 5,1 N/mm**, et que la rigidité de l'échantillon architecturé est de **224,3 ± 31,8 N/mm**. Pour les trois types d'éprouvettes, la réponse du modèle numérique est insensible aux trajectoires de dépôts architecturées au voisinage des encoches et surestime les rigidités expérimentales.

Une première explication est possible sur la base de l'étude du comportement quasi-isotrope du matériau et de l'empilement des couches. Une différence de 16% uniquement a été trouvée entre les valeurs du module de Young dans le sens du filament et le sens transversal. Cet effet peut contribuer à un comportement global isotrope suite à l'alternance des couches de dépôt. De plus, la structuration de dépôt concerne simplement la zone au voisinage de l'encoche. Le domaine restant est constitué de couches empilées à  $\pm 45^\circ$ . Bien que la modification locale des trajectoires conduit à l'amélioration de la ténacité de l'éprouvette architecturée, aucune différence substantielle a été trouvée dans la réponse élastique du modèle.

Un autre point important concerne la mise en œuvre numérique. La méthode suppose un matériau homogène et continu. Cette hypothèse omet tout effet potentiel des air gaps, des soudures entre les filaments, et même l'anisotropie du filament elle-même. En effet, les constantes élastiques macroscopiques intègrent cet effet globalement sans décrire précisément les singularités géométriques qui en résultent.

La surestimation de la rigidité est plus sévère pour les éprouvettes SENB D et B (voir **Tableau 4-1**). Cela peut être expliqué par le mode de rupture II par définition des essais. Ce mode d'ouverture de la fissure parallèlement à son front est susceptible de générer des contraintes locales de cisaillement sur les filaments, que le modèle n'est pas capable de détecter. Les prédictions du modèle des moments d'écoulements sont aussi non calibrées pour ces deux types d'éprouvette où des écoulements prématurés sont constatés (voir **Figure 4-3** et **Figure 4-4**). L'écoulement en cisaillement du matériau est géré simplement par une seule limite d'élasticité  $\sigma_{LT}^0$  basée sur une analyse de contraintes de l'essai de traction à  $45^\circ$ . Ce qui augmente la

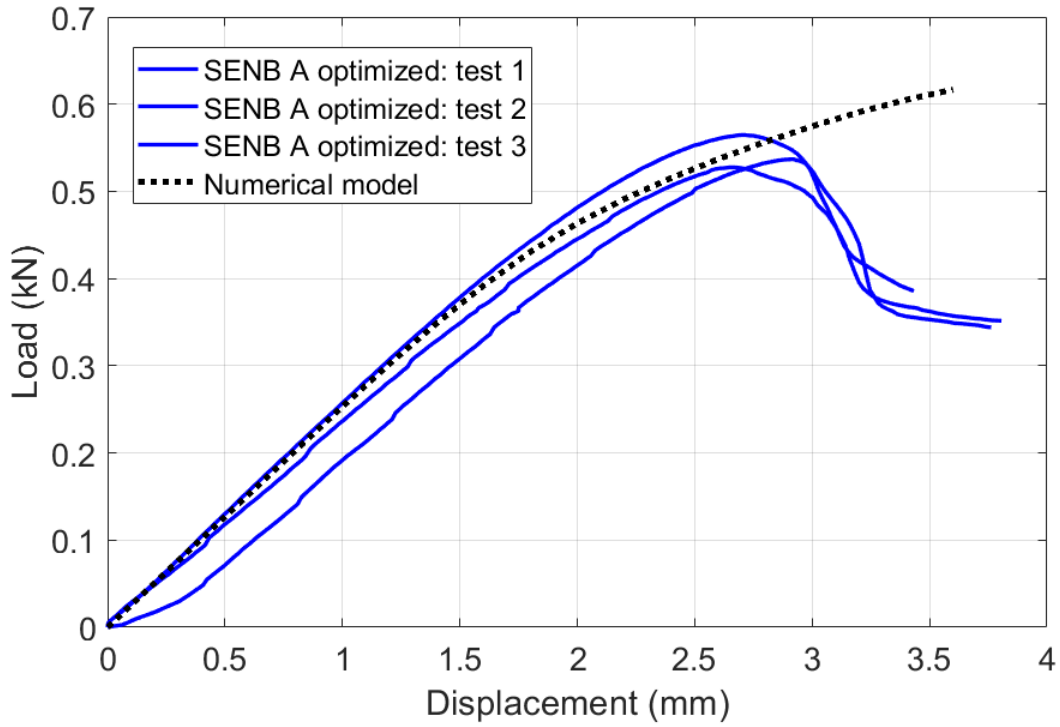


probabilité d'une mauvaise prédiction des moments d'écoulements surtout avec la présence des contraintes de cisaillement due au mode II.

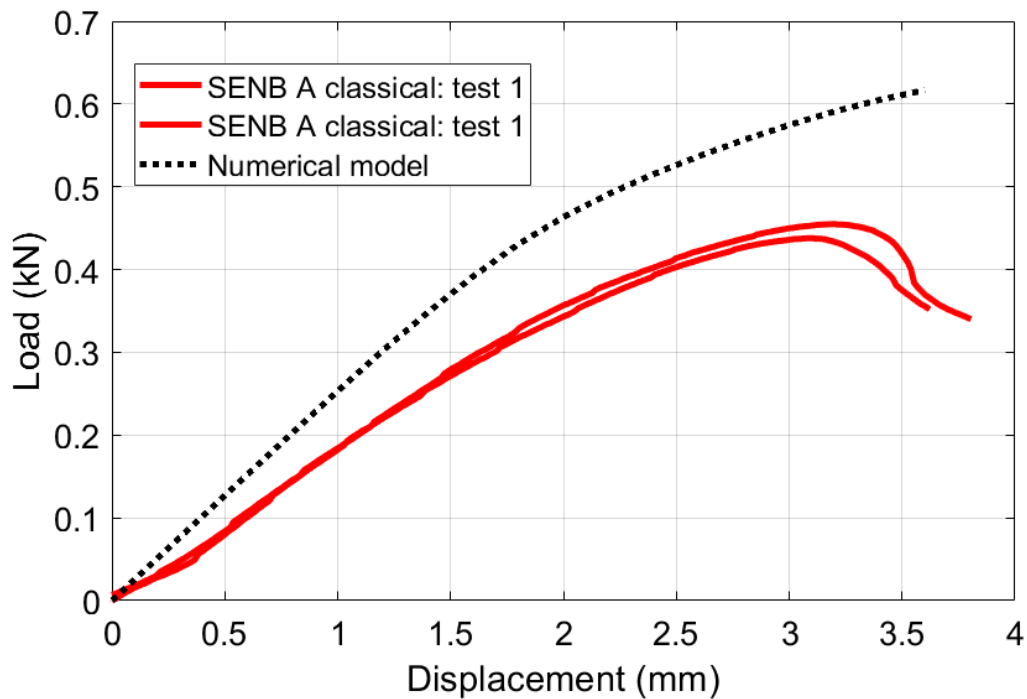
Dans un second temps, le modèle numérique utilisé dans les simulations a été identifié via des essais de traction où les éprouvettes sont imprimées de façon que les filaments soient empilés dans la même direction. Cette configuration est censée améliorer les conditions de l'interface entre les couches, et peut donc expliquer pourquoi le modèle surestime la rigidité expérimentale. Effectivement, la plus grande surface des échantillons est imprimée avec un dépôt à  $\pm 45^\circ$ . Un angle de croisement de  $90^\circ$  entre les filaments de deux couches différentes serait donc capable de dégrader la qualité de l'interface et rendre plus sévères les singularités géométriques.

**Tableau 4-1.** Résultats du modèle de référence comparés avec les essais expérimentaux des éprouvettes SENB

Éprouvette	Dépôt	Rigidité numérique (N/mm)	Rigidité expérimentale (N/mm)
SENB A	architecturé	253,15	$224.3 \pm 31.8$
	classique		$174.38 \pm 5.1$
SENB B	architecturé	650.2	$459.6 \pm 59.1$
	classique		$495.67 \pm 66.6$
SENB D	architecturé	2443.8	$1690.1 \pm 227.5$
	classique		$1432.2 \pm 130.4$

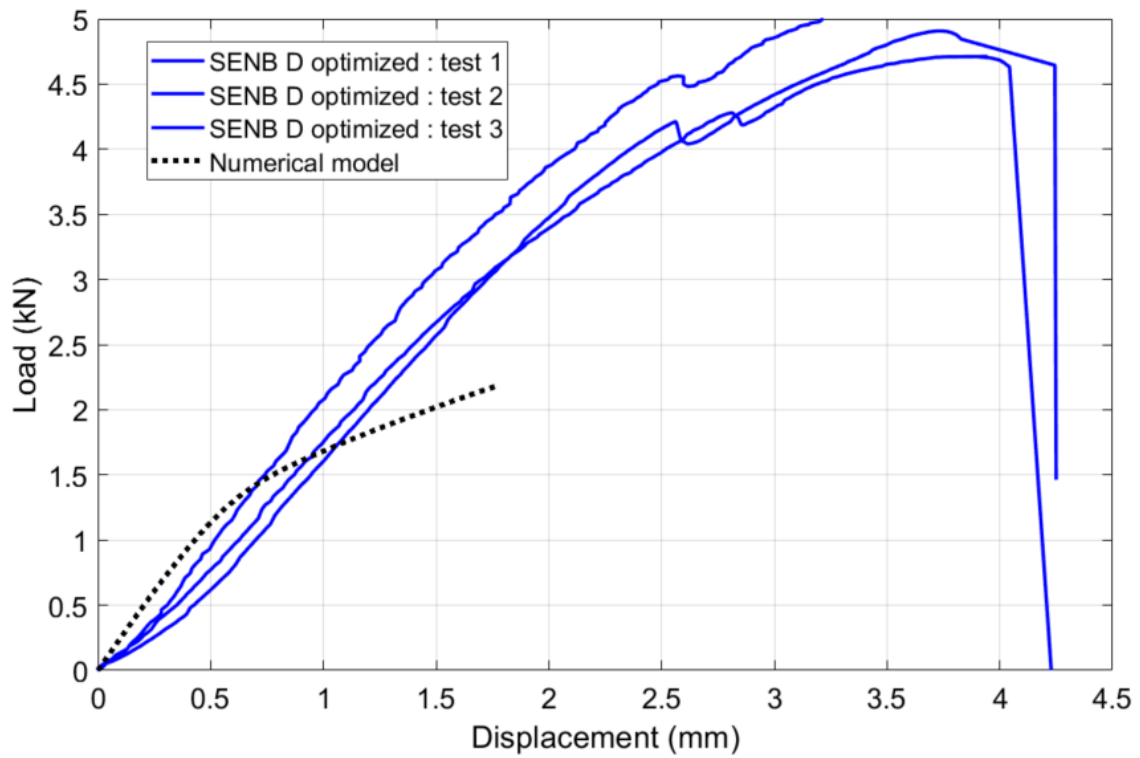


(a)

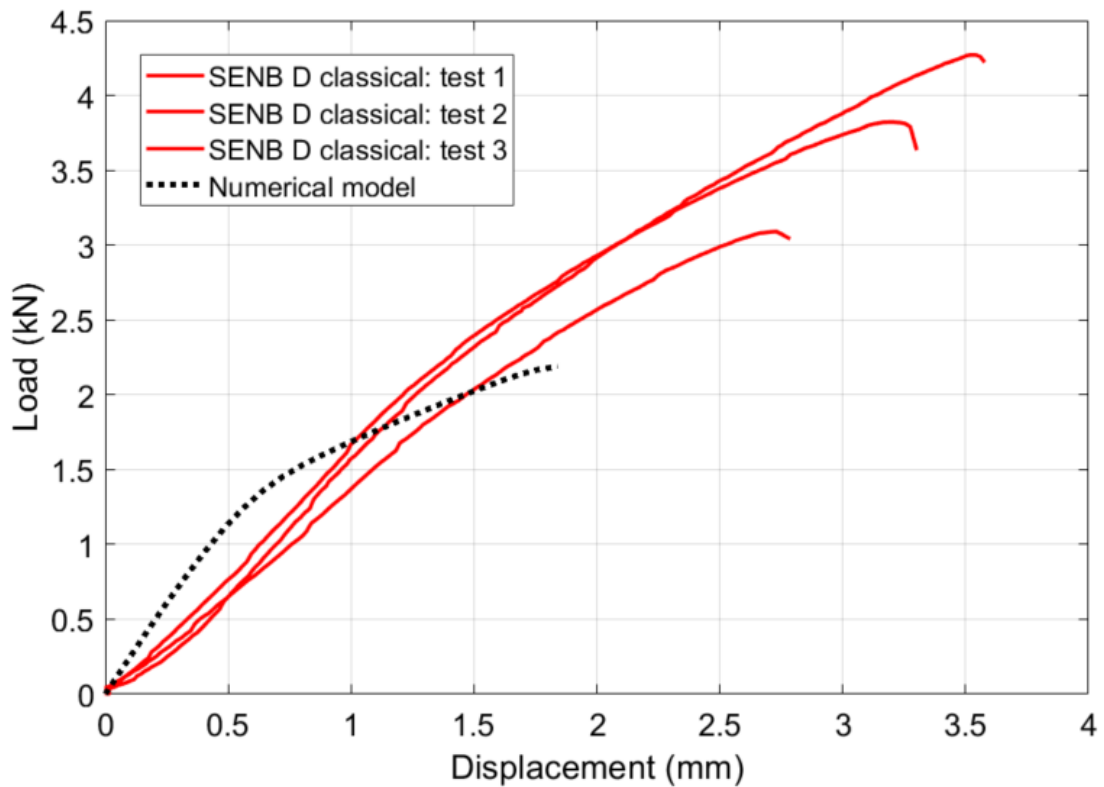


(b)

Figure 4-2. Réponses du modèle numérique de référence de l'éprouvette SENB A pour les deux configurations de dépôt architecturée (a) et classique (b)

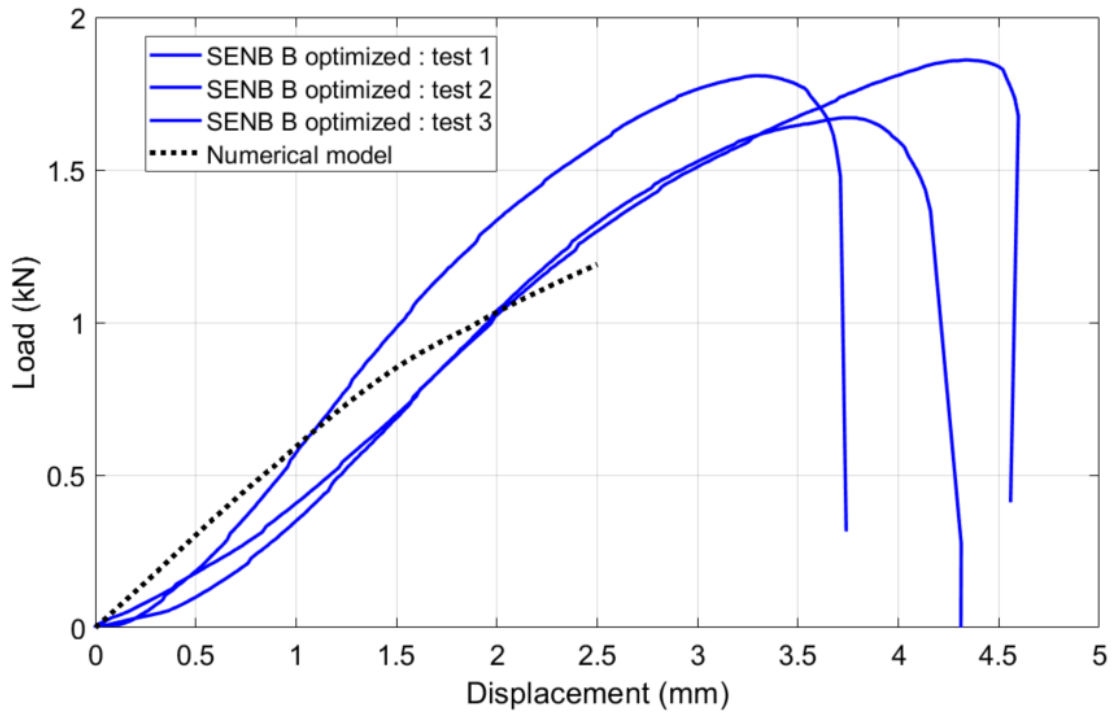


(a)

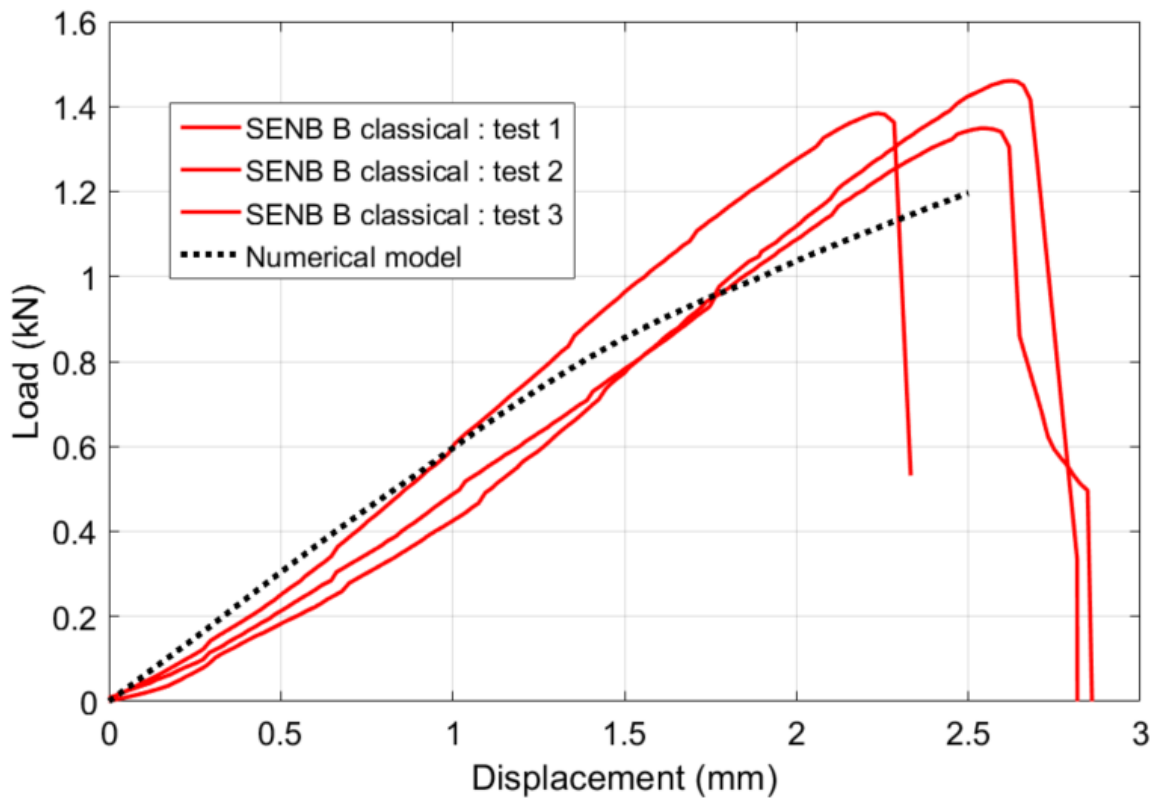


(b)

Figure 4-3. Réponses du modèle numérique de référence de l'éprouvette SENB D pour les deux configurations de dépôt architecturée (a) et classique (b)



(a)



(b)

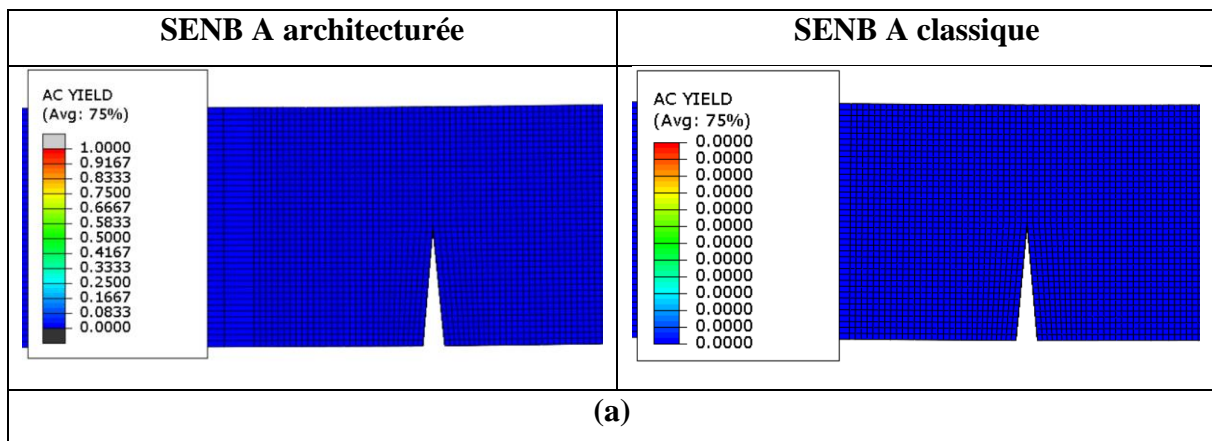
**Figure 4-4.** Réponses du modèle numérique de référence de l'éprouvette SENB B pour les deux configurations de dépôt architecturée (a) et classique (b)

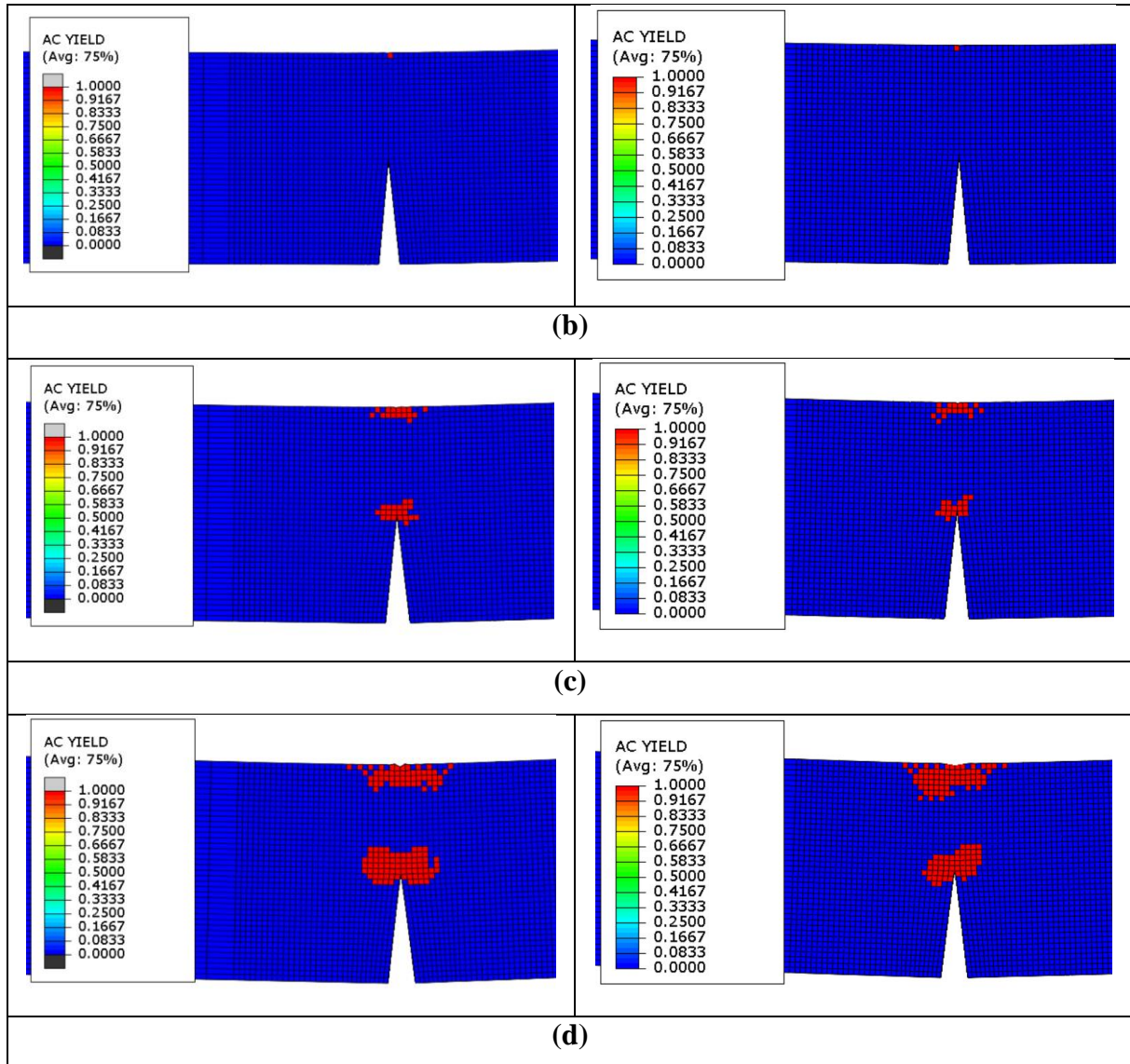
Dans une étape de vérification, nous avons étudié la définition des modèles numériques sur ABAQUS afin de s'assurer que le problème de la prédiction des rigidités n'en provient pas. L'influence des interactions entre les corps rigides et l'éprouvette, des conditions aux limites et des tailles des éléments de maillage ont été vérifiées. Aucun effet significatif sur la rigidité numérique n'a été trouvé.

De même, nous avons suspecté un effet indésirable du comportement plastique implémenté sur la rigidité du modèle numérique. La déformation plastique équivalente a été ainsi suivie pour différents niveaux de chargements. Elle s'agit d'une mesure scalaire de toutes les composantes de déformation plastique équivalente à chaque position du modèle. Cette déformation fournit également un indicateur oui/non (1/0 sur la base de données de sortie) indiquant si le matériau est actuellement en train de se plastifier ou non (AC YIELD : « actively yielding »).

Les résultats montrés dans le **Tableau 4-2**, montrent d'une part que la plastification des éléments commence qu'à partir d'un chargement appliqué égal à 2 mm. Tout au long de la partie linéaire de la courbe **Figure 4-2**, le matériau se comporte élastiquement. Cela écarte l'effet de l'écoulement plastique sur la rigidité structurale. D'autre part, la zone de plastification est très locale et concerne uniquement les éléments à la pointe de la fissure. Donc la présence de l'encoche n'affecte pas la rigidité structurale pour des niveaux de chargement faibles.

**Tableau 4-2.** Étude des zones de plastification pour les éprouvettes SENB A architecturée et classique pour différents niveaux de chargements : (a) 0.4 mm, (b) 1 mm, (c) 2mm et (d) 3 mm



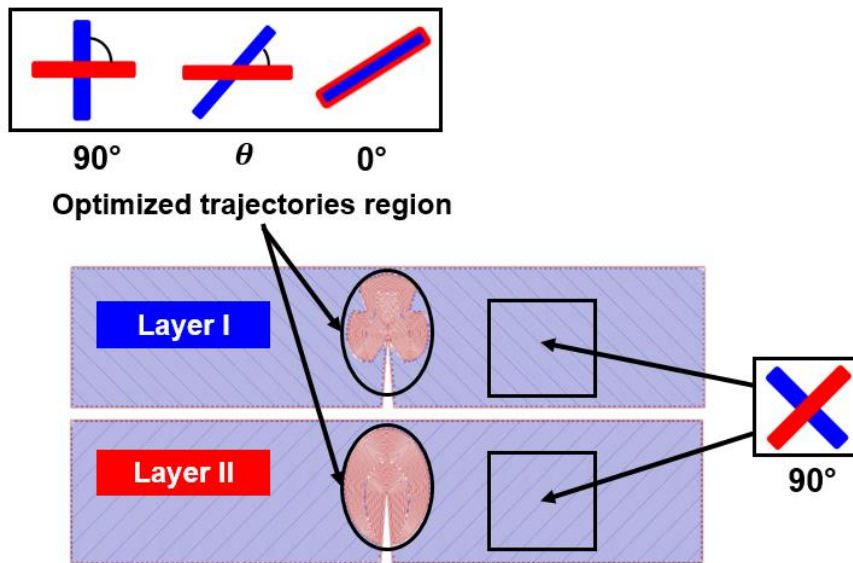


### 4.3 Croisement des trajectoires et rigidité structurale

La méthode de génération des trajectoires pour un matériau architecturé induit des orientations de filaments différentes dans la même couche de dépôt. Cela influence la géométrie de l'interface entre les filaments ce qui résulte en un comportement local variant. Les essais de traction représentent simplement le cas où les filaments dans différentes couches possèdent la même orientation. De ce fait, la matrice  $\underline{\underline{C}}$  (voir **Équation 3-3**) correspond exclusivement à un cas de croisement des trajectoires.

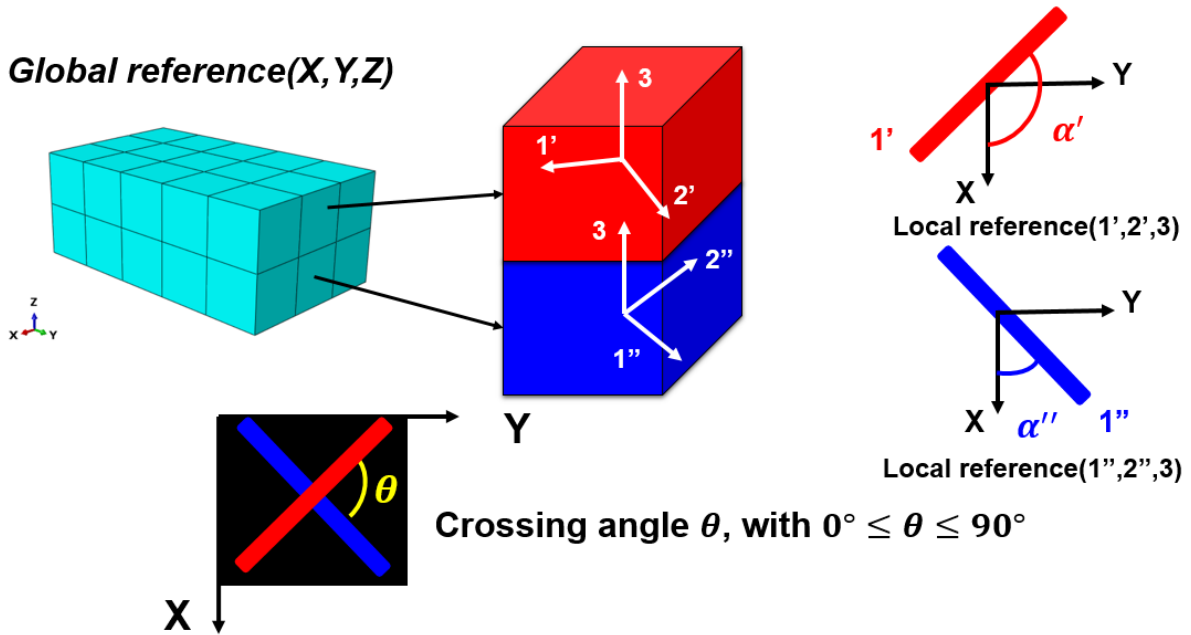
Prenons l'exemple de l'éprouvette SENB A où la différence de rigidité structurale entre les configurations classiques et optimisées est la plus marquée. L'éprouvette est fabriquée avec une alternance des couches de dépôt de type I et II (les deux directions principales). En analysant

ces trajectoires, on voit sur la **Figure 4-5** que la plus grande partie de la surface de l'éprouvette correspond à un croisement entre les couches à  $90^\circ$ .



**Figure 4-5.** Schématisation du croisement entre les trajectoires de dépôt architecturé de l'éprouvette SENB A

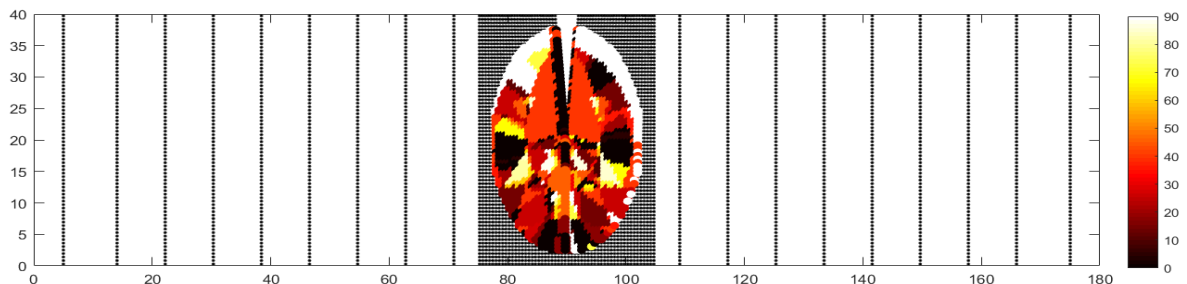
Cette condition implique une surface de recouvrement minimale comparée à deux trajectoires ayant la même orientation où ce recouvrement est maximal. Nous établissons ainsi un lien direct entre l'angle de croisement et la rigidité structurale. Dans la zone de structuration des trajectoires, plusieurs cas de croisement sont possibles. Pour calculer ces angles de croisements dans cette zone, nous nous servons des repères matériels déjà définis. Deux éléments de maillage situés l'un sur l'autre et appartenant à deux couches différentes permettent d'évaluer localement l'angle de croisement des trajectoires (voir **Figure 4-6**).



**Figure 4-6.** Définition de l'angle de croisement  $\theta$  à travers les orientations des repères locaux

Cette technique est appliquée ensuite sur tous les éléments de maillage de deux couches successives de dépôt. Par définition, l'angle  $\theta$  varie entre  $0^\circ$  (le cas où le recouvrement est maximal) et  $90^\circ$  (le cas où le recouvrement est minimal).

L'alternance de couches (type I et type II) implique l'analyse des deux couches différentes afin d'évaluer l'angle de croisement tout au long de l'épaisseur de la géométrie. La **Figure 4-7** montre la cartographie des valeurs trouvées de  $\theta$ . Elle confirme que la zone de structuration renferme plusieurs cas de croisement et permet de corrélérer le gain de rigidité par la présence des zones de recouvrements maximales ( $\theta = 0^\circ$ ).



**Figure 4-7.** Cartographie de l'angle de croisement  $\theta$  pour l'éprouvette SENB A

Dans la partie suivante nous définissons un autre modèle numérique qui intègre l'effet de l'angle de croisement. Nous l'appelons « **modèle MCA** » (Model with Crossing Angles). On



annonce ainsi l'hypothèse suivante : la présence des zones de recouvrement maximal contribue à un renforcement de la rigidité structurale. Cette hypothèse devrait être vérifiée à travers les réponses du modèle MCA.

#### 4.4 Définition du modèle MCA

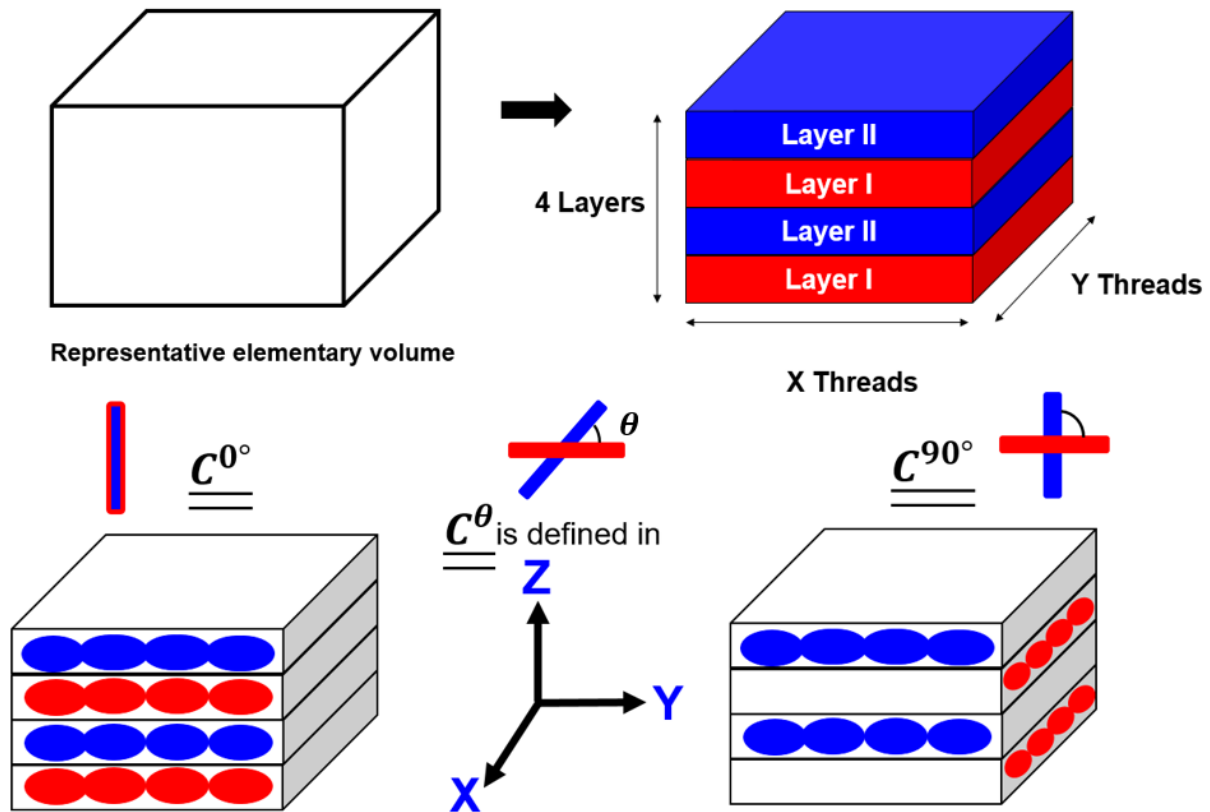
Dans la partie suivante, nous établissons un lien entre la rigidité structurale et l'angle de croisement. Pour que le modèle MCA soit capable de capturer cet effet, il faut définir des comportements locaux selon l'état de recouvrement. Le modèle numérique de référence précédemment identifié doit être amélioré afin de prendre en compte l'effet de ce recouvrement.

Cette amélioration nécessite deux modifications majeures :

- **Adaptation du maillage**
- **Indentification du comportement mécanique locale selon l'angle de croisement**

Pour étudier les différents cas de recouvrement, on définit des volumes élémentaires représentatifs comme expliqué dans la **Figure 4-8**. Il s'agit d'un volume ayant 4 couches de dépôt en hauteur (3 croisements) et X filaments par Y flamants en section. Ces deux paramètres X et Y seront définies à partir des observations microscopiques (**Tableau 2-2**).

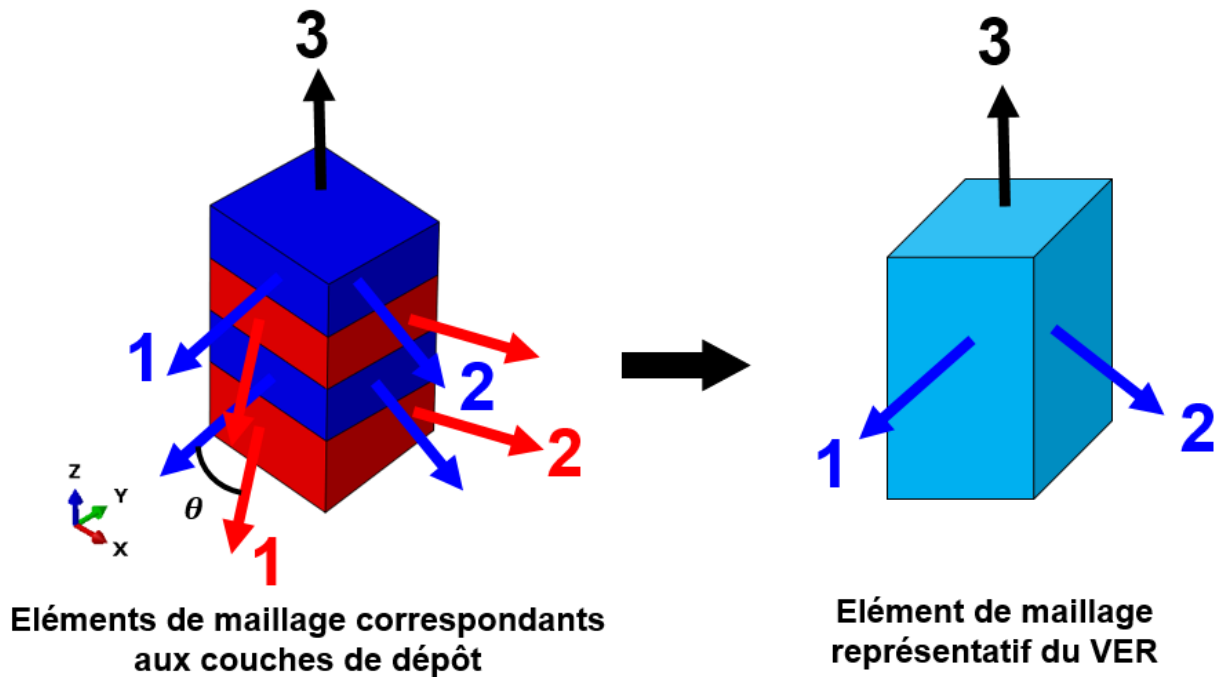
Dans cette partie, on se limite au comportement dans le domaine élastique. Donc pour chaque VER représentant une valeur de l'angle de croisement  $\theta$  une matrice de rigidité  $\underline{\underline{C}}^\theta$  doit être définie. Par exemple :  $\underline{\underline{C}}^{0^\circ}$  est la matrice de rigidité représentative du VER pour  $\theta = 0^\circ$ . Cette matrice est identique à celle identifiée dans le chapitre 2 via la loi transverse isotrope. Et  $\underline{\underline{C}}^{90^\circ}$  est la matrice de rigidité représentative du VER pour  $\theta = 90^\circ$ .



*Figure 4-8. Définition des volumes élémentaires représentatifs pour l'étude de l'effet de l'angle de croisement*

Le modèle numérique de référence proposé dans le chapitre 3 se base en un maillage structuré où la géométrie est divisée en sous-domaines représentant chacun une couche de dépôt. Pour tenir compte de la définition des VERs, on adoptera la même structure du maillage dans le plan de la couche mais en remplaçant les 4 éléments superposés par un seul élément de maillage. On obtient ainsi un maillage de la structure comportant 4 fois moins d'éléments. Ce dernier sera orienté selon l'une des direction (I ou II pour le dépôt architectural et  $+45^\circ$  ou  $-45^\circ$  pour le dépôt classique) et dans lequel est défini la matrice  $\underline{\underline{C^\theta}}$  (voir **Figure 4-9**). Cette manipulation permet de réduire le nombre total des éléments et d'alléger le temps de calcul.

En épaisseur de l'éprouvette, tous les éléments ayant les mêmes coordonnées (xy) posséderont la même orientation. Le dépôt classique sera modélisé par des éléments orientés uniquement à  $+45^\circ$  et pour celui architectural on fait le choix de la direction I. L'effet de l'alternance des couches est directement incorporé dans la définition de la matrice  $\underline{\underline{C^\theta}}$ .



*Figure 4-9. Adaptation du maillage selon la définition des VERs*

Sur ABAQUS, il est possible de définir des comportements mécaniques différents dans les éléments de maillage du même modèle numérique. En utilisant la cartographie de la **Figure 4-7**, nous regroupons les éléments ayant des valeurs d'angle de croisement qui appartiennent à des intervalles prédéfinis. Les propriétés mécaniques sont définies pour chacun des groupes d'éléments, donc pour limiter le nombre de groupes, on utilise des incréments d'angle de croisement de  $10^\circ$ .

On a choisi d'étudier 10 VERs avec des incréments de l'angle de croisement de  $10^\circ$  et on a discrétisé le domaine de variation de  $\theta$  comme l'indique le **Tableau 4-3**.

Un traitement du fichier « inp » sur ABAQUS permet d'assigner des matériaux différents pour chaque groupe d'éléments séparément selon la valeur de  $\theta$ . Sur la **Figure 4-10**, la zone en vert qui correspond au matériau nommé ABS1 signifie que les éléments dans cette région ont un croisement de  $90^\circ$  avec la matrice  $\underline{\underline{C}}^{90^\circ}$ . Ainsi le code de couleur montre une attribution locale du comportement selon le croisement local.

Tableau 4-3. Intervalles de variation de l'angle de croisement

Intervalle de variation de l'angle de croisement $\theta$									
0-5	5-15	15-25	25-35	35-45	45-55	55-65	65-75	75-85	85-90
Définition de la matrice de rigidité $\underline{\underline{C^\theta}}$									
$\underline{\underline{C^{0^\circ}}}$	$\underline{\underline{C^{10^\circ}}}$	$\underline{\underline{C^{20^\circ}}}$	$\underline{\underline{C^{30^\circ}}}$	$\underline{\underline{C^{40^\circ}}}$	$\underline{\underline{C^{50^\circ}}}$	$\underline{\underline{C^{60^\circ}}}$	$\underline{\underline{C^{70^\circ}}}$	$\underline{\underline{C^{80^\circ}}}$	$\underline{\underline{C^{90^\circ}}}$
ABS10	ABS9	ABS8	ABS7	ABS6	ABS5	ABS4	ABS3	ABS2	ABS1

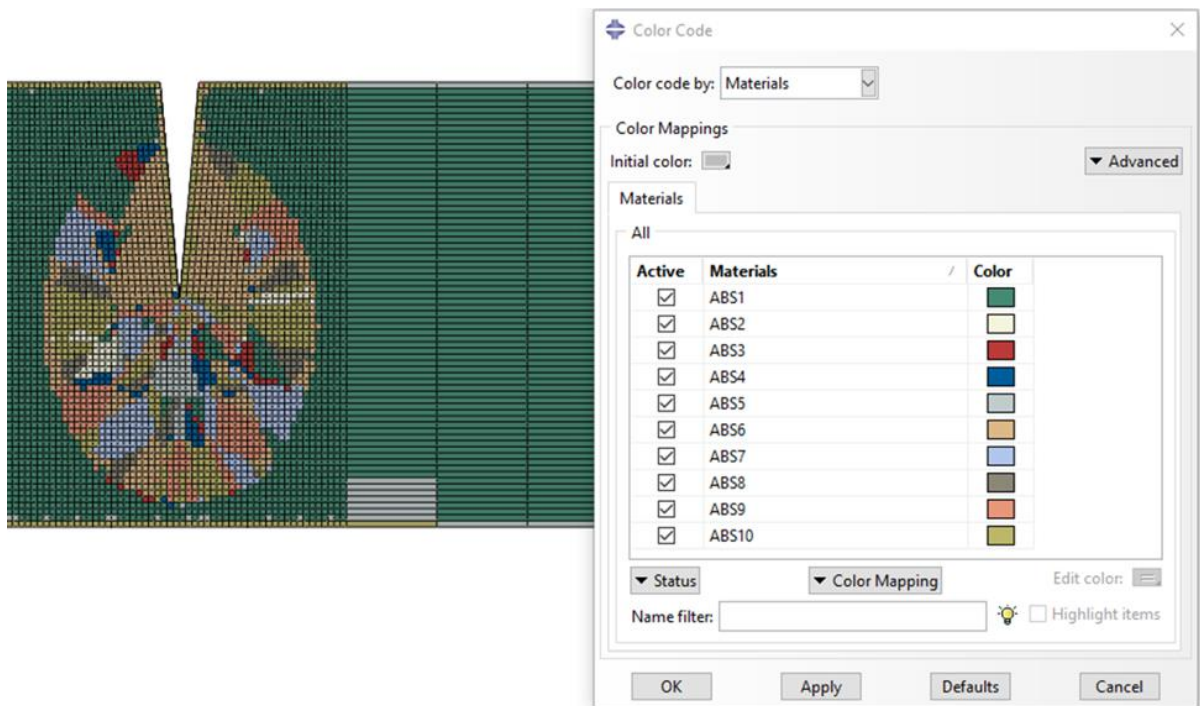


Figure 4-10. Attribution des comportements locaux dans les éléments de maillage selon l'angle de croisement  $\theta$ .

#### 4.5 Identification du comportement mécanique local selon l'angle de croisement

Dans la cette partie, on détaillera les approches à suivre pour identifier les matrices de rigidité  $\underline{\underline{C^\theta}}$ .

#### 4.5.1 Théorie classique des laminés (CLT)

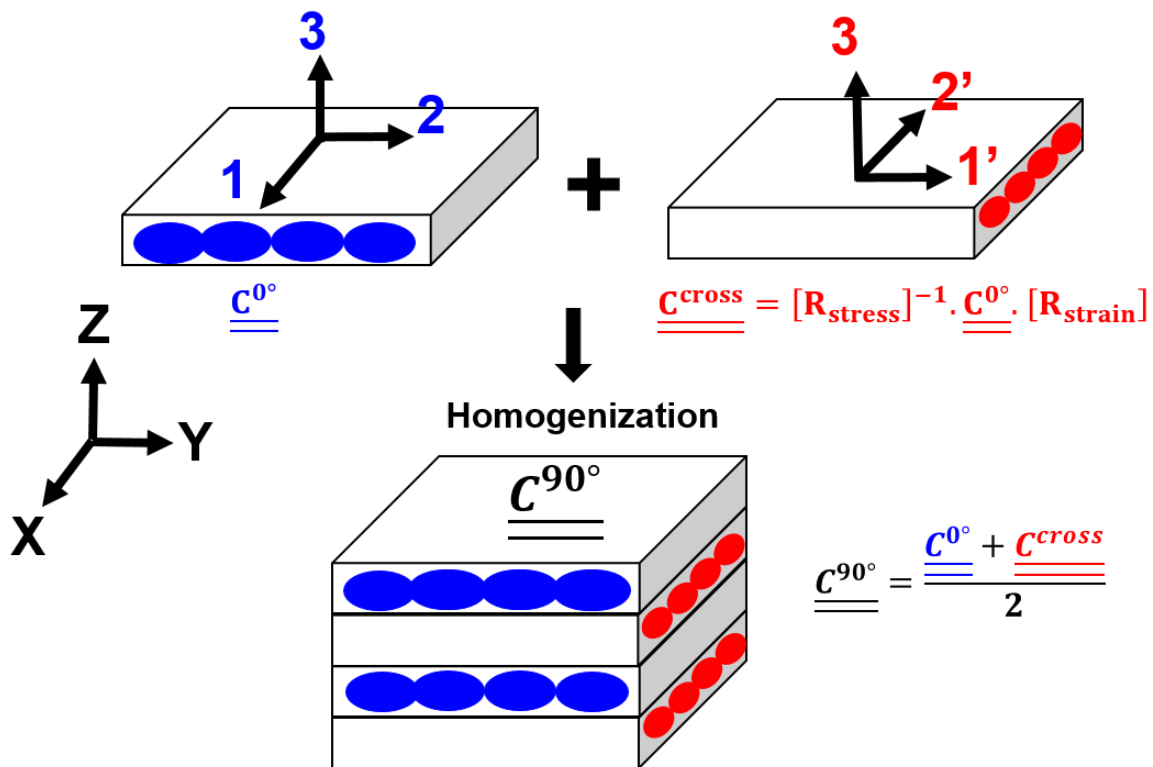
##### 4.5.1.1 Principe

Les VERs se comportent comme des stratifiées composites. Deux couches croisées gouvernent alors leurs comportements mécaniques.

Prenons l'exemple d'un VER pour  $\theta = 90^\circ$  (voir **Figure 4-11**) :

- Pour les deux couches du VER, où les filaments sont orientés à  $0^\circ$  (123) par rapport à son repère (XYZ), la matrice  $\underline{\underline{C}}^{0^\circ}$  (déjà connue via les essais de traction) renseigne leur comportement.
- Pour les deux autres couches, la matrice  $\underline{\underline{C}}^{cross}$  doit être calculée via une opération matricielle de la matrice  $\underline{\underline{C}}^{0^\circ}$  et des deux matrices de passages  $[R_{strain}]$  et  $[R_{stress}]$  pour renseigner leurs comportements dans le repère (XYZ).

Pour obtenir la matrice de rigidité  $\underline{\underline{C}}^{90^\circ}$  du VER, on utilise une homogénéisation simple qui consiste à calculer la matrice moyenne entre  $\underline{\underline{C}}^{0^\circ}$  et  $\underline{\underline{C}}^{cross}$ .



**Figure 4-11.** Méthode d'homogénéisation basée sur la théorie classique des laminés pour calculer la matrice  $\underline{\underline{C}}^{90^\circ}$

Les deux matrices de passage sont définies de la manière suivante en fonction de l'angle de croisement  $\theta$  en utilisant la notation de Voigt [108] :

$$[R_{stress}] = \begin{pmatrix} \cos^2 \theta & 0 & \sin^2 \theta & 0 & -2\cos \theta \sin \theta & 0 \\ 0 & 1 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ \sin^2 \theta & 0 & \cos^2 \theta & 0 & 2\cos \theta \sin \theta & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \cos \theta & 0 & \sin \theta \\ \cos \theta \sin \theta & 0 & -\cos \theta \sin \theta & 0 & \cos^2 \theta \sin^2 \theta & 0 \\ 0 & 0 & 0 & -\sin \theta & 0 & \cos \theta \end{pmatrix} \quad \text{Équation 4-1}$$

$$[R_{strain}] = \begin{pmatrix} \cos^2 \theta & 0 & \sin^2 \theta & 0 & -\cos \theta \sin \theta & 0 \\ 0 & 1 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ \sin^2 \theta & 0 & \cos^2 \theta & 0 & \cos \theta \sin \theta & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \cos \theta & 0 & \sin \theta \\ 2\cos \theta \sin \theta & 0 & -2\cos \theta \sin \theta & 0 & \cos^2 \theta \sin^2 \theta & 0 \\ 0 & 0 & 0 & -\sin \theta & 0 & \cos \theta \end{pmatrix} \quad \text{Équation 4-2}$$

Elles permettent d'exprimer les deux tenseurs de contraintes et de déformations dans le repère local des filaments (123) identique à celui du VER (XYZ).

#### 4.5.1.2 Résultats

La méthode décrite précédemment est appliquée sur plusieurs VERs pour plusieurs valeurs de l'angle de croisement  $\theta$ . Elle permet de définir une loi de comportement homogénéisé à chaque élément de maillage (superposition de 4 éléments du modèle de référence).

À partir de chaque matrice de rigidité obtenue on pourra calculer les constantes élastiques du matériau. On reprend la définition de la loi transverse isotrope mais avec une dépendance par rapport à  $\theta$  pour les constantes élastiques comme le montre **Équation 4-3**.

$$\underline{\underline{C}}^\theta = \begin{pmatrix} 1 & -\frac{\nu_{LT}^\theta}{E_L^\theta} & -\frac{\nu_{LT}^\theta}{E_L^\theta} & & & \\ \frac{1}{E_L^\theta} & & & & & \\ -\frac{\nu_{TL}^\theta}{E_T^\theta} & \frac{1}{E_T^\theta} & -\frac{\nu_{TL}^\theta}{E_T^\theta} & & & \\ -\frac{\nu_{TL}^\theta}{E_T^\theta} & -\frac{\nu_{TL}^\theta}{E_T^\theta} & \frac{1}{E_T^\theta} & & & \\ & & & \frac{1}{G_{LT}^\theta} & 0 & 0 \\ & 0 & & 0 & \frac{1}{G_{LT}^\theta} & 0 \\ & & & 0 & 0 & \frac{1}{G_{TT}^\theta} \end{pmatrix}^{-1} \quad \text{Équation 4-3}$$

Les résultats sont présentés dans la **Figure 4-12**. À partir d'un angle de croisement nul, on constate que le module de Young dans le sens longitudinal  $E_L^\theta$  diminue alors que celui dans le sens transversal  $E_T^\theta$  augmente lorsque l'angle de croisement augmente. Ces deux modules convergent vers la même valeur  $E_L^\theta = E_T^\theta = 1550.5 \text{ MPa}$  pour un croisement à  $90^\circ$ . Cela est cohérent avec le fait que le VER correspondant est symétrique dans ces deux directions.

Dans le plan, le module de cisaillement est maximal pour un croisement de  $45^\circ$  où  $G_{LT}^\theta = 560.2 \text{ MPa}$ . Par contre, sa valeur varie uniquement dans un intervalle de 15 MPa. De même pour le module de cisaillement hors du plan  $G_{TT}^\theta$  qui augmente de 10 MPa avec l'augmentation de  $\theta$ .

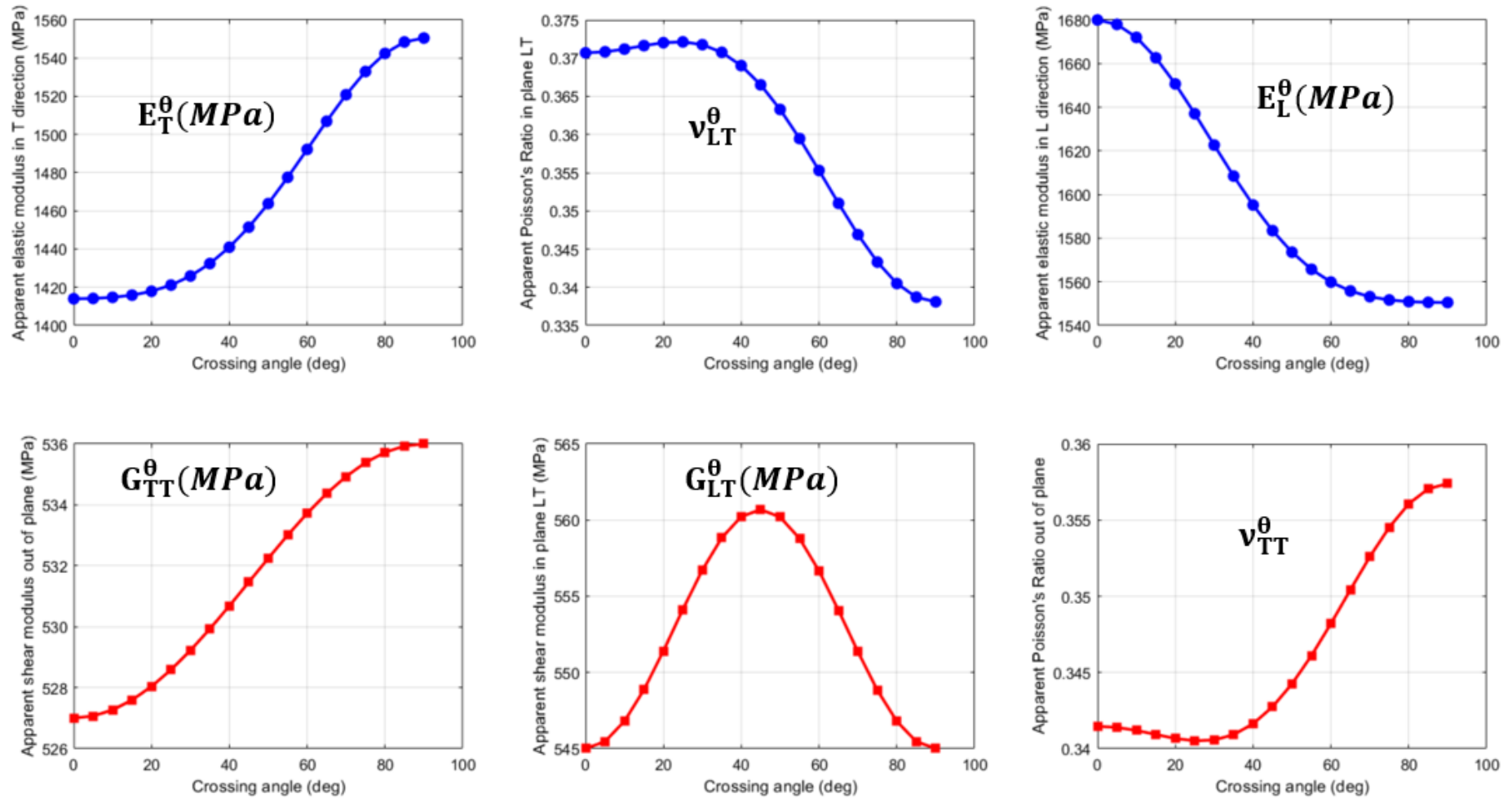


Figure 4-12 . Constantes élastiques calculées à partir des matrices de rigidité  $\underline{\underline{C}}^\theta$  obtenues avec la méthode CLT



Le coefficient de Poisson hors du plan  $\nu_{TT}^\theta$  semble être peu affecté par la variation de l'angle  $\theta$ . Alors que  $\nu_{LT}^\theta$  diminue de 8 % pour  $\theta$  allant de  $0^\circ$  à  $90^\circ$ .

À partir de ces résultats, on implémente les matrices de rigidité  $\underline{\underline{C}}^\theta$  comme le montre la **Figure 4-10**. Deux modèles sont générés avec une adaptation de maillage (4 éléments de 4 couches superposées sont remplacés par un seul élément de maillage alimenté par la matrice  $\underline{\underline{C}}^\theta$ ) :

- Modèle de dépôt architecturé avec les orientations selon la direction principale I
- Modèle de dépôt classique avec des orientations à  $+45^\circ$  uniquement (ici on utilisera que la matrice  $\underline{\underline{C}}^{90^\circ}$ )

Nous observons que le modèle MCA devient légèrement sensible aux trajectoires d'impression (voir **Tableau 4-4**) mais il ne prévoit pas les rigidités expérimentales. Cela remet en question les hypothèses de la CLT et sa capacité à décrire le comportement de l'interface.

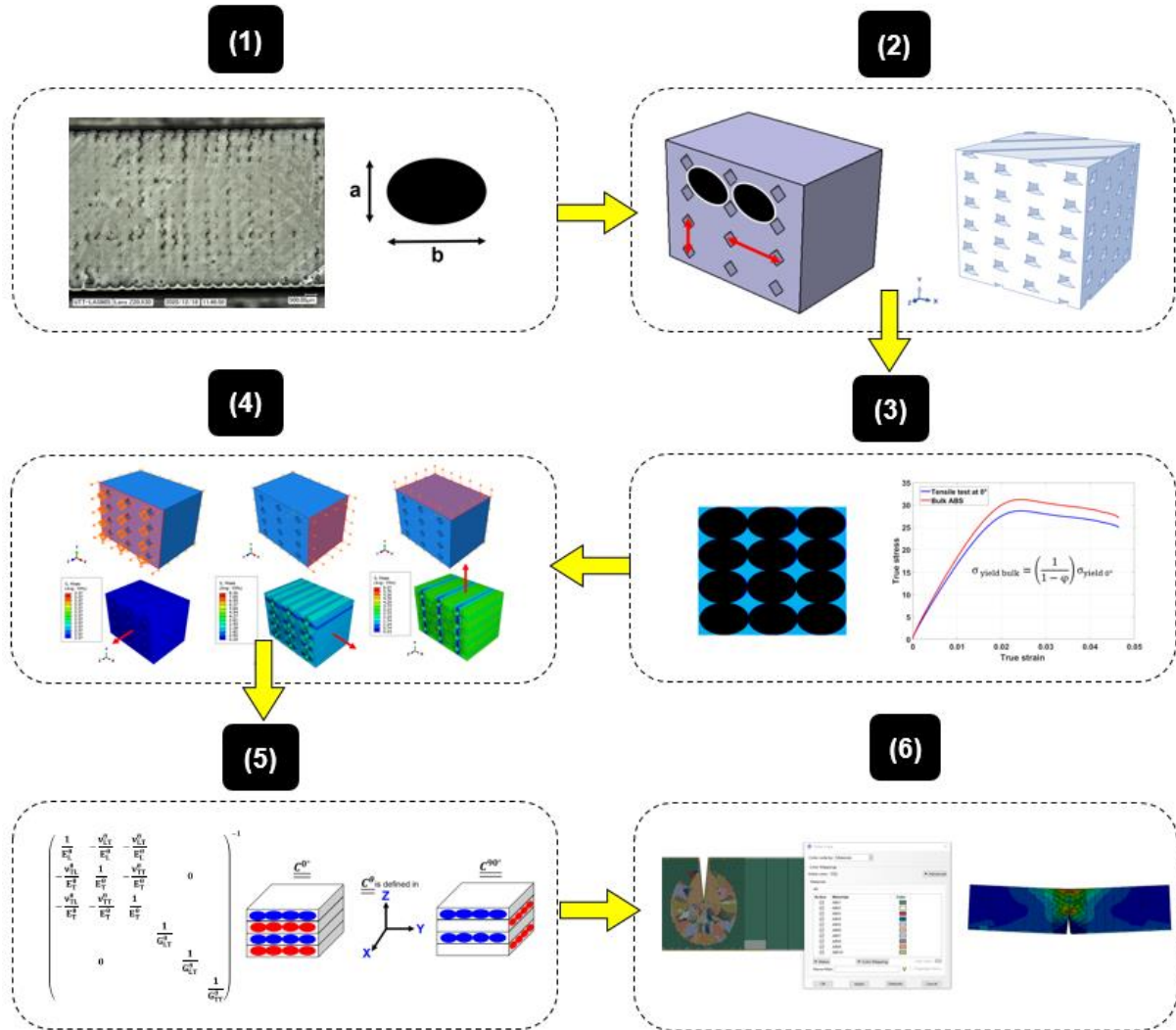
La théorie CLT suppose que les couches sont des milieux homogènes. L'anisotropie est bien décrite dans le plan de chaque couche contrairement aux contacts entre les couches. L'effet de l'homogénéisation fait disparaître tout effet potentiel des air gaps qui se créent entre les couches de dépôt. Une étude à l'échelle de la mésostructure avec une description de la géométrie des air gaps est par la suite nécessaire pour la compréhension de cet effet.

**Tableau 4-4.** Résultats des simulations après définition de comportements locaux selon l'angle de croisement

Éprouvette	Dépôt	Rigidité numérique MCA (N/mm)	Rigidité expérimentale (N/mm)
SENB A	architecturé	262.12	224.3±31.8
	classique	259.79	174.38±5.1
SENB B	architecturé	669.7	459.6±59.1
	classique	642.9	495.7±66.6
SENB D	architecturé	2541.5	1690.1±227.5
	classique	2363.6	1432.2±130.4

#### 4.5.2 Génération des modèles géométriques de la mésostructure

Cette approche consiste à créer des VERs représentatifs en se basant sur les caractéristiques de la mésostructure, des chargements de traction et de cisaillement afin d'identifier le comportement local. La **Figure 4-13** résume les étapes de cette approche.



**Figure 4-13.** Étapes de l'étude à l'échelle mésoscopique du comportement mécanique du dépôt architecturé. 1: Analyse des caractéristiques géométriques des filaments déposés et le ratio volumique des porosités pour déterminer les paramètres géométriques, 2: Modélisation géométrique de la mésostructure, 3: Identification du comportement isotrope de l'ABS, 4: Simulation des perturbations élémentaires de traction et de cisaillement, 5: Calcul des constantes élastiques du comportement local et 6 : Mise en œuvre dans le modèle MCA.

Premièrement, on commence par identifier les caractéristiques géométriques de la mésostructure. Pour ce faire, on se servira d'un traitement d'image qui converti l'observation

microscopique en image binaire et qui permet d'estimer à travers le niveau de gris le taux volumique des air gaps et leurs distributions. Aussi, on calcule les dimensions de la section ellipsoïde des filaments et les distances entre les porosités. À partir de ces informations, on génère les géométries des VERs. Pour les simulations sur ces VERs, il faut obtenir le comportement de l'ABS « massif » (ABS bulk). On utilise l'essai de traction à 0° avec le taux de porosité précédemment estimé. Des perturbations élémentaires de traction et de cisaillement rendent possible la détermination du comportement local. Ce dernier sera injecté dans le modèle MCA pour prédire la rigidité du matériau architecturé.

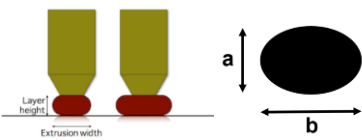
#### 4.5.2.1 Caractéristiques géométriques de la mésostructure

A partir des observations microscopiques (voir section 2.2.5) on peut tirer les informations suivantes :

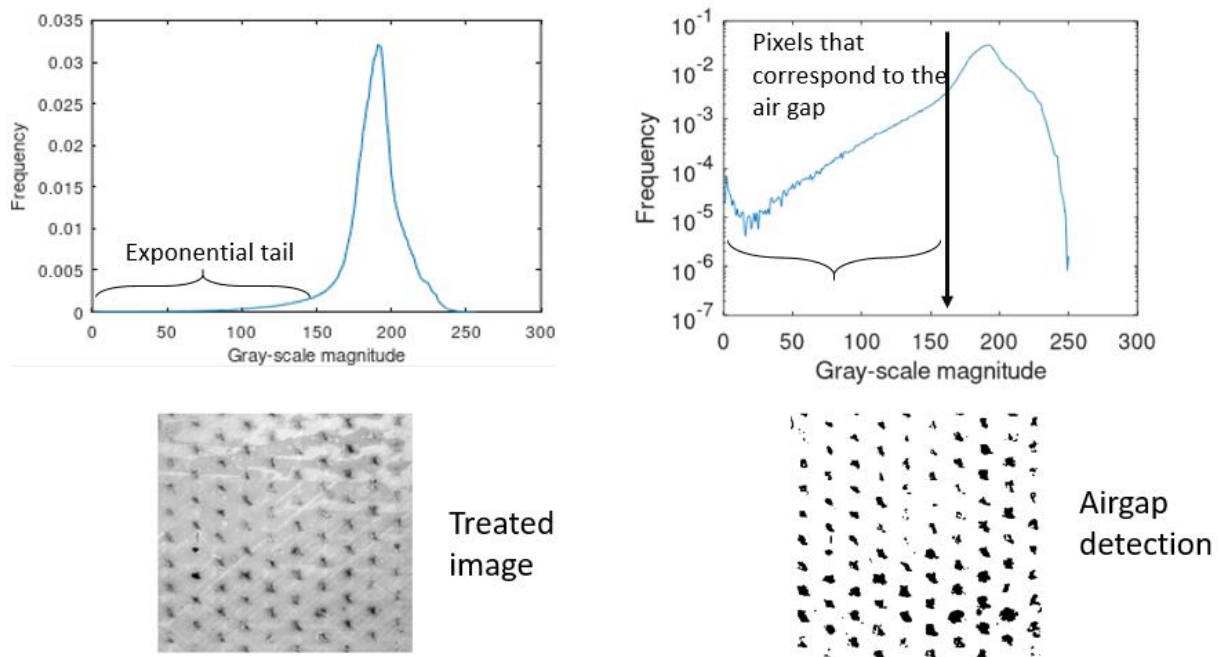
- Les dimensions de la section d'un filament ellipsoïdale
- Le type d'empilement
- Les dimensions géométriques d'une porosité
- Le taux volumique des porosités
- Le gradient des air gap le long de l'épaisseur de l'échantillon

Les filaments déposés seront écrasés par l'extrudeur ce qui explique la forme d'ellipse. Ces dimensions et le type d'empilement sont rassemblés dans le **Tableau 4-5**. On voit bien que la dimension a correspond à l'épaisseur de la couche prédéfinie dans le code de fabrication. L'empilement est rectangulaire sur les éprouvettes 0° et 90°. Mais il est distordu pour l'échantillon à 45°.

**Tableau 4-5.** Caractéristiques géométriques du filament déposé

Éprouvette		
	a(mm)	b(mm)
0°	0.256	0.471
90°	0.254	0.490
45°	0.257	0.487

Dans un second temps, les images obtenues par les observations microscopiques sont converties en niveaux de gris. Après un filtrage, chaque pixel de l'image possédera un niveau de gris donné. En traçant la fréquence des niveaux de gris en fonction de leurs niveaux on peut distinguer entre deux régions. Une région qui représente le matériau solide (niveau de gris du blanc) et l'autre représente les porosités (niveau de gris du noir) comme le montre **Figure 4-14**. A partir de ces deux régions on peut estimer le ratio volumique des air gaps. Pour le sens longitudinal on trouve une fraction volumique de 8.1%, 6.4% pour le sens transversal et 9.2% pour l'éprouvette à 45°.

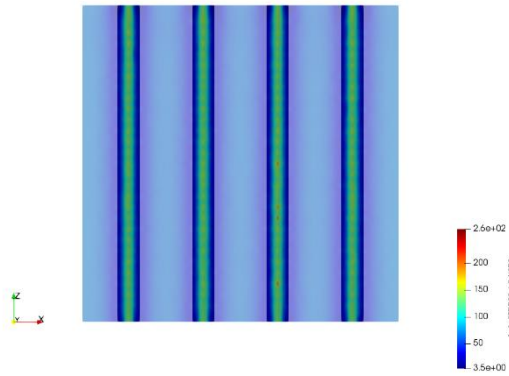


**Figure 4-14.** Traitement d'image pour la détermination de l'air gap

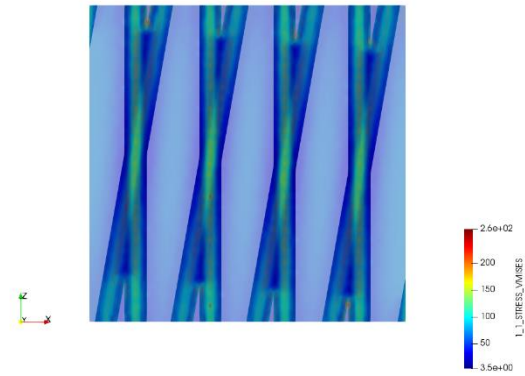
#### 4.5.2.2 Génération des VERs de la mésostructure

En utilisant les informations géométriques des filaments et des porosités, le docteur Ali Makke a réussi à générer des VERs de la mésostructure en fonction de l'angle de croisement. Cette méthode respecte les ratios géométriques des airs gaps et leurs espacements. Néanmoins, pour cette première approche simplificatrice de modélisation on a supposé un empilement rectangulaire parfait des filaments avec une distribution uniforme de l'air gap.

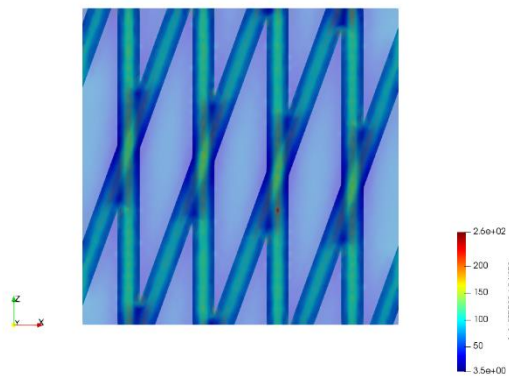
Par conséquent, le gradient des vides dans l'épaisseur de l'échantillon ne sera pas modélisé.



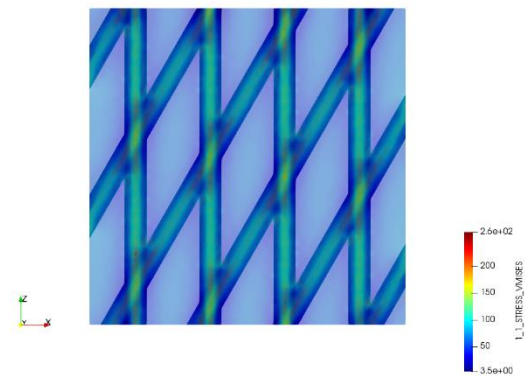
*VER pour  $\theta=0^\circ \rightarrow \underline{\underline{C^{0^\circ}}}$*



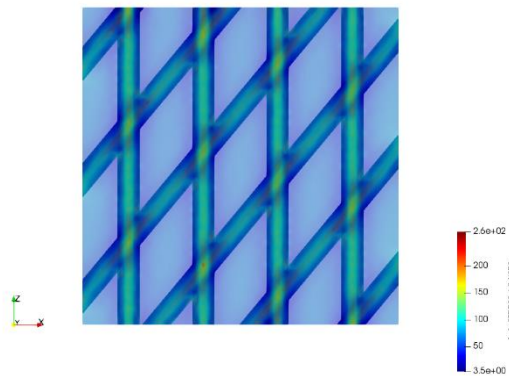
*VER pour  $\theta=0^\circ \rightarrow \underline{\underline{C^{10^\circ}}}$*



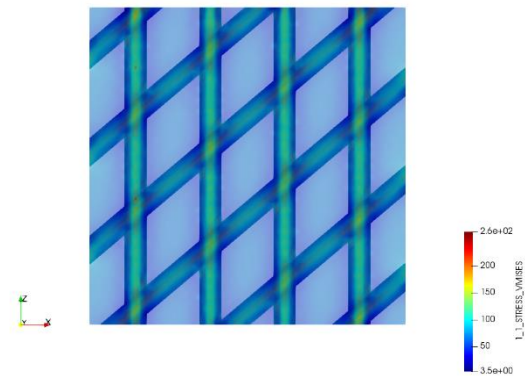
*VER pour  $\theta=0^\circ \rightarrow \underline{\underline{C^{20^\circ}}}$*



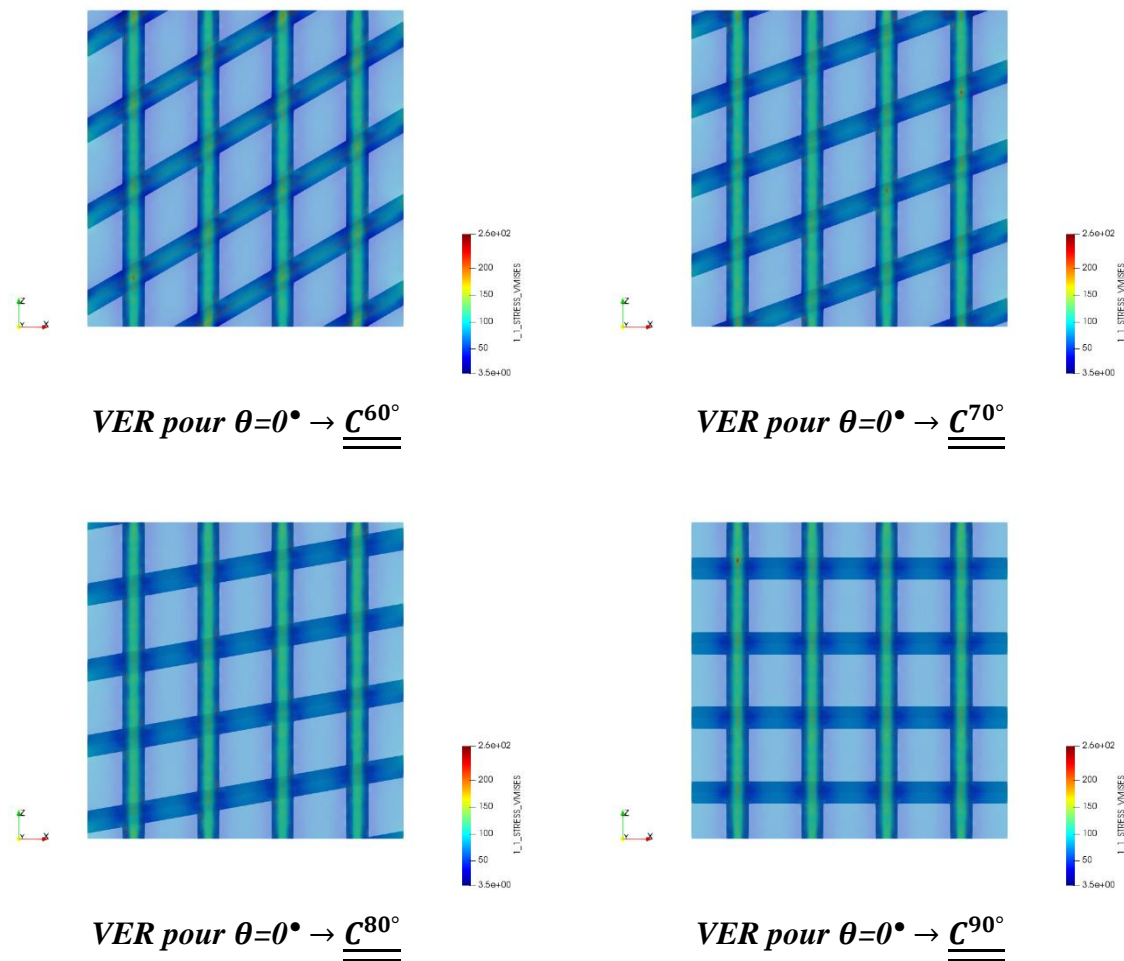
*VER pour  $\theta=0^\circ \rightarrow \underline{\underline{C^{30^\circ}}}$*



*VER pour  $\theta=0^\circ \rightarrow \underline{\underline{C^{40^\circ}}}$*



*VER pour  $\theta=0^\circ \rightarrow \underline{\underline{C^{50^\circ}}}$*



**Figure 4-15.** Vues de dessus des VERs pour l'étude de l'effet de l'angle de croisement sur la rigidité. Une option de transparence permet de visualiser le croisement interne entre les trajectoires.

#### 4.5.2.3 Identification du comportement local

Les VERs générés seront employés pour déterminer les matrices de rigidités  $C^\theta$ . Pour chaque VER 6 simulations élémentaires sont à réaliser. Trois simulations de traction pour obtenir les modules d'Young et les coefficients de Poisson et trois simulations de cisaillement pour obtenir les modules de cisaillement.

Pour ces simulations, il est nécessaire de déterminer les propriétés élastiques du matériau ABS isotrope : Module de Young et coefficient de Poisson. Le coefficient de Poisson est pris égal à 0.35. Le module d'Young à son tour a été calculé via l'essai à  $0^\circ$ . En effet pour cette orientation aucune concentration de contrainte n'est présente lors de l'essai car l'effort est supporté totalement par la section des filaments.

Le module de Young de l'ABS sera calculé comme suit :

$$E_{ABS} = E_{0^\circ} \times \left( 1 + \frac{\varphi_{0^\circ}}{100} \right) \quad \text{Équation 4-4}$$

Avec :

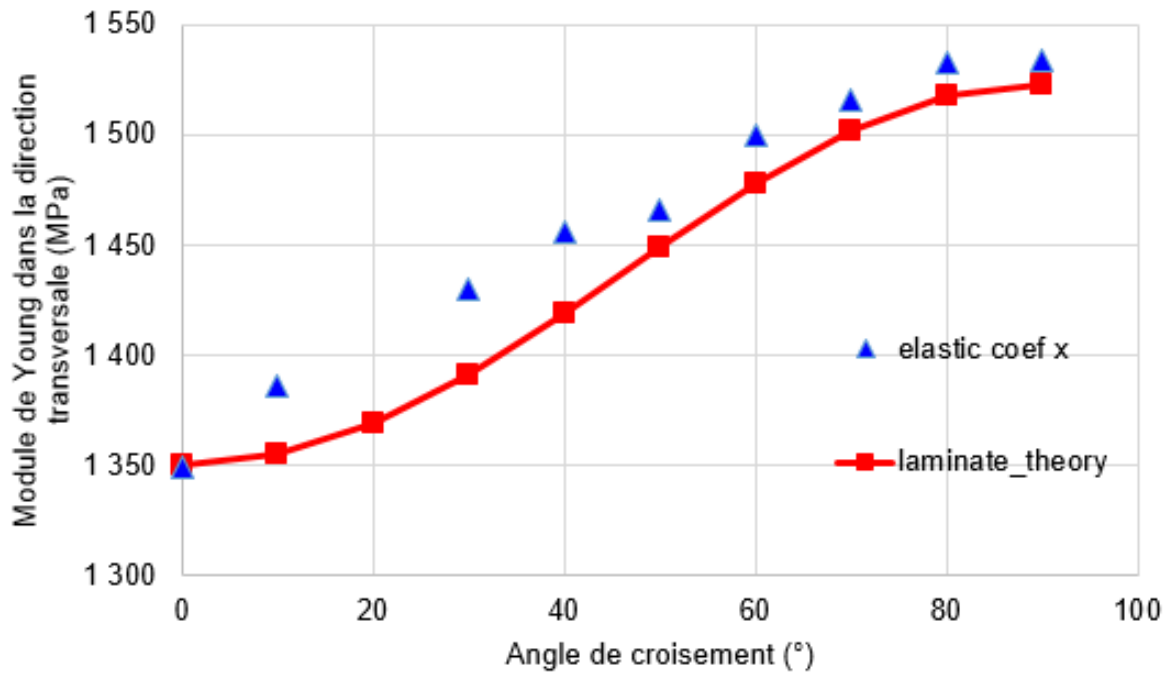
$E_{0^\circ}$  : module de Young obtenu de l'essai de traction à  $0^\circ = 1680$  MPa.

$\varphi_{0^\circ}$  : fraction volumique des air gaps estimé à partir des observations sur une coupe d'un essai à  $0^\circ = 8.1\%$ .

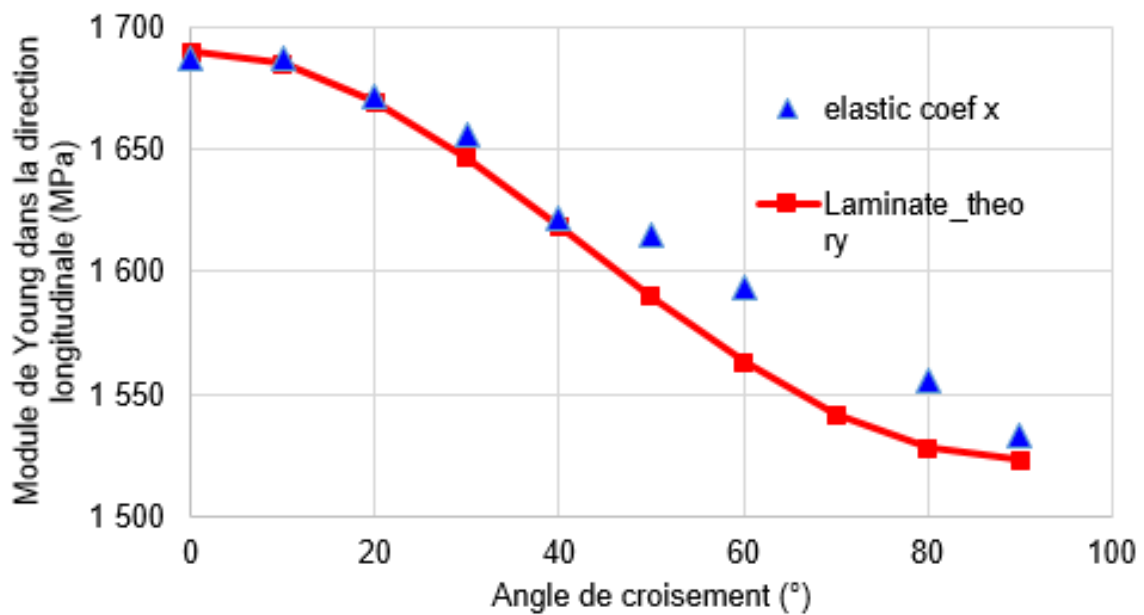
Une valeur de 1816 MPa est ainsi calculée. Elle est inférieure à la valeur de donnée par le fournisseur du filament qui est égale à 2150 MPa. Cette différence est potentiellement expliquée par l'effet de l'extrusion du filament et son comportement rhéologique.

Les résultats préliminaires des simulations numériques de traction sur les modèles géométriques sont montrés dans la **Figure 4-16**. Ils sont comparés avec les valeurs calculées à travers la théorie CLT. Un bon accord est trouvé entre les deux méthodes, où les valeurs des modules de Young dans la direction longitudinale et transversale sont similaires.

La méthode de l'étude du matériau architecturé à l'échelle mésoscopique avec le modèle MCA est en cours de développement. Des étapes de validation et de calibration numérique sont en cours. Les simulations élémentaires de cisaillement fourniront possiblement des réponses concernant l'effet des air gaps et des singularités géométriques sur les modules de cisaillement. Ces futurs résultats enrichiront le modèle MCA qui sera employé pour la prédiction du gain de rigidité expérimental.



(a)



(b)

Figure 4-16. Comparaison entre les valeurs des modules de Young obtenues par la théorie CLT et les simulations avec les modèles géométriques



## **4.6 Bilan**

Dans ce chapitre, le modèle numérique de référence a été appliqué pour prédire les réponses force-déplacement des essais de rupture sur le matériau architecturé. Il s'est avéré insuffisant pour prédire les rigidités structurales. Cela s'explique principalement par l'effet des angles de croisement et la loi de comportement utilisée. Tandis qu'il permet de prédire les essais de traction avec précision, le comportement identifié est incapable de simuler le gain de rigidité dû à la structuration des trajectoires. Une analyse de ces trajectoires suppose que la présence des zones de recouvrement maximal pour un angle de croisement nul est derrière ce gain de rigidité. Nous proposons un autre modèle numérique pour tenir compte de cet effet. Le modèle MCA se base sur une caractérisation plus fine du comportement local via des volumes élémentaires représentatifs. La théorie classique des laminés a été utilisée sans réussir à capturer le gain de rigidité. Donc une étude à l'échelle mésoscopique a été développée dans l'objectif d'identifier des matrices de rigidité adéquates capable de modéliser l'effet des croisements.

À ce niveau, on ne peut ni valider ni rejeter l'hypothèse annoncée. Les simulations sur les modèles géométriques de la mésostructure vont clarifier l'effet des croisements sur le comportement en cisaillement.

Dans cette dernière phase du travail, j'ai investigué les croisements des trajectoires du matériau architecturé via les repères locaux du maillage. Ensuite, j'ai configuré la définition du modèle numérique pour qu'elle soit capable d'incorporer le comportement local. De plus, j'ai pu collaborer avec M. Ali Makke dans le cadre de l'étude du matériau architecturé à l'échelle mésoscopique.

D'un modèle de référence à un modèle MCA, qui prend en compte l'influence du recouvrement des filaments à une échelle mésoscopique, le travail de recherche a investigué un ensemble de solutions afin de reproduire numériquement l'influence de la structuration du matériau architecturé proposé précédemment. L'approche proposée durant cette thèse nécessitera de conclure ce mémoire sur une analyse et des perspectives plus globales.



## Conclusion générale et perspectives

Nous nous sommes intéressés dans ces travaux à l'étude d'un matériau architecturé, fabriqué par dépôt du fil fondu avec une méthode de structuration des trajectoires. Cette méthode consiste à orienter les trajectoires de dépôt selon des orientations empiriques qui cherchent à se rapprocher au mieux des directions principales de contraintes d'une pièce afin d'améliorer ses performances mécaniques. Des investigations expérimentales précédentes montrent que grâce à cette structuration, un gain de rigidité structurale et une amélioration nette de la résistance en rupture sont obtenus sur les réponses mécaniques des éprouvettes de caractérisation mécanique dans le domaine de la rupture. Cette thèse représente une étape d'investigation intermédiaire dont le but est de comprendre cet effet bénéfique et vérifier si on est capable de trouver une autre configuration de dépôt plus optimale.

A partir des essais de traction avec différentes orientations de filaments et à travers un suivi par corrélation d'images, on a pu analyser le comportement mécanique du matériau architecturé. Dans le domaine élastique, le matériau est quasi isotrope, alors qu'au niveau de sa limite élastique et sa résistance maximale en traction une anisotropie accentuée est observée. Une loi transverse isotrope couplée avec un critère de Hill permet de modéliser ce comportement.

En se basant sur une étude de la mésostructure du matériau architecturé, nous avons démontré que sa structure interne se caractérise par un croisement de trajectoires variable, des air gaps de forme différentes et un empilement non contrôlé. Ces observations motivent une approche de modélisation qui évalue les trajectoires de dépôt à une échelle intermédiaire méso-macroscopique. Elle se base sur une définition locale des repères dans les éléments de maillage et une implémentation du comportement mécanique identifié dans leurs points d'intégration. En utilisant des constantes matériaux macroscopiques, Un premier modèle numérique (modèle de référence) permet de simuler les essais de traction avec une bonne prédiction des limites élastiques anisotropes. En revanche, la simulation de la rigidité structurale des éprouvettes de rupture s'est avérée non calibrée. Ce résultat a été corrélé par la présence des zones de recouvrement maximal dues aux croisements des trajectoires. L'implémentation du comportement dans le modèle de référence se base sur des essais de traction unidirectionnelles. Par conséquent, l'effet potentiel des singularités géométriques causées par les trajectoires architecturées est non représenté. Afin que le modèle soit capable de tenir compte de cet effet, nous avons proposé un deuxième modèle MCA basé sur une description locale du comportement. Cette dernière nécessite une étude à une échelle mésoscopique qui va permettre

d'alimenter le modèle numérique MCA par des lois de comportements adaptées aux conditions de croisement locales.

Malgré ses limitations dans la reproduction des phénomènes locaux, le modèle de référence est un élément clé dans les futures tentatives pour comprendre la relation entre l'orientation des filaments et les performances mécaniques. Des essais de traction avec des croisements différents pourraient permettre une meilleure définition du comportement préalablement. À cause du nombre d'essais résultants à réaliser, j'ai dû me limiter à des essais avec un empilement unidirectionnel simplifié. En outre, les analyses par corrélation d'images se limitent à des mesures en surface qui ne sont pas capables de décrire en détails l'interaction entre les filaments au cœur de l'éprouvette. Des essais dynamiques in situ du matériau architecturé avec des observations en 3D permettraient de mieux identifier l'influence de la structure et des interfaces entre les couches et les filaments sur le comportement mécanique. Par exemple, un tomographe serait en capacité de fournir des informations supplémentaires sur les conditions d'empilement et l'endommagement du matériau à travers des essais dynamiques.

Pour les travaux futurs, je propose:

- D'utiliser une optimisation multi-objectif afin de gérer simultanément les critères influents identifiés dans ce travail de recherche. Cette approche permettrait de trouver la configuration optimale afin de proposer la meilleure structuration du dépôt de filament dans l'objectif de renforcer le matériau architecturé mais aussi de maîtriser l'ensemble des paramètres d'impression 3D. Dans une première phase, on se limite au comportement élastique. On cherche à trouver les configurations de dépôt et de recouvrement optimales pour améliorer la rigidité d'une structure. On utilisera le modèle MCA enrichi par le comportement local dans une démarche d'optimisation multi-objectif.
- De compléter le modèle numérique par une modélisation du comportement en rupture (ex. méthode des éléments finis étendus XFEM ou simulation péri dynamique) afin d'étudier l'amorçage et la propagation d'une fissure. Cette modélisation ouvrirait de nouvelles perspectives dans la configuration de l'adhésion des couches et des filaments afin de reproduire au niveau microscopique les phénomènes d'endommagement qui initient et propagent la fissuration dans ce matériau architecturé.



# Annexe A : Fiche technique du filament d'ABS de l'étude



3D Printing Filament

## TECHNICAL DATA SHEET ST-ABS

Commercial name: **Machines-3D**

Raw material: ABS – Acrylonitrile Butadiene Styrene

Designation: 3D printing applications

### Material specifications

Property	Value	Test Method - ISO
Density	1,05 g/cm <sup>3</sup>	1183B
Vicat Softening Temperature	102°C	306/B50
Tensile Modulus	2150 MPa	527-2
Tensile Stress	43 MPa	527-2/50
Flexural Modulus	2100 MPa	178
Flexural Stress	70 MPa	178

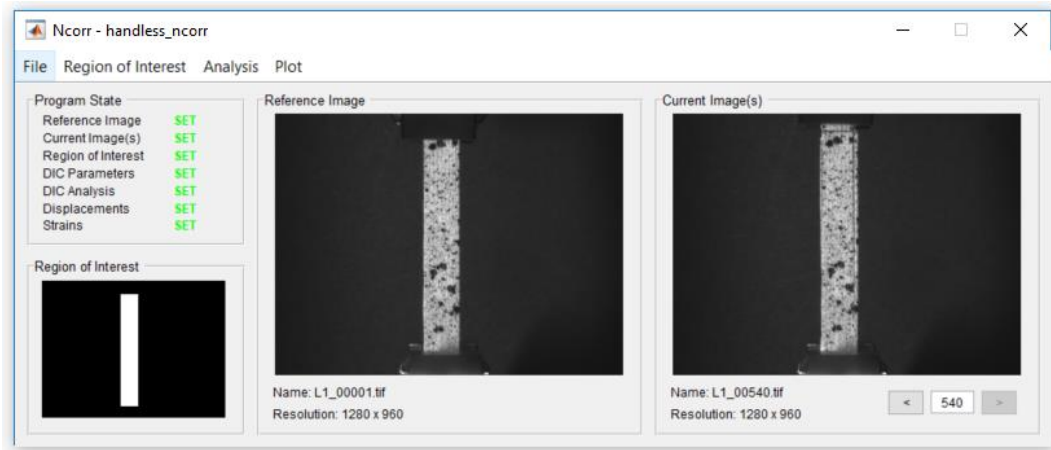
### Filament specifications

Property	Value and Tolerances
Diameter 1.75mm	1.75 ± 0.05 mm
Diameter 2.85mm	2.85 ± 0.05 mm
Roundness deviation	max 3%
Suggested print temperature (guideline)	240 – 250°C
Suggested print speed	40 – 80 mm/s
Suggested bed temperature	90-110°C

[www.machines-3d.com](http://www.machines-3d.com)

## Annexe B : Corrélation d'images pour les essais de traction : Traitement sur NCORR

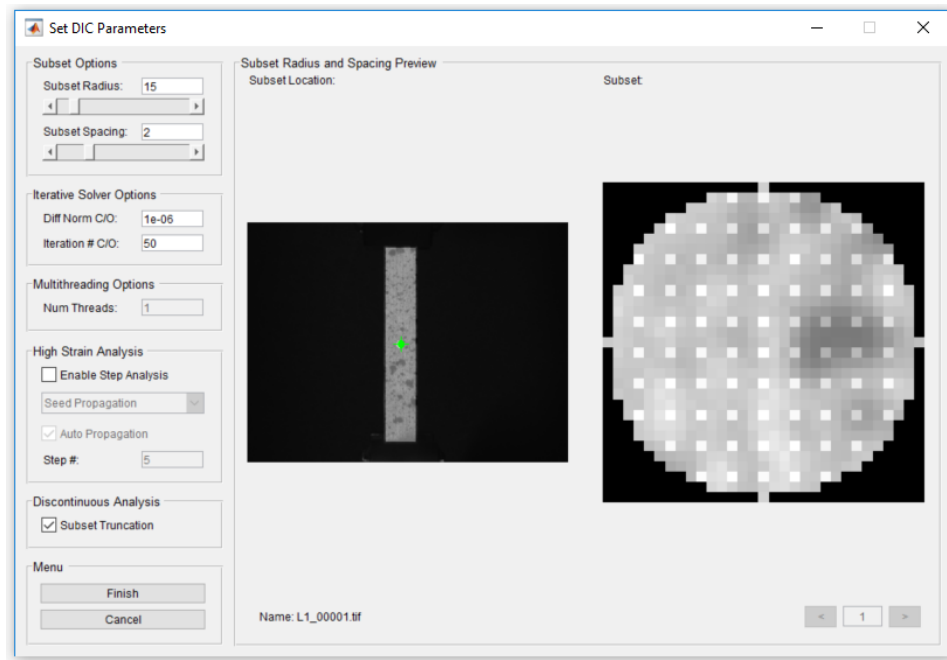
Sur l'interface graphique du NCORR (**Figure 0-1**), on charge l'image de référence (prise comme la première image au début de l'essai). Puis on charge la série d'images enregistrée au cours de l'essai en totalité.



*Figure 0-1. Interface graphique du NCORR*

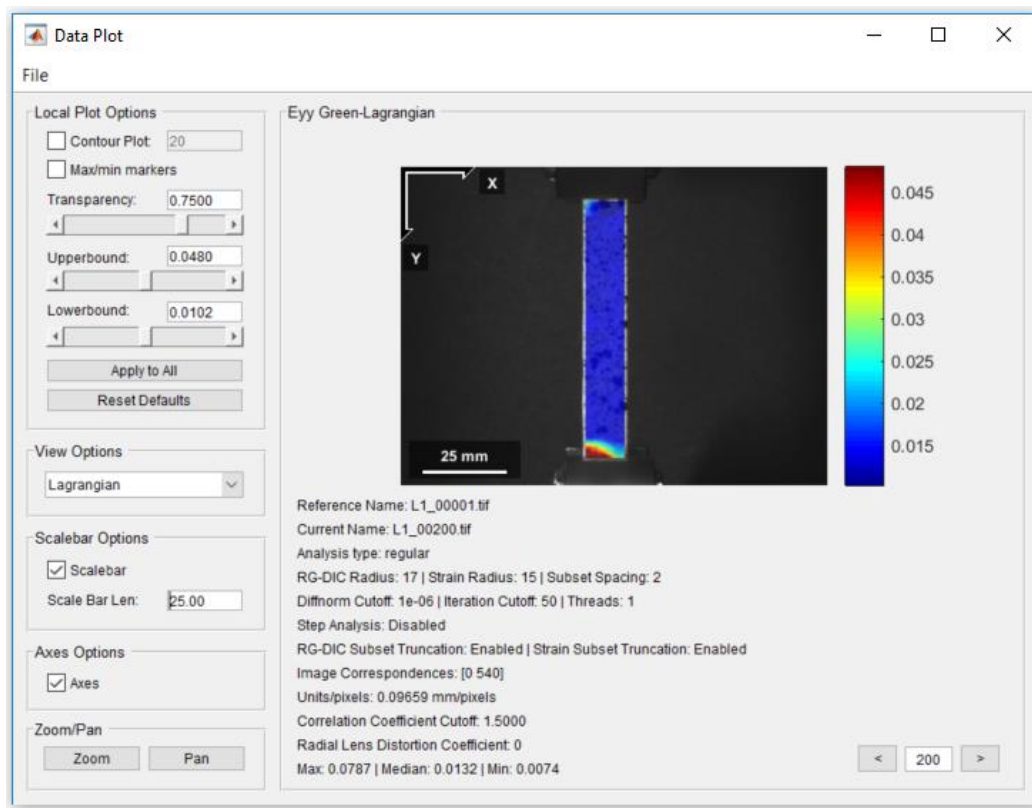
Ensuite, il faut sélectionner une zone d'intérêt (Region Of Interest) sur laquelle le logiciel va suivre l'évolution du champ de déplacement. Après, les paramètres du traitement seront demandés (voir **Figure 0-2**). Ils concernent principalement la taille des « subsets » et ses espacements. Un rayon de 15 pixels signifie que sur une zone de mouchetis circulaire de rayon égal à 15 pixels une seule valeur de déplacement sera calculée. C'est-à-dire toutes les variations des niveaux de gris des pixels dans cette zone fournissent une estimation de la valeur de déplacement de « subset ». Donc plus ce paramètre est faible plus la mesure est correcte. La figure 13 montre tous les pixels présents dans un subsets de rayon 15. L'espacement à son tour présente la distance entre deux « subsets » voisines. Cette valeur devrait être très faible pour assurer l'obtention d'un champ de déplacement lissé. Un chevauchement des subsets est par la suite obligatoire.

Après des tests de calibration les valeurs de 15 pixels comme rayon de « subset » et 2 pixels comme espacement ont été choisies. Ils permettent à la fois une mesure correcte avec des temps de calculs acceptables.



*Figure 0-2. Paramètres des subsets pour NCORR*

La **Figure 0-3** illustre un champ de déformation longitudinale obtenu par NCORR.



*Figure 0-3. Champ de déformation calculé par NCORR selon Y pour l'image 200*



## Annexe C : Implémentation du comportement du matériau architecturé dans ABAQUS (comportement de référence)

```
*Material, name=ABS      % Matériau architecturé
*Elastic, type=ORTHOTROPIC
2592.3282, 1229.5528, 2184.0423, 1229.5528, 1130.1161,
2184.0423, 545.0000, 545.0000, 526.9631,      % Matrice de
rigidité C
*Plastic                % loi tabulée du comportement plastique ( $\sigma, \epsilon_p$ )
23.5400,      0.00000    % Limite d'élasticité de référence en
traction
23.6843,      0.00010
23.8254,      0.00020
23.9635,      0.00030
24.0985,      0.00040
24.2305,      0.00050
24.3597,      0.00060
24.4860,      0.00070
24.6096,      0.00080
24.7305,      0.00090
24.8487,      0.00100
24.9643,      0.00110
25.0774,      0.00120
25.1880,      0.00130
25.2961,      0.00140
                :
                :
29.2856,      0.00930
29.3040,      0.00940
29.3040,      0.0332
*Potential                % Définition de la norme de Hill
1., 0.565, 0.565, 0.857, 0.857, 0.857
```

## Annexe D : Liste des publications

Les articles scientifiques suivants ont été produits dans le cadre des résultats de cette recherche :

### Publication dans des journaux internationaux référencés

- ✍ M. Zouaoui, J. Gardan, P. Lafon, A. Makke, C. Labergere, and N. Recho, ‘A Finite Element Method to Predict the Mechanical Behavior of a Pre-Structured Material Manufactured by Fused Filament Fabrication in 3D Printing’, *Applied Sciences*, vol. 11, no. 11, p. 5075, May 2021, doi: 10.3390/app11115075.
- ✍ J. Marae Djouda *et al.*, ‘Experimental approach for microscale mechanical characterization of polymeric structured materials obtained by additive manufacturing’, *Polymer Testing*, vol. 89, p. 106634, Sep. 2020, doi: 10.1016/j.polymertesting.2020.106634.
- ✍ M. A. Bouaziz, J. Marae-Djouda, M. Zouaoui, J. Gardan, and F. Hild, ‘Crack growth measurement and  $J$  -integral evaluation of additively manufactured polymer using digital image correlation and FE modeling’, *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, p. ffe.13431, Feb. 2021, doi: 10.1111/ffe.13431.
- ✍ M. Zouaoui, J. Gardan, P. Lafon, A. Makke, C. Labergere, and N. Recho, ‘Effect of trajectories crossing angle on the stiffness of a pre-structured material in 3D printing’ (In progress)

### Publications dans des congrès internationaux avec articles étendus (>3 pages)

- ✍ M. Zouaoui, J. Gardan, P. Lafon, C. Labergere, A. Makke, and N. Recho, ‘Transverse Isotropic Behavior Identification using Digital Image Correlation of a Pre-structured Material Manufactured by 3D Printing’, *Procedia Structural Integrity*, vol. 28, pp. 978–985, 2020, doi: 10.1016/j.prostr.2020.11.112.
- ✍ M. Zouaoui *et al.*, ‘Numerical Prediction of 3D Printed Specimens Based on a Strengthening Method of Fracture Toughness’, *Procedia CIRP*, vol. 81, pp. 40–44, 2019, doi: 10.1016/j.procir.2019.03.008.
- ✍ J. Marae Djouda *et al.*, ‘Local scale fracture characterization of an advanced structured material manufactured by fused deposition modeling in 3D printing.’, *Frattura ed Integrità Strutturale*, vol. 14, no. 51, pp. 534–540, Dec. 2019, doi: 10.3221/IGF-ESIS.51.40.

- ✎ M. Zouaoui, O. Saifouni, J. Gardan, A. Makke, N. Recho, J.Kauffmann and P.Lafon  
'Improvement of fracture toughness based on auxetic patterns fabricated by metallic  
extrusion in 3D printing', *ECF23* (In progress)

**Publications dans des congrès nationaux avec articles étendus (>3 pages)**

- ✎ M. Zouaoui, C. Labergere, J. Gardan, A. Makke, N. Recho, and P. Lafon, 'Finite  
element modeling and anisotropy implementation in 3D printed structures using an  
optimized method', p. 10, 2019.

## Références bibliographiques

- [1] J. Gardan, ‘Smart materials in additive manufacturing: state of the art and trends’, *Virtual and Physical Prototyping*, vol. 14, no. 1, pp. 1–18, Jan. 2019, doi: 10.1080/17452759.2018.1518016.
- [2] J. Gardan, A. Makke, and N. Recho, ‘A Method to Improve the Fracture Toughness Using 3D Printing by Extrusion Deposition’, *Procedia Structural Integrity*, vol. 2, pp. 144–151, 2016, doi: 10.1016/j.prostr.2016.06.019.
- [3] 14:00-17:00, ‘ISO/ASTM 52900:2015’, *ISO*. <https://www.iso.org/cms/render/live/fr/sites/isoorg/contents/data/standard/06/96/69669.html> (accessed Jun. 07, 2021).
- [4] M. Attaran, ‘The rise of 3-D printing: The advantages of additive manufacturing over traditional manufacturing’, *Business Horizons*, vol. 60, no. 5, pp. 677–688, Sep. 2017, doi: 10.1016/j.bushor.2017.05.011.
- [5] S. Ford and M. Despeisse, ‘Additive manufacturing and sustainability: an exploratory study of the advantages and challenges’, *Journal of Cleaner Production*, vol. 137, pp. 1573–1587, Nov. 2016, doi: 10.1016/j.jclepro.2016.04.150.
- [6] K. V. Wong and A. Hernandez, ‘A Review of Additive Manufacturing’, *ISRN Mechanical Engineering*, vol. 2012, pp. 1–10, Aug. 2012, doi: 10.5402/2012/208760.
- [7] U. M. Dilberoglu, B. Gharehpapagh, U. Yaman, and M. Dolen, ‘The Role of Additive Manufacturing in the Era of Industry 4.0’, *Procedia Manufacturing*, vol. 11, pp. 545–554, 2017, doi: 10.1016/j.promfg.2017.07.148.
- [8] M. K. Thompson *et al.*, ‘Design for Additive Manufacturing: Trends, opportunities, considerations, and constraints’, *CIRP Annals*, vol. 65, no. 2, pp. 737–760, 2016, doi: 10.1016/j.cirp.2016.05.004.
- [9] E. Asadollahiyazdi, ‘Integrated design of Additive Manufacturing based on Design For Manufacturing and skin-skeleton models’, p. 275.
- [10] K. S. Prakash, T. Nancharaih, and V. V. S. Rao, ‘Additive Manufacturing Techniques in Manufacturing -An Overview’, *Materials Today: Proceedings*, vol. 5, no. 2, pp. 3873–3882, 2018, doi: 10.1016/j.matpr.2017.11.642.

- [11] K. V. Wong and A. Hernandez, 'A Review of Additive Manufacturing', *ISRN Mechanical Engineering*, vol. 2012, pp. 1–10, Aug. 2012, doi: 10.5402/2012/208760.
- [12] D. V. Mahindru and P. Mahendru, 'Review of Rapid Prototyping-Technology for the Future', p. 13, 2013.
- [13] C. K. Chua, K. F. Leong, and C. S. Lim, *Rapid prototyping: principles and applications*, 2nd ed. New Jersey: World Scientific, 2003.
- [14] A. Torres Marques, S. Esteves, J. P. T. Pereira, and L. M. Oliveira, Eds., *Additive Manufacturing Hybrid Processes for Composites Systems*, vol. 129. Cham: Springer International Publishing, 2020. doi: 10.1007/978-3-030-44522-5.
- [15] J. M. Chacón, M. A. Caminero, E. García-Plaza, and P. J. Núñez, 'Additive manufacturing of PLA structures using fused deposition modelling: Effect of process parameters on mechanical properties and their optimal selection', *Materials & Design*, vol. 124, pp. 143–157, Jun. 2017, doi: 10.1016/j.matdes.2017.03.065.
- [16] J. Jiang, X. Xu, and J. Stringer, 'Support Structures for Additive Manufacturing: A Review', *JMMP*, vol. 2, no. 4, p. 64, Sep. 2018, doi: 10.3390/jmmp2040064.
- [17] N. Aliheidari, J. Christ, R. Tripuraneni, S. Nadimpalli, and A. Ameli, 'Interlayer adhesion and fracture resistance of polymers printed through melt extrusion additive manufacturing process', *Materials & Design*, vol. 156, pp. 351–361, Oct. 2018, doi: 10.1016/j.matdes.2018.07.001.
- [18] Wang *et al.*, 'Flexure Behaviors of ABS-based Composites Containing Carbon and Kevlar Fibers by Material Extrusion 3D Printing', *Polymers*, vol. 11, no. 11, p. 1878, Nov. 2019, doi: 10.3390/polym11111878.
- [19] J. C. Riddick, M. A. Haile, R. V. Wahlde, D. P. Cole, O. Bamiduro, and T. E. Johnson, 'Fractographic analysis of tensile failure of acrylonitrile-butadiene-styrene fabricated by fused deposition modeling', *Additive Manufacturing*, vol. 11, pp. 49–59, Jul. 2016, doi: 10.1016/j.addma.2016.03.007.
- [20] J. Gardan, A. Makke, and N. Recho, 'Improving the fracture toughness of 3D printed thermoplastic polymers by fused deposition modeling', *International Journal of Fracture*, vol. 210, no. 1–2, pp. 1–15, Mar. 2018, doi: 10.1007/s10704-017-0257-4.

- [21] V. Cabreira and R. M. C. Santana, 'Effect of infill pattern in Fused Filament Fabrication (FFF) 3D Printing on materials performance', *Matéria (Rio J.)*, vol. 25, no. 3, p. e-12826, 2020, doi: 10.1590/s1517-707620200003.1126.
- [22] N. Ayrimis, 'Effect of layer thickness on surface properties of 3D printed materials produced from wood flour/PLA filament', *Polymer Testing*, vol. 71, pp. 163–166, Oct. 2018, doi: 10.1016/j.polymertesting.2018.09.009.
- [23] P. Geng *et al.*, 'Effects of extrusion speed and printing speed on the 3D printing stability of extruded PEEK filament', *Journal of Manufacturing Processes*, vol. 37, pp. 266–273, Jan. 2019, doi: 10.1016/j.jmapro.2018.11.023.
- [24] E. Cuan-Urquizo, E. Barocio, V. Tejada-Ortigoza, R. Pipes, C. Rodriguez, and A. Roman-Flores, 'Characterization of the Mechanical Properties of FFF Structures and Materials: A Review on the Experimental, Computational and Theoretical Approaches', *Materials*, vol. 12, no. 6, p. 895, Mar. 2019, doi: 10.3390/ma12060895.
- [25] S. H. Ahn, C. Baek, S. Lee, and I. S. Ahn, 'Anisotropic Tensile Failure Model of Rapid Prototyping Parts - Fused Deposition Modeling (FDM)', *International Journal of Modern Physics B*, vol. 17, no. 08n09, pp. 1510–1516, Apr. 2003, doi: 10.1142/S0217979203019241.
- [26] M. Montero, S. Roundy, D. Odell, S.-H. Ahn, and P. K. Wright, 'Material Characterization of Fused Deposition Modeling (FDM) ABS by Designed Experiments', p. 21, 2001.
- [27] C. Ziemian, M. Sharma, and S. Ziemian, 'Anisotropic Mechanical Properties of ABS Parts Fabricated by Fused Deposition Modelling', *Mechanical Engineering*, p. 25.
- [28] A. M. Forster, 'Materials Testing Standards for Additive Manufacturing of Polymer Materials: State of the Art and Standards Applicability', National Institute of Standards and Technology, NIST IR 8059, May 2015. doi: 10.6028/NIST.IR.8059.
- [29] C. Bellehumeur, L. Li, Q. Sun, and P. Gu, 'Modeling of Bond Formation Between Polymer Filaments in the Fused Deposition Modeling Process', *Journal of Manufacturing Processes*, vol. 6, no. 2, pp. 170–178, Jan. 2004, doi: 10.1016/S1526-6125(04)70071-7.

- [30] Q. Sun, G. M. Rizvi, C. T. Bellehumeur, and P. Gu, 'Effect of processing conditions on the bonding quality of FDM polymer filaments', *Rapid Prototyping Journal*, vol. 14, no. 2, pp. 72–80, Mar. 2008, doi: 10.1108/13552540810862028.
- [31] S. Garzon-Hernandez, D. Garcia-Gonzalez, A. Jérusalem, and A. Arias, 'Design of FDM 3D printed polymers: An experimental-modelling methodology for the prediction of mechanical properties', *Materials & Design*, vol. 188, p. 108414, Mar. 2020, doi: 10.1016/j.matdes.2019.108414.
- [32] C. T. Bellehumeur, M. K. Bisaria, and J. Vlachopoulos, 'An experimental study and model assessment of polymer sintering', *Polym. Eng. Sci.*, vol. 36, no. 17, pp. 2198–2207, Sep. 1996, doi: 10.1002/pen.10617.
- [33] J. F. Rodríguez, J. P. Thomas, and J. E. Renaud, 'Design of Fused-Deposition ABS Components for Stiffness and Strength', *Journal of Mechanical Design*, vol. 125, no. 3, pp. 545–551, Sep. 2003, doi: 10.1115/1.1582499.
- [34] O. Bamiduro, G. Owolabi, M. A. Haile, and J. C. Riddick, 'The influence of load direction, microstructure, raster orientation on the quasi-static response of fused deposition modeling ABS', *RPJ*, vol. 25, no. 3, pp. 462–472, Apr. 2019, doi: 10.1108/RPJ-04-2018-0087.
- [35] B. Rankouhi, S. Javadpour, F. Delfanian, and T. Letcher, 'Failure Analysis and Mechanical Characterization of 3D Printed ABS With Respect to Layer Thickness and Orientation', *J Fail. Anal. and Preven.*, vol. 16, no. 3, pp. 467–481, Jun. 2016, doi: 10.1007/s11668-016-0113-2.
- [36] K. R. Hart, R. M. Dunn, and E. D. Wetzel, 'Increased fracture toughness of additively manufactured semi-crystalline thermoplastics via thermal annealing', *Polymer*, vol. 211, p. 123091, Dec. 2020, doi: 10.1016/j.polymer.2020.123091.
- [37] Y. Zhang and S. K. Moon, 'The Effect of Annealing on Additive Manufactured ULTEM™ 9085 Mechanical Properties', *Materials*, vol. 14, no. 11, p. 2907, May 2021, doi: 10.3390/ma14112907.
- [38] T. J. Coogan and D. O. Kazmer, 'Bond and part strength in fused deposition modeling', *RPJ*, vol. 23, no. 2, pp. 414–422, Mar. 2017, doi: 10.1108/RPJ-03-2016-0050.

- [39] W. Wu, P. Geng, G. Li, D. Zhao, H. Zhang, and J. Zhao, 'Influence of Layer Thickness and Raster Angle on the Mechanical Properties of 3D-Printed PEEK and a Comparative Mechanical Study between PEEK and ABS', *Materials*, vol. 8, no. 9, pp. 5834–5846, Sep. 2015, doi: 10.3390/ma8095271.
- [40] C. S. Davis, K. E. Hillgartner, S. H. Han, and J. E. Seppala, 'Mechanical strength of welding zones produced by polymer extrusion additive manufacturing', *Additive Manufacturing*, vol. 16, pp. 162–166, Aug. 2017, doi: 10.1016/j.addma.2017.06.006.
- [41] J. Allum, A. Moetazedian, A. Gleadall, and V. V. Silberschmidt, 'Interlayer bonding has bulk-material strength in extrusion additive manufacturing: New understanding of anisotropy', *Additive Manufacturing*, vol. 34, p. 101297, Aug. 2020, doi: 10.1016/j.addma.2020.101297.
- [42] L. Roy Xu and D. Leguillon, 'Dual-Notch Void Model to Explain the Anisotropic Strengths of 3D Printed Polymers', *J. Eng. Mater. Technol*, vol. 142, no. 1, Aug. 2019, doi: 10.1115/1.4044282.
- [43] A. Rezaee and A. Adnan, 'On the elastic stress singularities and mode I notch stress intensity factor for 3D printed polymers', *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 204, pp. 235–245, Dec. 2018, doi: 10.1016/j.engfracmech.2018.09.035.
- [44] G. Wu, N. A. Langrana, R. Sadanji, and S. Danforth, 'Solid freeform fabrication of metal components using fused deposition of metals', *Materials & Design*, vol. 23, no. 1, pp. 97–105, Feb. 2002, doi: 10.1016/S0261-3069(01)00079-6.
- [45] M. A. Bouaziz, J. M. Djouda, J. Kauffmann, and F. Hild, 'Microscale mechanical characterization of 17-4PH stainless steel fabricated by Atomic Diffusion Additive Manufacturing (ADAM)', *Procedia Structural Integrity*, vol. 28, pp. 1039–1046, 2020, doi: 10.1016/j.prostr.2020.11.119.
- [46] T. C. Henry, M. A. Morales, D. P. Cole, C. M. Shumeyko, and J. C. Riddick, 'Mechanical behavior of 17-4 PH stainless steel processed by atomic diffusion additive manufacturing', *Int J Adv Manuf Technol*, vol. 114, no. 7–8, pp. 2103–2114, Jun. 2021, doi: 10.1007/s00170-021-06785-1.
- [47] M. Galati and P. Minetola, 'Analysis of Density, Roughness, and Accuracy of the Atomic Diffusion Additive Manufacturing (ADAM) Process for Metal Parts', *Materials*, vol. 12, no. 24, p. 4122, Dec. 2019, doi: 10.3390/ma12244122.



- [48] M. G. D. Geers, V. G. Kouznetsova, K. Matouš, and J. Yvonnet, ‘Homogenization Methods and Multiscale Modeling: Nonlinear Problems’, in *Encyclopedia of Computational Mechanics Second Edition*, E. Stein, R. de Borst, and T. J. R. Hughes, Eds. Chichester, UK: John Wiley & Sons, Ltd, 2017, pp. 1–34. doi: 10.1002/9781119176817.ecm2107.
- [49] A. Nasirov and I. Fidan, ‘Prediction of mechanical properties of fused filament fabricated structures via asymptotic homogenization’, *Mechanics of Materials*, vol. 145, p. 103372, Jun. 2020, doi: 10.1016/j.mechmat.2020.103372.
- [50] L. Sánchez-Balanzar, F. Velázquez-Villegas, L. Ruiz-Huerta, and A. Caballero-Ruiz, ‘A multiscale analysis approach to predict mechanical properties in fused deposition modeling parts’, *Int J Adv Manuf Technol*, May 2021, doi: 10.1007/s00170-021-07287-w.
- [51] M. S. Anoop and P. Senthil, ‘Microscale representative volume element based numerical analysis on mechanical properties of fused deposition modelling components’, *Materials Today: Proceedings*, p. S2214785320363513, Sep. 2020, doi: 10.1016/j.matpr.2020.08.469.
- [52] P. Biswas, S. Guessasma, and J. Li, ‘Numerical prediction of orthotropic elastic properties of 3D-printed materials using micro-CT and representative volume element’, *Acta Mech*, vol. 231, no. 2, pp. 503–516, Feb. 2020, doi: 10.1007/s00707-019-02544-2.
- [53] S. Sheth and R. M. Taylor, ‘Numerical Investigation of Stiffness Properties of FDM Parts as a Function of Raster Orientation’, p. 9, 2017.
- [54] A. Bellini and S. Güçeri, ‘Mechanical characterization of parts fabricated using fused deposition modeling’, *Rapid Prototyping Journal*, vol. 9, no. 4, pp. 252–264, Oct. 2003, doi: 10.1108/13552540310489631.
- [55] S. Ahn, M. Montero, D. Odell, S. Roundy, and P. K. Wright, ‘Anisotropic material properties of fused deposition modeling ABS’, *Rapid Prototyping Journal*, vol. 8, no. 4, pp. 248–257, Oct. 2002, doi: 10.1108/13552540210441166.
- [56] J. F. Rodríguez, J. P. Thomas, and J. E. Renaud, ‘Mechanical behavior of acrylonitrile butadiene styrene (ABS) fused deposition materials. Experimental investigation’, *Rapid Prototyping Journal*, vol. 7, no. 3, pp. 148–158, Aug. 2001, doi: 10.1108/13552540110395547.

- [57] C. O. Balderrama-Armendariz, E. MacDonald, D. Espalin, D. Cortes-Saenz, R. Wicker, and A. Maldonado-Macias, 'Torsion analysis of the anisotropic behavior of FDM technology', *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Jan. 2018, doi: 10.1007/s00170-018-1602-0.
- [58] M. Seif, 'Failure Analysis and Quality Assessment of 3D Printed ABS Parts', p. 9, 2018.
- [59] J. T. Cantrell *et al.*, 'Experimental characterization of the mechanical properties of 3D-printed ABS and polycarbonate parts', *Rapid Prototyping Journal*, vol. 23, no. 4, pp. 811–824, Jun. 2017, doi: 10.1108/RPJ-03-2016-0042.
- [60] D. Croccolo, M. De Agostinis, and G. Olmi, 'Experimental characterization and analytical modelling of the mechanical behaviour of fused deposition processed parts made of ABS-M30', *Computational Materials Science*, vol. 79, pp. 506–518, Nov. 2013, doi: 10.1016/j.commatsci.2013.06.041.
- [61] M. S. Uddin, M. F. R. Sidek, M. A. Faizal, R. Ghomashchi, and A. Pramanik, 'Evaluating Mechanical Properties and Failure Mechanisms of Fused Deposition Modeling Acrylonitrile Butadiene Styrene Parts', *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, vol. 139, no. 8, p. 081018, Aug. 2017, doi: 10.1115/1.4036713.
- [62] C. Casavola, A. Cazzato, V. Moramarco, and C. Pappalettere, 'Orthotropic mechanical properties of fused deposition modelling parts described by classical laminate theory', *Materials & Design*, vol. 90, pp. 453–458, Jan. 2016, doi: 10.1016/j.matdes.2015.11.009.
- [63] G. Alaimo, 'Influence of meso-structure and chemical composition on FDM 3D-printed parts', *Composites Part B*, p. 10, 2017.
- [64] R. Zou *et al.*, 'Isotropic and anisotropic elasticity and yielding of 3D printed material', *Composites Part B: Engineering*, vol. 99, pp. 506–513, Aug. 2016, doi: 10.1016/j.compositesb.2016.06.009.
- [65] S. Dai, Z. C. Deng, Y. J. Yu, K. Zhang, S. H. Wang, and J. Ye, 'Orthotropic elastic behaviors and yield strength of fused deposition modeling materials: Theory and experiments', *Polymer Testing*, vol. 87, p. 106520, Jul. 2020, doi: 10.1016/j.polymertesting.2020.106520.

- [66] Y. Zhao, Y. Chen, and Y. Zhou, 'Novel mechanical models of tensile strength and elastic property of FDM AM PLA materials: Experimental and theoretical analyses', *Materials & Design*, vol. 181, p. 108089, Nov. 2019, doi: 10.1016/j.matdes.2019.108089.
- [67] S. Bhandari, R. A. Lopez-Anido, L. Wang, and D. J. Gardner, 'Elasto-Plastic Finite Element Modeling of Short Carbon Fiber Reinforced 3D Printed Acrylonitrile Butadiene Styrene Composites', *JOM*, vol. 72, no. 1, pp. 475–484, Jan. 2020, doi: 10.1007/s11837-019-03895-w.
- [68] J. Li, S. Yang, D. Li, and V. Chalivendra, 'Numerical and experimental studies of additively manufactured polymers for enhanced fracture properties', *Engineering Fracture Mechanics*, Nov. 2018, doi: 10.1016/j.engfracmech.2018.11.001.
- [69] R. Ghandriz, K. Hart, and J. Li, 'Extended finite element method (XFEM) modeling of fracture in additively manufactured polymers', *Additive Manufacturing*, vol. 31, p. 100945, Jan. 2020, doi: 10.1016/j.addma.2019.100945.
- [70] Madhukar Somireddy and Aleksander Czekanski, 'Mechanical Characterization of Additively Manufactured Parts by FE Modeling of Mesostructure', *JMMP*, vol. 1, no. 2, p. 18, Nov. 2017, doi: 10.3390/jmmp1020018.
- [71] M. Domingo-Espin, J. M. Puigoriol-Forcada, A.-A. Garcia-Granada, J. Llumà, S. Borros, and G. Reyes, 'Mechanical property characterization and simulation of fused deposition modeling Polycarbonate parts', *Materials & Design*, vol. 83, pp. 670–677, Oct. 2015, doi: 10.1016/j.matdes.2015.06.074.
- [72] M. Somireddy and A. Czekanski, 'Mechanical Characterization of Additively Manufactured Parts by FE Modeling of Mesostructure', p. 22, 2017.
- [73] R. H. Hambali, H. K. Celik, P. C. Smith, A. E. W. Rennie, and M. Ucar, 'Effect of Build Orientation on FDM Parts: A Case Study for Validation of Deformation Behaviour by FEA', p. 5, 2010.
- [74] A. Cattenone, S. Morganti, G. Alaimo, and F. Auricchio, 'Finite Element Analysis of Additive Manufacturing Based on Fused Deposition Modeling: Distortions Prediction and Comparison With Experimental Data', *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, vol. 141, no. 1, p. 011010, Jan. 2019, doi: 10.1115/1.4041626.

- [75] S. Madugula, L. Moreau, and P. Adragna, ‘Strategy to Optimize the Infill Structure of the Part Produced by Fused Deposition Modelling Process’, presented at the 14th WCCM-ECCOMAS Congress, 2021. doi: 10.23967/wccm-eccomas.2020.319.
- [76] S. Madugula and L. Giraud-Moreau, ‘Renforcement de la structure interne de pièces imprimées par une technique de remaillage adaptée à l’extrusion en continu’, p. 9.
- [77] A. M. Mirzendehtdel, B. Rankouhi, and K. Suresh, ‘Strength-based topology optimization for anisotropic parts’, *Additive Manufacturing*, vol. 19, pp. 104–113, Jan. 2018, doi: 10.1016/j.addma.2017.11.007.
- [78] C. R. de Lima and G. H. Paulino, ‘Auxetic structure design using compliant mechanisms: A topology optimization approach with polygonal finite elements’, *Advances in Engineering Software*, vol. 129, pp. 69–80, Mar. 2019, doi: 10.1016/j.advengsoft.2018.12.002.
- [79] J. Kim and B. S. Kang, ‘Enhancing Structural Performance of Short Fiber Reinforced Objects through Customized Tool-Path’, *Applied Sciences*, vol. 10, no. 22, p. 8168, Nov. 2020, doi: 10.3390/app10228168.
- [80] J. Kim and B. S. Kang, ‘Optimization of Design Process of Fused Filament Fabrication (FFF) 3D Printing’, in *Volume 2: Advanced Manufacturing*, Pittsburgh, Pennsylvania, USA, Nov. 2018, p. V002T02A060. doi: 10.1115/IMECE2018-87916.
- [81] J. Kim, ‘OPTIMIZATION OF DESIGN AND MANUFACTURING PROCESS OF FUSION FILAMENT FABRICATION (FFF) 3D PRINTING’, PhD, West Virginia University Libraries, 2018. doi: 10.33915/etd.7197.
- [82] J. Gardan, A. Makke, and N. Recho, ‘Fracture Improvement by Reinforcing the Structure of Acrylonitrile Butadiene Styrene Parts Manufactured by Fused Deposition Modeling’, *3D Printing and Additive Manufacturing*, Jun. 2018, doi: 10.1089/3dp.2017.0039.
- [83] P. Lanzillotti, J. Gardan, A. Makke, and N. Recho, ‘Enhancement of fracture toughness under mixed mode loading of ABS specimens produced by 3D printing’, *RPJ*, vol. 25, no. 4, pp. 679–689, May 2019, doi: 10.1108/RPJ-09-2018-0247.
- [84] T. Keiichiro and I. Hitoshi, ‘Elastic-plastic fracture toughness test under mixed mode I-II loading’, *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 41, no. 4, pp. 529–540, Mar. 1992, doi: 10.1016/0013-7944(92)90299-T.

- [85] ‘Slic3r Manual – Welcome to the Slic3r Manual’. <https://manual.slic3r.org/> (accessed Jun. 24, 2020).
- [86] D20 Committee, ‘Test Method for Tensile Properties of Plastics’, ASTM International. doi: 10.1520/D0638-14.
- [87] S.-F. Hwang, M.-C. Shen, and B.-B. Hsu, ‘Strain measurement of polymer materials by digital image correlation combined with finite-element analysis’, *J Mech Sci Technol*, vol. 29, no. 10, pp. 4189–4195, Oct. 2015, doi: 10.1007/s12206-015-0913-4.
- [88] J. Blaber, B. Adair, and A. Antoniou, ‘Ncorr: Open-Source 2D Digital Image Correlation Matlab Software’, *Exp Mech*, vol. 55, no. 6, pp. 1105–1122, Jul. 2015, doi: 10.1007/s11340-015-0009-1.
- [89] B. Pan, ‘Full-field strain measurement using a two-dimensional Savitzky-Golay digital differentiator in digital image correlation’, *Opt. Eng*, vol. 46, no. 3, p. 033601, Mar. 2007, doi: 10.1117/1.2714926.
- [90] Harilal Ramesh and Ramji M, ‘Adaptation of Open Source 2D DIC Software Ncorr for Solid Mechanics Applications’, 2014, doi: 10.13140/2.1.4994.1442.
- [91] M. A. Dundar, G. S. Dhaliwal, E. Ayorinde, and M. Al-Zubi, ‘Tensile, compression, and flexural characteristics of acrylonitrile–butadiene–styrene at low strain rates: Experimental and numerical investigation’, *Polymers and Polymer Composites*, p. 0967391120916619, Apr. 2020, doi: 10.1177/0967391120916619.
- [92] S. Garzon-Hernandez, D. Garcia-Gonzalez, A. Jérusalem, and A. Arias, ‘Design of FDM 3D printed polymers: An experimental-modelling methodology for the prediction of mechanical properties’, *Materials & Design*, vol. 188, p. 108414, Mar. 2020, doi: 10.1016/j.matdes.2019.108414.
- [93] D. P. Cole, J. C. Riddick, H. M. Iftexhar Jaim, K. E. Strawhecker, and N. E. Zander, ‘Interfacial mechanical behavior of 3D printed ABS’, *Journal of Applied Polymer Science*, vol. 133, no. 30, Aug. 2016, doi: 10.1002/app.43671.
- [94] M. W. Hyer, *Stress analysis of fiber-reinforced composite materials*, Updated edition. Lancaster, Pennsylvania: DEStech Publications, Inc, 2009.
- [95] ‘A theory of the yielding and plastic flow of anisotropic metals’, *Proc. R. Soc. Lond. A*, vol. 193, no. 1033, pp. 281–297, May 1948, doi: 10.1098/rspa.1948.0045.

- [96] J. F. Rodríguez, J. P. Thomas, and J. E. Renaud, 'Mechanical behavior of acrylonitrile butadiene styrene (ABS) fused deposition materials. Experimental investigation', *Rapid Prototyping Journal*, vol. 7, no. 3, pp. 148–158, Aug. 2001, doi: 10.1108/13552540110395547.
- [97] 'Ultimaker Cura: un logiciel d'impression 3D puissant et facile à utiliser.', *ultimaker.com*. <https://ultimaker.com/fr/software/ultimaker-cura> (accessed May 03, 2021).
- [98] P. Lanzillotti, J. Gardan, A. Makke, and N. Recho, 'Enhancement of fracture toughness under mixed mode loading of ABS specimens produced by 3D printing', *Rapid Prototyping Journal*, Mar. 2019, doi: 10.1108/RPJ-09-2018-0247.
- [99] 'Linear elastic behavior'. <https://abaqus-docs.mit.edu/2017/English/SIMACAEMATRefMap/simamat-c-linearelastic.htm> (accessed May 20, 2021).
- [100] 'Anisotropic yield/creep'. <https://abaqus-docs.mit.edu/2017/English/SIMACAEMATRefMap/simamat-c-anisoyield.htm> (accessed Sep. 15, 2020).
- [101] M. Zouaoui, J. Gardan, P. Lafon, A. Makke, C. Labergere, and N. Recho, 'A Finite Element Method to Predict the Mechanical Behavior of a Pre-Structured Material Manufactured by Fused Filament Fabrication in 3D Printing', *Applied Sciences*, vol. 11, no. 11, p. 5075, May 2021, doi: 10.3390/app11115075.
- [102] M. Zouaoui, J. Gardan, P. Lafon, C. Labergere, A. Makke, and N. Recho, 'Transverse Isotropic Behavior Identification using Digital Image Correlation of a Pre-structured Material Manufactured by 3D Printing', p. 8.
- [103] L. ROBERT, V. Velay, N. Decultot, and S. Ramde, 'Identification of hardening parameters using finite element models and full-field measurements: some case studies', *Journal of Strain Analysis for Engineering Design*, vol. 47, no. 1, pp. 3–17, Jan. 2012, doi: 10.1177/0309324711430022.
- [104] J. Kajberg and G. Lindkvist, 'Characterisation of materials subjected to large strains by inverse modelling based on in-plane displacement fields', *International Journal of Solids and Structures*, vol. 41, no. 13, pp. 3439–3459, Jun. 2004, doi: 10.1016/j.ijsolstr.2004.02.021.

- [105] P. Sztetek and R. Olsson, 'Tensile stiffness distribution in impacted composite laminates determined by an inverse method', *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 39, no. 8, pp. 1282–1293, Aug. 2008, doi: 10.1016/j.compositesa.2007.10.005.
- [106] C. Cerbu, D. Xu, H. Wang, and I. C. Roşca, 'The use of Digital Image Correlation in determining the mechanical properties of materials', *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.*, vol. 399, p. 012007, Sep. 2018, doi: 10.1088/1757-899X/399/1/012007.
- [107] G. Williams, 'Measuring Mechanical Properties Using Digital Image Correlation and Finite Element Model Updating', p. 41.
- [108] L. Gornet, 'Généralités sur les matériaux composites', p. 48.

# Marouene ZOUAOUI

Doctorat : Matériaux, Mécanique, Optique, Nanotechnologies

Année 2021

## Étude numérique et caractérisations expérimentales d'un matériau architecturé issu de la fabrication additive

Une méthode de structuration des trajectoires par un dépôt de filament contrôlé en fabrication additive permet d'élaborer des matériaux architecturés capables de répondre à des fonctionnalités prédéfinies. Des études expérimentales antérieures dans le domaine de la rupture, reportent un gain de rigidité structurale et une augmentation de la ténacité grâce à cette structuration. Dans cette thèse, des essais de traction ont été menés avec différentes orientations de filament afin d'étudier leurs effets sur le comportement de la structure. Ils montrent que le comportement élastique du matériau architecturé est quasi isotrope. Cependant, une anisotropie prononcée est observée au niveau de sa limite élastique et sa résistance en traction. À la suite de cette première étape d'investigation, nous proposons un modèle par Éléments Finis basé sur l'attribution des repères locaux dans des éléments de maillage. Lors de cette recherche, le comportement mécanique a été modélisé avec une loi transverse isotrope dans le domaine élastique et une norme de Hill pour décrire son écoulement anisotrope. Un premier modèle numérique se montre capable de prédire le comportement en traction sans calculer l'air gaps alors que celui-ci s'est avéré insuffisant pour prédire le gain de rigidité. Une analyse des trajectoires de dépôt et de leurs recouvrements permet d'expliquer leur influence sur la rigidité structurale à un niveau mésoscopique. Un dernier modèle numérique a été ainsi configuré afin de mieux simuler l'effet de la structuration sur le comportement mécanique.

Mots clés : prototypage rapide – anisotropie – éléments finis, méthode des – matériaux, propriétés mécaniques.

## Numerical Study and Experimental Characterizations of an Architected Material from Additive Manufacturing

A trajectory structuring method in additive manufacturing makes it possible to develop architected materials capable of responding to predefined functionalities. In this thesis, we are interested in the modeling of an architected material obtained by fused filament fabrication. Previous experimental studies in the field of fracture report a gain in structural rigidity and an increase in fracture toughness thanks to this structuring method. Tensile tests were carried out with different filaments orientations in order to study the effect on the behavior of the structure. They show that the elastic behavior of the architected material is quasi-isotropic. However, anisotropy is observed at its elastic limit and tensile strength. Following this first stage of investigation, we propose a first Finite Element model based on local references assignment in mesh elements. During this research, the mechanical behavior was modeled using a transverse isotropic law in the elastic domain and a Hill criterion to describe its anisotropic yielding. This model is proven able of simulating the tensile behavior without calculating the porosity nevertheless it is insufficient to predict the rigidity enhancement. An analysis of the deposition trajectories correlates the effect of the trajectories crossings on the structural rigidity at a mesoscopic scale. A last digital model was thus configured to incorporate the effect of the structured trajectories on the mechanical behavior.

Keywords: rapid prototyping – anisotropy – finite element method – materials, mechanical properties.

Thèse réalisée en partenariat entre :

