



Aspects méthodologiques de la caractérisation en compression de composites à fibres longues

Abir Mejdoub

► To cite this version:

Abir Mejdoub. Aspects méthodologiques de la caractérisation en compression de composites à fibres longues. Mécanique [physics]. Université de Bordeaux, 2022. Français. NNT : 2022BORD0191 . tel-03813803

HAL Id: tel-03813803

<https://theses.hal.science/tel-03813803>

Submitted on 13 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.

MEMOIRE DE THESE

PRESENTEE À

L'UNIVERSITE DE BORDEAUX

ECOLE DOCTORALE SCIENCES PHYSIQUES ET DE L'INGENIEUR

Par **Abir MEJDOUB**

*ASPECTS METHODOLOGIQUES DE LA
CARACTERISATION EN COMPRESSION DE
COMPOSITES A FIBRES LONGUES*

Soutenue le 9 juin 2022

Membres du Jury :

M. Vincent KERYVIN	Professeur, IRDL / Univ. Bretagne Sud	Président
M. Christian HOCHARD	Professeur, LMA / Univ. Aix-Marseille	Rapporteur
M. Nicolas FELD	Ingénieur Docteur, SAFRAN	Examineur
M. Laurent GUILLAUMAT	Professeur, LAMPA / ENSAM Angers	Examineur
M. Christophe BOIS	Professeur, I2M / Univ. Bordeaux	Directeur de thèse
M. Jalal EL YAGOUBI	Maître de Conférences, I2M / Univ. Bordeaux	Co-encadrant

Remerciements

Ce travail s'est effectué au sein de l'institut de Mécanique et d'Ingénierie de Bordeaux durant quelques années et a nécessité une contribution importante de tous les acteurs. Je leur dois beaucoup, c'est grâce à eux que ces travaux de recherche ont pu être menés.

En premier lieu je tiens à remercier mes encadrants de thèse, le professeur Christophe BOIS et le maître de conférences Jalal El YAGOUBI pour m'avoir offert l'opportunité de réaliser une thèse sur un sujet qui m'intéressait. Je les remercie pour leur disponibilité, leur soutien et les précieux conseils qu'ils ont su me donner durant ces années de thèse. Je suis très reconnaissante à tout ce qu'ils m'ont apporté sur le plan professionnel et humain.

Je remercie aussi tous les membres du jury de ma thèse pour l'intérêt qu'ils ont porté à mes travaux et plus particulièrement Monsieur Vincent KERYVIN, professeur à l'université de Bretagne Sud, et Monsieur Christian HOCHARD, professeur à l'université de Marseille, d'avoir évalué mon travail en tant que rapporteurs, ainsi que Monsieur Laurent Guillaumat, professeur à l'ENSAM d'Angers et Monsieur Nicolas FELD, Ingénieur de recherche à Safran, d'y avoir participé. La soutenance de cette thèse a été l'occasion de discussions enrichissantes et des remarques intéressantes.

Une grande partie de cette thèse est basée sur des résultats expérimentaux. Je voudrais donc remercier toutes les personnes qui ont contribué au bon déroulement de la thèse sur l'aspect expérimental plus précisément le personnel technique du département Science et Génie des Matériaux : Matthieu et Jean-Marc et également du département Génie Mécanique et Production : Patrice, Adrien, Fred, Victor et Sébastien. Je les remercie tous pour leur aide et les précieux conseils dans la réalisation des différents essais. Un grand merci à Béatrice, Catherine et Hélène pour leur gestion administrative sans failles et pour leur gentillesse.

Je remercie tous les enseignants chercheurs et les personnels du site IUT à savoir Stéphane, Eric, François-Xavier, Olivier, Arnaud, Claire, Gille, Matthieu, Jean-Marc et Catherine... Tous pour la bonne ambiance qu'ils ont amenée et pour tout ce qu'ils ont pu m'apporter pendant ces années de thèse, ainsi que tous les doctorants (Eileen, Tanguy, Diego, Yann, Jean, ...), les chercheurs (Alexandre et Constance) et les post-doctorants (Florian) que j'ai pu croiser au cours de ma thèse. J'ai un remerciement tout particulier à Sana Werda pour ses conseils et son soutien durant les dernières années. Je remercie aussi tout précisément Mohamed pour son support moral, l'aide qu'il m'a apportée et sa patience face à mon stress au cours des derniers mois de ma thèse plus particulièrement le jour de la soutenance.

Enfin je remercie mes chers parents et ma merveilleuse sœur de m'avoir supportée durant ces longues années d'études, de m'avoir soutenu et encouragé à chaque moment. Je les remercie pour leur sacrifice et l'amour qu'ils me portent toujours. Je remercie aussi mes chères amies et amis pour tous ce qu'ils m'ont apporté et pour leur soutien moral. Et mon dernier remerciement est à mon mari, pour son support durant les moments les plus difficiles, pour son encouragement et pour son amour. Je vous aime TOUS !!

Table des Matières

TABLE DES MATIERES	I
GLOSSAIRE.....	IV
INTRODUCTION	1
CHAPITRE 1.....	5
REVUE DE BIBLIOGRAPHIE	5
1.1 Méthodes expérimentales	6
1.1.1. Essais de compression directs.....	7
1.1.2. Essais de compression induits par flexion.....	12
1.2 Phénoménologie de la rupture en compression des composites unidirectionnels	17
1.2.1. Formation d'une bande de plissement	17
1.2.2. Effet du comportement mécanique de la matrice et de son état	18
1.2.3. Effet de l'ondulation et du désalignement des fibres.....	21
1.2.4. Effet structure : prise en compte de paramètres à l'échelle du stratifié	23
1.3 Modèles pour l'estimation de la déformation à la rupture de composite unidirectionnel en compression pure.....	26
1.3.1. Modèles micromécaniques de flambage des fibres dans un milieu semi infini	26
1.3.2. Modèles pour la prise en compte des effets structures	29
1.4 Objectif vis-à-vis de l'état de l'art et démarche de la thèse	33
1.4.1. Objectif et démarche de la thèse	33
1.4.2. Matériau de l'étude.....	34
CHAPITRE 2.....	37
CARACTERISATION EN COMPRESSION POUR DES GRADIENTS DE DEFORMATION FAIBLES : ESSAIS DE FLEXION 4 POINTS SUR SANDWICH.....	37
2.1 Description des essais de flexion 4 points sur sandwichs dissymétriques	39
2.1.1. Choix des configurations d'essais	39
2.1.2. Configuration issue de la norme ASTM D5467	40
2.1.3.	45
2.1.3. Configuration issue des travaux de Lagunegrand.....	45
2.1.4. Montage d'essai et instrumentations	48
2.2 Modélisation par éléments finis	52
2.2.1. Géométrie, conditions limites et type d'analyse.....	52
2.2.2. Propriétés des matériaux	53
2.2.3. Propriétés d'interaction	55

2.3	Résultats et confrontation essais-calculs	59
2.3.1.	Configuration issue de la norme ASTM D5467	59
2.3.2.	Configuration issue des travaux de Lagunegrand.....	65
2.4	Utilisation des essais de flexion 4 points pour d'autres matériaux.....	76
2.4.1.	Faisabilité sur un composite à fibre de verre E	76
2.4.2.	Faisabilité sur un composite à fibre de carbone haut module	77
2.5	Conclusion sur les essais de flexion 4 points.....	78
CHAPITRE 3.....		81
CARACTERISATION EN COMPRESSION A DES GRADIENTS DE DEFORMATION ELEVES : ESSAIS DE FLEXION PURE SUR MONOLITHIQUE		81
3.1	Présentation des essais de flexion pure.....	82
3.1.1.	Description du dispositif d'essai.....	82
3.1.2.	Géométrie des éprouvettes	84
3.1.3.	Instrumentation et protocole d'essai	85
3.1.4.	Choix des configurations testées	85
3.2	Résultats	88
3.2.1.	Méthodes pour l'exploitation des résultats	88
3.2.2.	Rôle de la face des plaques sollicitée en compression	89
3.2.3.	Effets de structure : gradient et séquence d'empilement	90
3.2.4.	Effet de la fissuration matricielle dans les plis adjacents	95
3.2.5.	Effet de la température	98
3.2.6.	Effet du dépassement de la DLU du préimprégné.....	100
3.3	Conclusions	101
CHAPITRE 4.....		103
CONFRONTATION DES MESURES EXPERIMENTALES PAR FLEXION PURE AVEC UN CRITERE DE RUPTURE		103
4.1	Critère de micro-flambage	104
4.2	Identification expérimentale	107
4.2.1.	Essais de traction sur des stratifiés $[\pm 45]_{2s}$	107
4.2.2.	Mesures de la distribution de l'orientation des fibres	110
4.3	Identification des paramètres du critère.....	115
4.3.1.	Identification de la loi de Ramberg-Osgood	115
4.3.2.	Identification du défaut d'alignement des fibres	115
4.4	Confrontation des mesures expérimentales avec le modèle analytique de Grandidier	117
4.4.1.	Effet de la température	117
4.4.2.	Effet du gradient de déformation	119

4.4.3.Discussion	119
4.5 Conclusion sur la confrontation essais critère	122
CONCLUSION.....	123
ANNEXE	126
REFERENCES.....	131

Glossaire

E_c	Module du composite en compression sens fibre
E_i	Module de Young de l'élément i avec $i=\{1,2,3\}$ où 1=peau inf, 2=âme, 3=peau sup
E_1^0	Module de rigidité initial de la peau composite du sandwich
E_m	Module de la matrice
E_f	Module longitudinal de la fibre
G_{12}	Module de cisaillement du composite dans le plan
G_m	Module de cisaillement de la matrice
ϑ_i	Coefficient de poisson de l'élément i avec $i=\{1,2,3\}$ où 1=peau inf, 2=âme, 3=peau sup
ϑ_m	Coefficient de poisson de la matrice
f	Taux de fibres
r_{gf}	Rayon de giration de la fibre
ϕ_0	Défaut initial d'alignement des fibres
ϕ_0^{OP}	Défaut initial d'alignement des fibres hors plan
ϕ_0^{IP}	Défaut initial d'alignement des fibres dans le plan
$\emptyset$	Orientation des fibres par rapport à la direction du pli 0°
θ	Angle du plan de découpe
θ_m	Angle du plan de découpe mesurée par la méthode de Yurgartis
ω	Orientation de chaque fibre
l_e	Grand axe de l'ellipse d'une fibre découpé selon l'angle θ
d_{moyen}	Diamètre moyen des fibres
e_c	Épaisseur du pli sollicité en compression
e_b	Épaisseur caractéristique défini en fonction du mode de chargement et la nature du stratifié
C_s	Coefficient de structure défini par Gardin
n	Coefficient d'écrouissage de la loi de Ramberg-Osgood
α	Paramètre du modèle de Vittecoq
$\sigma_{rupture}$	Contrainte à la rupture en compression sens fibre
σ	Contrainte équivalente de flexion pure
σ_L	Contrainte longitudinale
σ_{xx}^i	Contrainte normale dans l'élément i , $i=\{1,2,3\}$ où 1=peau inf, 2=âme, 3=peau sup
σ_{rupt}^{flam}	Contrainte critique de flambement de la peau supérieur du sandwich
τ_{xy}^{cis}	Contrainte de cisaillement maximale dans l'âme du sandwich
τ_{rupt}^{cis}	Résistance de cisaillement de l'âme du sandwich
τ_{12}	Contrainte de cisaillement dans le plan

ε_c	Déformation à rupture en compression
ε_{0°	Déformation à l'extérieur du pli à 0°
ε_L	Déformation longitudinale
ε_T	Déformation transverse
γ_{12}	Glissement de cisaillement dans le plan
γ_{12}^c	Glissement de cisaillement critique de la loi Ramberg Osgood
g	Gradient de déformation au moment de la rupture du pli en compression
F	Effort appliqué sur les appuis du sandwich
F_{rupt}^{comp}	Effort conduisant à la rupture en compression de la peau supérieure du sandwich
F_{mes}	Effort mesuré par le capteur du dispositif de flexion pure
M_{fz}	Moment fléchissant appliqué entre les appuis centraux du sandwich
C_{rup}	Couple à la rupture pour les essais de flexion pure
λ	Dérivée de la rotation de la section droite selon l'épaisseur du sandwich
d	Bras de levier dans le sandwich
h_i	Épaisseur de l'élément i , $i=\{1,2,3\}$ où 1=peau inf, 2=âme, 3=peau sup
h_0	Position de la fibre neutre dans le sandwich
b	Largeur de l'éprouvette sandwich
e_t	Épaisseur des talons de l'éprouvette de flexion pure
h	Épaisseur de l'éprouvette de flexion pure
b_t	Largeur au niveau des talons de l'éprouvette de flexion pure
b_c	Largeur au niveau de la zone centrale de l'éprouvette de flexion pure
L	Longueur totale de l'éprouvette de flexion pure
l_t	Longueur des talons de l'éprouvette de flexion pure
R	Rayon de rétrécissement de l'éprouvette de flexion pure
θ_{rup}	Angle de rotation des mors pour rompre l'éprouvette en flexion pure
d_{roue}	Diamètre primitif des roues dentées de dispositif de flexion pure

Introduction

Motivations et objectifs

En raison de leurs performances spécifiques, les composites stratifiés à fibres longues sont très utilisés depuis des décennies dans de nombreux secteurs industriels. Dans l'aéronautique, le spatial et le sport de compétition, l'emploi des fibres de carbone et de matrices polymères à hautes performances sont privilégiés pour maximiser le gain de masse. Pour d'autres secteurs comme le naval et l'éolien, où le coût de production est primordial, on privilégie les fibres de verre et des matrices moins performantes dont le choix est avant tout piloté par le procédé de fabrication. Plus récemment, les objectifs de réduction d'émission de CO_2 ouvrent de nouvelles applications aux matériaux composites notamment dans des secteurs à grandes cadences de fabrication comme l'automobile. Par ailleurs, ces objectifs environnementaux poussent à utiliser les matériaux composites pour des pièces structurales de plus en plus complexes aussi bien en termes de géométrie que de conditions d'utilisation. Ces exigences de plus en plus fortes peuvent rentrer en contradiction avec les aptitudes pointues de matériaux composites dont les performances reposent sur un renfort uni- ou bidirectionnel. En effet, les propriétés spécifiques des composites, à l'origine de leur choix, sont définies dans la ou les directions de renforcement et généralement en traction. Les propriétés spécifiques gouvernées principalement ou partiellement par le comportement de la matrice sont souvent bien moins compétitives.

C'est en particulier le cas de la tenue en compression sens fibre. Dès le développement des premiers composites à matrice polymère et à renfort unidirectionnel, des études ont montré une différence de comportement en traction et en compression sens fibre. Si la rigidité en compression est proche de celle en traction, la résistance mécanique en compression est plus faible que celle en traction pour la quasi-totalité des types de fibre. La phénoménologie à l'origine de cette différence de tenue mécanique a été largement discutée dans la littérature à la fois par des analyses expérimentales et théoriques. Ainsi le mécanisme à l'origine de la rupture en compression sens fibre est un processus d'instabilité micromécanique conduisant au flambage des fibres. Cette instabilité est fortement pilotée par l'agencement initial du renfort fibreux et le comportement de la matrice qui joue le rôle de fondation. Ce processus, ainsi que les nombreux paramètres l'influençant, seront décrits dans le premier chapitre de ce manuscrit. La complexité du phénomène a conduit à de nombreux travaux aussi bien expérimentaux que théoriques. L'instabilité micromécanique est difficile à isoler lors d'essais macroscopiques justifiant la variété des dispositifs expérimentaux proposés dans la littérature. En parallèle, le caractère multi-échelle et multifactoriel a poussé de nombreux chercheurs à proposer des modélisations analytiques et numériques afin d'analyser et prédire la tenue en compression sens fibre. Ces différents travaux seront également présentés dans le premier chapitre.

Paradoxalement à première vue, les travaux de la littérature s'appuient rarement sur un dialogue essais calcul. Les confrontations entre résultats d'essais et modèle prédictif sont au final assez peu nombreuses au regard de la quantité de publications sur le sujet. Par ailleurs, ces travaux sont rarement exploités pour identifier de manière robuste les

paramètres des modèles ou simplement améliorer la compréhension des mécanismes en jeu. Ce constat peut s'expliquer en partie par le nombre de paramètres introduits dans les modèles micromécaniques. Il est en effet souvent difficile d'identifier l'ensemble de ces paramètres et encore plus difficile de les faire varier indépendamment pour valider leur rôle dans la modélisation. De plus, les hypothèses simplificatrices introduites notamment sur le comportement de la matrice et l'agencement du renfort fibreux produisent des paramètres difficiles à définir expérimentalement. Par ailleurs, les campagnes expérimentales visant à faire varier certains paramètres nécessitent de combiner différents dispositifs d'essais afin d'éviter les ruptures parasites. C'est à partir de ce constat que les objectifs et la démarche de la thèse ont été construits comme détaillé à la fin du premier chapitre.

La thèse vise ainsi à proposer une méthodologie expérimentale capable de dissocier clairement et qualitativement l'effet des principaux paramètres affectant la tenue en compression sens fibre. L'accent est mis sur le comportement de la matrice et l'effet du gradient de la déformation dans l'épaisseur.

Afin de balayer une plage de gradient importante, nous avons choisi d'utiliser deux types d'essais de flexion, la flexion 4 points sur sandwich présentant une peau en compression mince pour obtenir un gradient faible, et la flexion pure sur monolithique épais pour obtenir un gradient élevé.

Le principe retenu pour modifier le comportement de la matrice sans modifier l'arrangement fibreux consiste à exploiter la forte dépendance à la température du comportement des matrices polymères. Des essais à différentes températures sur des éprouvettes issues d'une même plaque permet de garantir l'invariabilité de l'arrangement fibreux. Une seconde piste consiste à comparer la tenue de composites ayant été fabriqués avec des préimprégnés dont les durées de stockage ou d'utilisation sont sensiblement différentes. Dans ce cas l'invariabilité de l'arrangement fibreux n'est a priori pas garantie en raison de la modification de l'état du pré-imprégné lors de la fabrication.

L'approche proposée se concrétise par une confrontation entre les résultats d'essais et un critère de rupture basé sur une approche micromécanique permettant de dissocier l'influence de différents paramètres.

Contenu du manuscrit

Le premier chapitre présente un état de l'art sur la tenue en compression sens fibre des composites à fibres longues. Cet état de l'art est divisé en trois parties. Tout d'abord les méthodes de caractérisation mécanique sont présentées. Puis la phénoménologie à l'origine de la rupture en compression est décrite et les effets des principaux facteurs influents sont détaillés. Enfin les principaux modèles prédictifs sont présentés au regard de la phénoménologie précédemment discutée. Cet état de l'art permet d'identifier certaines lacunes dont découle les objectifs de la thèse. Une démarche est alors proposée en fin de chapitre pour répondre à ces objectifs.

Le deuxième chapitre est consacré au développement et la mise en œuvre d'essais de flexion 4 points sur sandwich dissymétrique visant un gradient faible dans l'épaisseur. Différentes configurations d'éprouvette sont envisagées afin de repousser l'apparition des nombreux modes de rupture parasites. La conception et l'analyse des essais s'appuient sur

une modélisation par éléments finis intégrant les comportements non-linéaires influents. Les résultats mettent en avant les limites de ce type d'essai pour la caractérisation de composite à fibre de carbone haute résistance.

Le troisième chapitre est dédié aux essais de flexion pure utilisant un dispositif développé au sein du laboratoire sur la base de travaux de la littérature. Ces essais génèrent un gradient élevé dans l'épaisseur du stratifié monolithique. Tout d'abord, les résultats sur différentes stratifications sont présentés afin d'évaluer différents effets structure. Ensuite les résultats obtenus sur des éprouvettes unidirectionnelles testées à différentes températures et des éprouvettes fabriquées avec des préimprégnés ayant des durées de stockage ou d'utilisation différentes sont présentés. Ces essais permettent de mettre en évidence l'effet du gradient de déformation et le rôle du comportement de la matrice.

Le quatrième et dernier chapitre permet de confronter les résultats expérimentaux et un critère de rupture basé sur une approche micromécanique. Après une présentation synthétique du critère retenu, l'identification des éléments présents dans le critère, à savoir le comportement en cisaillement du composite et le défaut d'alignement des fibres, est détaillée. Bien que satisfaisante à la fois sur le rôle du comportement de la matrice et l'effet du gradient de déformation, la confrontation essais modèle soulève des questionnements qui sont posés et discutés.

Chapitre 1

Revue de bibliographie

Préambule

Ce chapitre permet d'introduire le sujet de la rupture en compression de composites à fibres longues. Celui-ci a donné lieu à un très grand nombre de publications et ce manuscrit n'en fait pas une revue exhaustive. La littérature montre que de très nombreuses avancées ont été accomplies. Des travaux tels que (Anthoine et al., 1998; Budiansky and Fleck, 1993; Daum et al., 2019; Kyriakides et al., 1995; Schultheisz and Waas, 1996) font état des différentes contributions en termes de méthodes, théories et outils développés pour répondre aux multiples questions soulevées dans le cadre de l'étude de la rupture en compression.

Sur le plan expérimental, plusieurs essais ont été proposés en tentant systématiquement d'approcher au plus près la caractérisation d'une résistance en compression intrinsèque au matériau, qui serait la moins sensible possible aux conditions d'essai. De nombreux travaux expérimentaux ont aussi contribué à améliorer la compréhension du mécanisme de rupture en compression et de sa sensibilité aux différents paramètres (matériau, stratifié, environnement, etc.).

Quant aux aspects de modélisation et de simulation, les différentes contributions ont permis d'affiner les outils, notamment la prise en compte des paramètres matériau ainsi que l'ensemble des facteurs que l'on englobe dans le terme « effet structure ». Dans la suite, nous verrons en particulier les approches classées comme suit : les modèles micromécaniques, les modèles multi-échelles et les critères de ruptures visant à offrir des solutions simples. Les avancées sur le plan de la description et la prédiction de la rupture en compression se sont appuyées sur des études expérimentales qui sont aussi discutées dans ce chapitre. La confrontation expérimentale permet de discuter le domaine de validité des modèles et de mettre en évidence un certain nombre de facteurs influents.

Néanmoins, l'étude bibliographique montre aussi que certaines questions sont encore ouvertes. Les difficultés mentionnées sont à la fois (1) la grande complexité à conduire des essais maîtrisés et (2) la multitude de facteurs influençant la survenue de la rupture en compression.

Dans la suite, je vais rappeler les principales méthodes expérimentales utilisées pour l'identification de la tenue en compression. Une deuxième section me permettra de présenter les mécanismes conduisant à la rupture du composite. Enfin, la dernière section traitera des outils de calculs de la résistance en compression.

1.1 Méthodes expérimentales

Il a été montré que la résistance ainsi que le module en compression, de composites à fibres longues sont plus faibles que celles en traction (Stevanovic, 1986) dans la direction des fibres. Les travaux théoriques, sur lesquels nous reviendrons par la suite, ont cherché à donner une explication à cet abaissement de propriétés. Néanmoins, ces résultats ont suscité un grand intérêt pour la caractérisation en compression. Ainsi, plusieurs types d'essais ont été proposés afin de solliciter une éprouvette en compression. La première difficulté évidente est la prise en compte de l'élancement de l'éprouvette qui conduirait à un flambage global. En effet, le protocole expérimental suivi doit permettre d'identifier la

relation entre les deux grandeurs : la déformation et la contrainte et doit également permettre de déterminer la résistance du matériau. Par conséquent, il est nécessaire de pouvoir identifier l'instant et la localisation de la rupture ainsi que la détermination de l'origine de la rupture. Dans (Eyer et al., 2017a), les auteurs rappellent les conditions à respecter pour valider un protocole expérimental :

- La rupture a lieu dans la zone utile de l'éprouvette
- La déformation est mesurable et uniforme dans la zone utile
- La rupture ne se produit pas suite à un flambage global.

Aux éléments précédents, nous pouvons ajouter qu'il est souhaitable que la géométrie de l'éprouvette puisse être représentative du procédé de fabrication. C'est ce qui a notamment justifié le développement par Soutis et al. (Soutis, 2000) d'un essai spécifique pour caractériser la tenue en compression de composites pultrudés.

Plusieurs montages ont donné lieu à des essais normalisés par les différents organismes : ASTM (American Society For Testing And Materials), SACMA (Suppliers Of Advanced Composite Materials Association), AFNOR, etc. Ces essais sont souvent classés selon le mode de chargement de l'éprouvette :

- Cisaillement à travers des talons,
- Chargement axial en bout d'éprouvette,
- Combinaison de chargement axial et cisaillement,
- Flexion.

1.1.1. Essais de compression directs

Chargement par cisaillement à travers les talons (shear loading).

Les montages de compression directe sont très répandus et sont utilisés pour la facilité de leur adaptation avec les machines de traction classiques. L'ensemble des essais sur éprouvette plate se caractérise par des éprouvettes courtes afin de repousser l'apparition d'un flambage global. On peut citer les méthodes couramment utilisées qui se distinguent par la forme de l'échantillon à tester ou bien par le mode de chargement : Celanese, IITRI et ASTM D 695 modifié. Les deux montages Celanese et IITRI sont décrits dans la norme ASTM D3410 et présentés sur la Figure 1-1. Dans ce cas, le mode de chargement est induit par cisaillement.

Pour la méthode d'essai de Celanese, la sollicitation est appliquée sur la bague conique qui est par la suite transmise au mors par cisaillement puis aux talons de l'éprouvette par cisaillement également comme illustré dans la Figure 1-2. Le montage est équipé de pions de guidage permettant de centrer le mors supérieur par rapport au mors inférieur.

Le montage IITRI est une version modifiée du montage de Celanese par l'université du Wyoming qui tente de palier aux problèmes rencontrés par l'essai Celanese. La principale modification se situe au niveau de la géométrie des différentes pièces du montage. Les mors sont devenus trapézoïdaux et la position indépendante des pions de centrage de l'épaisseur permet de tester des échantillons épais (de 4.3mm à 15.2mm). Par contre, l'inconvénient de ce montage est qu'on ne pourrait pas l'utiliser pour des essais en température vu qu'il pèse 43kg. Et afin de remédier à ce problème, l'université du

Wyoming a proposé une version moins encombrée de ce montage ne pesant plus que 10,45kg.

Ces essais ont été critiqués à plusieurs reprises pour les raisons suivantes (Montagnier and Hochard, 2005) :

- La rupture se produit très souvent au niveau des talons
- La longueur de jauge est très courte (de l'ordre de 10mm) et cela conduit à une hétérogénéité et un état multiaxial du champ de déformation
- La présence d'une déformation de flexion non négligeable

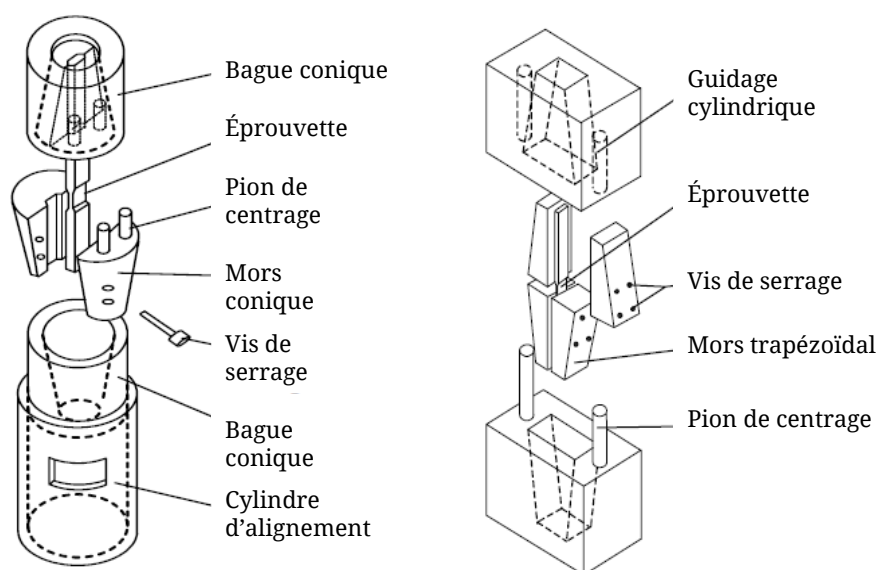


Figure 1-1. Schéma de principe du montage de Celanese (gauche) et IITRI (droite)

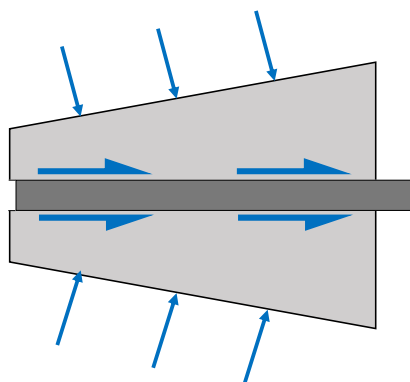


Figure 1-2. Principe de mode de chargement par cisaillement

Chargement en bout d'éprouvette (end loading).

La norme D695 modifiée décrit un montage adapté aux essais de caractérisation des matériaux composites dont le mode de chargement est par compression axiale en bout d'éprouvette. Un schéma de principe de ce montage est détaillé dans la Figure 1-3.

Les échantillons testés pour déterminer la résistance en compression sont dotés d'une zone utile de faible longueur (inférieure à 5 mm) permettant, uniquement, de positionner un

moyen de mesure de déformation (soit une jauge, soit un extensomètre). Le montage est équipé d'un dispositif d'anti-flambage. Un premier dispositif est utilisé pour déterminer le module de compression. Dans ce cas, l'éprouvette est testée sans talons ce qui ne permet pas d'aller à la rupture. Le deuxième, permet de mesurer la résistance en compression. Dans le cas de cette méthode, il est reporté dans la littérature les difficultés suivantes (Cocchi, 2020; Eyer, 2016) :

- La longueur de jauge est encore une fois très faible,
- La difficulté de mesurer la déformation en raison du dispositif d'anti-flambement,
- La présence de frottement entre l'éprouvette et le dispositif anti-flambage perturbe la détermination de la tenue en compression du composite.

Il est à noter que la rupture peut aussi se produire au niveau des talons ou par écrasement des extrémités (end crushing). Ainsi, les travaux de (Cocchi, 2020) proposent une modification de la géométrie de l'éprouvette (hourglass coupons) pour localiser la rupture dans la zone centrale dans le cas de stratifiés tissés équilibrés. Les difficultés persistent particulièrement pour les stratifiés unidirectionnel orienté à 0° .

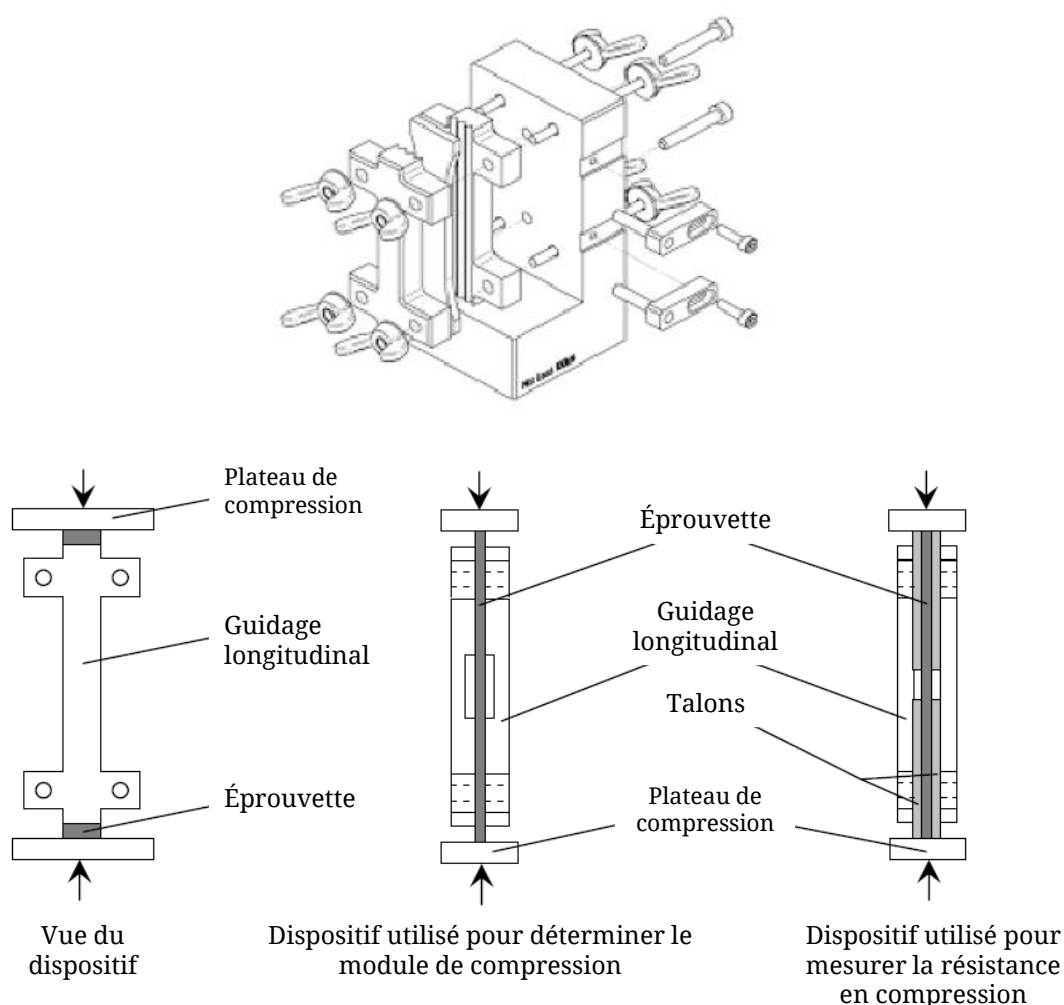


Figure 1-3. Schéma de principe du montage ASTM D695 modifié

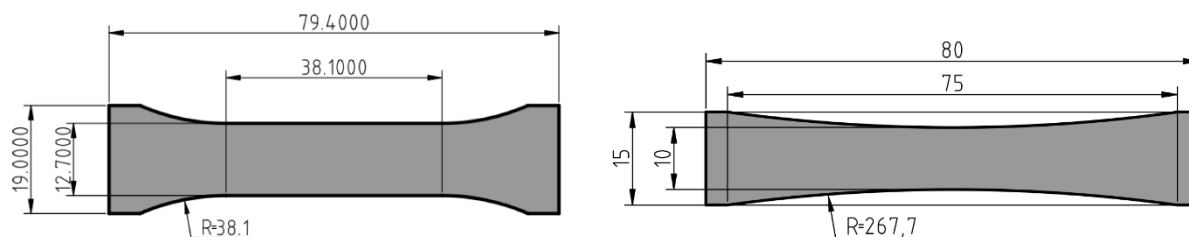


Figure 1-4. Eprouvettes avec réduction de section pour la réalisation d'essai de compression pure à l'aide du montage ASTM D695 modifié (Cocchi, 2020)
Chargement combiné (Combined loading).

Certains dispositifs combinent les deux modes de chargement précédemment présentés. Cela permettrait de limiter les ruptures par écrasement des extrémités en assurant une partie du transfert de charge par cisaillement. C'est le cas du montage RAE (Royal aircraft establishment) dans lequel l'éprouvette est collée à des talons très épais en acier. Le chargement est transmis directement à travers les talons en bout d'éprouvette et par cisaillement le long des zones collées. L'échantillon utilisé est d'épaisseur constante sur toute la longueur. Le montage est détaillé dans la Figure 1-5. On peut néanmoins se questionner sur la capacité à maîtriser la contribution respective de chacun des modes de chargement.

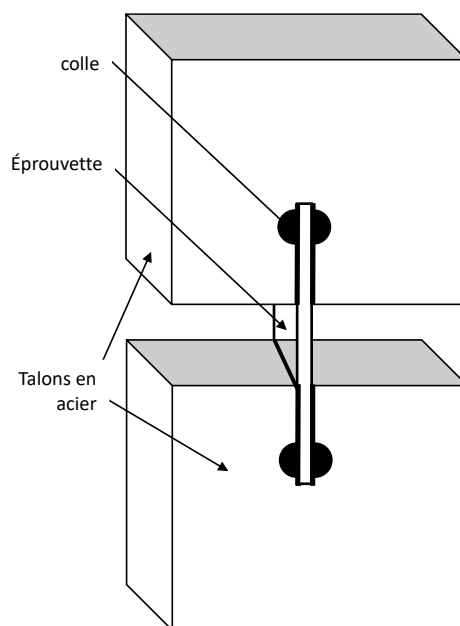


Figure 1-5. Schéma du montage aéronautique (Port, 1982)

Des montages alternatifs comme celui proposé par la norme ASTM D6641 dispose d'un système de serrage au niveau des mors. Par ailleurs, le montage ICSTM présenté par la Figure 1-6 et développé à l'Imperial College de Londres entraîne aussi un mode de chargement combiné. L'éprouvette utilisée dispose de talons en composite verre époxy. Elle est placée dans des mors permettant de transmettre le mode de chargement par cisaillement. Le parallélisme des plateaux de chargement est garanti grâce au système de guidage.

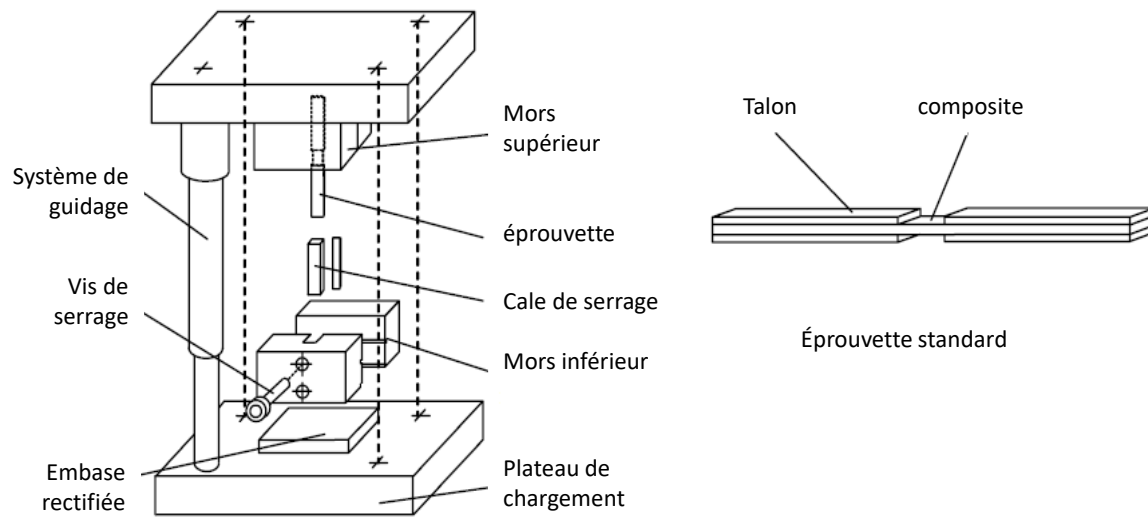


Figure 1-6. Schéma du montage ICSTM (Anthoine et al., 1998)

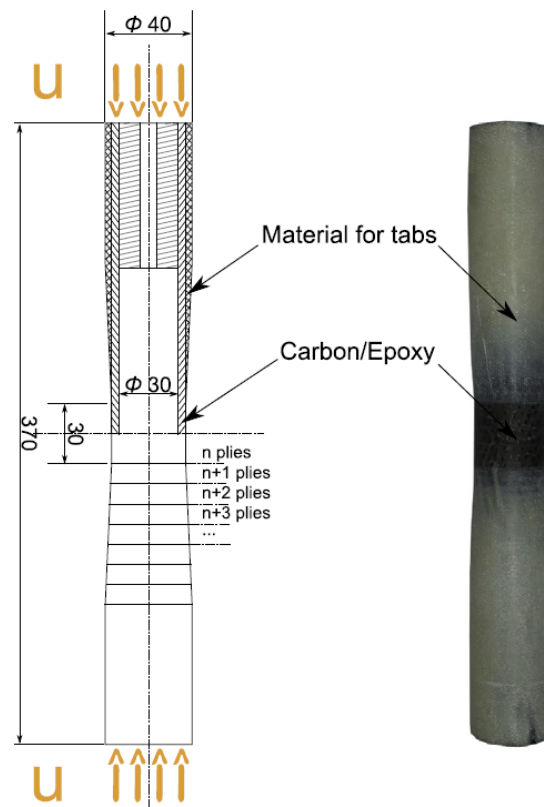


Figure 1-7. Schéma de l'éprouvette tubulaire (Eyer et al., 2017a)

Essai de compression pure à l'aide d'une éprouvette tubulaire.

Dans les travaux de Eyer et al. (Eyer, 2016; Eyer et al., 2017a), un essai de compression pure d'un tube composite a été développé. La géométrie du tube est décrite dans la Figure 1-7. Le nombre de plis est choisi afin de s'assurer que le flambage n'apparaisse pas avant la rupture en compression. La fabrication du tube est détaillée dans (Eyer et al., 2016). La procédure inclut la fabrication du tube, le dépôt de talons d'une épaisseur croissante, et l'usinage de la paroi extérieure des talons. La déformation dans la zone utile (longueur de 30 mm) est mesurée par corrélation d'images.

Cet essai présente l'intérêt de pouvoir soumettre le tube en torsion afin d'étudier notamment l'effet de l'endommagement matriciel sur la tenue en compression. On peut aussi noter que la forme tubulaire permet de tester des éprouvettes avec une longueur utile plus importante tout en prévenant l'apparition d'un flambage. Néanmoins, les auteurs rendent compte de la difficulté importante à fabriquer de telles éprouvettes.

1.1.2. Essais de compression induits par flexion

Dans la suite, nous distinguons deux catégories d'essai suivant la nature de l'éprouvette : (1) structure sandwich et (2) stratifié composite monolithique. Les essais de flexion 3 points, parfois utilisés pour comparer qualitativement des matériaux, des procédés de fabrication ou évaluer l'effet de certaines configurations géométriques ou conditions environnementales, ne seront pas détaillés ici car ils ne permettent pas d'identifier précisément des propriétés mécaniques.

Essai de flexion 4-points sur structures sandwich

La norme ASTM D5467 propose un montage permettant de mesurer la résistance en compression d'un stratifié carbone époxy. Le principe de cet essai, illustré en Figure 1-8, consiste à solliciter en flexion 4 points une structure sandwich dissymétrique dont la peau en compression est l'éprouvette en composite à tester. La principale difficulté est la conception de la structure sandwich afin d'éviter les modes de ruine autres que la rupture de la peau composite en compression. En effet, la rupture dans le cas d'une structure sandwich peut notamment survenir par délaminage (interlaminaire, peau/âme), par flambage local, par dégradation de l'âme en cisaillement, par écrasement au niveau des appuis, etc.

Le choix du matériau d'âme est crucial pour repousser ces modes de rupture parasites. Sa résistance impacte la rupture en cisaillement entre et sous les appuis, tandis que sa rigidité doit permettre d'éviter l'apparition du flambage local de la peau en compression dans la zone utile. Ainsi, la mise en place d'un essai de flexion 4 points sur structures sandwich pour la caractérisation en compression peut s'avérer particulièrement difficile pour des composites à fibre à haute résistance.

Pour pallier à la rupture prématurée de l'âme, les travaux de (Lagunegrand, 2004) propose un dispositif de flexion quatre points pour lequel le chargement ne se fait pas sur les peaux du sandwich, mais par l'intermédiaire de talons métalliques qui remplace l'âme du sandwich au niveau des appuis comme illustré sur la Figure 1-9. Les auteurs présentent des résultats pour des stratifiés $[+\theta, -\theta]$ ($\theta \leq 20^\circ$) utilisés pour construire un critère

d'amorçage du délaminage. D'autre part, dans (Launay et al., 2019) les auteurs décrivent la mise en place d'essai de fatigue en compression sur des composites à fibres haut module. Ils ont notamment proposé de densifier les parties de l'âme sollicitées en cisaillement (cf. Figure 1-10).

Le principal avantage des essais de flexion sur sandwich est de présenter une longueur utile relativement importante en comparaison avec les montages de compression directs. En effet, les simulations réalisées par (Lagunegrand, 2004) mettent en évidence une zone de près de 70 mm de long où la contrainte dans la peau composite est quasi constante (cf. Figure 1-11). Le même constat a pu être obtenu en mesurant la déformation axiale lors d'un essai de flexion 4-points.

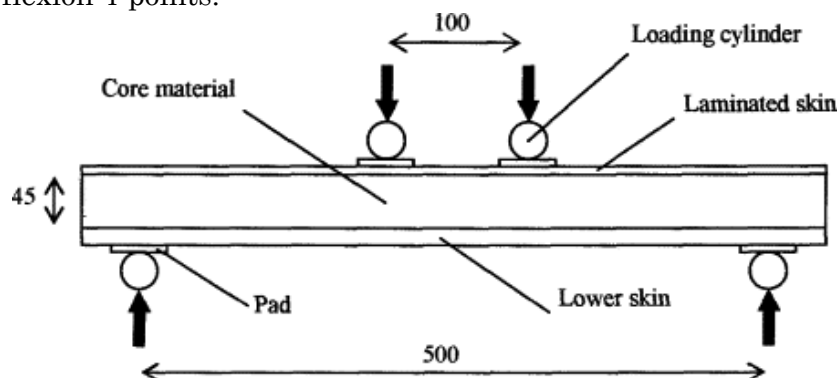


Figure 1-8. Schéma du montage selon la norme (ASTM D5467/D 5467M-97)

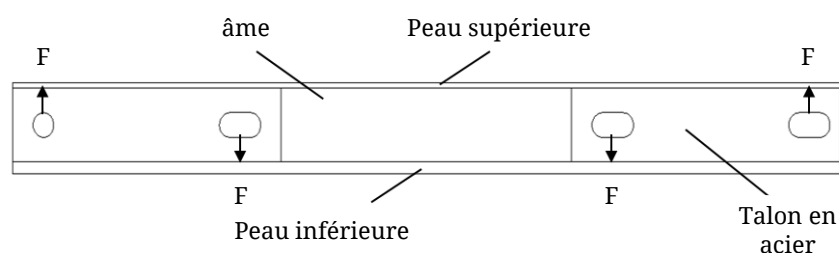


Figure 1-9. Géométrie de l'éprouvette développée par (Lagunegrand, 2004)

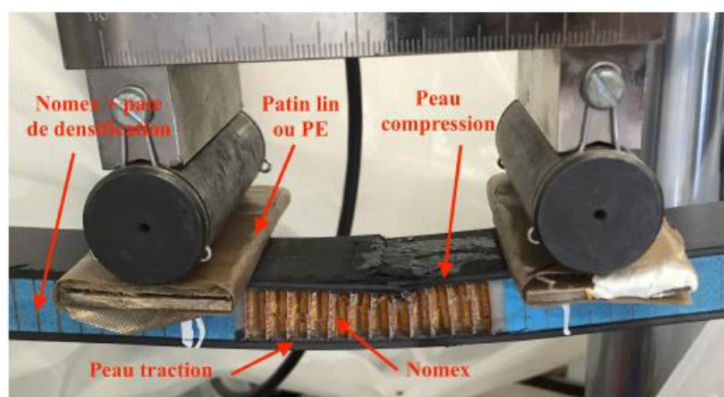


Figure 1-10. Essai modifié proposé par (Launay et al., 2019)

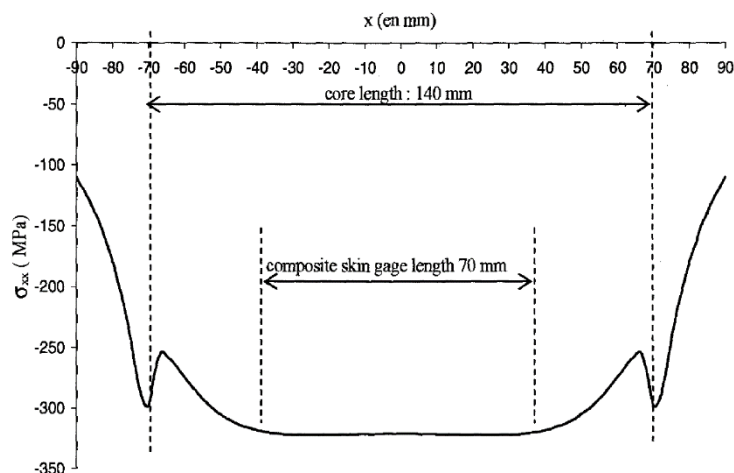


Figure 1-11. Distribution de la contrainte axiale le long de l'éprouvette proposée par (Lagunegrand, 2004)

Concernant le gradient de déformation dans l'épaisseur, l'éprouvette sandwich présentant une épaisseur totale importante par rapport à l'épaisseur de la peau en compression, celui-ci est faible et peut être considéré proche d'un état de sollicitation de compression pure.

De l'essai de flexion 4-points à l'essai de flambage sur stratifié monolithique

La norme ASTM-D6272 propose une méthodologie pour la réalisation d'essai de flexion quatre points sur les composites stratifiés monolithiques. Il s'agit d'une première approche pour solliciter la partie centrale de l'éprouvette en flexion pure et ainsi estimer la tenue en compression du pli extérieur du stratifié. Comme pour les essais précédents sur sandwich, la rupture peut avoir lieu suite à l'apparition d'autres modes de ruine induits par le chargement en cisaillement aux extrémités ainsi qu'au voisinage des points de chargements.

Montagnier et Hochard (Montagnier and Hochard, 2005) ont proposé un montage de flexion pure. Des talons biseautés sont collés aux extrémités de l'éprouvette afin de limiter l'apparition de ruptures induites par le cisaillement inter-laminaire. La forme de l'éprouvette présente une réduction de largeur au centre afin de localiser la rupture.

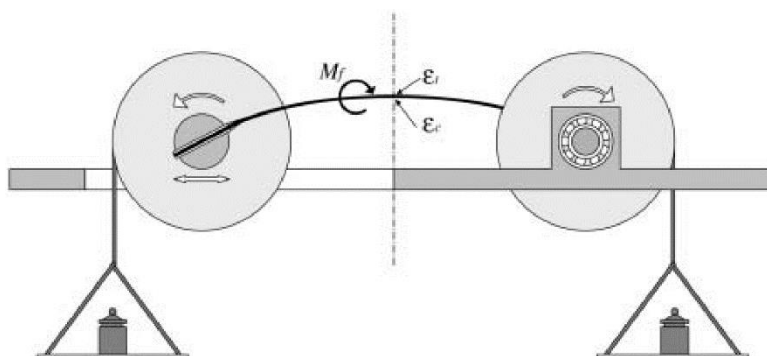
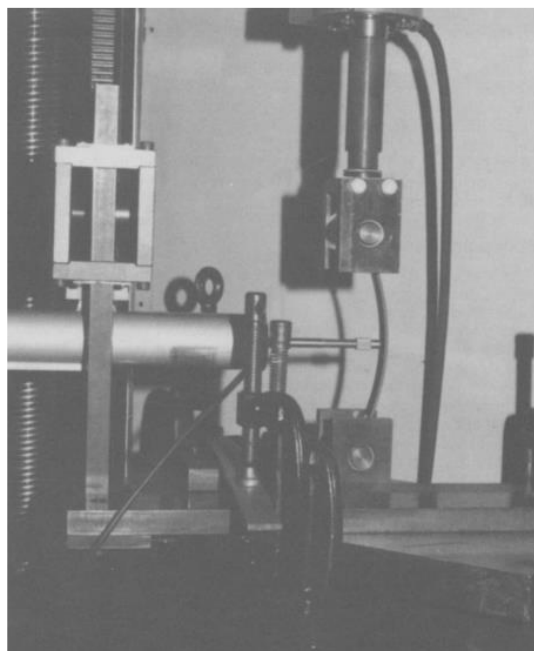


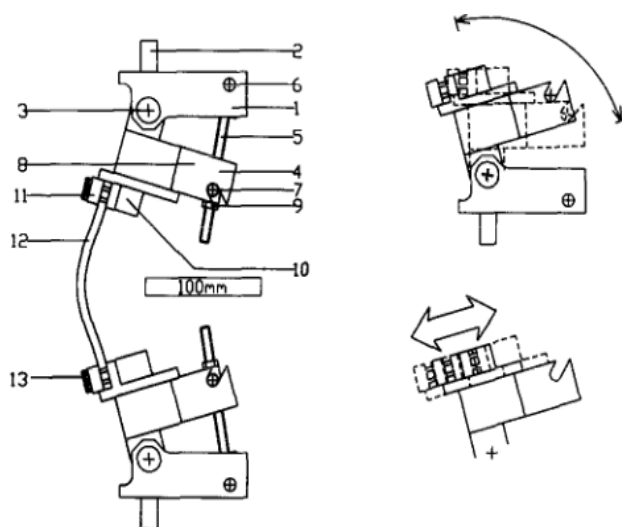
Figure 1-12. Schéma du montage de flexion pure (Montagnier and Hochard, 2005)

Les deux essais précédents, réalisés sur des éprouvettes de 4 à 12mm d'épaisseur ont la particularité de solliciter le stratifié en présence d'un fort gradient de déformation dans l'épaisseur (de l'ordre de quelques dixièmes de %/mm).

D'autres montages de flexion ont été proposés par (Fukuda, 1989) et (Wisnom et al., 1997) (cf. Figure 1-13) permettant d'étudier des gradients de déformation variables dans l'épaisseur. Une éprouvette assez longue est soumise à un effort de compression. Ce chargement, aussi appelé flexion rotulée, mène au flambage progressif de l'éprouvette jusqu'à rupture (cf. Figure 1-14). En particulier, le montage proposé par Wisnom (Constrained buckling test) permet de piloter l'angle de rotation aux extrémités afin de considérer différents cas allant du flambage biarticulé au flambage avec une éprouvette encastrée. Ainsi, pour une éprouvette de même dimension, la charge critique de flambage (Euler) peut varier d'un facteur 4 et le ratio entre la déformation de flexion et celle de compression pure peut être piloté.



(a)



(b)

Figure 1-13. Montage de flexion rotulée proposé par (a) (Fukuda, 1989) (b) (Wisnom et al., 1997)

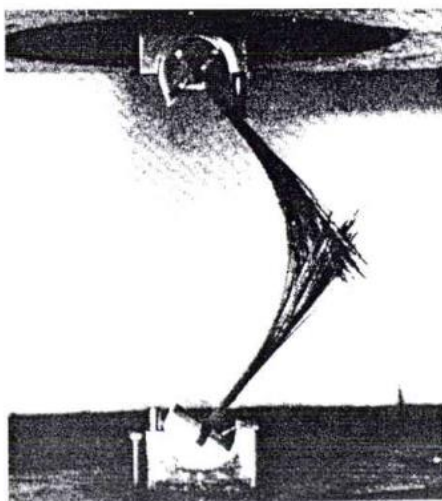


Figure 1-14. Rupture de la face en tension d'un UD XAS/913 sur un montage de flambage rotulé (Wisnom, 1992)

En synthèse de cette section dédiée aux méthodes expérimentales, on peut retenir les points suivants :

- Plusieurs essais basés sur des approches différentes ont été proposées dans la littérature ;
- La plupart des travaux utilisant des essais de compression normalisés rendent compte de mode de rupture parasite en particulier pour les stratifiés 0° ;
- L'essai sur tube permet à la fois une zone utile importante tout en évitant le flambage global. La principale limite de cette approche réside dans la complexité de mise en œuvre des éprouvettes ;
- Les essais de flexion semblent des alternatives intéressantes. Dans le cas des structures sandwichs, la conception de l'éprouvette nécessite un travail approfondi en fonction du matériau à caractériser. Les essais sur des éprouvettes monolithiques posent la question de la présence d'un gradient de déformation important dans l'épaisseur ;

Une approche n'a pas été discuté dans cette section. Celle-ci consiste à estimer la tenue en compression de façon indirecte à partir d'un modèle micromécanique et de la mesure expérimentale des propriétés élémentaires influentes (Mechin et al., 2019). Néanmoins, cela nécessite une compréhension avancée des mécanismes et des modèles décrivant les phénomènes à l'origine de la rupture en compression. C'est l'objet de la suite de ce chapitre.

1.2 Phénoménologie de la rupture en compression des composites unidirectionnels

1.2.1. Formation d'une bande de plissement

Rappelons tout d'abord que les études expérimentales mettent en évidence que la contrainte à la rupture en compression de composite dans le sens des fibres est plus faible que la tenue en traction dans le même sens. Les travaux de recherche ont alors questionné le ou les mécanismes à l'origine de la rupture en compression.

En premier lieu, il faut noter que cette rupture se produit dans la plupart des cas de manière instable. Certains modes de sollicitation ont permis d'amorcer une rupture en compression puis de la faire propager à l'aide de montage spécifique. C'est le cas dans les travaux de (Kyriakides et al., 1995; Pinho et al., 2012).

Du point de vue des mécanismes, les travaux montrent que, le plus souvent, la ruine en compression se produit par rupture des fibres (Schuerch, 1965). Une fissuration dans le plan des fibres peut aussi se produire dans certains cas selon le taux de fibres et la nature des fibres (splitting). La fissuration de la matrice parallèle aux fibres ou dans le plan du stratifié, comme présenté dans la Figure 1-15, est aussi abordé dans quelques publications (Allix et al., 2014; Lee and Waas, 1999; Wisnom et al., 1997).

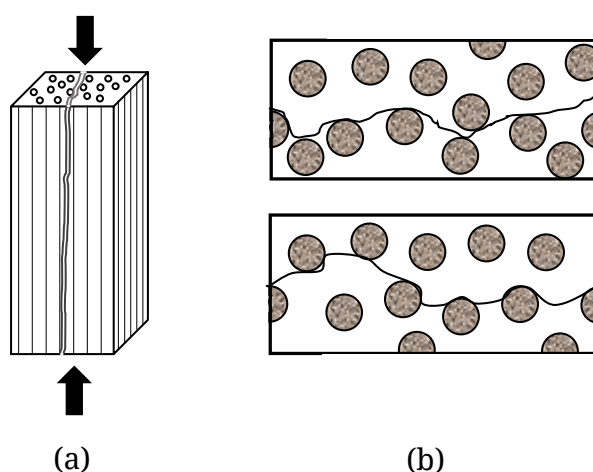


Figure 1-15. (a) *splitting dans le sens longitudinal du pli* (b), *splitting dans le plan du stratifié* (Tsampas, 2013)

Dans la suite, nous ne porterons notre attention que sur le mode rupture majoritaire impliquant la rupture des fibres. Ainsi, un nombre significatif de travaux ont montré que la rupture en compression des composites à fibres longues semble être, en premier lieu, liée à une instabilité micromécanique dénommée micro-flambage des fibres : (Argon, 1972; Budiansky and Fleck, 1993; Fleck and Shu, 1995; Jelf and Fleck, 1994; Johnson et al., 1995; Kyriakides et al., 1995; Rosen, 1964; Schultheisz and Waas, 1996; Vogler and Kyriakides, 2001). Ce mode de rupture prend la forme d'une bande inclinée de fibres rompues en deux points comme illustré dans la Figure 1-16.

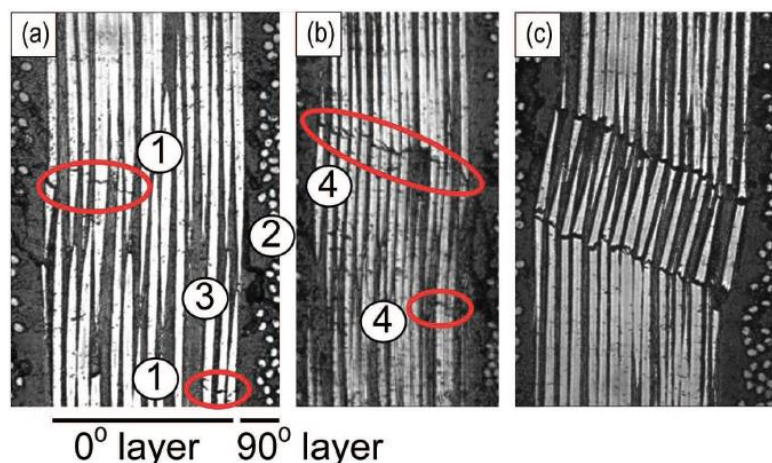


Figure 1-16 : Formation d'une bande de fibres rompues inclinée.

De nombreux facteurs ont une influence sur la formation de cette bande de plissement. Même si la raideur en flexion des fibres a un rôle dans ce processus, les travaux expérimentaux cités dans la suite mettent aussi en évidence l'influence du comportement de la matrice, dans une moindre mesure celui de l'interface fibre/matrice, mais aussi l'effet de l'ondulation des fibres à l'échelle micro, ou des effets dit de structure à l'échelle du stratifié comme l'épaisseur du pli ou le gradient de déformation.

1.2.2. Effet du comportement mécanique de la matrice et de son état

L'un des premiers résultats rendant compte de cet effet a été montré par (Gadeke, 1989) et discuté par (Anquez and Gilletta, 1990) et (Grandidier, 1991). La Figure 1-17 montre une relation systématique entre la tenue en compression sens fibre et des propriétés sensibles aux propriétés de la matrice pour différentes conditions hygrothermiques. L'idée est alors de relier cette dépendance aux propriétés de la matrice compte tenu de la stabilité du comportement des fibres vis-à-vis des conditions thermohygrométriques. En effet, les caractéristiques mécaniques des matrices présentent une forte dépendance à la température et à la teneur en eau. C'est le cas par exemple du module d'élasticité, de la contrainte à la rupture ou encore de la ténacité (De'Nève and Shanahan, 1993; El Yagoubi et al., 2014; Popineau, 2005).

Par la suite, certains travaux ont permis de rendre compte directement de la dépendance de la tenue en compression dans le sens des fibres à la température ou à l'état d'endommagement de la matrice (Cocchi, 2020; Eyer et al., 2017a). La Figure 1-18 montre les résultats d'essais de flexion 4 points réalisés sur des éprouvettes du type « Flat Hourglass » (cf. Figure 1-4) à différentes températures s'étalant de l'ambiante à 220°C. Le matériau étudié était un composite T300J/PEEK (stratifié $[0]_8$ d'une épaisseur moyenne de 2.9 mm). Le montage de flexion était placé dans une enceinte thermique et le champ de déformation sur la tranche était mesuré par corrélation d'images. La figure met en évidence une décroissance linéaire de la contrainte à la rupture en fonction de la température. Dans le cas d'un composite tissé E glass/Epoxy (1055/M42ST déséquilibré, 83% dans la direction chaîne), le même auteur décrit une chute significative au passage de la température de transition vitreuse.

Par ailleurs, les travaux de (Eyer et al., 2017a) ont étudié le lien entre la tenue en compression dans le sens des fibres et l'état d'endommagement de la matrice. Dans ce cas, la présence de fissures dans la matrice se traduit, du point de vue de son comportement équivalent, à une perte de rigidité. Le protocole expérimental proposé dans (G. Eyer, 2016) consiste à générer des fissures matricielles en sollicitant des éprouvettes tubulaires par des phases de 500 cycles de torsion en fatigue suivi d'un essai de torsion quasi-statique pour mesurer la rigidité en cisaillement notée E_{12} . L'état d'endommagement de la matrice est calculé à l'aide de l'expression suivante :

$$d = 1 - \frac{E_{12}}{E_{12}^0} \quad (1-1)$$

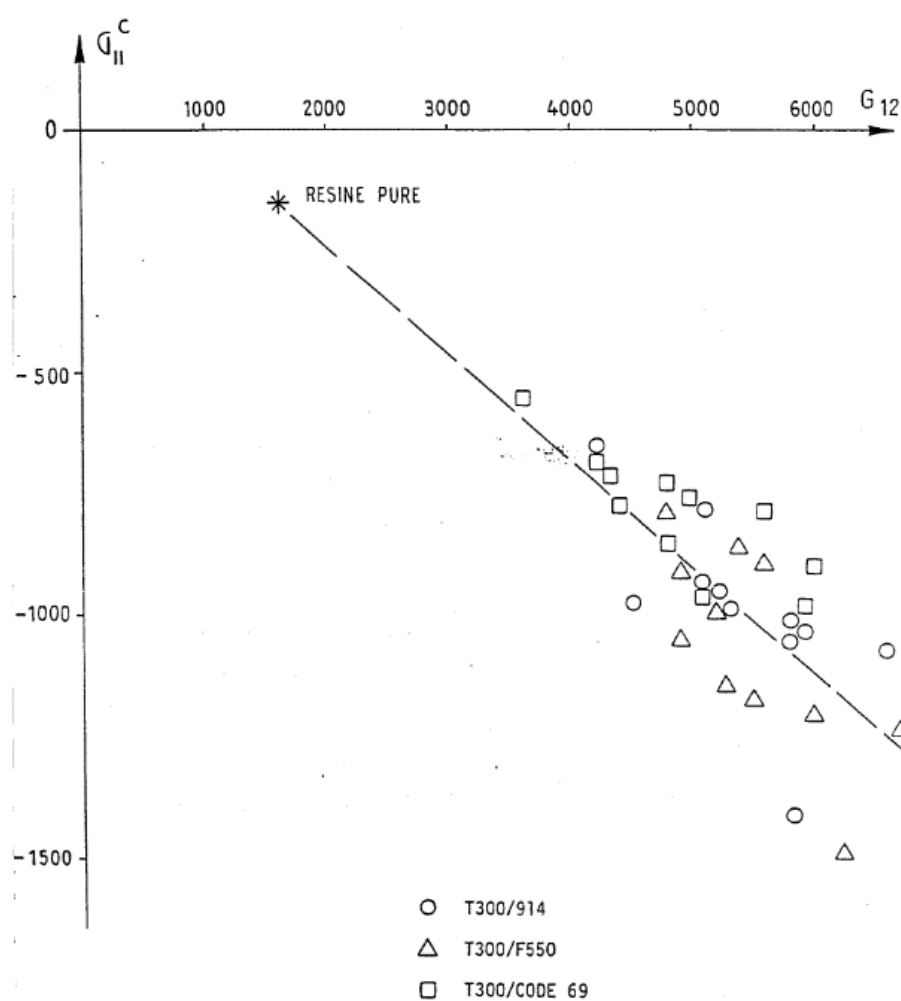


Figure 1-17 : Relation entre le module de cisaillement dans le plan G_{12} et la tenue en compression dans le sens des fibres pour des composites avec des matrices différentes ou dans des conditions hygrothermiques différentes (Gadeke, 1989)

Les éprouvettes tubulaires endommagées étaient par la suite testées en compression pure selon la méthode décrite dans la Figure 1-7. Les résultats obtenus sont reportés dans le graphe de la Figure 1-19. On peut observer une décroissance significative, mais progressive, de la déformation à la rupture en fonction de l'état d'endommagement atteint.

Ainsi, ces résultats font aussi état d'une forte sensibilité de la résistance en compression au comportement de la matrice. En contraste, on peut noter que la littérature montre plutôt une dégradation brutale de la tenue en traction dans le sens des fibres, au-delà d'un seuil d'endommagement (Caous et al., 2017a; Eyer et al., 2017a; Thollon and Hochard, 2009).

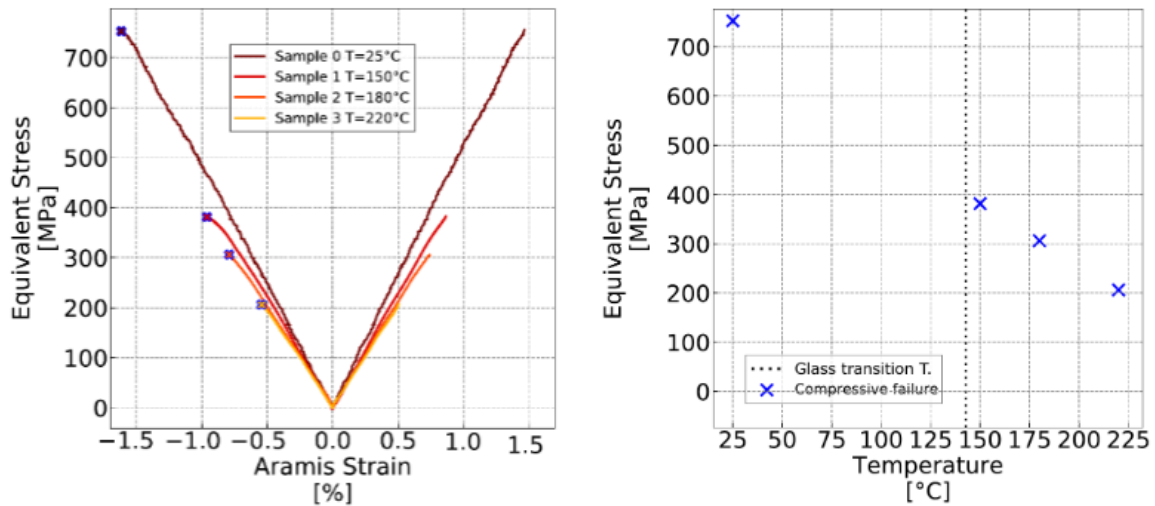


Figure 1-18 : Effet de la température sur le comportement en compression de composites T300J/PEEK. Essais de flexion 4 points reportés dans (Cocchi, 2020)

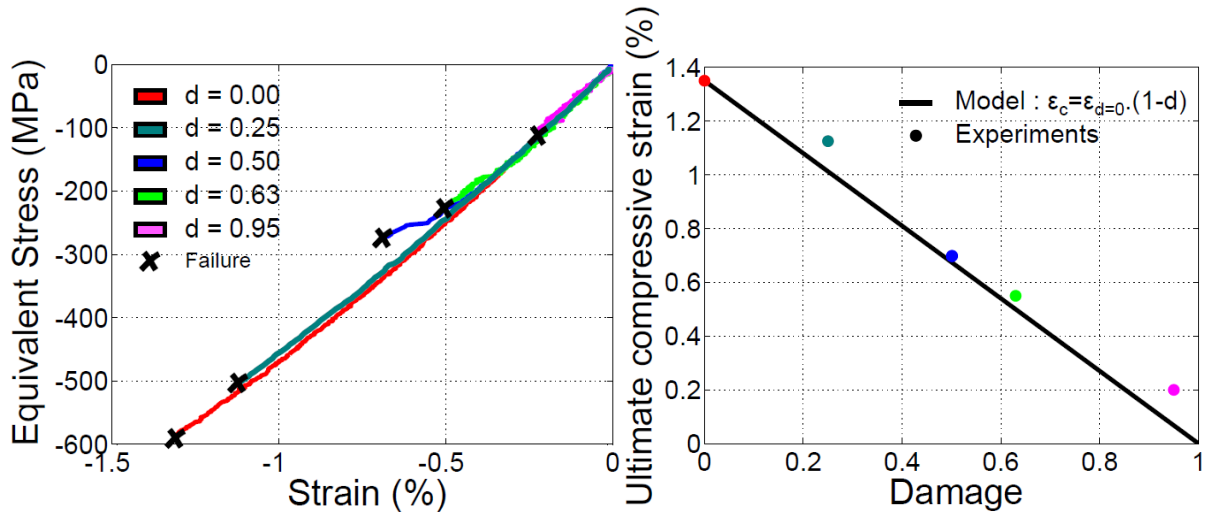


Figure 1-19 : Effet de l'endommagement matriciel sur le comportement en compression de composites tissé Verre/Epoxy (1055/M42ST). Essais de compression sur tube (Eyer et al., 2017a)

Dans l'article (Lu et al., 2021), les auteurs analysent le rôle de la matrice par une approche différente. Le comportement de la matrice n'est plus piloté par l'environnement ou l'endommagement mais directement en modifiant les propriétés de la résine. Ainsi, les auteurs ont mis en œuvre des composites sous forme d'unidirectionnel avec des matrices dont la formulation a été modifiée. Les matrices notées TD et TDA se distinguent par le durcisseur utilisé. La matrice notée TDAF est chargée de nanoparticules SiO₂. Ils ont procédé à la caractérisation mécanique à la fois de la matrice et des composites. L'augmentation du module d'élasticité de la matrice (en traction et en cisaillement) s'accompagne entre autres d'une augmentation de la résistance en cisaillement et de la tenue en compression (cf. Figure 1-20). Les auteurs exploitent certains modèles qui seront discutés ultérieurement afin d'expliquer que l'accroissement de la résistance en compression est dû à la fois à l'augmentation du module de la matrice et à celle de la résistance. L'article suggère aussi que la modification du comportement de la matrice conduit à un changement du mode de rupture. Néanmoins, il faut noter que l'analyse des effets mis en évidence peut s'avérer difficile lorsque les essais sont eux-mêmes source de variabilité, comme cela a été dit précédemment.

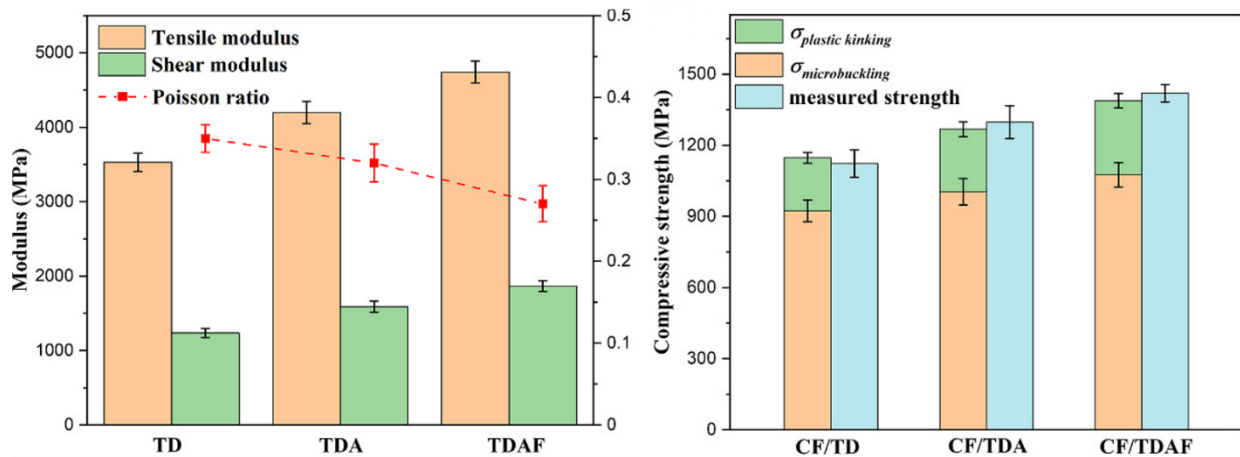


Figure 1-20 : Effet de la formulation de la matrice sur la tenue en compression de composites unidirectionnels selon (Lu et al., 2021), Essai de compression pure.

1.2.3. Effet de l'ondulation et du désalignement des fibres

Comme dans tout problème de flambage, les défauts et variabilités géométriques jouent un rôle important à la fois sur le niveau d'apparition de l'instabilité et la progressivité du processus. Pour la tenue en compression on peut distinguer deux principaux défauts liés à l'orientation des fibres. Tout d'abord on parle plutôt de défaut de désalignement lorsque la sollicitation macroscopique et la direction du renfort fibreux ne sont pas parfaitement alignées. Dans ce cas la direction du renfort fibreux est définie à l'échelle du stratifié comme une moyenne spatiale sur un volume important. On parlera plutôt de défaut d'ondulation pour traduire les variations continues d'orientation le long de chaque fibre. Evidemment, dans la réalité, ces deux typologies de défaut coexistent et se cumulent souvent de manière hétérogène à la fois entre fibres voisines, dans l'épaisseur d'un même pli, entre les plis d'un même stratifié et dans le plan de stratification.

Au regard du rôle de ces défauts sur la tenue en compression, différents travaux ont été menés pour caractériser ces défauts et plus largement la topologie du renfort fibreux.

(Yurgartis, 1987) propose une méthode de mesure de l'orientation des fibres basée sur l'identification des petits et grands rayons d'ellipses formés sur des coupes micrographiques volontairement inclinées par rapport à la direction nominale du pli unidirectionnel. Le choix de l'angle d'inclinaison est discuté vis-à-vis de la précision et de la sensibilité de la mesure. En réalisant des coupes sur deux plans, l'un incliné selon la normale à la direction de stratification et le second selon la direction transverse aux fibres dans le plan de stratification, il est possible d'obtenir les distributions d'angles d'inclinaison dans le plan et hors-plan (Figure 1-21). L'analyse, automatisée grâce à un logiciel de traitement d'images, est généralement faite sur plusieurs centaines de fibres. Les résultats mettent en évidence l'hétérogénéité de l'orientation des fibres dans une même zone. Ceci permet d'affirmer que les fibres ne sont pas parallèles et de borner l'amplitude des potentielles ondulations.

Toutefois, cette méthode repose sur une analyse 2D, et même si la répétabilité de la mesure semble avérée, elle ne permet pas de cartographier l'arrangement fibreux et de déterminer sans hypothèse les amplitudes et longueurs d'ondulation. Paluch (Paluch, 1996) a étendu la méthode proposée par (Yurgartis, 1987) en analysant une succession de coupes micrographiques réalisées à intervalles réguliers et mesurés. En déterminant les centres de chaque fibre par un traitement d'image automatisé, il parvient à reconstruire par filiation le réseau fibreux de plusieurs composites à fibre de carbone sur un volume d'environ $0.1 \times 0.1 \times 1 \text{ mm}^3$. Cette mesure permet d'évaluer à la fois le désalignement global des fibres et les ondulations. Celles-ci apparaissent déphasées entre les fibres avec des longueurs d'ondes moyennes comprises entre 0.5 et 2 mm environ. La microtomographie apparaît comme une alternative intéressante au regard de la lourdeur de la méthode développée par Paluch. Toutefois, en raison de la résolution nécessaire ($\sim 1 \mu\text{m}$) et du faible contraste entre fibre, notamment pour le carbone, et la matrice polymère, il n'y a pas à notre connaissance d'analyse plus complète que celle proposée par Paluch.

Au regard des limites en termes de caractérisation géométrique du renfort fibreux et des hypothèses simplificatrices sur lesquelles reposent les travaux de modélisation, la distinction entre ondulation et désalignement est rarement faite et peu prise en compte dans les travaux de la littérature.

Même si la méthodologie proposée par Yurgartis (Yurgartis, 1987) a ses limites, elle a été largement utilisée pour évaluer le rôle de l'ondulation des fibres sur la tenue en compression. Ainsi Wilhelmsson et al. (Wilhelmsson et al., 2018) a montré la corrélation entre l'ondulation des fibres et la tenue en compression dans le sens des fibres dans le cas de composites renforcés par des NCF (Non Crimp Fibres) comme illustré sur la Figure 1-22. Launay (Launay, 2021), en s'appuyant sur les travaux de Grabow (Grabow, 2021) pour la caractérisation des angles d'ondulation, a mis en relation grâce à un critère de rupture micromécanique les angles d'ondulation et la tenue en compression d'un large panel de composites à fibre de carbone hautes résistances et hauts modules, mettant ainsi en évidence certaines limites liées à la prise en compte du désalignement des fibres et du comportement de la matrice.

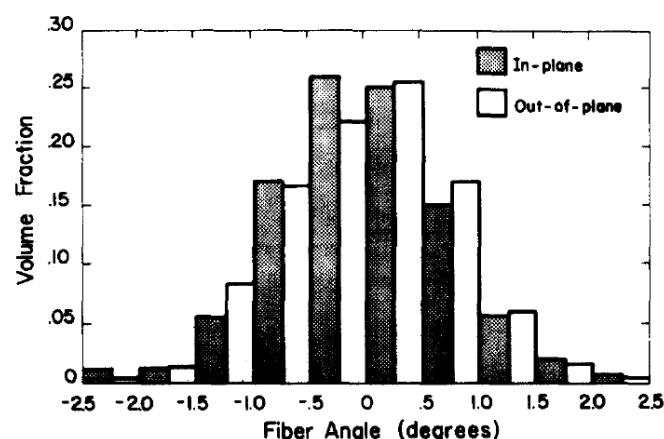


Figure 1-21 : Mesure de la distribution des angles de désalignement sur un composite à fibre de carbone (Yurgartis, 1987).

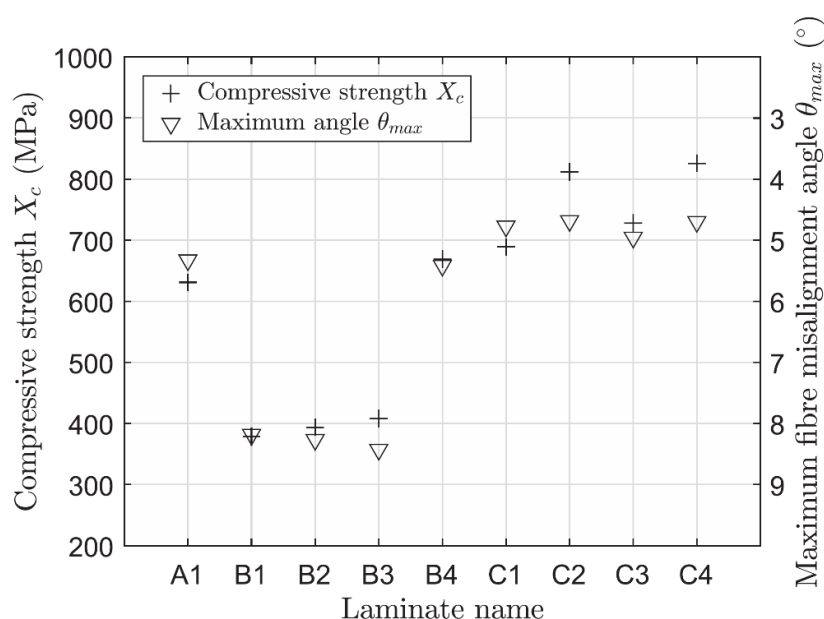


Figure 1-22 : Corrélation entre la tenue en compression et le désalignement des fibres dans le cas de composites HTS45/LY556 obtenue par des essais de compression pure (Wilhelmsson et al., 2018).

1.2.4. Effet structure : prise en compte de paramètres à l'échelle du stratifié

La section précédente a traité le rôle de la matrice dans la tenue en compression de composites à fibres longues. Il s'agit du principal effet « matériau » mis en évidence dans la littérature. Par ailleurs, la littérature rend compte d'autres facteurs définis plutôt à l'échelle du stratifié. C'est le cas des résultats reportés dans les travaux expérimentaux de (Grandsire-Vinçon, 1993; Wisnom et al., 1997) ou encore ceux de (Lee and Soutis, 2005). La prise en compte de ces effets peut être essentielle dans la prédiction de la tenue en compression pour des éléments structuraux. Néanmoins, leur identification expérimentale s'avère être plus difficile du point de vue méthodologique.

Tout d'abord, dans ses travaux de thèse, (Grandsire-Vinçon, 1993) présente une étude expérimentale de la tenue en compression de composites Carbone/Epoxy (T400/6376). Elle

met en évidence, comme illustré dans la Figure 1-24, que la résistance en compression dépend de la nature de la sollicitation et de l'empilement du stratifié.

- La déformation à la rupture est systématiquement supérieure dans le cas d'essais de flexion. En particulier, la différence est significative entre la déformation à la rupture induite par flexion et celle induite en compression « homogène » dans le cas de stratifié unidirectionnel. Cette différence est moindre lorsque les plis à 0° sont accolés à des plis à 90° ou 45°. La plus grande tenue en flexion pourrait s'expliquer par l'effet de la présence du gradient de déformation dans l'épaisseur ou encore par un effet de volume puisque le volume sollicité en compression décroît en augmentant le gradient de déformation (cf. Figure 1-23).
- Les résultats montrent aussi que la tenue en compression pure décroît avec le nombre de plis à 0°. En flexion pure, l'effet semble être opposé. Néanmoins, les travaux plus récents de (Grandidier et al. 2012) (cf. Figure 1-25) montrent de façon plus systématique que, même dans le cas de la flexion, la déformation à la rupture décroît avec l'épaisseur du pli à 0°. Ces résultats montrent par ailleurs que l'orientation des plis adjacents n'a pas une influence sensible.

Les travaux de (Wisnom et al. 1997), consistant à étudier des cas de sollicitation qui associe de la compression à de la flexion, trouve un intérêt particulier et ont été largement exploités dans la littérature. Le montage utilisé est celui décrit dans la Figure 1-13b. Pour une épaisseur donnée, le montage permet de faire varier le gradient de déformation défini comme le rapport entre (1) la différence de déformation dans les deux faces et (2) l'épaisseur du composite. Les résultats sont présentés sur la Figure 1-26.

Dans les articles (Wisnom et al. 1997; Wisnom et al. 1999), les auteurs discutent en détail les arguments permettant d'expliquer les effets observés. Des essais sur des éprouvettes ne se différenciant que par un facteur d'échelle dans les 3 directions, leur permettent de suggérer que l'effet du volume de matériau sollicité ne permet pas d'expliquer cette dépendance. Il en conclut que le gradient de déformation est, en soi, un paramètre à considérer.

Par ailleurs, (Lee and Soutis, 2005) rendent compte d'une baisse progressive de la résistance en compression de composites UD (T800/924C) avec l'augmentation de l'épaisseur de l'échantillon. Les essais étaient réalisés selon la méthode ICSTM (cf. Figure 1-6). Ainsi, la contrainte à la rupture, évaluée à 1625 MPa pour une épaisseur de 2 mm, ne vaut plus que 1069 MPa pour un échantillon de 8 mm. L'analyse des facteurs qui pourraient expliquer ce résultat montre que l'augmentation de l'épaisseur s'accompagne d'une hausse du taux de porosité (passant de 1% à 2,5%) ainsi que du désalignement des fibres (passant de 0.9° à 1.9°).

Dans la suite, il est proposé de présenter les travaux de modélisation qui ont cherché notamment à prendre en compte les phénomènes précédemment décrits.

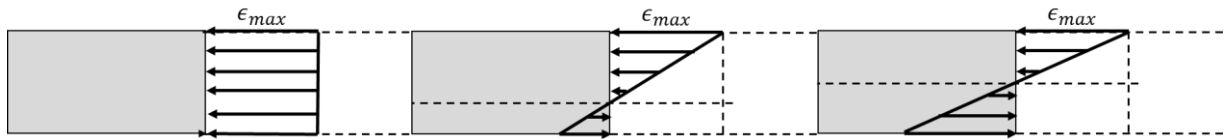


Figure 1-23 : Distribution de la déformation dans l'épaisseur du stratifié dans différentes configurations (compression pure, compression et flexion, flexion pure). Illustration de l'intensité du gradient de déformation.

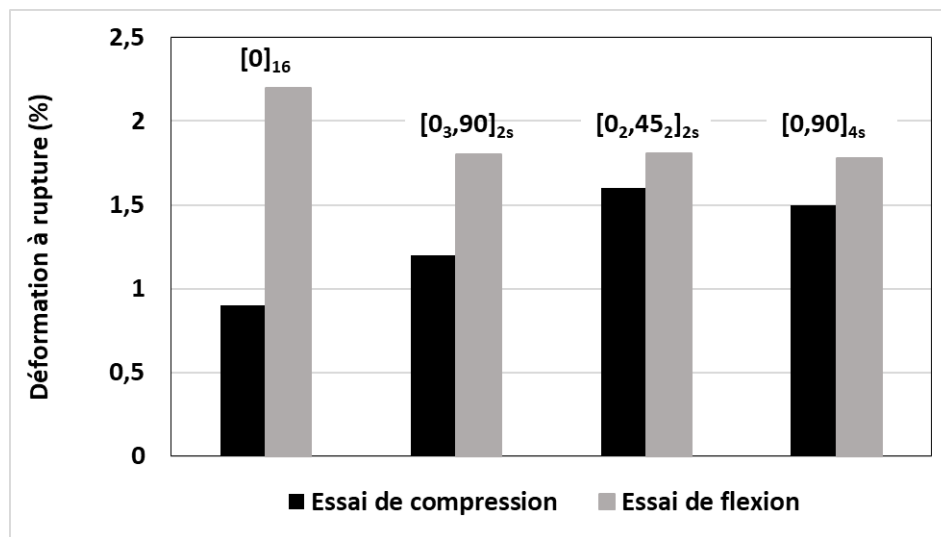


Figure 1-24 : Effet de l'empilement et du mode de chargement sur la tenue en compression selon (Grandsire-Vinçon, 1993).

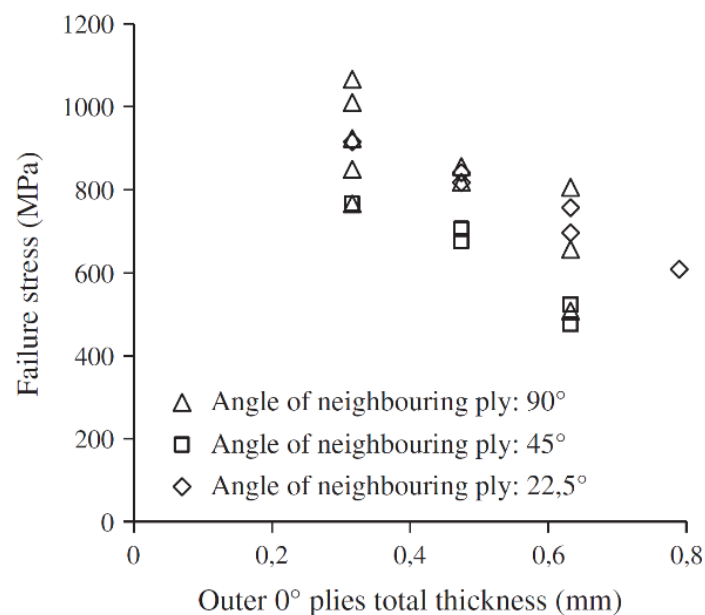


Figure 1-25 : Effet de l'épaisseur du pli à 0° et de l'orientation des plis voisins du pli à 0° obtenu par des essais de flexion 3 points (Grandidier et al. 2012).

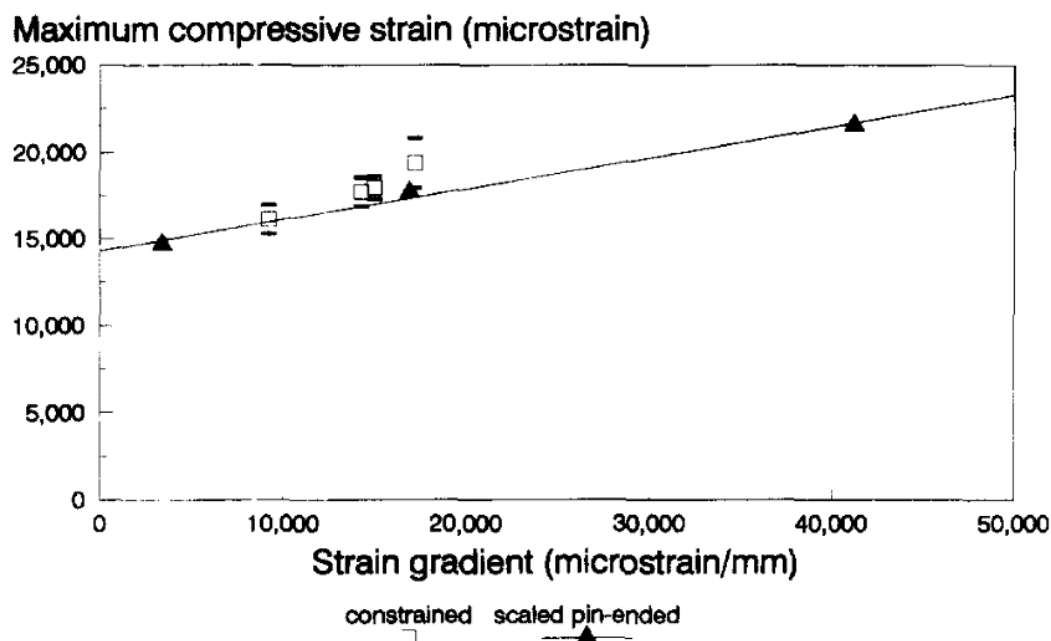


Figure 1-26 : Effet du gradient de déformation sur la tenue en compression d'unidirectionnels selon (Wisnom et al. 1997) obtenu par essais de flexion rotulée.

1.3 Modèles pour l'estimation de la déformation à la rupture de composite unidirectionnel en compression pure

Il existe un nombre conséquent de travaux de modélisation dans le domaine de la description et la prévision de la tenue en compression. Nous n'en faisons ici qu'une présentation synthétique et non exhaustive. Dans cette section, nous faisons une brève description des outils proposés dans la littérature en distinguant les cas suivants :

- Modèles micromécaniques de flambage des fibres dans un milieu semi infini
- Modèles pour la prise en compte des effets à l'échelle du pli

1.3.1. Modèles micromécaniques de flambage des fibres dans un milieu semi infini

La rupture en compression peut être analysée dans un premier temps comme l'apparition du flambage des fibres. Les travaux de Rosen (Rosen, 1964) ont proposé un premier modèle de flambage linéarisé unidirectionnel avec les hypothèses suivantes :

- Les constituants présentent un comportement linéaire élastique ;
- La cohésion fibre-matrice est parfaite ;
- Les fibres sont rectilignes, régulièrement espacées dans un milieu semi infini 2D et parfaitement alignées avec la direction du chargement.

Le modèle de Rosen (Rosen, 1964) permet d'analyser deux modes de flambage, illustrés sur la Figure 1-27 : le mode d'extension où la matrice est sollicitée de façon transverse et le deuxième mode où la sollicitation de la matrice est en cisaillement. Pour le mode de cisaillement, la charge critique menant à l'instabilité est déterminée à partir de l'équation

ci-dessous prédisant une contrainte à rupture en fonction du module de cisaillement de la matrice G_m et du taux de fibres f :

$$\sigma_{rupture} = \frac{G_m}{1-f} \quad (1-2)$$

Pour le mode d'extension, la contrainte critique est déterminée à partir du module de la fibre E_f et celui de la matrice E_m et du taux de fibres f :

$$\sigma_{rupture} = 2f \left(\frac{f E_m E_f}{3(1-f)} \right)^{\frac{1}{2}} \quad (1-3)$$

Les deux expressions précédentes montrent que le premier mode de flambage qui apparait, dans le cas de composites à matrice polymère avec des taux de fibres classiquement observés, est le mode de cisaillement. Ainsi, la tenue en compression dépendrait uniquement du taux de fibre et du module de cisaillement de la matrice. Ceci est cohérent avec les différents travaux expérimentaux cités précédemment, qui rendent compte d'une forte dépendance au comportement de la matrice. Néanmoins, il s'avère que ce modèle prédit une résistance largement surestimée. Ainsi, si l'on considère un composite à matrice époxy avec un taux de fibre de 50%, la contrainte à la rupture estimée est de l'ordre de 3000MPa.

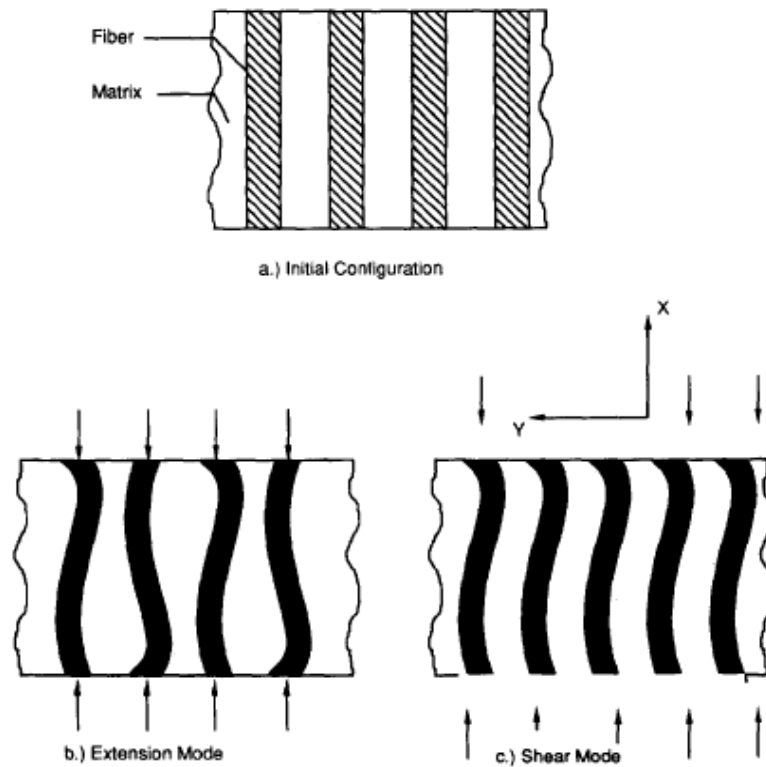


Figure 1-27 Modes de Micro-flambage considérés par Rosen, 1964 (Schultheisz and Waas, 1996)

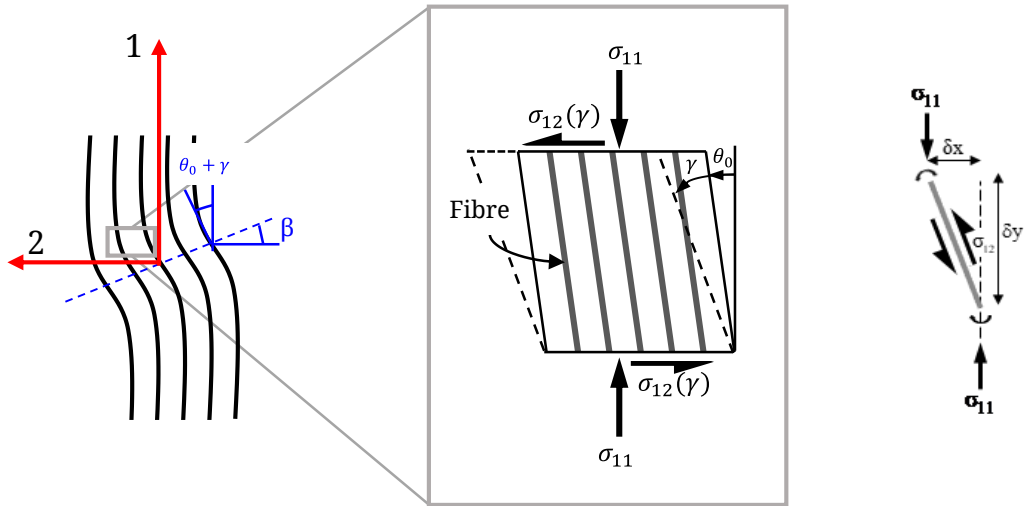


Figure 1-28. Schéma d'un VER de la microstructure du matériau et des chargements considérés (Daum et al., 2019)

Sur la base des travaux de Rosen, Schuerch (Schuerch, 1965, 1966) propose une analyse qui montre que le flambage se produirait à un niveau tel que la limite d'élasticité de la matrice serait atteinte pour la plupart des composites. Ainsi, il suggère d'utiliser le module tangent de la matrice afin de prendre en compte le comportement non-linéaire de la matrice pour calculer la résistance en compression.

Ces premiers modèles ne permettent pas de prendre en compte le désalignement des fibres, incontournable dans les composites. Or, au voisinage de ces imperfections, lorsque la matrice développe de la plasticité ou de l'endommagement, son rôle stabilisant est réduit. Ainsi, une famille de modèle dénommée « Kinking theory » a été considérée, où un désalignement des fibres est introduit. On peut citer les travaux largement utilisés de Budiansky et Fleck (Budiansky and Fleck, 1993). Les principales hypothèses sont les suivantes :

- Le milieu est semi-infini ;
- La bande de plissement (kink band) présente un désalignement initial ϕ_0
- La cohésion fibre-matrice est parfaite ;
- Les fibres sont élastiques, travaillent uniquement en flexion ;
- Le matériau composite présente à l'échelle mésoscopique un comportement élasto-plastique en cisaillement représenté par le modèle de Ramberg-Osgood (Ramberg and Osgood, 1943).

La loi de Ramberg-Osgood permet d'exprimer le glissement de cisaillement γ en fonction de la contrainte de cisaillement τ pour le pli composite unidirectionnel tel que :

$$\gamma_{12} = \frac{\tau_{12}}{G_{12}} \left(1 + \frac{3}{7} \left(\frac{\tau_{12}}{G_{12} \gamma_{12}^c} \right)^{n-1} \right) \quad (1-4)$$

avec G_{12} le module de cisaillement du composite, n et γ_{12}^c les paramètres définissant la loi puissance pour le comportement non-linéaire.

L'expression de la contrainte à la rupture proposée par Budiansky et Fleck (Budiansky and Fleck, 1993) est la suivante :

$$\sigma_{rupture} = \frac{G_{12}}{1 + n(3/7)^{1/n} \frac{(\Phi_0/\gamma_{12}^c)^{(n-1)/n}}{n-1}} \quad (1-5)$$

où Φ_0 est l'angle de désalignement des fibres.

Feld (Feld, 2011), propose un modèle micromécanique développé sur des bases similaires à celui de Budiansky et Fleck, qui nécessite cependant une résolution numérique. On peut aussi noter les différences suivantes. Tout d'abord, le VER considère des fibres ondulées de forme sinusoïdale lui permettant de prendre en compte de façon indépendante la longueur d'onde et l'amplitude. Par ailleurs, la loi de comportement du pli en cisaillement est élasto-plastique endommageable. Ce choix a été motivé par la volonté de maîtriser à la fois la contrainte maximale en compression mais aussi l'énergie totale dissipée. Le modèle peut aussi prendre en compte une mixité de chargement compression-cisaillement. Ces travaux à l'échelle micro ont ensuite montré tout leur intérêt pour le calcul à l'échelle de stratifiés grâce à la mise en place d'un pont micro-méso. Cette approche reste néanmoins plus lourde à implémenter et à identifier.

La revue bibliographique de Schultheisz et Waas (Schultheisz and Waas, 1996) propose une description détaillée des modèles micromécaniques développés. Ces modèles apportent une solution simple à mettre en œuvre en prédimensionnement. Néanmoins, ils ne permettent pas de rendre compte des effets de structures discutés dans la section 1.2.3. Enfin, on peut noter la difficulté à définir l'angle de désalignement à partir des mesures expérimentales (voir Section 1.2.3). En effet, dans les modèles proposés, l'angle est considéré uniforme alors qu'en réalité il évolue à la fois le long de chaque fibre et entre chaque fibre. Lorsque les angles de désalignement sont mesurés, généralement les critères sont calculés en considérant l'écart-type de la distribution de l'orientation des fibres afin de rendre compte d'un certain effet de moyennisation du processus d'instabilité sur un VER. Ce choix présente une certaine cohérence avec les simulations numériques proposées par Varandas (Varandas et al., 2020) qui prennent en compte la variabilité sur l'orientation des fibres. Les résultats de simulation ont montré la grande sensibilité de la résistance en compression à un descripteur qui est constitué de la largeur de la distribution des orientations. Néanmoins, cet aspect reste très ouvert et encore insuffisamment étudié dans la littérature ; l'angle de désalignement des fibres est ainsi souvent utilisé pour recaler le critère sur les résultats expérimentaux.

1.3.2. Modèles pour la prise en compte des effets structures

Nous avons cité précédemment plusieurs travaux expérimentaux qui ont montré que la tenue en compression d'un pli unidirectionnel dépend à la fois des propriétés des constituants mais aussi de facteurs à l'échelle du stratifié. C'est le cas notamment de l'épaisseur de la couche à 0° et du gradient de déformation dans l'épaisseur.

Tout d'abord, on peut citer les travaux de Gardin (Gardin et al. 2002) qui proposent un modèle analytique de flambage des fibres dans un milieu avec une épaisseur finie. Ils

considèrent des constituants présentant un comportement élastique linéaire. Cette analyse donne une contrainte critique selon l'expression suivante :

$$\sigma_{rupture} = \frac{G_m}{1-f} + 2r_{gf} \frac{\pi}{e_c} \sqrt{\frac{E_m E_f}{(1-\vartheta_m^2)}} \quad (1-6)$$

avec r_{gf} le rayon de giration de la fibre (paramètre géométrique représentatif du rapport entre les raideurs de flexion et compression), E_f le module d'élasticité de la fibre, ϑ_m le coefficient de poisson de la matrice et e_c l'épaisseur du pli sollicité en compression sens fibre. Il apparaît que ce modèle permet de retrouver l'expression du modèle de Rosen (Rosen, 1964) si l'on considère une épaisseur infinie. On note aussi que d'un point de vue qualitatif, ce modèle permet de retrouver la dépendance de la tenue en compression à l'épaisseur.

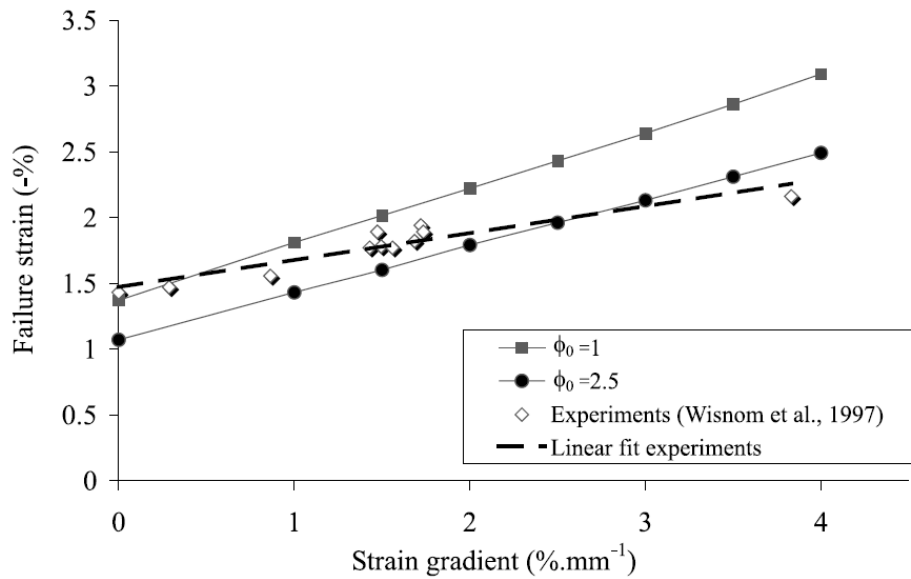


Figure 1-29. Evolution de la déformation à la rupture en fonction du gradient de déformation selon le modèle de Drapier et al. (Drapier et al. 2001) avec confrontation aux mesures de Wisnom et al (Wisnom et al. 1997)

Les travaux de Drapier (1999, 2001) ont étendu ce travail à l'aide d'un modèle numérique permettant de prendre en compte à la fois le défaut initial d'alignement des fibres et le comportement non linéaire de la matrice. Ainsi, ils ont permis de mettre en évidence la dépendance de la résistance en compression au gradient de déformation (Figure 1-29). Les simulations ont notamment été confrontées aux mesures de déformations à la rupture obtenues par (Wisnom et al. 1997). Il semble au vu de ces travaux que les effets de structure puissent être représentés au travers d'une description adaptée des conditions aux limites.

1.3. MODELES POUR L'ESTIMATION DE LA DEFORMATION A LA RUPTURE DE COMPOSITE UNIDIRECTIONNEL EN COMPRESSION PURE

Situation du pli	Chargement	Epaisseur caractéristique d'instabilité : e_c
Pli au coeur d'un empilement	Compression pure	$e_c = e$
Pli au bord d'un empilement	Compression pure	$e_c = 2 e$
Composite unidirectionnel	Compression pure	$e_c = \infty$
Pli au coeur d'un empilement	Flexion Compression	$e_c = e$
Pli au coeur d'un empilement	Flexion avec fibre neutre	$e_c = e_{comp}$
Composite unidirectionnel	Flexion	$e_c = c_g e_{comp}$ $c_g \approx 0.4$

Figure 1-30. Tableau permettant de déterminer l'épaisseur caractéristique à considérer pour calculer la contribution de l'effet structure selon le type d'empilement et le mode de chargement (Grandidier et al., 2012)

Enfin, on peut citer le critère de rupture en compression proposé par Grandidier et al. (Grandidier et al., 2012). Il s'appuie sur la formulation proposée dans (Gardin et al., 2002) en ne retenant que la contribution de l'effet de structure (deuxième terme de l'Eq.(1-6)). Il l'ajoute à l'expression de la déformation obtenue par (Budiansky and Fleck, 1993) (Eq.(1-5)). Le résultat est l'expression de l'Eq.(1-7). La définition de l'épaisseur notée e_c permet de prendre en compte le type de chargement (flexion ou compression) ainsi que le voisinage des plis orientés à 0° . Le tableau de la Figure 1-30 permet de déterminer cette épaisseur selon le type d'empilement et le mode de chargement.

$$\varepsilon_c = \frac{G_{12}}{E_c \left(1 + n \left(\frac{3}{7} \right)^{\frac{1}{n}} \left(\frac{\Phi_0 / \gamma_{12}^c}{n-1} \right)^{\frac{n-1}{n}} \right)} + 2r_{gf} \frac{\pi}{E_c e_c} \sqrt{\frac{E_m E_f}{(1 - \vartheta_m^2)}} \quad (1-7)$$

Il permet ainsi de disposer d'un modèle simple à mettre en œuvre dans le cas du dimensionnement de structures composites tout en prenant en compte des effets structures en plus des facteurs matériau tels que le défaut d'ondulation et le comportement élasto-plastique de la matrice. La Figure 1-31 présente notamment une confrontation entre les prévisions de ce critère de rupture et des mesures expérimentales obtenues en flexion 3 points pour différentes épaisseurs du pli à 0° et différents empilements. Les plis à 0° étaient réalisés avec des fibres ultra haut module K637-12 et une matrice epoxy. Quant aux plis hors axe, les fibres étaient du type haut module (M46J). Même si l'utilisation d'essais de flexion 3 points peut être discutée, les tendances obtenues confirment la pertinence du modèle proposé.

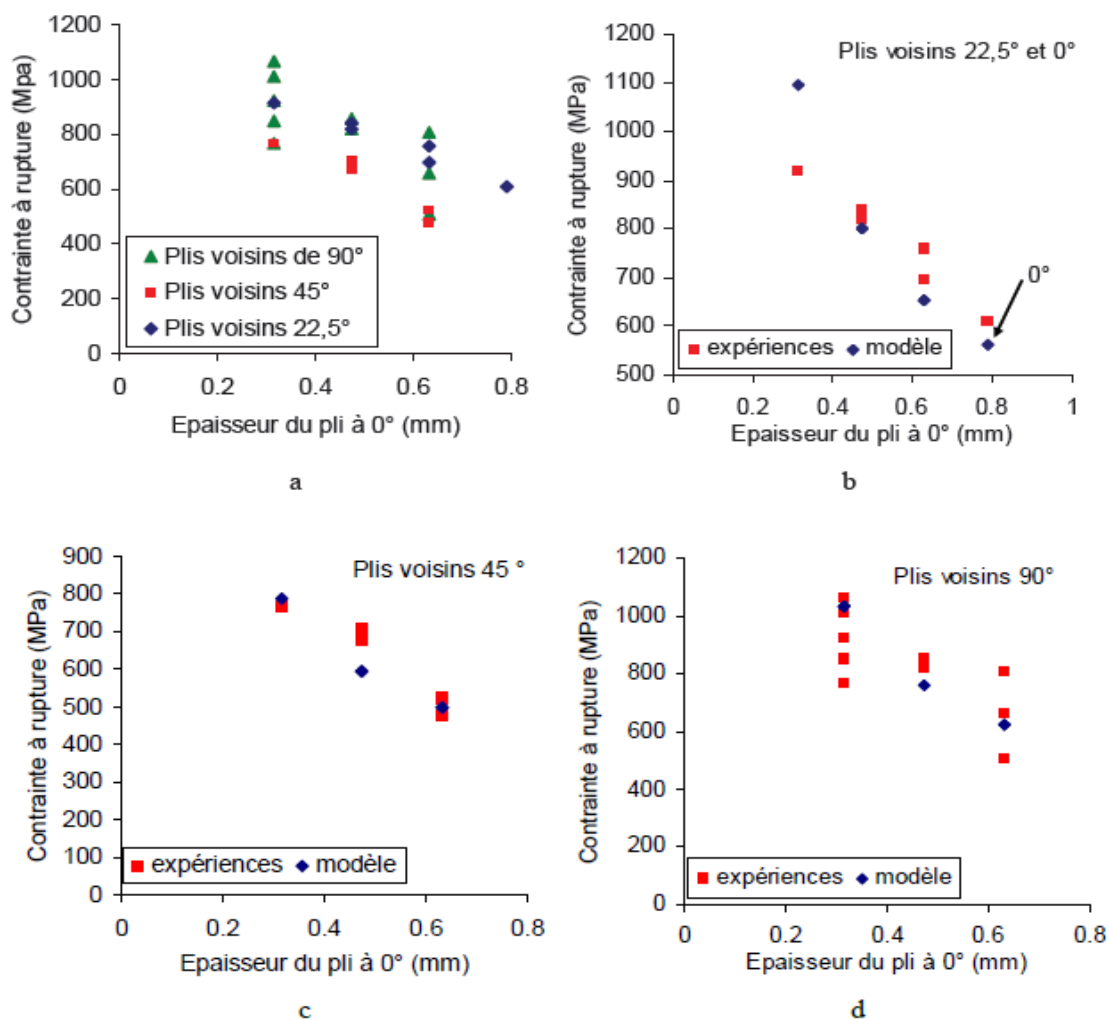


Figure 1-31. Confrontation entre les prévisions du critère de rupture selon (Grandidier et al., 2012) et des mesures expérimentales obtenues en flexion 3 points pour différentes épaisseurs du pli à 0° et différents empilements.

1.4 Objectif vis-à-vis de l'état de l'art et démarche de la thèse

1.4.1. Objectif et démarche de la thèse

Les multiples études présentées dans les sections précédentes ont mis en évidence que la résistance en compression des matériaux composites reste une problématique majeure aussi bien en termes de compréhension que de prédiction. La rupture en compression dans le sens des fibres est pilotée par une instabilité micromécanique conduisant à la rupture du pli. Même si cette instabilité peut être affectée par les propriétés des fibres, elle dépend essentiellement du comportement de la matrice, de la fraction volumique des constituants, mais également des imperfections géométriques, autrement dit de l'arrangement du renfort fibreux. La déformation à rupture en compression sens fibre n'est pas de ce fait un paramètre intrinsèque aux propriétés des constituants fibre, matrice et interface. Certes ce constat se retrouve dans la plupart des propriétés des composites et plus généralement des matériaux hétérogènes. Notons toutefois que l'instabilité à l'origine de la tenue en compression exacerbe le rôle de la matrice dans un processus fortement multiaxial à l'échelle micromécanique. En traction sens fibre, le rôle du comportement de la matrice et l'arrangement du renfort fibreux engendre un effet de seuil : au-delà d'un certain taux de fibre ou d'une tenue trop faible de la matrice ou des interfaces, le composite ne permet pas d'exploiter le plein potentiel des fibres. En compression, le comportement de la matrice pilote directement la tenue, les propriétés des fibres n'ont que peu d'importance. L'instabilité locale de micro-flambage dépend aussi de paramètres à l'échelle du pli comme notamment le gradient de déformation ou l'épaisseur du pli. Ces effets « structures » donnent un caractère non-local à la rupture si l'on souhaite la prédire à l'échelle mésoscopique.

Des modèles micromécaniques, analytiques ou numériques, permettent de rendre compte de l'effet des différents paramètres énoncés. L'un des paramètres les plus influents est l'angle d'ondulation des fibres considéré constant dans la majorité des approches prédictives. Cette hypothèse rend l'identification de ce paramètre délicat, et même si la mesure de l'écart-type de la distribution des angles d'ondulation est considérée dans la littérature comme la moins mauvaise des évaluations, elle est souvent accompagnée d'une correction phénoménologique ou plus brutalement remplacée par un recalage sur les résultats d'essais de compression. La prise en compte des effets de gradient et de séquence d'empilement repose également sur des modèles simplifiés en raison de la complexité du problème ou tout simplement des corrections phénoménologiques. L'intérêt et la qualité de ces travaux n'est pas à remettre en cause, mais pour être affinés, ils nécessitent des caractérisations permettant de dissocier clairement et qualitativement les différents effets.

Différents travaux de la littérature ont cherché à mettre en avant l'effet des différents paramètres mentionnés précédemment. Toutefois, ces études consistent généralement à faire varier la nature des constituants, souvent la matrice du composite, mais également la fibre en raison notamment de la compatibilité entre les deux constituants. Avec cette approche, le procédé de fabrication, et par conséquent l'arrangement fibreux, sont impactés et il devient alors difficile de dissocier les effets. Nous proposons dans notre étude

de modifier le comportement de la matrice sans modifier l'arrangement fibreux. Pour cela nous proposons d'utiliser la forte dépendance à la température du comportement des matrice polymère. L'absence de modification des constituants et du procédé de fabrication permet de garder le même arrangement fibreux. Nous explorons également une autre piste qui consiste à comparer la tenue de composites ayant été fabriqués avec des préimprégnés dont les durées de stockage ou d'utilisation sont sensiblement différentes. L'effet de la séquence d'empilement sera également étudié et complété par une étude consistant à quantifier l'effet d'un endommagement intra-laminaire dans les plis adjacents au pli rompu en compression sens fibre.

Concernant l'effet de gradient, nous avons choisi d'utiliser deux configurations d'essais de flexion, le premier étant la flexion 4 points sur sandwich pour obtenir un gradient faible, et le second étant la flexion pure sur monolithique pour obtenir un gradient élevé. Nous avons exclu l'utilisation d'essai de compression direct en raison des modes de rupture parasite qui conduisent à une forte dispersion et une sous-estimation de la résistance. La Figure 1-32 montre la plage de gradient exploitable à partir des différentes configurations d'essais.

Les chapitres 2 et 3 sont respectivement consacrés au développement et la réalisation des essais de flexion 4 points sur sandwich et de flexion pure sur monolithique. Le chapitre 4 permet de confronter les différents résultats expérimentaux à un critère analytique prenant en compte à la fois le rôle du comportement de la matrice et du désalignement des fibres, et des effets de structure comme l'effet du gradient de déformation dans l'épaisseur.

1.4.2. Matériau de l'étude

Comme mentionné dans l'état de l'art, le processus de rupture en compression sens fibre est similaire pour une grande majorité des composites constitués de plis unidirectionnels. La littérature présente de nombreux travaux sur les composites à fibre de carbone haute résistance, notamment ceux destinés aux applications aéronautiques et spatiales. Les matériaux généralement utilisés dans ces travaux sont des préimprégnés polymérisés par autoclave. Ils présentent une très bonne reproductibilité de mis en œuvre notamment en termes de taux volumique de fibre et d'arrangement du renfort fibreux. Ceci permet de limiter les variabilités sur les propriétés mécaniques et ainsi d'isoler plus facilement les effets générés par la variation de certains paramètres. Plutôt que de tester plusieurs matériaux pour faire varier la nature et l'arrangement du renfort fibreux et les propriétés mécaniques de la matrice, comme dans certaines études, nous avons préféré nous focaliser sur un seul matériau selon la logique présentée dans la section précédente.

Le matériau étudié est le préimprégné HexPly M21 de chez Hexcel Composites. Il est constitué de fibres de carbone unidirectionnel IMA et de la résine époxy M21. Des plaques de différentes épaisseurs et de différentes stratifications ont été drapées à la main, puis polymérisé à l'autoclave selon le cycle préconisé par la fiche technique à savoir deux heures à 180°C sous une pression maximale de 7 bars. Les propriétés du matériau selon la fiche technique du fournisseur sont rassemblées dans le Tableau 1-1.

Propriétés physiques	
Grammage fibre	194g/m ²
Epaisseur du plis polymérisé	0,184mm
Fraction volumique de fibre	59,2%
Température de transition vitreuse	195°C
Propriétés mécaniques	
Résistance en traction	3050MPa
Module de traction	178GPa
Module de compression	146GPa
Résistance en compression	1500MPa
Déformation à la rupture en compression	~1,43%

Tableau 1-1. Propriétés du matériau HexPly M21 selon la fiche technique du fournisseur.

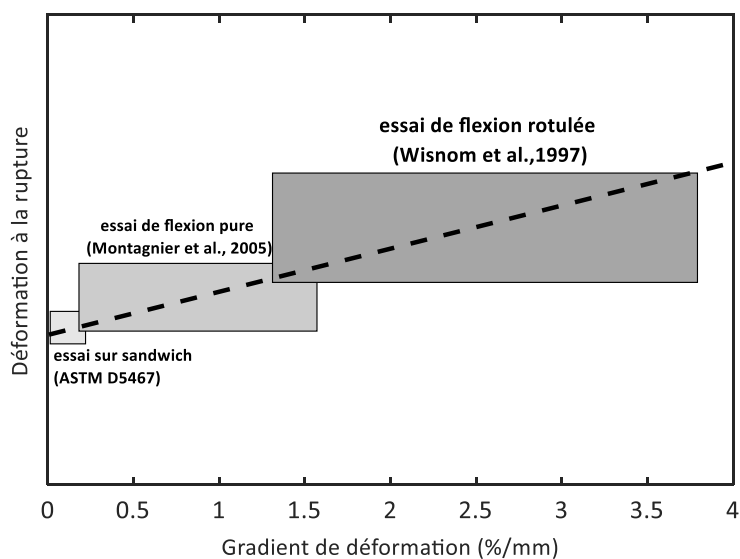


Figure 1-32. Plages de gradient de déformation atteignables par les différents types d'essais.

Chapitre 2

Caractérisation en compression
pour des gradients de déformation
faibles : essais de flexion 4 points
sur sandwich

Préambule

Dans ce chapitre, la conception et la mise en œuvre expérimentale d'essais de flexion quatre points sur sandwich dissymétrique sont présentés. Deux configurations d'éprouvette se distinguant principalement par la manière d'introduire les efforts ont été retenues. L'empilement retenu assure une distance importante entre la peau composite à caractériser et la fibre neutre de flexion afin d'obtenir un gradient de sollicitation faible dans l'épaisseur.

La conception et l'analyse des essais s'appuient sur un modèle numérique capable de prédire les différents modes de rupture parasites susceptibles de perturber l'exploitation de l'essai. La confrontation des résultats des simulations et des différentes mesures et observations réalisées lors des essais permettent de valider la modélisation numérique. Différentes configurations d'éprouvette sont réalisées et testées afin de repousser les modes de rupture parasites au-delà du mode de rupture visé : rupture locale de la peau sollicitée en compression. Malgré ces tentatives, les limites de ces configurations d'essai n'ont pas permis de caractériser le matériau composite à fibre de carbone haute résistance faisant l'objet de l'étude. Toutefois, en fin de chapitre, une étude de faisabilité probante portant sur la caractérisation de composites à fibre de verre et à fibre de carbone haut module est présentée.

2.1 Description des essais de flexion 4 points sur sandwichs dissymétriques

2.1.1. Choix des configurations d'essais

L'essai de flexion sur sandwich vise à solliciter en compression une peau avec un gradient dans l'épaisseur faible à contrario des essais de flexion sur monolithique qu'ils soient réalisés en flexion 4 points (Ben Zineb et al., 2003), flexion par compression rotulée (Fukuda, 1989; Wisnom, 1992) ou flexion pure (Montagnier and Hochard, 2005; Bois et al., 2007). L'épaisseur du sandwich permet d'éloigner la peau en compression de la fibre neutre et ainsi réduire le gradient de déformation. Afin d'accroître davantage la distance de la peau à la fibre neutre il est également possible de choisir une peau en traction sensiblement plus raide que la peau en compression (Grandidier et al., 2012; Wisnom et al., 1997). L'Annexe A présente un modèle analytique basé sur la théorie des poutres qui permet simplement de déterminer le décalage de la fibre neutre et l'état de contrainte dans chacune des peaux pour ce type de configuration.

Ce principe a été retenu dans la norme ASTM D5467 pour caractériser la tenue en compression de composite stratifié aussi bien dans la direction des fibres que dans la direction transverse aux fibres (ASTM D5467/D 5467M-97). La configuration est présentée sur la Figure 2-1(a). La limitation majeure de cette géométrie d'éprouvette est la concentration de contrainte au niveau des appuis intérieurs qui induit une possible rupture sous l'effet combiné de la pression de contact, du cisaillement et de la flexion.

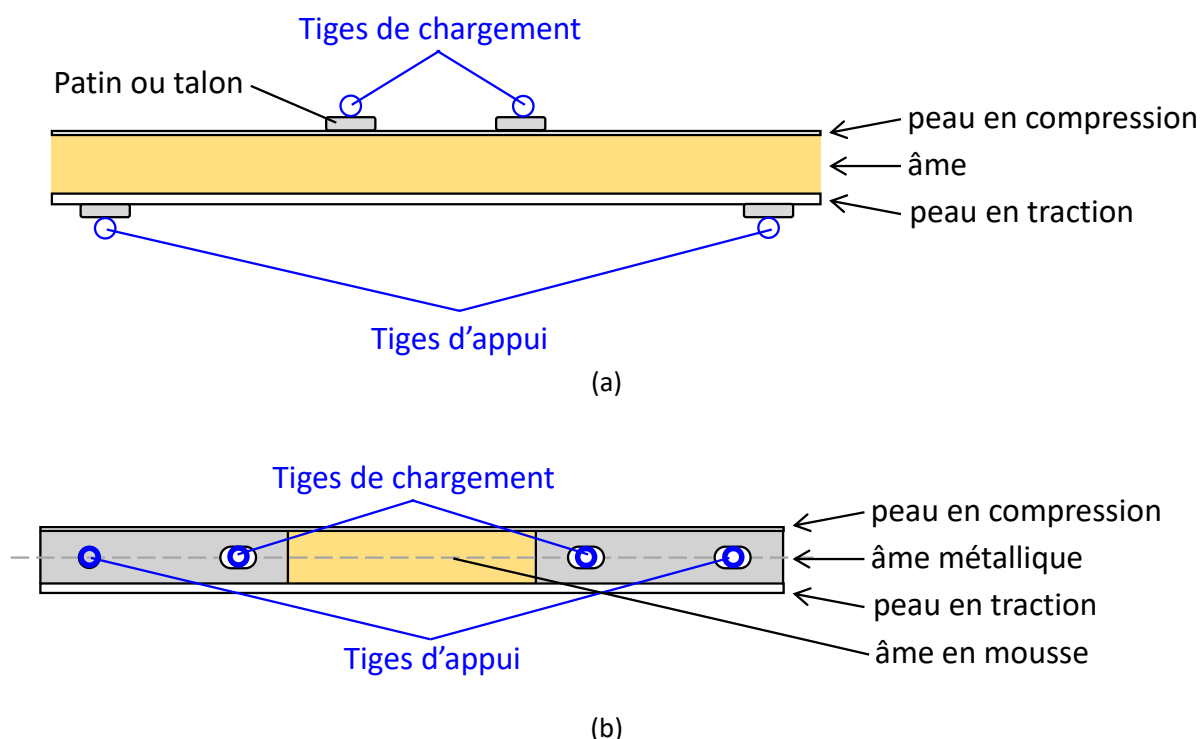


Figure 2-1. Eprouvettes sandwich avec une peau en traction sensiblement plus raide que la peau en compression. (a) configuration issue de la norme ASTM D5467, (b) configuration issue des travaux de Lagunegrand

Pour remédier à ce problème, Lagunegrand a proposé une configuration permettant d'introduire le chargement au niveau de l'âme par l'intermédiaire de tiges cylindriques comme illustré sur la Figure 2-1(b) (Lagunegrand et al., 2005). Ce concept a été développé spécifiquement pour étudier l'effet de la contrainte normale hors plan sur l'amorçage du délaminage. Ce type d'étude requière un niveau de chargement très élevé. L'âme est alors décomposée en trois parties avec aux extrémités de l'éprouvette une âme métallique capable de supporter la pression de contact des appuis. Le trou circulaire permet de positionner l'éprouvette tandis que les trois trous oblongs autorisent la déformation axiale de l'éprouvette lors de l'essai afin de ne pas solliciter l'éprouvette en tension. La peau inférieure est en acier à haute limite d'élasticité afin d'accroître la distance de la peau à la fibre neutre et supporter l'effort normal conduisant à la rupture de la peau composite. Les âmes métalliques aux deux extrémités ainsi que la peau métallique subissent un traitement de surface spécifique avant que l'ensemble des éléments constituant le sandwich ne soit assemblé.

Dans ce chapitre nous proposons d'utiliser les deux configurations mentionnées ci-dessus pour caractériser le comportement en compression du matériau de l'étude. Pour chaque configuration les modes de rupture parasites sont décrits avant de présenter la définition et la mise en œuvre des éprouvettes.

2.1.2. Configuration issue de la norme ASTM D5467

2.1.2.1. Modes de rupture

Les modes de rupture proviennent à la fois de la tenue locale des différents constituants du sandwich, mais également de mécanismes plus globaux liés à la structure du sandwich. En effet, l'élancement des éprouvettes, combiné à des sollicitations de compression entraîne des instabilités à l'échelle de la structure ou à une échelle intermédiaire. La Figure 2-2 présente les différents modes de rupture de l'éprouvette sandwich. Comme on le verra par la suite, le choix de l'épaisseur des peaux et de l'âme permet de contrôler le niveau de rupture de la peau en traction. Comme mentionné précédemment, le principal mode parasite est donc lié à l'introduction des efforts en raison du niveau de sollicitation nécessaire pour atteindre la rupture en compression. Ceci justifie l'ajout de patins sous les rouleaux d'appui (Figure 2-1(a)). Le Tableau 2-1 rassemble les paramètres influents sur les différents modes de rupture. Notons que le choix du type de matériau pour l'âme est crucial pour certains modes de rupture. Une âme en nid d'abeilles, de par sa densité plus faible par rapport à une mousse, aura une tenue à l'écrasement limitée.

Mode de rupture	Paramètres influents			
	Géométrie éprouvette	Matériau de l'âme	Matériau des peaux	Interface entre constituants
Ecrasement au niveau des appuis	Epaisseur et matériau des patins, diamètre des rouleaux d'appuis	Résistance au cisaillement et à la compression		
Cisaillement de l'âme	Longueur entre appui	Résistance au cisaillement		
Flambage local de la peau supérieure	Epaisseur de la peau supérieure	Rigidité	Module longitudinal	Résistance entre la peau et l'âme
Rupture en traction de la peau inférieure	Epaisseur de l'âme et des peaux		Résistance en traction	
Rupture en compression de la peau supérieure	Epaisseur de l'âme et des peaux		Résistance en compression	

Tableau 2-1. Paramètres influents sur les modes de rupture

La rupture induite par un flambage local de la peau en compression est généralement couplée à une décohésion entre la peau et l'âme. Si l'âme est en nid d'abeilles avec une taille de maille importante, on peut également observer des plissements de la peau dont la période correspond à la taille des mailles.

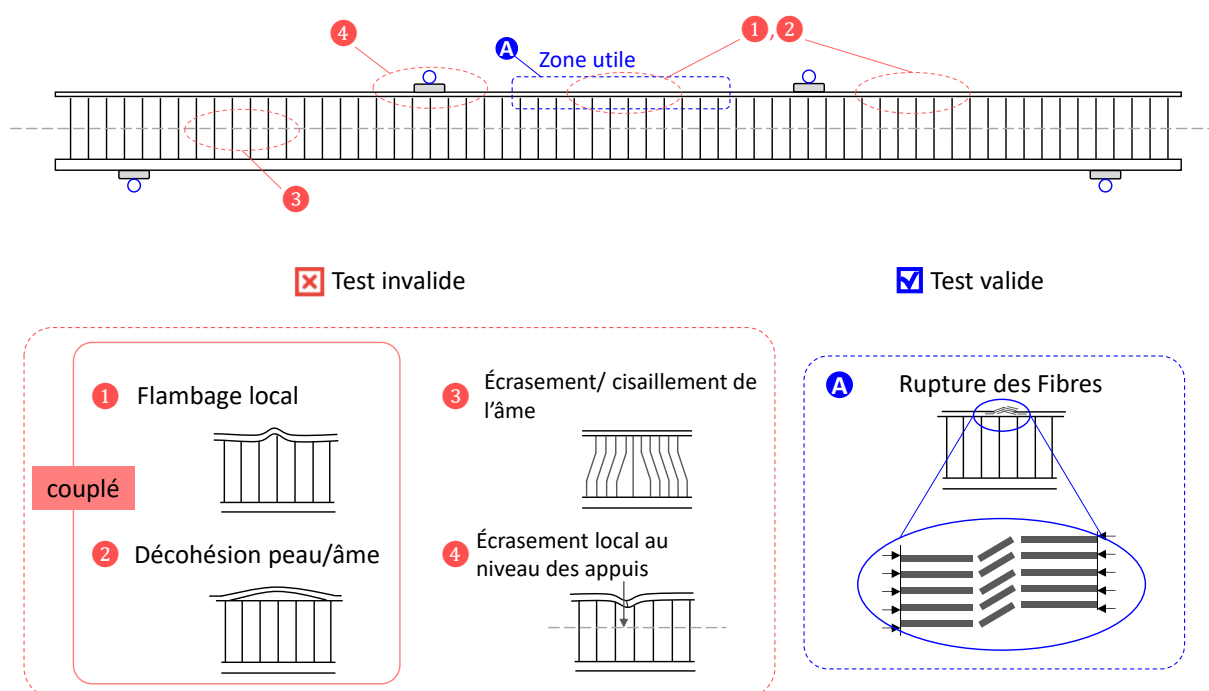


Figure 2-2. Modes de rupture de l'éprouvette sandwich issue de la norme ASTM D5467

2.1.2.2. Définition des éprouvettes

La conception de l'éprouvette consiste à déterminer les dimensions de l'éprouvette et choisir le ou les matériaux de l'âme qui permettent à la fois de piloter le gradient de chargement dans l'épaisseur de la peau sollicitée en compression, mais également de repousser les modes de rupture parasites au-delà de la rupture en compression.

L'Annexe A rassemble des éléments de modélisation analytique qui peuvent être utilisés pour concevoir un sandwich. Il existe des critères permettant de prédire avec une précision acceptable les ruptures en traction et compression des deux peaux, ainsi que la rupture en cisaillement de l'âme. Par contre, il est plus difficile de prédire l'écrasement au niveau des appuis ainsi que le décollement entre la peau supérieure et l'âme. Notons également que l'écrasement au niveau des appuis se combine généralement avec le cisaillement de l'âme et parfois un décollement entre âme et peaux. Nous nous sommes donc appuyés sur les dimensions préconisées par la norme ASTM D5467 afin de définir différentes configurations d'éprouvette. Cette définition s'appuie non seulement sur les modèles disponibles, mais également sur de nombreux retours d'expérience.

L'épaisseur de la peau en compression a été fixé à 0,76mm, soit 4 plis, ce qui est assez épais pour permettre une fabrication de qualité tout en limitant l'effort à rupture. Comme suggéré par la norme, l'épaisseur de la peau en traction a été fixé au double de l'épaisseur de la peau en compression : 1,52mm, soit 8 plis. Les plis sont orientés dans la direction longitudinale. Afin d'évaluer le rôle de l'âme sur la tenue à l'écrasement et au cisaillement, trois âmes différentes sont utilisées : une en mousse en PVC expansé haute densité (200kg/m³), un nid d'abeilles aramide et un nid d'abeilles aramide densifié par de la résine. La densification du nid d'abeilles a pour objectif d'éliminer le flambage des parois sous sollicitations de compression et de cisaillement. Ces sollicitations de l'âme se concentrant en dehors de la zone centrale, deux niveaux de densification sont réalisés :

- pour la zone centrale, une résine époxy C230/234 de densité 0.58 (couleur verte)
- pour le reste de l'éprouvette, une résine Araldite 252 de densité 0.65 (couleur bleue)

Pour chacune de ces âmes plusieurs combinaisons d'épaisseur d'âme e et de bras de levier d ont été testées dans le but d'analyser l'influence du niveau de sollicitation de l'âme.

Les différentes configurations testées sont représentées sur la Figure 2-3 et les dimensions retenues sont synthétisées dans le Tableau 2-2. Les propriétés mécaniques des différents composants du sandwich sont répertoriées dans le Tableau 2-3.

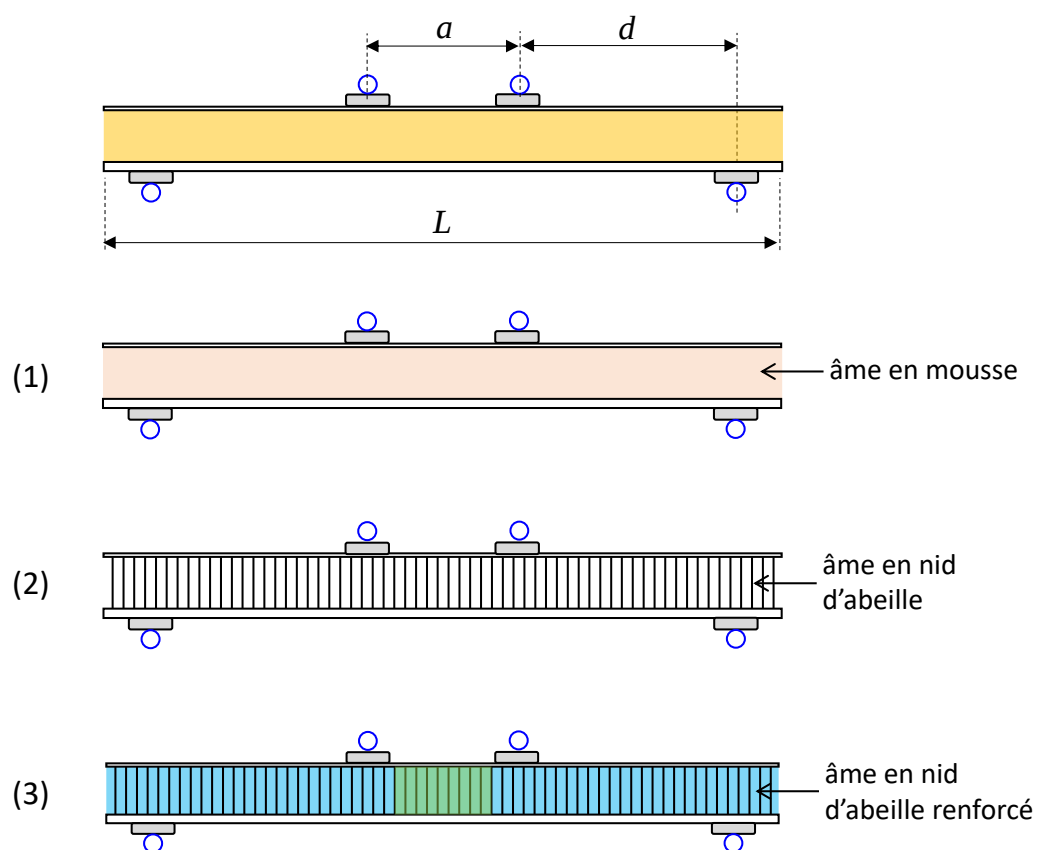


Figure 2-3. Représentation des différentes configurations testées en flexion quatre points en se référant à la norme ASTM D5467. (1) âme en mousse haute densité, (2) âme en nid d'abeilles, (3) âme en nid d'abeilles renforcé avec de la résine

Âme	Dimensions			
	a	d	e	L
Mousse haute densité Airex C70.200 (1)	100	135	20	400
	50	160	20	400
	100	135	30	400
Nid d'abeilles aramide NOMEX cellule 6mm (2)	100	135	30	400
Nid d'abeilles aramide NOMEX cellule 6mm renforcé de résine (3)	100	160	20	500
	100	200	20	550

Tableau 2-2. Dimensions des différentes configurations d'éprouvette sandwich issue de la norme ASTM D5467

Matériau	Désignation	Propriétés mécaniques
Composite UD carbone/époxy	Module de rigidité longitudinal en compression	$E_1 = 149\text{GPa}$
	Module de rigidité longitudinal en traction	$E_1 = 165\text{GPa}$
NOMEX cellule 6mm aramide	Module de rigidité normal dans l'épaisseur en compression	$E = 8\text{MPa}$
Âme du sandwich	NOMEX cellule 6mm aramide renforcé de la résine Araldite 252	Module de rigidité normal en compression (de la résine) $E = 1,4\text{GPa}$
	Mousse Airex C70.200	Module de rigidité normal en compression $E = 240\text{MPa}$

Tableau 2-3. Matériaux et propriétés mécaniques des différents composants de l'éprouvette sandwich selon la documentation des fournisseurs

Différents patins et talons ont été placés entre les tiges d'appui et les peaux selon les configurations au vu des résultats obtenus et de la présence de ruptures prématurées. Ces dispositions particulières, défini grâce à une analyse croisée essais calculs, sont présentées dans la section 1.1.

2.1.2.3. Réalisation des éprouvettes

Comme mentionné dans le paragraphe 1.4.2 du premier chapitre, les peaux en composite sont réalisées en autoclave à partir d'un pré-imprégné unidirectionnel. Dans le cas où l'âme est en nid d'abeilles aramide, renforcé ou pas, l'éprouvette est assemblée à l'aide d'un film adhésif supporté ST1035. Pour les sandwichs avec l'âme en mousse, un adhésif époxy bi-composants (3M DP460) a été utilisé. L'épaisseur du joint de colle est alors assurée à l'aide d'un fil de cuivre. L'assemblage est généralement réalisé en autoclave avec un cycle de polymérisation de 60 minutes à 120°C. Pour les configurations avec nid d'abeilles, un panneau sandwich de 100mm x 500mm ou de 100mm x 550mm a été préparé. Ensuite, des éprouvettes de largeur 20mm sont découpées par usinage à la scie circulaire diamantée. Pour les configurations avec mousse, les éprouvettes ont été réalisées une par une après découpe des peaux et usinage des mousses à la scie circulaire diamantée.

Pour la configuration (3), l'opération de remplissage des cellules du nid d'abeilles est difficile vu la grandeur du volume à remplir par rapport au temps de travail des résines mélangées qui est limité à 1h30 pour 100g. Le cycle de polymérisation recommandé pour les résines est de 2 heures à 70°C. De plus, le risque de créer des défauts de fabrication est élevé, ceux-ci peuvent se manifester sous deux formes :

- Défaut d'homogénéité de la résine dû à la difficulté de mixage de la structure pâteuse ce qui provoque la non polymérisation des parties mal mélangée (Figure 2-4),
- Défaut de remplissage qui crée des vides dans les cellules.

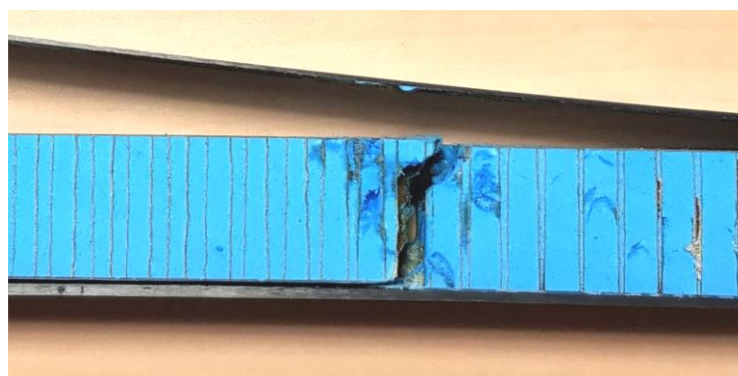


Figure 2-4. Défaut de mixage provoquant la rupture du nid d'abeilles renforcé

2.1.3. Configuration issue des travaux de Lagunegrand

2.1.3.1. Modes de rupture

Sur la configuration proposée par Lagunegrand (Figure 2-1(b)) on retrouve certains modes de rupture parasites de la configuration issue de la norme ASTM D5467 : le flambage local de la peau supérieure et la décohésion entre peau et âme. Cependant l'utilisation d'une âme métallique pour introduire les efforts permet d'éliminer le cisaillement de l'âme et l'écrasement du sandwich au niveau des appuis, mais ces modes de rupture sont remplacés par un matage au contact des appuis et la rupture par cisaillement de l'interface entre les peaux et l'âme en acier. La Figure 2-5 présente les différents modes de rupture de l'éprouvette, tandis que le Tableau 2-4 rassemble les paramètres influents sur les différents modes de rupture. Notons que la présence de deux matériaux d'âme ayant un contraste de rigidité très important va générer une concentration de contrainte dans la zone d'interface entre les deux âmes et chacune des peaux pouvant amorcer une rupture de cette interface et ainsi favoriser le flambage local de la peau en compression.

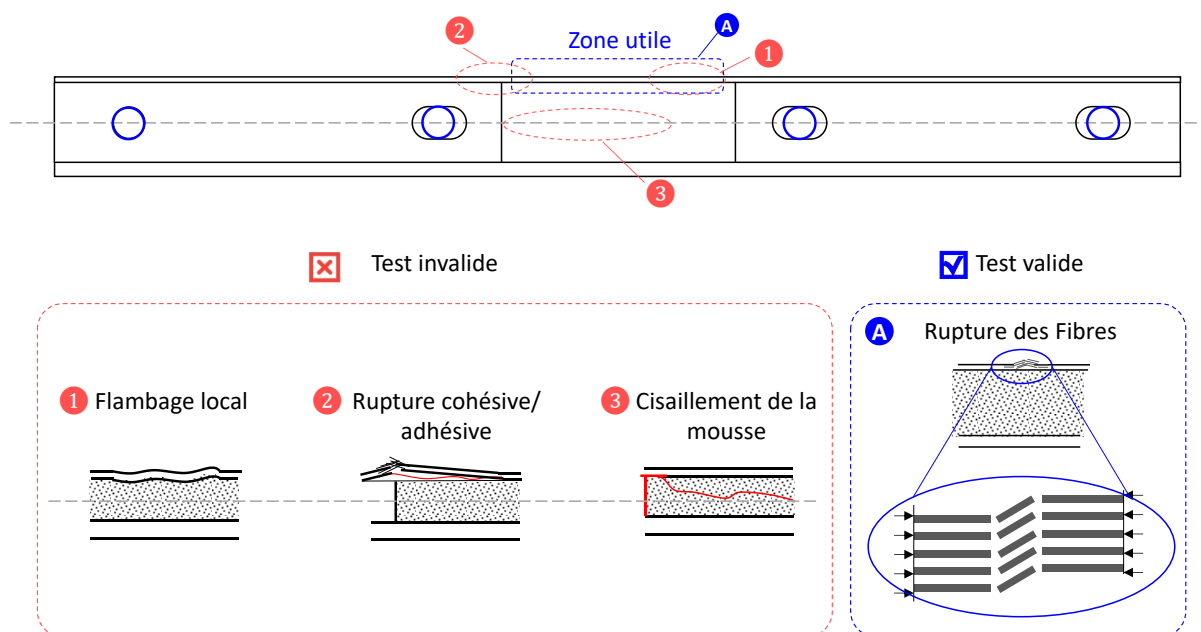


Figure 2-5. Modes de rupture de l'éprouvette sandwich issue des travaux de Lagunegrand

Mode de rupture	Paramètres influents					
	Géométrie éprouvette	Matériau de l'âme aux appuis	Matériau de l'âme centrale	Matériau de la peau inférieure	Matériau de la peau supérieure	Interface entre constituants
Matage au niveau des appuis	Diamètre des rouleaux d'appuis	Résistance au matage				
Flambage local de la peau supérieure	Epaisseur de la peau supérieure	Rigidité	Rigidité		Module longitudinal	Résistance entre la peau supérieure et l'âme
Décollement entre les peaux et l'âme près des appuis	Epaisseur de l'âme et des peaux					Résistance entre les peaux supérieure et l'âme
Dépassement de la limite élastique de la peau inférieure	Epaisseur de l'âme et des peaux			Module longit. et limite élastique en traction	Module longitudinal	
Rupture en compression de la peau supérieure	Epaisseur de l'âme et des peaux			Module longit.	Module longitudinal et résistance en compression	

Tableau 2-4. Paramètres influents sur les modes de rupture du montage proposé par Lagunegrand

2.1.3.2. Définition des éprouvettes

Comme pour le montage issu de la norme ASTM D5467, le choix de l'épaisseur de l'âme résulte d'un compromis entre le gradient de sollicitation dans la peau en compression et le moment de flexion à atteindre pour rompre cette même peau. Augmenter l'épaisseur de la peau en acier permet d'abaisser la position de la fibre neutre et réduire la contrainte dans la peau en acier au moment de la rupture de la peau en compression. Mais cela accentue la raideur du sandwich et donc le moment de flexion nécessaire. Une hausse du moment de flexion accroît le cisaillement au niveau de l'interface entre les peaux et l'âme en acier. Lagunegrand a montré que ce mode de défaillance pouvait être critique conduisant à être très attentif au collage des différents éléments (Lagunegrand, 2004; Lagunegrand et al., 2005). Ce même auteur s'est appuyé sur des modélisations analytiques et numériques pour concevoir l'éprouvette dissymétrique avec comme principale difficulté de repousser les modes de rupture parasites. Dans notre étude, l'effort à appliquer à la peau en compression étant similaire à celui utilisé par Lagunegrand pour dimensionner

son éprouvette, nous avons choisi de reprendre les mêmes dimensions et matériaux (Figure 2-6 et Tableau 2-5). La peau en composite à une épaisseur de 0.76mm, soit 4 plis, tandis que la peau métallique a une épaisseur de 5mm et l'âme une épaisseur de 30mm. La longueur de la zone centrale, 140mm, permet d'obtenir un champ de déformation homogène sur une zone d'environ 70mm dans la peau composite. Le niveau de contrainte dans la peau métallique impose l'utilisation d'un acier à haute limite d'élasticité. Deux mousses, de densités différentes, ont été testées afin d'évaluer l'impact de la rigidité de l'âme sur le mode de rupture par flambage local.

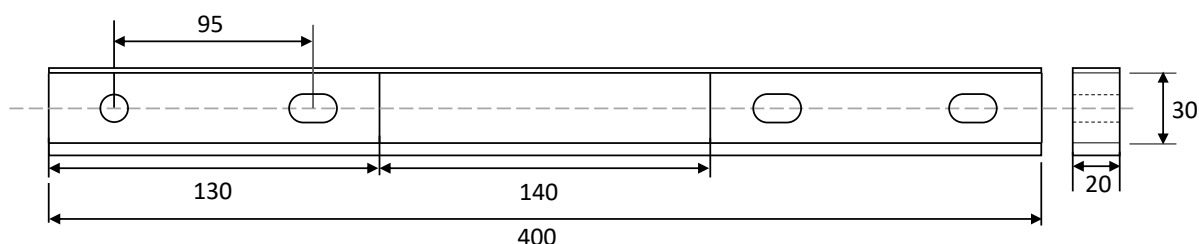


Figure 2-6. Géométrie de l'éprouvette issue des travaux de Lagunegrand

Matériau	Propriétés mécaniques	
Peau supérieure Composite UD carbone/époxy	Module de rigidité en compression	$E_1 = 149\text{GPa}$
Peau inférieure Acier 90MV08	Module de rigidité	$E = 208\text{GPa}$
	Limite élastique	$Re = 1100\text{MPa}$
Âme du sandwich près des appuis Acier C45	Module de rigidité	$E = 200\text{GPa}$
	Limite élastique	$Re = 350\text{MPa}$
Âme du sandwich dans la zone centrale Mousse PVC Airex C70.200	Module de rigidité en compression dans l'épaisseur	$E = 240\text{MPa}$
Âme du sandwich dans la zone centrale Mousse M320	Module de rigidité en compression dans l'épaisseur	$E = 350\text{MPa}$

Tableau 2-5. Matériaux et propriétés mécaniques des différents composants de l'éprouvette sandwich selon les documentations des fournisseurs

2.1.3.3. Réalisation des éprouvettes

L'assemblage de la structure est assuré par un dispositif conçu spécialement pour cette éprouvette sandwich (Figure 2-7). Ce dispositif permet d'assurer l'alignement des différents éléments et tout particulièrement les deux âmes métalliques afin de garantir le passage des tiges métalliques lors du montage dans le moyen d'essai. Pour cela un gabarit comportant 4 tiges est utilisé.

Les pièces sont poncées puis nettoyées à l'éthanol avant collage. La colle utilisée pour assembler les éléments est un adhésif époxy bi-composants (3M DP460) dont la durée de polymérisation est de 24h à température ambiante. L'épaisseur du joint de colle est assurée à l'aide d'un fil de cuivre de diamètre 0,3mm.

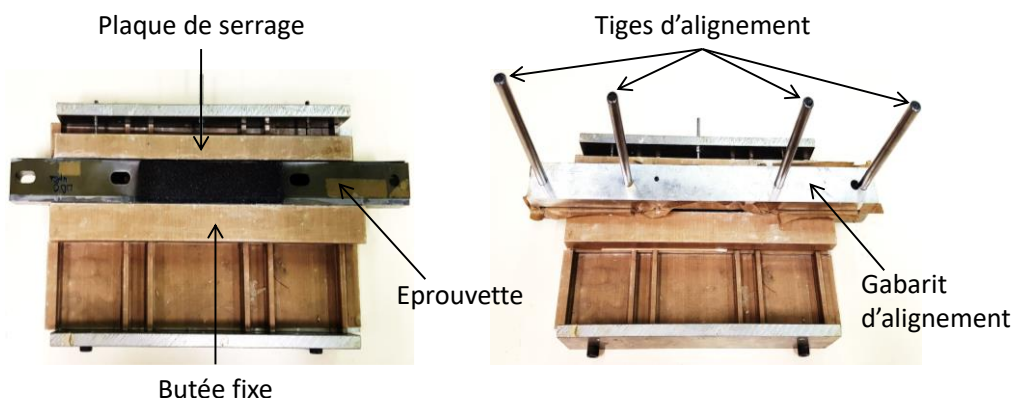


Figure 2-7. Montage pour le collage des éléments du sandwich

2.1.4. Montage d'essai et instrumentations

2.1.4.1. Montage d'essai

Deux montages d'essai représentés sur la Figure 2-8 ont été utilisés. Le premier, Figure 2-8(a), dispose de tiges cylindriques montées en chape afin de permettre le passage des tiges dans l'âme métallique. Sur le second, Figure 2-8(b), les tiges métalliques servant d'appui sont montées dans des « V ». Les appuis extérieurs peuvent s'orienter librement autour de l'axe longitudinal grâce à des liaisons cylindriques. Ceci permet d'avoir une résultante des actions de contact centrée sur l'éprouvette même en présence d'un défaut de vrillage sur l'éprouvette. Ce montage n'est pas utilisable pour les sandwichs avec âme métallique. Pour les deux montages, la partie inférieure comportant les appuis extérieurs est fixée sur le bâti de la machine de traction et la partie supérieure comportant les appuis intérieurs est fixée sur la traverse mobile.

L'alignement et le centrage de l'éprouvette par rapport au montage est vérifié après avoir appliqué un léger effort de flexion pour s'assurer qu'aucun mouvement parasite s'est produit. La vitesse de chargement était comprise entre 0.2mm/min et 0.5mm/min, ce qui donne un taux de chargement de la peau en compression faible de l'ordre de 1%/heure. Aucun effet de la vitesse de chargement n'a été observé. L'effort appliqué ainsi que le déplacement de la traverse sont mesurés au cours de l'essai. L'effort permet de déterminer simplement le moment de flexion appliqué à la zone centrale des éprouvettes via le bras de levier d .

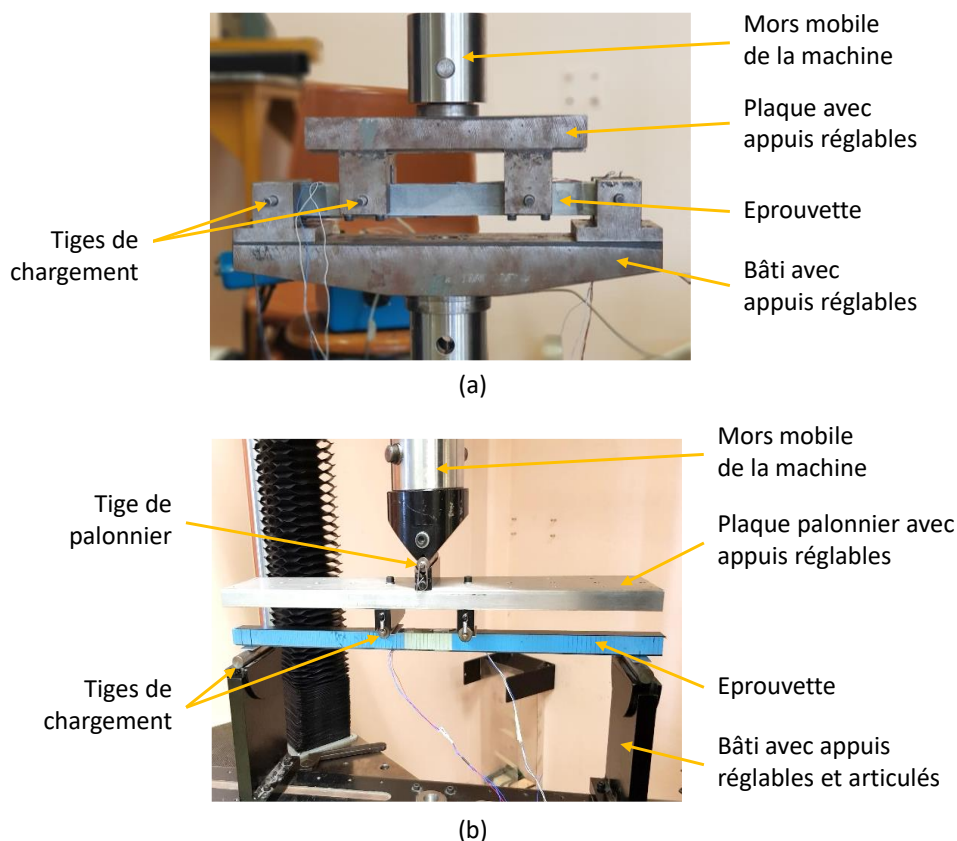


Figure 2-8. (a) Montages d'essai avec tiges cylindriques montées en chape. (b) Montages d'essai avec tiges montées dans des « V »

2.1.4.2. Jauges de déformations

Afin d'évaluer le comportement de la peau en compression et en particulier la déformation à rupture, des jauges de déformation sont placées sur chaque éprouvette. Pour les configurations issues de la norme ASTM, une seule jauge est posée au centre de la face en compression. Pour la configuration issue des travaux de Lagunegrand, trois jauges sont posées sur la face en compression, une au centre et deux près des extrémités de l'âme centrale afin d'une part d'observer l'homogénéité de la sollicitation et d'autre part d'identifier l'apparition de phénomènes parasites comme un flambage local. Pour les deux configurations, une jauge est également placée sur la face sollicitée en traction afin de corréler le comportement des éprouvettes aux modèles (Figure 2-9).

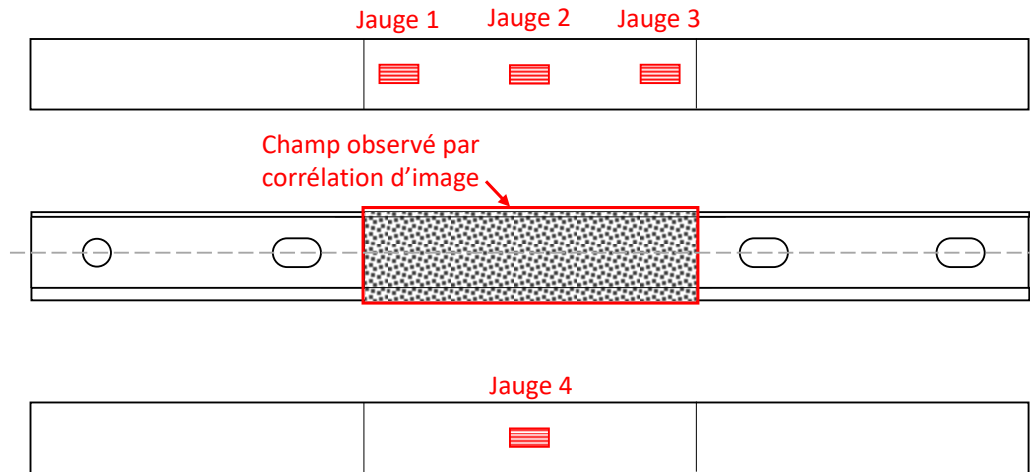


Figure 2-9. Position des jauges de déformation et du champ observé par corrélation d'image pour la configuration de Lagunegrand

2.1.4.3. Corrélation d'images

Contrairement aux techniques traditionnelles de mesure de déformations par jauges qui donnent une mesure moyenne locale à une échelle macroscopique et dans une seule direction, les techniques de mesure par corrélations d'images permettent d'obtenir les champs de déplacements et de déformations. Cette technique dispose d'un intérêt particulier pour l'étude des matériaux hétérogènes et pour des chargements complexes. Elle consiste à déposer un motif aléatoire, communément appelé mouchetis, sur la surface à étudier. L'évaluation des champs se fait à l'aide d'un algorithme de corrélation qui permet de déterminer les déplacements subis par l'échantillon entre deux instants différents à partir d'une comparaison entre deux images, prises à ces deux instants (Figure 2-10).

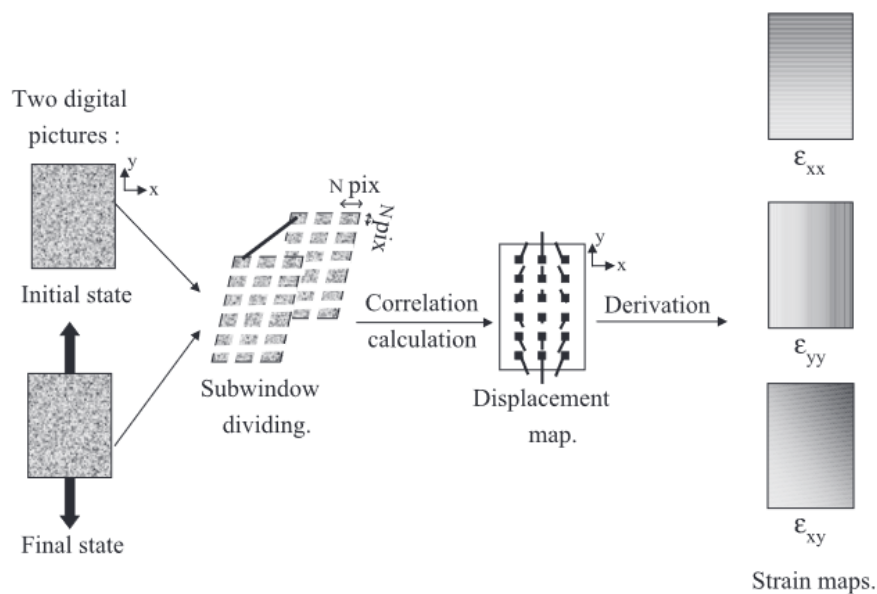


Figure 2-10. Illustration de la technique de corrélation d'images (Touchard et al., 2004)

En raison de sa simplicité d'utilisation, la corrélation d'images est de plus en plus exploitée sur tous types de matériaux ainsi qu'en présence de gradients de déformations importants. La précision de mesure de la déformation reste cependant inférieure à celle d'une jauge (10^{-4} à 10^{-3} contre 10^{-6} à 10^{-5}). Cette technique est donc complémentaire des jauges. Elle peut être utilisée pour :

- Vérifier les mesures réalisées avec d'autres techniques,
- Identifier des hétérogénéités ou des défauts sur un échantillon,
- Localiser des endommagements,
- Vérifier les conditions aux limites appliquées lors d'un essai
- Recaler les conditions aux limites à appliquer sur les simulations numériques,
- Valider les prédictions ou recaler des simulations par éléments finis.

Seuls les essais réalisés avec la configuration de Lagunegrand sont instrumentés à la fois avec des jauges de déformation et avec la technique de corrélations d'images. La Figure 2-9 décrit la position des jauges de déformation longitudinale ainsi que la zone d'observation pour le suivi par corrélation d'images. Le mouchetis est réalisé en déposant une couche de peinture blanche suivi d'une pulvérisation de gouttelettes noires.

Tout au long de l'essai, une image est prise toutes les 5s à l'aide d'un appareil photo numérique équipé d'un objectif macroscopique. La Figure 2-11 montre une image de référence prise dans l'état non-déformé du sandwich. Chaque image est ensuite comparée à cette image de référence et traitée par corrélation d'images grâce au logiciel VIC 2D 2009.

Champ observé par
corrélation d'images

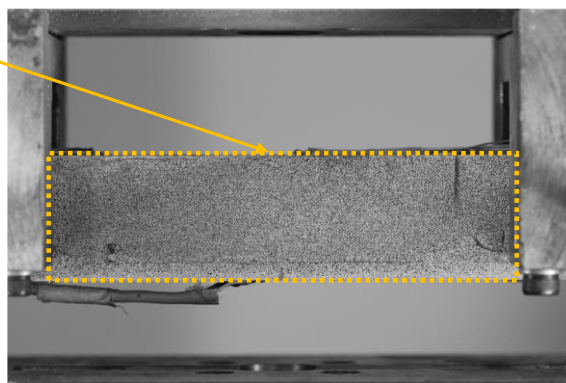


Figure 2-11. Image de référence pour la corrélation d'images

2.2 Modélisation par éléments finis

La diversité des modes de ruine mentionnés dans la partie précédente montre la difficulté particulière de conception et d'analyse des éprouvettes sandwichs. C'est particulièrement le cas de la configuration issue des travaux de Lagunegrand pour laquelle la tenue des interfaces collées est critique. Ainsi, afin d'aider à la compréhension des résultats et proposer des améliorations, un modèle numérique est établi. Il vise notamment à prédire les modes de rupture parasites en vue de vérifier si l'un d'eux a pu perturber la rupture en compression et éventuellement identifier des solutions pour les repousser.

Un calcul linéaire est insuffisant à cause des phénomènes de flambage et de rupture progressive de certaines interfaces. La prise en compte de ces phénomènes est nécessaire pour établir le scénario de rupture qui combine généralement plusieurs mécanismes. Le modèle numérique a été construit avec le logiciel commercial Abaqus.

2.2.1. Géométrie, conditions limites et type d'analyse

L'éprouvette sandwich est représentée en trois dimensions et maillée avec des éléments quadratiques à intégration non-réduite C3D20. Un modèle 3D permet de capturer les effets de bord liés à la présence d'interfaces entre matériaux ayant des modules d'élasticité différents. Les éprouvettes maillées pour les deux configurations sont présentées sur la Figure 2-12. Une étude de sensibilité au maillage a été réalisée afin de vérifier l'indépendance de la réponse mécanique de la structure au nombre d'éléments, en prêtant une attention particulière aux phénomènes locaux impliquant des comportements non-linéaires. Le maillage de la peau en compression comporte 2 éléments (5 nœuds) dans l'épaisseur. L'interpolation quadratique permet une bonne représentation de la flexion locale de la peau en compression en cas de flambage. Un maillage plus fin est adopté autour des trous recevant les tiges. Celles-ci sont représentées par des surfaces analytiques (non discrétisées) indéformables.

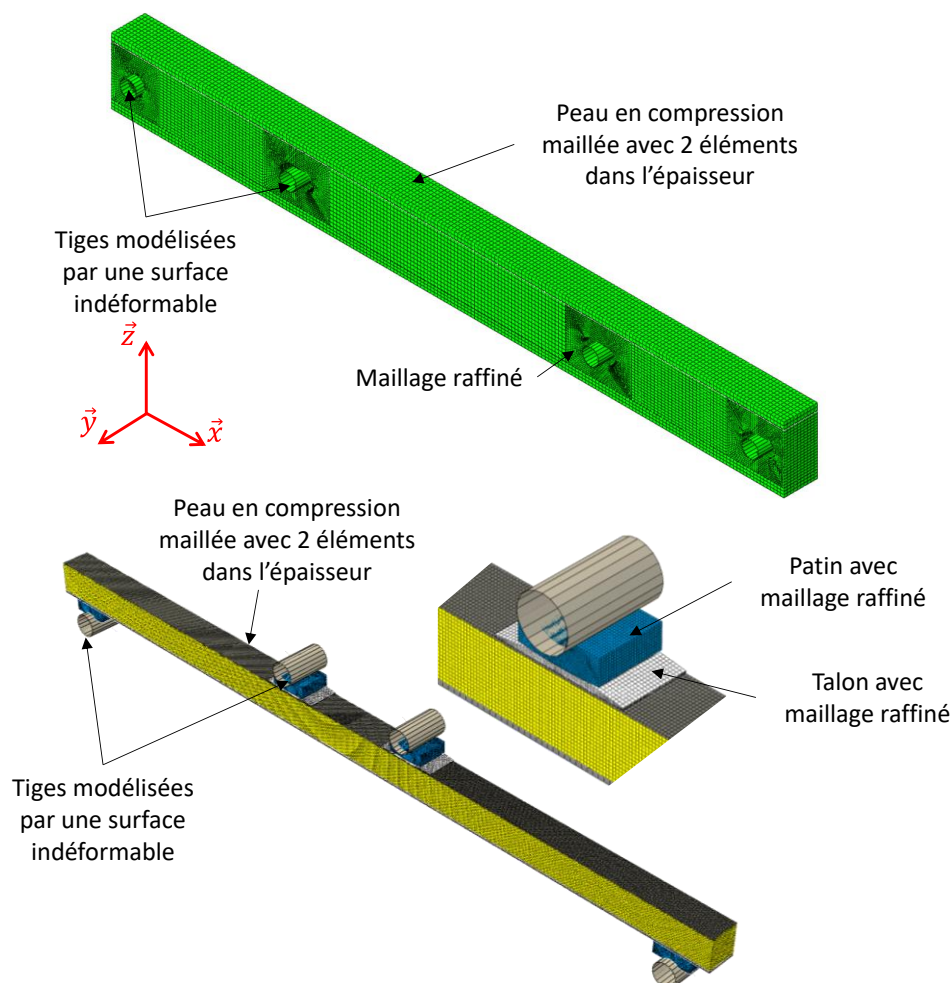


Figure 2-12. Epreuves maillées pour les deux configurations

2.2.2. Propriétés des matériaux

Chaque élément du sandwich se distingue par leur propre comportement mécanique. Les pièces métalliques de la configuration de Lagunegrand sont modélisées avec un comportement élastique linéaire isotrope. Une loi de plasticité sans écrouissage a été ajouté pour la peau inférieure. Les âmes en mousse sont décrites par une loi de comportement isotrope transverse car généralement les plaques de mousses ne présentent pas exactement les mêmes propriétés dans les directions plan et hors-plan. Les plaques de mousses ayant des épaisseurs respectivement de 20mm et 30mm pour la mousse M320 et C70.200, elles ne sont pas orientées de la même manière au sein du sandwich comme illustré sur la Figure 2-13. Afin d'obtenir des propriétés plus précises que celles données par le constructeur, des essais de caractérisation sur les deux références de mousse C70.200 et M320 ont été réalisés. Pour cela des éprouvettes de traction normalisées ont été découpées à l'aide d'un centre d'usinage pour déterminer les modules dans les deux directions du plan de la plaque de mousse.

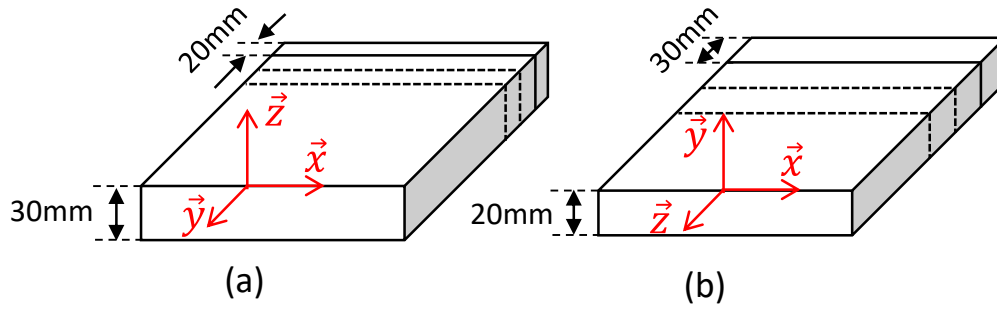


Figure 2-13. Sens de découpe de l'âme pour fabriquer le sandwich, (a) mousse C70.200, (b) mousse M320

Le matériau composite unidirectionnel est modélisé à l'échelle du pli par un comportement élastique isotrope transverse. Le comportement dans le sens des fibres est modélisé par une loi non linéaire afin de prendre en compte de manière continue l'évolution de la rigidité et en particulier la baisse observée en compression (Montagnier and Hochard, 2005; Le Goff et al., 2017). La loi retenue est celle proposée par (Vittecoq, 1991) où l'évolution du module de compression est supposée proportionnelle à la déformation :

$$E_1 = E_1^0(1 + \alpha\varepsilon) \text{ si } \varepsilon < 0 \quad (2-1)$$

avec E_1^0 le module de rigidité initial et α le coefficient de proportionnalité entre le module et la déformation. La procédure de subroutine UMAT est utilisée pour définir le comportement non linéaire du composite.

Les propriétés des matériaux utilisés dans les simulations sont détaillées dans le Tableau 2-6.

Élément	Désignation	Propriétés mécaniques
Peau supérieure ou inférieure	Composite UD IMA/M21	$E_x = 149\text{GPa}$, $E_y = E_z = 8,6\text{GPa}$ $\nu_{xy} = \nu_{yz} = \nu_{xz} = 0,3$ $G_{xy} = G_{xz} = 6\text{GPa}$, $G_{yz} = 3\text{GPa}$, $\alpha = 5$
	Mousse PVC Airex C70.200	$E_x = E_y = 165\text{MPa}$, $E_z = 240\text{MPa}$ $\nu_{xy} = \nu_{yz} = \nu_{xz} = 0,36$ $G_{xy} = G_{xz} = G_{yz} = 60,7\text{GPa}$
Âme	Mousse M320	$E_x = E_z = 357\text{MPa}$, $E_y = 460\text{MPa}$ $\nu_{xy} = \nu_{yz} = \nu_{xz} = 0,36$ $G_{xy} = G_{xz} = G_{yz} = 60,7\text{GPa}$
	Acier C45	$E = 200\text{GPa}$, $\nu = 0.30$
Peau inférieure	Acier 90 Mn V 08	$E = 208\text{GPa}$ $\nu = 0.30$ $Re = 1100\text{MPa}$

Tableau 2-6. Propriétés des matériaux utilisés dans les simulations

2.2.3. Propriétés d'interaction

2.2.3.1. Zone cohésive pour les joints collés

Les différentes interfaces collées sont modélisées par des interactions cohésives dans lesquelles une loi d'endommagement progressif est introduite. Des critères d'initiation et de propagation d'endommagement sont intégrés dans la loi cohésive (Camanho and Dávila, 2002). La définition du comportement des zones cohésives sous sollicitation mixte est décrite sur la Figure 2-14. La loi cohésive relie les contraintes tangentielle t_s , t_t et normale t_n aux sauts de déplacement tangentielle δ_s , δ_t et normale δ_n .

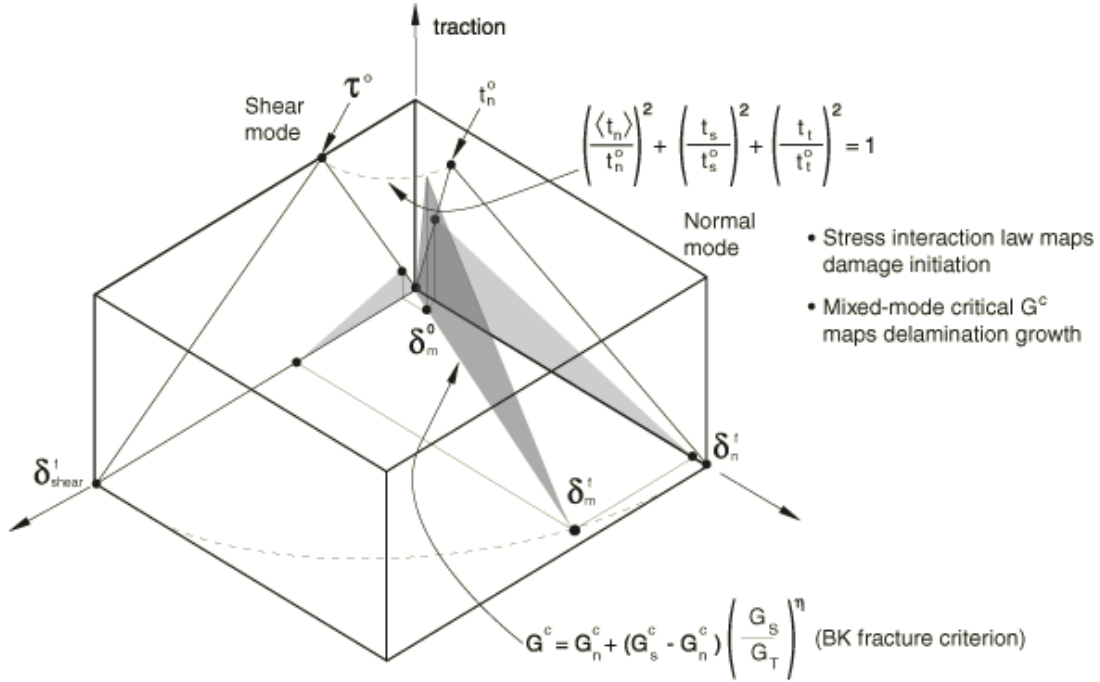


Figure 2-14. Représentation graphique de la loi cohésive endommageable en mode mixte (Abaqus, 2012)

Lorsqu'il s'agit de représenter un joint de colle, les raideurs initiales K_{nn} , K_{ss} et K_{tt} peuvent être déterminées à partir des modules d'élasticité de l'adhésif et de l'épaisseur du joint. Des raideurs trop élevées peuvent générer des difficultés de convergence, tandis que des raideurs trop faibles peuvent impacter la raideur globale de la structure. En général la faible épaisseur des joints de colle génère des raideurs d'interface suffisamment élevées pour que celles-ci impactent très peu la raideur globale de structure. Il est donc courant d'ajuster les raideurs initiales afin de faciliter la convergence des simulations.

Le critère d'initiation de l'endommagement utilisé est de type quadratique :

$$\left(\frac{\langle t_n \rangle}{t_n^0}\right)^2 + \left(\frac{t_s}{t_s^0}\right)^2 + \left(\frac{t_t}{t_t^0}\right)^2 = 1 \quad (2.2)$$

L'évolution de l'endommagement est exprimée par une loi adoucissante linéaire associée au critère énergétique en mode mixte de Benzeggagh-Kenane (Benzeggagh M.L. and Kenane M., 1996):

$$G_T^c = G_I^c + (G_{II}^c - G_I^c) \left[\frac{G_{II}}{G_I + G_{II}} \right]^\eta \quad (2-3)$$

avec :

- G_T^c : taux de restitution d'énergie critique total
- G_I^c (respectivement G_{II}^c): taux de restitution d'énergie critique du mode I (respectivement du mode II)
- G_I (respectivement G_{II}): taux de restitution d'énergie du mode I (respectivement du mode II)
- η : exposant de la loi de couplage entre les modes I et II

La propagation de l'endommagement au sein des interfaces peut poser des problèmes de convergence du modèle et allonger les temps de calcul. Un facteur de stabilisation sous forme d'un coefficient de viscosité (exprimé en seconde) est ainsi introduit dans la loi de propagation, son rôle principal est de retarder l'apparition de l'endommagement ce qui peut engendrer une dissipation d'énergie non physique. Alors, pour ne pas impacter la réponse du modèle, ce paramètre doit rester assez faible. Une étude de sensibilité sur ce coefficient de viscosité a ainsi été effectuée pour fixer sa valeur. L'utilisation de zones cohésive nécessite un maillage fin pour représenter correctement la zone où l'endommagement passe de 0 à 1 (perte totale de raideur) (Turon et al., 2007).

Les paramètres du modèle cohésif sont détaillés dans le Tableau 2-7 (Le Goff et al., 2017).

Paramètres	Propriétés des interfaces cohésives
Raideurs	$K_{nn} = 34000\text{MPa/mm}$, $K_{ss} = K_{tt} = 1000\text{MPa/mm}$
Contrainte interfaciale maximale	$t_{nn}^0 = 34\text{MPa}$
Contrainte interfaciale en cisaillement	$t_{ss}^0 = t_{tt}^0 = 32\text{MPa}$
Taux de restitution d'énergie critique normale	$G_I^c = 0,3\text{kJ/mm}^2$
Taux de restitution d'énergie critique dans les directions de cisaillement	$G_{II}^c = 0,96\text{kJ/mm}^2$
Exposant de la loi de couplage	$\eta = 1,45$
Coefficient de viscosité	$v = 0,1 \text{ s}^{-1}$

Tableau 2-7. Paramètres du modèle cohésif

2.2.3.2. Contact entre tiges et âme métallique

Une loi de contact est introduite entre les tiges et l'éprouvette. Dans la direction normale, une loi sans interpénétration est utilisée. Des efforts de friction sont supposés présents au niveau des contacts entre les tiges de chargement et l'éprouvette, notamment en raison du glissement engendré par la flexion de l'éprouvette. Les efforts tangentiels combinés à la rotation de l'éprouvette génère un effort axial dans la zone utile de l'éprouvette qui réduit la contrainte de compression.

Sur la Figure 2-15, les flèches en rouge représentent le déplacement des tiges et les flèches en bleu désignent les forces de frottement.

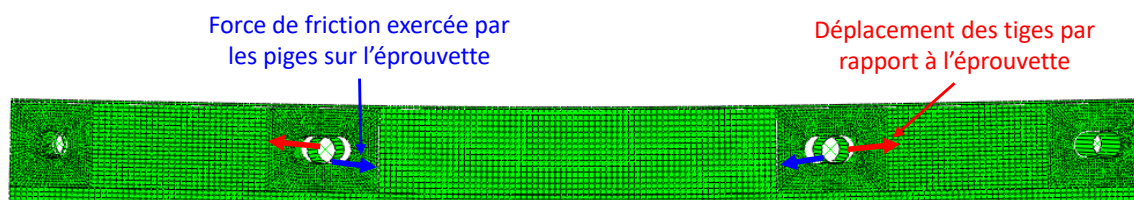


Figure 2-15. Illustration des forces de frottement au niveau du contact entre tiges et trous oblongs pour la configuration de Lagunegrand

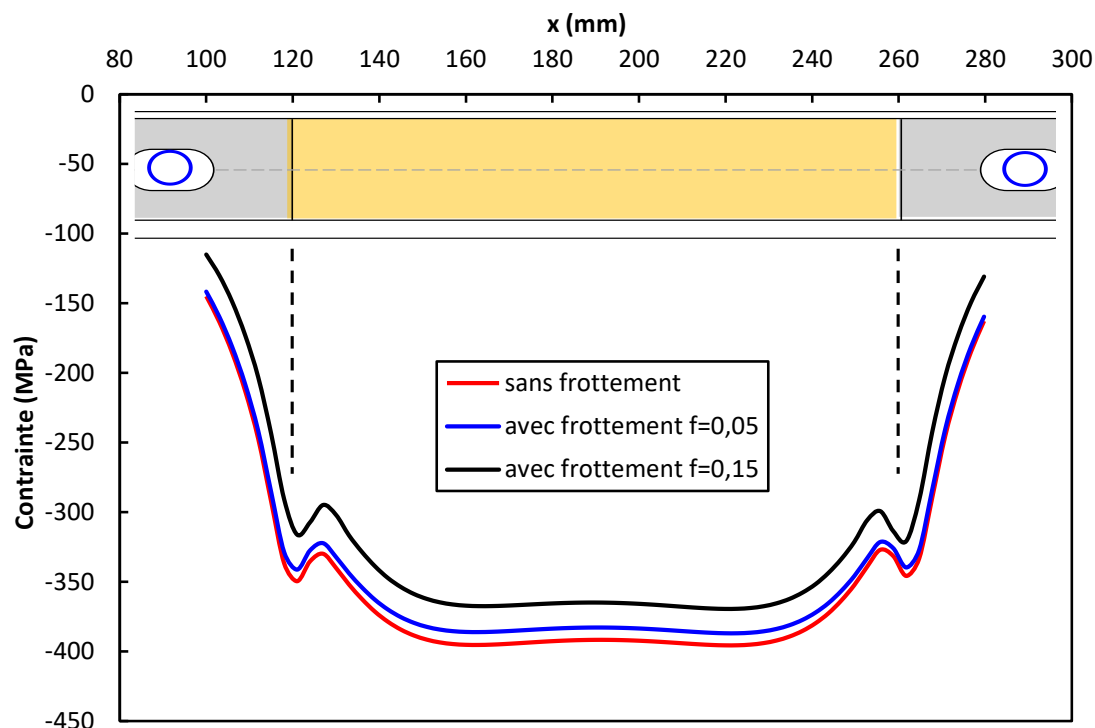


Figure 2-16. Influence du coefficient de frottement au niveau du contact entre tiges et trous sur la contrainte dans la peau en compression pour la configuration de Lagunegrand

La détermination du coefficient de frottement réel est difficile, donc dans un premier temps nous avons étudié son influence pour voir si une étude plus approfondie était nécessaire. La Figure 2-16 montre l'évolution de la contrainte dans la peau en compression le long de l'éprouvette pour différentes valeurs du coefficient de frottement pour la configuration de Lagunegrand. Les tiges étant lubrifiées, on peut estimer que le coefficient de frottement acier contre acier est compris entre 0.05 et 0.15. L'écart sur la contrainte entre ces deux valeurs est d'environ 5%. Le frottement engendre également un phénomène d'hystérésis lors de cycles de charge-décharge. La Figure 2-17 montre l'influence du coefficient de frottement sur la courbe force déplacement pour la configuration de Lagunegrand. Au vu des résultats expérimentaux, un coefficient de frottement égal à 0,05 reproduit bien cet effet d'hystérésis. Cette valeur a été retenue pour la configuration de Lagunegrand. Concernant la configuration issue de la norme ASTM D5467, avec la même logique, le coefficient de frottement entre tige et peau composite a été fixé également à 0,05.

La Figure 2-18 synthétise les interactions intégrées dans les modèles pour les deux configurations.

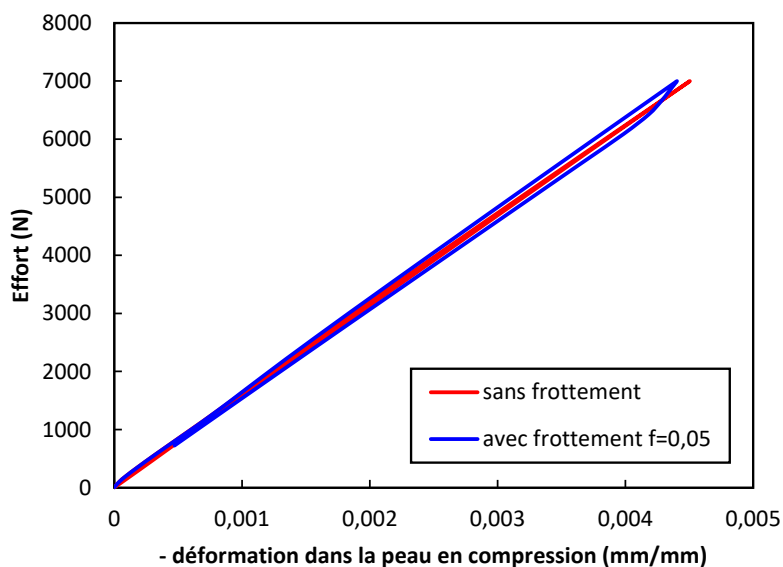


Figure 2-17. Influence du coefficient de frottement au niveau du contact entre tiges et trous sur la réponse force déplacement pour la configuration de Lagunegrand

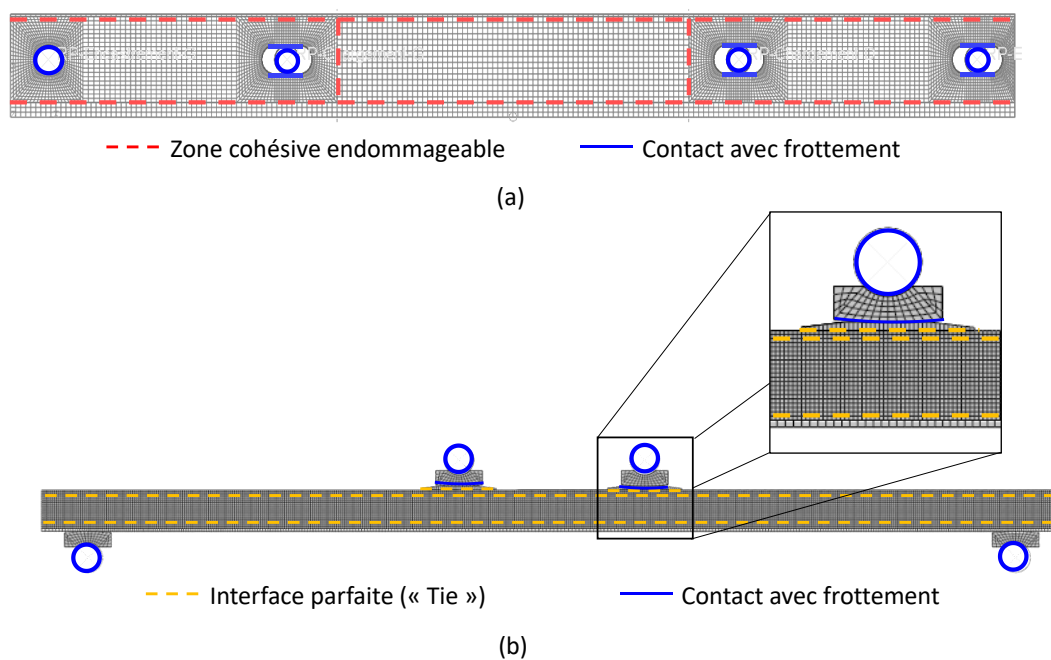


Figure 2-18. Synthèse des interactions intégrées dans les modèles. (a) configuration de Lagunegrand, (b) configuration de la norme ASTM D5467

2.3 Résultats et confrontation essais-calculs

Dans cette partie, les résultats expérimentaux obtenus sur les différentes configurations d'essais de flexion quatre points sont présentés. Les modes de rupture parasites sont analysés grâce à un dialogue essais-calculs. En premier lieu, les configurations issues de la norme ASTM D5467 sont présentées. Après la mise en évidence de la rupture prématurée près des appuis centraux quel que soit la nature de l'âme, une étude visant à améliorer le transfert de charge entre appuis et éprouvette est présentée. En deuxième lieu, la configuration de Lagunegrand est traitée et le rôle de la rigidité de l'âme en mousse et de la résistance des interfaces collées sur les modes de rupture sont mis en évidence.

On rappelle que la résistance en compression pure attendue pour le matériau de l'étude est supérieure à 1.4%.

2.3.1. Configuration issue de la norme ASTM D5467

Différents essais ont été réalisés afin d'éliminer les modes de rupture parasite. Pour cela 3 configurations d'âme ont été testées comme détaillé dans la section 2.1.2. Différents bras de levier et épaisseur de l'âme ont été utilisés. La zone d'appui a également fait l'objet d'évolutions en interposant un patin (non collé) et en ajoutant des talons collés entre les peaux et les tiges d'appui afin d'améliorer l'introduction des efforts dans l'éprouvette.

La démarche d'amélioration a reposé sur un processus itératif basé sur l'identification des modes de rupture et le niveau de déformation atteint dans la peau en compression dans la zone utile.

2.3.1.1 Configuration sans talon collé sur les peaux

Le Tableau 2-8 rassemble les configurations testées ainsi que les déformations atteintes dans la peau en compression et le ou les modes de ruptures observés sur chaque éprouvette.

Les configurations d'âme (1) et (2) ont été testées avec des patins prismatiques en polyéthylène de haute densité de largeur 20mm, d'épaisseur 20mm percés en leur centre pour accueillir les tiges d'appui (diamètre 10mm). L'objectif à travers l'utilisation de ces patins était de répartir la charge sur une surface suffisante pour réduire la concentration de contraintes sous les appuis centraux. Malgré les patins une rupture des fibres au sein de la peau supérieure a été observée au niveau des appuis sur l'ensemble des éprouvettes de configuration d'âme (1). Cette rupture semble résulter du poinçonnement de la peau, démontrant l'efficacité limitée des patins en polyéthylène. Sur la configuration d'âme (2), la rupture provient du cisaillement du nid d'abeille (Figure 2-19) ou d'une décohésion entre la peau supérieure et le nid d'abeilles toujours au niveau des appuis centraux. Les déformations atteintes dans la peau en compression sont faibles, entre 0.3 et 0.4%, loin de la résistance en compression attendue. Par ailleurs, vu les niveaux atteints, l'effet de l'épaisseur de l'âme et du bras de levier n'a pas été étudié en réalisant un plus grand nombre d'essais.

Au vu des résultats précédents, pour la configuration d'âme (3), les patins en polyéthylène, trop souple, ont été remplacé par des patins en aluminium de largeur 20mm et d'épaisseur 2mm (Figure 2-20). Une seule épaisseur d'âme, 20mm, a été retenue afin de limiter l'effort à transférer par les appuis. Comme mentionné dans la section 2.1.2.3, le

renforcement du nid d'abeilles par de la résine pose des difficultés et engendre des défauts d'homogénéité de la résine et des manques. Ainsi, plusieurs lots de fabrication ont été réalisés et 7 éprouvettes ont été testées. Les 6 premières éprouvettes ont présenté des ruptures prématurées par cisaillement de l'âme localisées sur des défauts comme le montre la Figure 2-21. La dernière éprouvette, qui présentait peu de défaut, présente un niveau de rupture supérieur, mais toujours largement en deça de l'objectif. Afin de réduire la contrainte de cisaillement, une 7^{ème} éprouvette avec un bras de levier plus élevé (200mm au lieu de 160mm), a été testée. Au-delà de l'augmentation de la déformation à rupture, on a noté une transition du mode de rupture vers une rupture des fibres par poinçonnement au sein de la peau supérieure au niveau des appuis.

Au vu des résultats présentés, il apparaît que ce dernier mode de rupture semble le plus critique. En effet, la rupture de l'âme par cisaillement peut être repoussée en augmentant le bras de levier. De plus, en améliorant le transfert de charge au niveau des appuis, on réduit également la concentration de contrainte dans l'âme. Ainsi, nous avons poursuivi cette étude en intégrant un talon collé au niveau des appuis et en optimisant la forme et le matériau du patin.



Figure 2-19. Rupture du nid d'abeille en cisaillement



Figure 2-20. Patin en aluminium sous la tige d'appui utilisé pour la configuration 3



Figure 2-21. Eprouvettes rompues pour la configuration 3

Configuration âme	1			2			3					
Type d'âme	PVC Airex C70.200			Nid d'abeilles vide			Nid d'abeille renforcé					
Éprouvette	EP1-1	EP1-2	EP1-3	EP2-1	EP2-2	EP3-1	EP3-2	EP3-3	EP3-4	EP3-5	EP3-6	EP3-7
Epaisseur âme e	20	20	30	30	30	20	20	20	20	20	20	20
Bras de levier d	135	160	135	135	135	160	160	160	160	160	160	200
Patin	Cube 20x20x20 PE percé			Cube 20x20x20 PE percé			Plat aluminium 20x40x2 mm ³					
Déformation ultime dans la zone utile (%)	0,396	0,320	> 0,27*	0,3236	> 0,14*	0,268	0,2159	0,2816	0,3218	0,2539	0,44	0,6609
Mode de rupture	Rupture des fibres et cohésive entre la peau supérieure et la mousse au niveau des appuis			Cisaillement du nid d'abeille entre les appuis	Décohésion de la peau supérieure	Rupture au niveau des défauts de l'âme entre les appuis	Pas de rupture mais présence de fissuration de la résine de l'âme	Rupture au niveau des défauts de l'âme	Rupture au niveau des défauts de l'âme	Rupture au niveau des défauts de l'âme	Rupture de l'âme Rupture cohésive (moins de défauts dans l'âme : remplissage et mélange)	Rupture des fibres au niveau des appuis intérieur Décohésion peau / âme Rupture de l'âme

* Décollement de la jauge avant la fin de l'essai

Tableau 2-8. Mesures expérimentales des différents essais avec les 3 configurations

2.3.1.2. Configuration avec talons collés sur les peaux et patins optimisés

Pour cette étude, nous avons choisi d'utiliser la configuration d'âme (1) avec une mousse dense PVC Airex C70.200 afin de se prémunir de la problématique de renforcement du nid d'abeilles et de la sensibilité aux défauts qui lui est associé. Le bras de levier est fixé à 200mm et l'épaisseur d'âme à 20mm afin de réduire les efforts au niveau des appuis. Au vu de la longueur des éprouvettes ceci conduit à réduire la longueur entre les appuis centraux à 50mm.

Le principe basé sur des talons collés sur les peaux et des patins optimisés est illustré sur la Figure 2-22. Le talon permet de renforcer localement la peau en compression, tandis que le patin bombé permet de répartir le chargement sur une surface importante tout en évitant les arêtes vives au niveau du contact. Cette forme associée au contact cylindrique entre le patin et la tige permet à l'éprouvette de tourner sans générer de concentration de pression de contact. Le matériau choisi pour le patin est un alliage d'aluminium. Concernant les talons collés, deux matériaux ont été testés : le composite unidirectionnel carbone époxy utilisé pour les peaux et un composite bi-biais $\pm 45^\circ$ équilibré verre époxy.

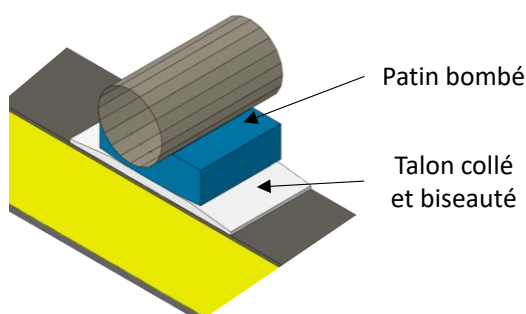


Figure 2-22. Géométrie des talons et des patins intégrés

Des simulations numériques ont été réalisées afin de choisir le rayon de courbure des patins, valider le choix du matériau des patins, et déterminer l'épaisseur des talons. L'étude de sensibilité au rayon de courbure a été établie en évaluant les pressions de contact à l'interface avec le composite. L'épaisseur des talons est choisie afin de limiter la contrainte de compression dans la peau supérieure ce qui conduit à une épaisseur plus importante pour les talons en verre époxy. Pour les talons en carbone époxy, une épaisseur de 0.76mm a été retenue, tandis que deux épaisseurs, 2mm et 5mm, ont été retenues pour les talons en verre époxy. Les talons ont été biseautés à 30° environ ce qui conduit à des talons plus longs pour les fortes épaisseurs. Les talons ont été collés avec un adhésif époxy bi-composants.

La Figure 2-23 montre la répartition de la pression de contact entre le patin et le talon de 2mm pour deux rayons de courbure (120mm et 200mm) à un effort de flexion de 2400N conduisant à une déformation de compression dans la peau supérieure d'environ 0.6%. On peut observer pour les deux rayons de courbure la rotation du patin et le décalage de quelques millimètres du pic de pression par rapport au centre du talon. Pour un rayon de 120mm, on constate une surface effective de contact plus étroite et une pression maximale significativement plus élevée. Les simulations montrent également que la répartition des pressions de contact est assez peu dépendante de l'épaisseur et du matériau du talon.

Ainsi, un rayon de courbure de 200mm a donc été choisi. Une longueur de talon hors biseaux de 25mm a été sélectionnée pour garantir un contact sur la face supérieure du talon malgré le décalage du contact.

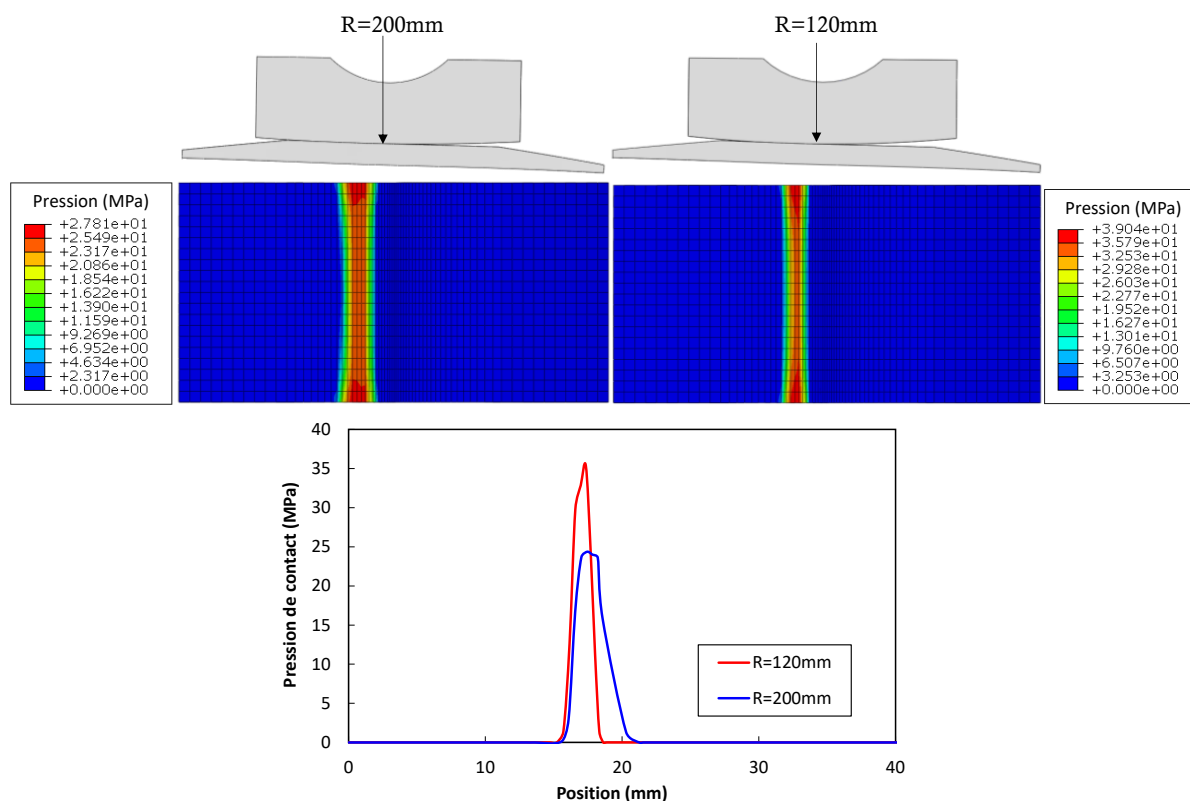


Figure 2-23. Répartition de la pression de contact entre le patin et le talon en fonction du rayon de courbure pour des talons en verre époxy de 2mm d'épaisseur et un effort de flexion de 2400N



Figure 2-24. Photographie de l'éprouvette avec talon en verre époxy d'épaisseur 5mm

La Figure 2-24 montre une éprouvette avec talons en verre époxy d'épaisseur 5mm en configuration d'essai. Le Tableau 2-9 présente les résultats obtenus pour les différentes configurations en termes de déformation à rupture et de mode de rupture. Les résultats sont décevants puisque même si la présence des talons et des patins permet d'éviter le poinçonnement au droit des tiges de chargement, la rupture est déplacée au niveau de la zone d'arrêt intérieure (vers la zone utile) des talons à des niveaux de déformation comparables à celui obtenu dans la configuration sans talon la plus efficace. Le nouveau

mode de rupture se caractérise par la rupture de la peau provoqué par un flambage local de la peau à proximité de l'arrêt d'un talon combiné à un décollement de l'âme. Difficile de savoir si le décollement précède le flambage ou si les deux événements sont simultanés.

Ces résultats très éloignés de l'objectif ont toutefois permis de confirmer les principales limites de la configuration proposée par la norme ASTM D5467, à savoir le transfert des efforts des tiges au sandwich et la conversion par cisaillement de ces efforts en moment de flexion.

Configuration	1 ($L = 550\text{mm}$ et $\alpha = 100\text{mm}$)			
Type d'âme	PVC AIREX C70.200			
Éprouvette	EP1-11	EP1-12	EP1-21	EP1-22
Epaisseur âme e	20	20	20	20
Bras de levier d	200	200	200	200
Patin	Aluminium bombé	Aluminium bombé	Aluminium bombé	Aluminium bombé
Talon collé sur peau supérieure	UD carbone époxy, épaisseur 0.76mm (4 plis) biseauté, longueur 250mm de chaque coté Adhésif 3M DP460		UD verre époxy, épaisseur 5mm longueur 40mm biseauté Adhésif 3M 2216	UD verre époxy, épaisseur 2mm longueur 40mm biseauté Adhésif 3M 2216
Déformation ultime dans la zone utile (%)	0,58	0,627	0,53	0,408
Mode de rupture	Rupture des fibres au niveau de l'arrêt d'un talon	Rupture des fibres au niveau de l'arrêt d'un talon : flambage local ?	Rupture des fibres au niveau de l'arrêt d'un talon avec délaminage : flambage local ?	

Tableau 2-9. Résultats obtenus sur les configurations avec talons collés sur les peaux et patins optimisés

2.3.2. Configuration issue des travaux de Lagunegrand

La configuration issue des travaux de Lagunegrand (Figure 2-1(b)), grâce à son âme métallique dans les zones entre appuis et le positionnement des tiges dans cette âme, permet a priori de s'affranchir des modes de ruptures obtenus avec les configurations issues de la norme ASTM 5467. Dans cette étude, comme mentionné dans la section 2.1.3.2, deux configurations de sandwich avec des mousses de densité différentes ont été testées afin d'évaluer notamment le rôle de la rigidité de la mousse sur le flambage local de la peau en compression.

2.3.2.1. Éprouvette avec mousse PVC Airex C70.200

Les Figure 2-25 et Figure 2-26 montrent l'évolution de la force en fonction de la déformation dans la peau en compression pour deux des 3 éprouvettes testées et la simulation. Les 3 éprouvettes testées donnent des déformations à rupture dans la peau en compression de 0,55%, 0,53% et de 0.62%. Les modes de rupture semblent identiques pour les trois éprouvettes. La rupture des éprouvettes se produit dans la peau en compression dans la zone centrale où l'âme est en mousse pour une déformation dans la zone utile

proche de 0.62%. La Figure 2-27 semble indiquée que la rupture est provoquée par une instabilité locale au vu de l'ondulation visible juste avant la rupture.

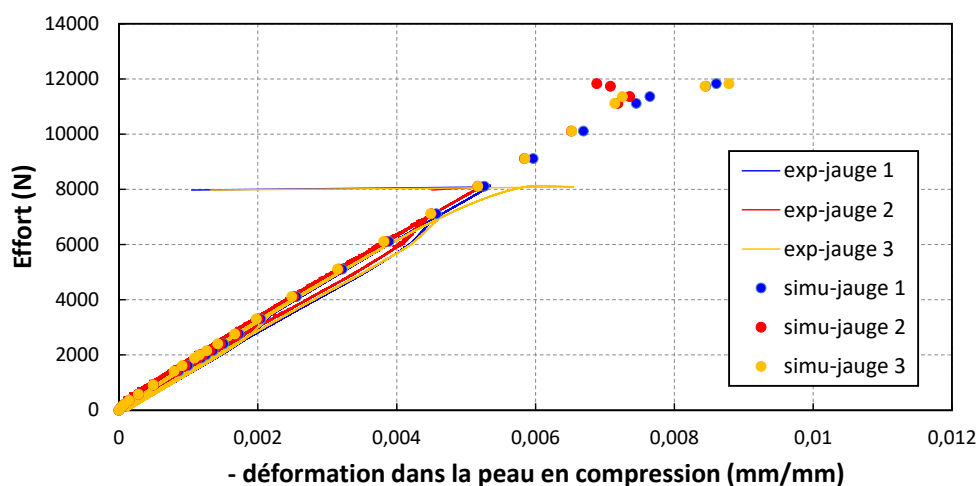


Figure 2-25. Courbes force en fonction de la déformation dans la peau en compression obtenues expérimentalement sur l'éprouvette n°2 et avec la simulation

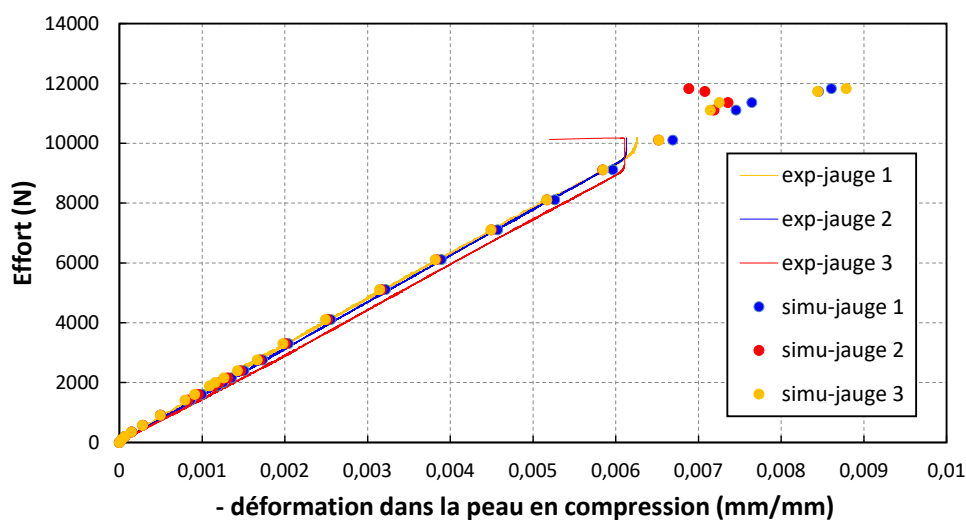


Figure 2-26. Courbes force en fonction de la déformation dans la peau en compression obtenues expérimentalement sur l'éprouvette n°3 et avec la simulation

Les champs de déformation obtenus par corrélation d'images et sur la simulation permettent de mettre en évidence la présence du flambage local de la peau en compression tout le long de la zone centrale (Figure 2-28). Les résultats montrent une bonne corrélation entre le modèle numérique et les résultats expérimentaux. On peut clairement identifier la périodicité de l'ondulation provoquée par le flambage. La période est environ de 25mm. La Figure 2-29 montre l'évolution de la déformation hors plan obtenue expérimentalement par corrélation d'images ainsi que celle obtenue par simulation dans la mousse près de la peau en compression. Les évolutions sont tracées en deux points situés à des extrémums de l'ondulation de flambage comme illustré sur la Figure 2-29. Ce tracé montre clairement le développement de l'instabilité. Expérimentalement, l'instabilité se développe tout d'abord progressivement à partir de 4000N, puis plus rapidement au-delà de 7000N environ. Sur la simulation l'évolution est plus brutale. Cette différence de progressivité peut s'expliquer par la présence de défaut ou variabilité d'épaisseur ou de forme dans la peau.



(a)



(b)

Figure 2-27. Photographies d'une éprouvette juste (a) avant la rupture à un effort de 8700N et après la rupture (b)

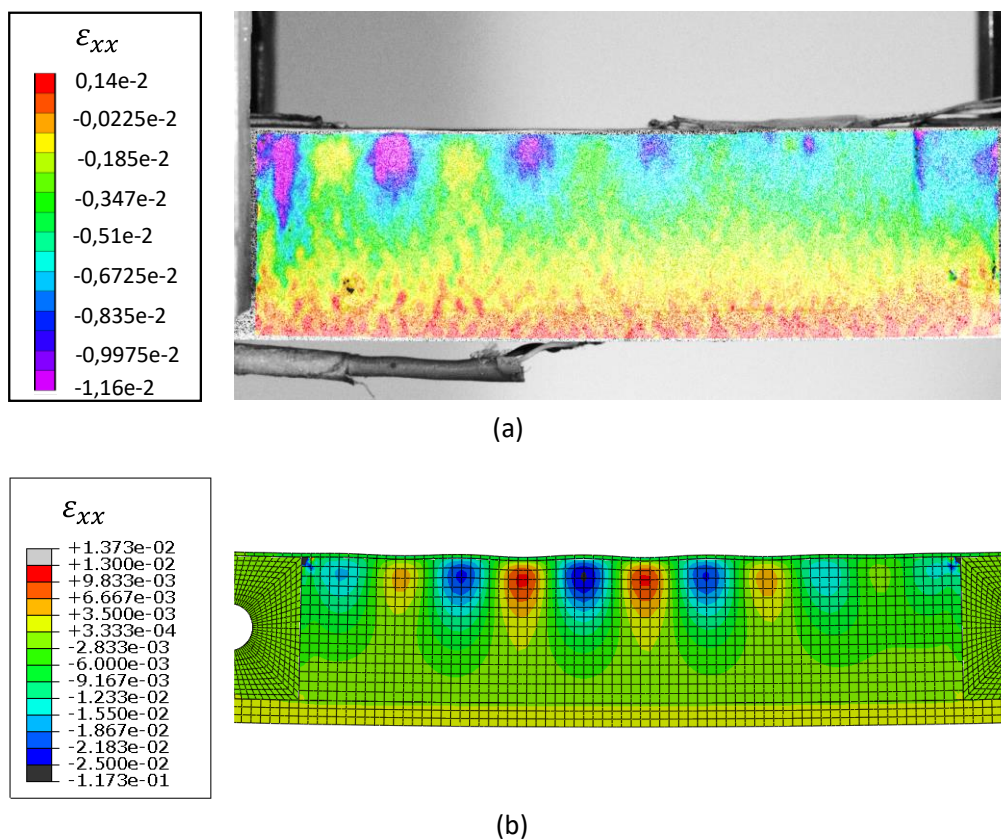


Figure 2-28. Mise en évidence de l'instabilité locale par corrélation d'images ($F = 8000\text{N}$) (a) et sur la simulation ($F = 11830\text{N}$) (b)

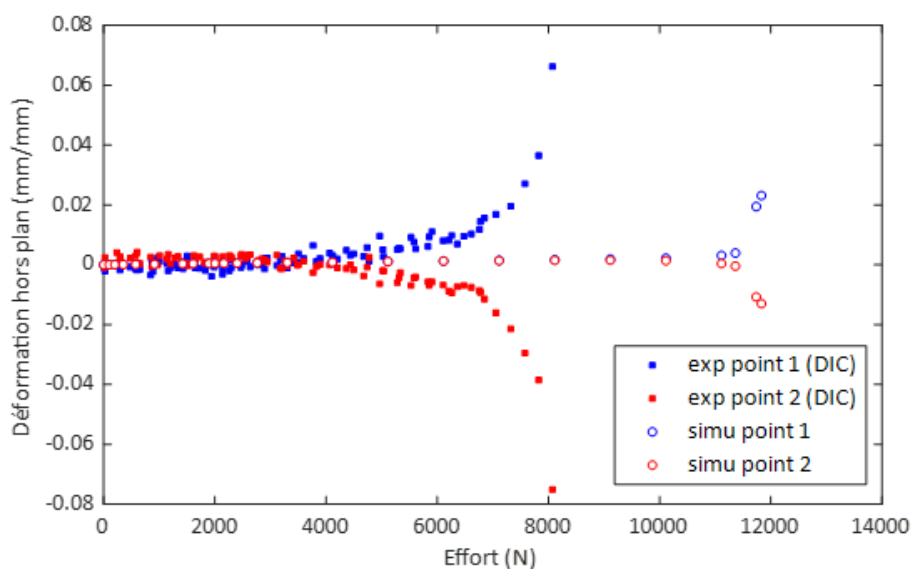


Figure 2-29. Évolution de la déformation hors-plan dans la mousse près de la peau en compression obtenue par corrélation d'images et sur la simulation

Ce flambage s'accompagne d'une forte sollicitation en traction compression de l'âme et de l'interface collée entre la peau et l'âme qui provoque la rupture de cette interface comme l'illustre la Figure 2-27. La progressivité du développement du flambage laisse penser que la rupture de l'interface est bien postérieure à l'instabilité. Toutefois, la dégradation de l'interface pourrait avancer le développement du flambage. Les résultats de la simulation permettent de répondre à cette question. En effet, comme le montre la Figure 2-30, l'endommagement de l'interface cohésive se développe quasi exclusivement à l'interface entre la peau composite et le talon métallique en raison du contraste de rigidité des deux matériaux d'âme. Par ailleurs, pour évaluer l'influence de la tenue du joint de colle sur le scénario de rupture, une simulation avec une augmentation de 50% de la résistance de l'adhésif a été réalisée. La réponse du modèle avec un adhésif plus résistant se confond avec celle du modèle de référence (Figure 2-31). La tenue de l'interface collée entre la peau et la mousse ne semble donc pas le paramètre décisif pour repousser le flambage de la peau.

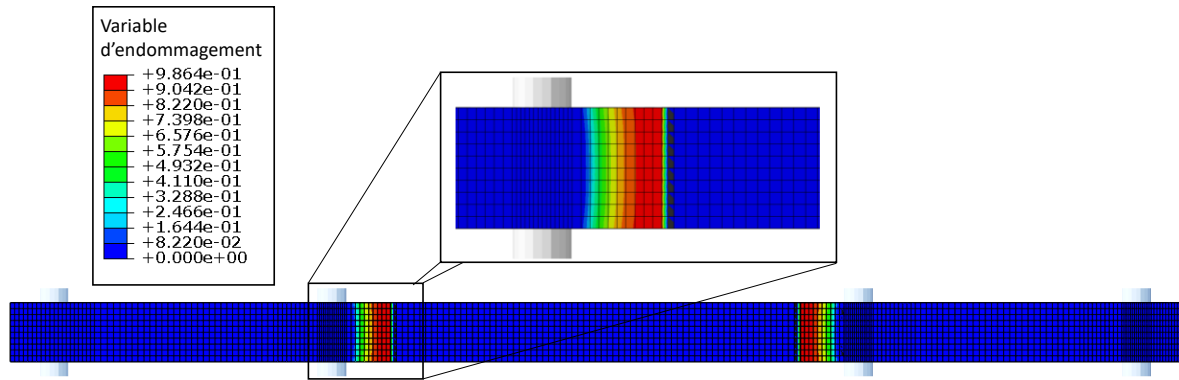


Figure 2-30. Endommagement de l'interface cohésive entre la peau et l'âme obtenu avec la simulation pour un effort de 11830N

L'autre paramètre susceptible d'influencer le flambage de la peau est la rigidité de l'âme. Comme mentionné dans l'Annexe A, D. Gay propose une expression analytique de la contrainte critique de flambement (Gay, 2005) :

$$\sigma_{rupt}^{flam} = \frac{3(E_3 E_2^2)^{\frac{1}{3}}}{[12(3 - \nu_2)^2(1 + \nu_2)^2]^{\frac{1}{3}}} \quad (2-4)$$

où E_2 et E_3 sont les modules de Young de l'âme et de la peau, et ν_2 est le coefficient de Poisson de l'âme. L'expression analytique est tracée sur la Figure 2-32 avec un coefficient de Poisson de 0.36 pour l'âme et un module de la peau en compression de 142GPa. Les contraintes de flambage obtenues pour deux mousses disponibles y sont mises en évidence. On remarque que le changement de mousse impacte significativement la contrainte d'apparition du flambage. La relation analytique reposant sur des hypothèses assez fortes, nous avons réalisé une simulation avec la mousse plus rigide M320.

La Figure 2-33 permet de comparer les résultats de simulations par éléments finis obtenues pour les deux mousses. La mousse plus rigide ($E_2 = 357\text{MPa}$ au lieu de 240MPa) permettrait de repousser l'apparition de l'instabilité locale de 0,62% à 1%. Même si ce niveau de rupture reste insuffisant pour le matériau de l'étude, dans un objectif d'une meilleure compréhension de l'essai, nous présentons dans la section suivante les résultats d'essais avec la mousse M320.

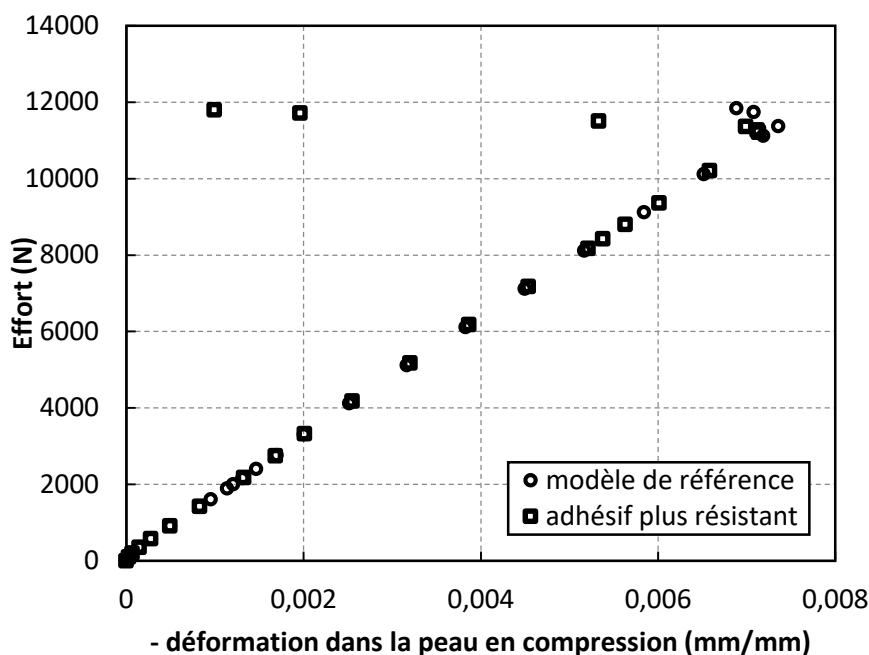


Figure 2-31. Courbes force en fonction de la déformation dans la peau en compression au centre de la zone utile obtenues par simulation pour deux résistances de l'interface cohésive

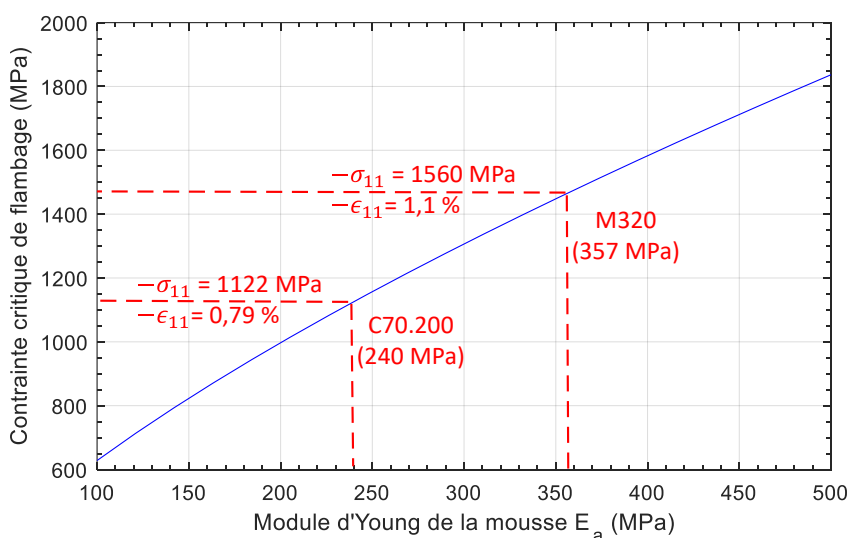


Figure 2-32. Tracer de l'expression analytique de la contrainte de flambage en fonction du module de la mousse (Gay, 2005)

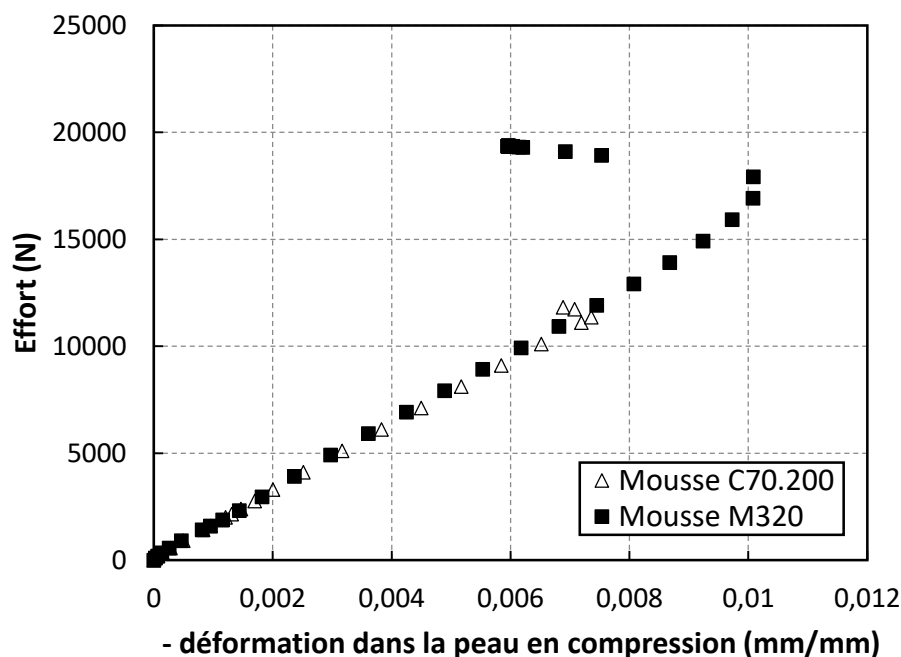


Figure 2-33. Courbes force en fonction de la déformation dans la peau en compression au centre de la zone utile obtenues par simulation pour deux rigidités de la mousse

2.3.2.2. Configuration avec mousse M320

La Figure 2-34 montre l'évolution de la force en fonction de la déformation dans la peau en compression pour une des 2 éprouvettes testées et la simulation. Les 2 éprouvettes testées donnent des résultats très proches aussi bien en termes de niveau de rupture que de mode de rupture. La rupture des éprouvettes se produit dans la peau en compression dans la zone où l'âme est en acier entre l'appui centrale et la jonction entre les deux âmes pour une déformation dans la zone utile proche de 0.8%. L'état de l'éprouvette montré sur la Figure 2-35 ne permet pas de conclure sur l'origine exacte de la rupture et notamment sur la présence ou non d'un flambage et/ou d'un décollement entre la peau et l'âme métallique. Les champs de déformation obtenus à la fois expérimentalement par corrélation d'images et par la simulation présentés sur la Figure 2-36 ne mettent pas en évidence un flambage local marqué dans la zone utile confirmant l'influence de la rigidité de la mousse sur ce mécanisme. Par ailleurs, la confrontation entre les résultats expérimentaux et ceux de la simulation montre que la simulation surestime la tenue de l'éprouvette.

Afin d'évaluer le rôle de la dégradation du joint de colle sur le niveau de rupture, des simulations sont réalisées en modifiant les paramètres de la loi cohésive définissant le comportement du joint de colle. Une diminution et une augmentation arbitraire de la résistance ont été choisies comme résumé dans le Tableau 2-10.

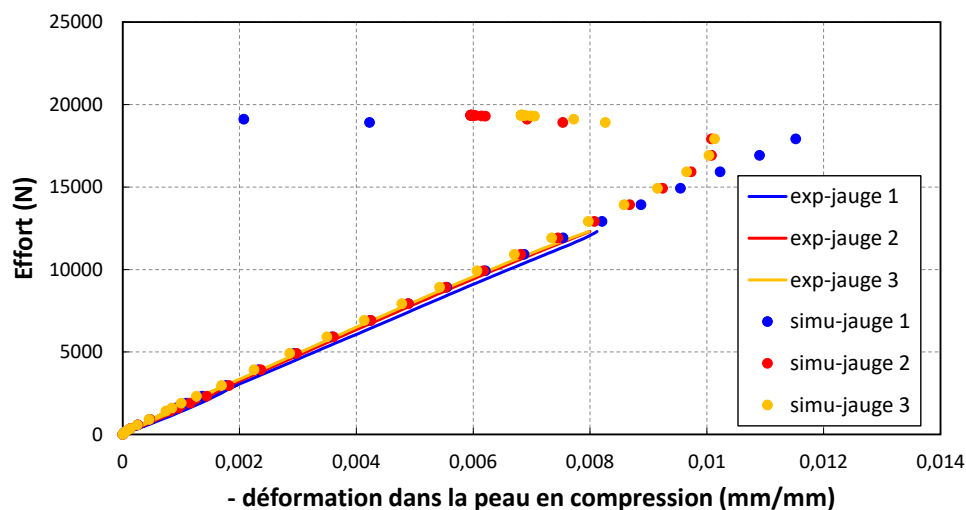


Figure 2-34. Courbes force en fonction de la déformation dans la peau en compression obtenues expérimentalement et avec la simulation



Figure 2-35. Photographies de deux éprouvettes après la rupture

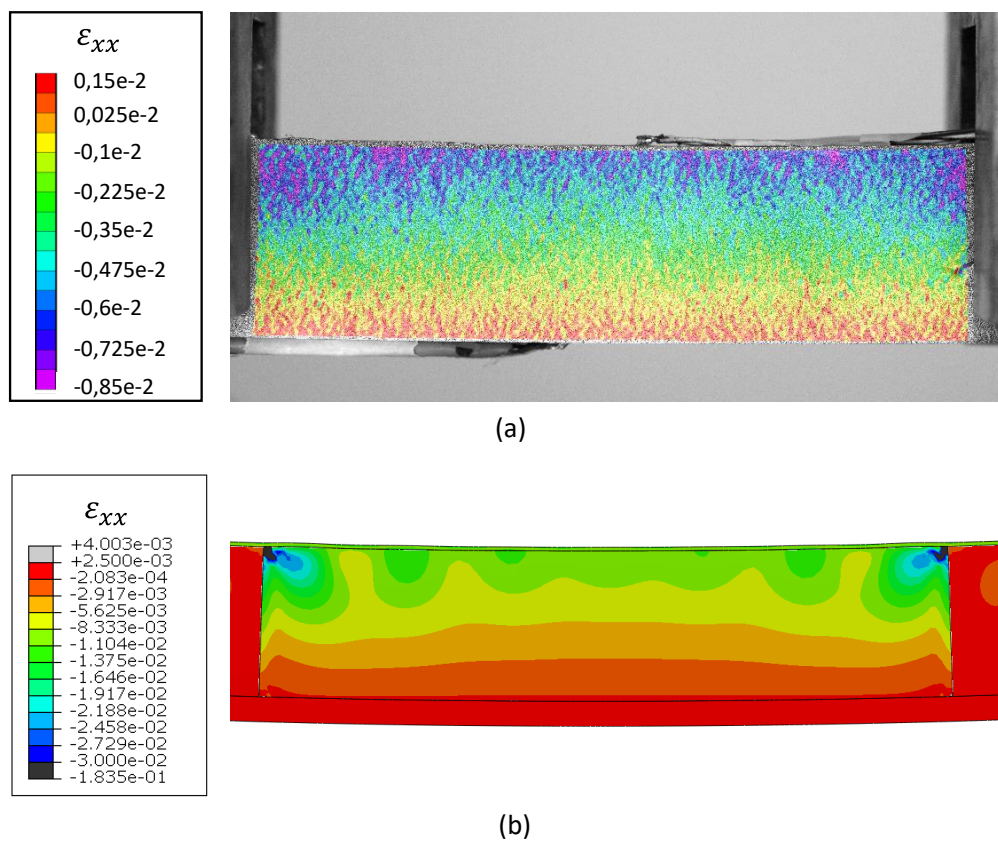


Figure 2-36. Champs de déformation obtenus par corrélation d'images ($F = 12300N$) (a) et avec la simulation ($F = 17000N$) (b)

Modèles	t_n^0 (MPa)	$t_s^0 = t_t^0$ (MPa)
Cas de référence	34	32 MPa
Résistance réduite	11,9 (-65%)	11,2 (-65%)
Résistance augmentée	68 (+100%)	64 (+100%)

Tableau 2-10. Paramètres du modèle cohésif : étude de sensibilité à la résistance et à l'énergie critique de la zone cohésive

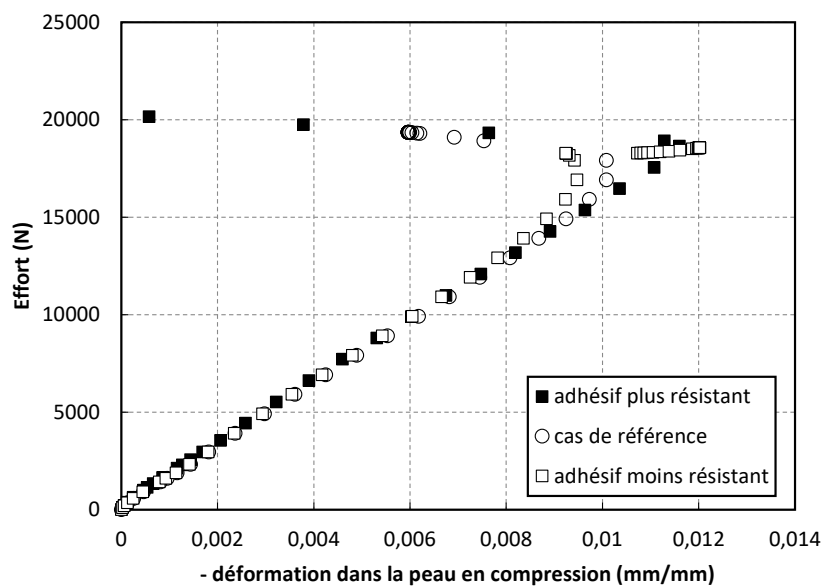


Figure 2-37. Courbes force en fonction de la déformation dans la peau en compression au centre de la zone utile obtenues avec la simulation pour différentes résistances de l'interface cohésive

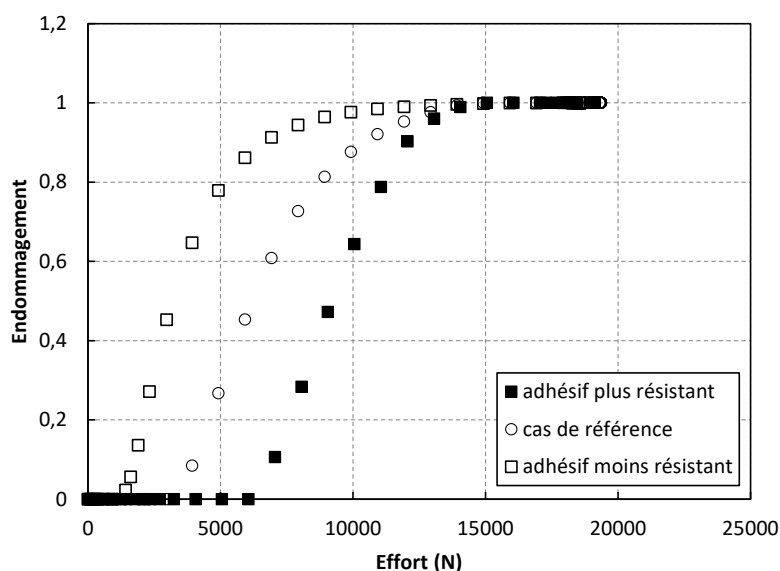


Figure 2-38. Evolution de l'endommagement de l'interface cohésive entre la peau et l'âme métallique près de la séparation entre les deux matériaux d'âme obtenue avec la simulation pour différentes résistances de l'interface cohésive

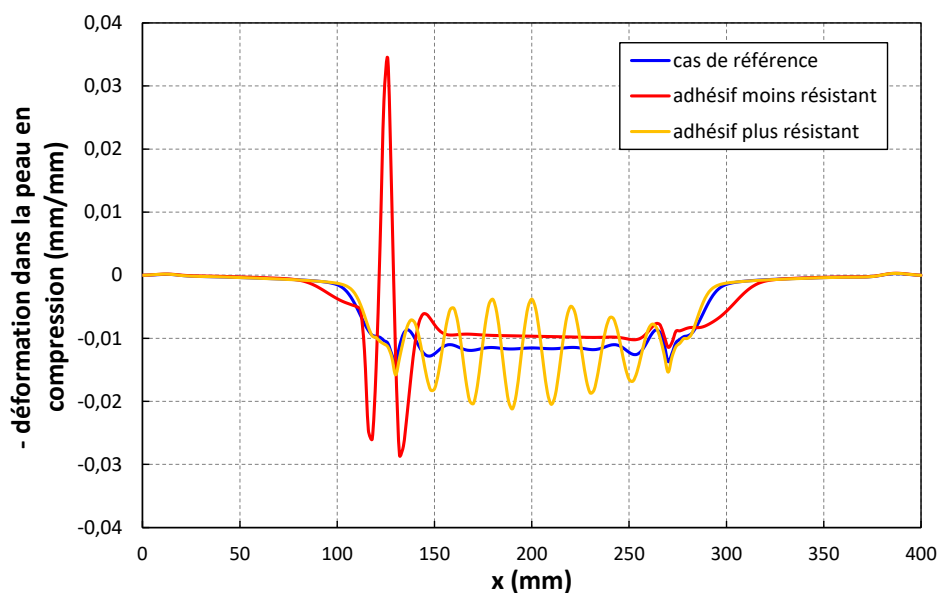


Figure 2-39. Evolution de la déformation le long de la face supérieure de la peau en compression obtenu avec la simulation pour différentes résistances de l'interface cohésive pour l'effort maximal

La Figure 2-37 et la Figure 2-38 présentent respectivement les courbes force déformation et l'évolution de l'endommagement à l'interface cohésive entre la peau et l'âme obtenues avec les différentes résistances. La résistance impacte logiquement le seuil d'endommagement de l'interface puisque celui-ci passe de 1400N à 6000N lorsque la contrainte d'amorçage est multipliée par 5,7. Pour autant, la perte de linéarité est beaucoup moins impactée puisqu'elle se produit respectivement pour une déformation de 0,94%, 1,05% et 1,11% par ordre croissant de résistance de l'interface. L'effet de la résistance de l'interface est donc notable, mais limité au regard de la plage de valeur testée. En fait, la résistance de l'interface pilote le mode de rupture comme l'illustre la Figure 2-39. Pour l'adhésif peu résistant, un flambage local de la peau se produit entre la séparation des deux matériaux d'âme et l'appui centrale de gauche. Ce flambage apparaît lorsque l'interface cohésive s'est fissurée sur une distance voisine de la longueur sur laquelle se développe le flambage. La rupture prématurée s'expliquerait ici par la formation d'une fissure à l'interface composite talon qui conduirait à l'apparition d'un flambage de la peau composite au droit de la décohésion. Pour l'adhésif très résistant, le flambage local de la peau se produit dans la zone centrale et il est piloté par la rigidité de la mousse. On retrouve d'ailleurs une déformation au moment de l'instabilité (1,11%) très proche de la valeur prédite par le modèle analytique (1,1%). Par conséquent, avec une mousse rigide, la tenue de l'interface devient le facteur limitant. Toutefois, il semble impossible d'augmenter suffisamment la tenue de l'adhésif pour atteindre la valeur cible de 1,4%. La solution reposerait donc sur la réduction de la discontinuité de propriété de l'âme entre la mousse et le métal afin de réduire la concentration de contrainte de cisaillement dans le joint de colle.

2.4 Utilisation des essais de flexion 4 points pour d'autres matériaux

Les résultats obtenus lors des essais de flexion 4 points sur le composite haute résistance faisant l'objet de l'étude ne permettent pas de caractériser ce matériau en compression. Afin de profiter du travail de développement et d'analyse présenté dans ce chapitre, nous avons évalué la faisabilité d'utiliser la configuration de Lagunegrand pour caractériser d'autres composites à fibres longues : un composite à fibre de verre E (module faible et déformation à rupture élevée) et un composite à fibre de carbone haut module (module très élevé et déformation faible) dont les propriétés sont rassemblées dans le Tableau 2-11.

Propriétés	fibre de carbone MI / époxy IMA/M21	fibre de carbone HM / époxy M18/M55J (Montagnier and Hochard, 2005)	Fibre de verre E / époxy (Icten et al., 2009)
Module longitudinal E_1 (GPa)	149	290	40,51
Module transverse E_2 (GPa)	8,6	6,3	13,96
Module de cisaillement G_{12} (GPa)	6	4,3	3,1
Coefficient de poisson ν_{12}	0,3	0,44	0,22
Déformation à rupture en compression (%)	1,43	0,33	1,9

Tableau 2-11. Propriétés des composites pour l'étude de faisabilité

2.4.1. Faisabilité sur un composite à fibre de verre E

La courbe force en fonction de la déformation dans la peau en compression est présentée sur la Figure 2-40 pour le composite à fibre de verre. Le flambage local de la peau en compression se produit autour de 1,9%, soit quasi-simultanément avec la rupture attendue en compression qui, rappelons-le, n'est pas intégrée à la simulation. Notons que la souplesse des fibres de verre conduit à une flèche et une rotation de l'éprouvette importantes au droit des appuis. Cette rotation génère un effort axial de traction important, notamment en fin de simulation lorsque la peau en compression perd sa raideur à cause du flambage. A cet instant l'éprouvette se rigidifie brutalement axialement ce qui bloque l'augmentation de la déformation dans la peau en compression.

Ces résultats montrent qu'en repoussant légèrement l'apparition du flambage local, avec une mousse encore un peu plus rigide, la configuration de Lagunegrand doit permettre de caractériser en compression des composites à fibre de verre.

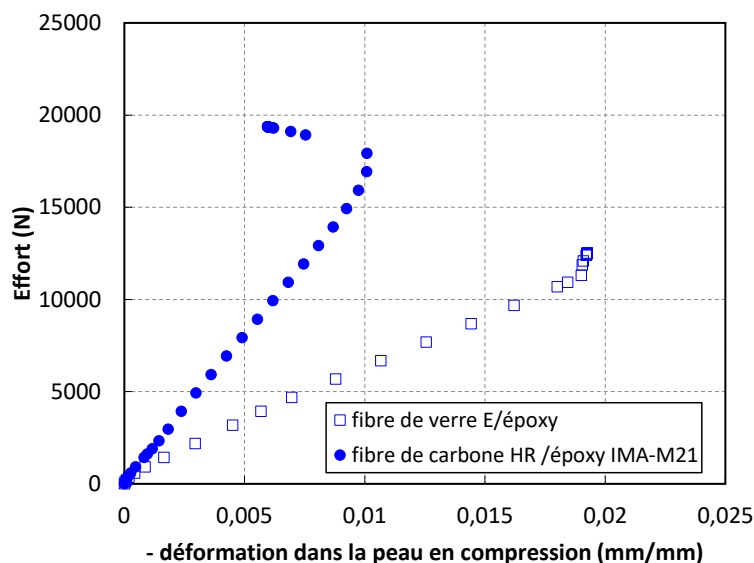


Figure 2-40. Courbes force en fonction de la déformation dans la peau en compression obtenues avec la simulation pour deux épaisseurs de peau composite en fibre de verre E

2.4.2. Faisabilité sur un composite à fibre de carbone haut module

La rigidité des fibres de carbone haut module (HM), malgré la faible déformation à rupture conduit à des niveaux de chargement très élevés (>20kN) comme le montre la Figure 2-41. La simulation, qui n'inclut pas la rupture en compression des fibres, prévoit une rupture par flambage local au droit d'un des appuis centraux comme illustré sur la Figure 2-42. Cette rupture surviendrait pour une déformation de compression dans la zone utile supérieure à 0,6% ce qui est largement au-dessus de la valeur attendue expérimentalement (cf. Tableau 2-11), confirmant l'aptitude de l'essai de flexion 4 points à caractériser la tenue en compression des composites à fibre haut module.

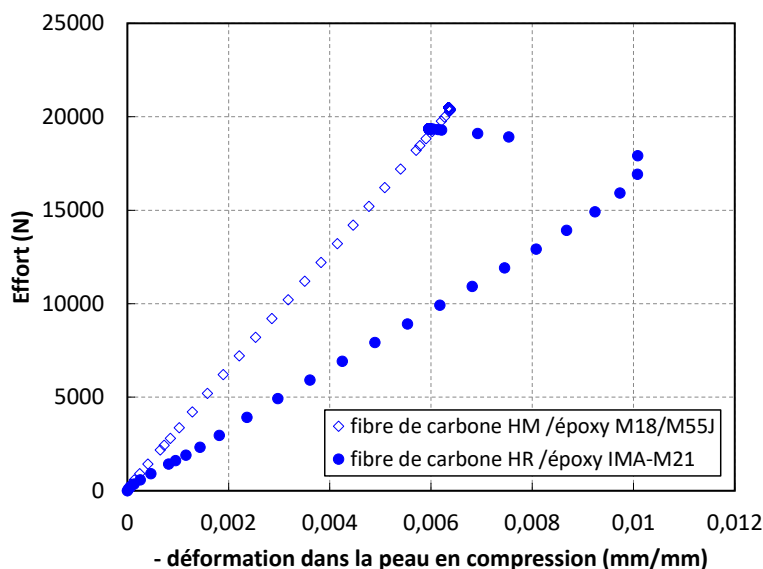


Figure 2-41. Courbes force en fonction de la déformation dans la peau en compression obtenues avec la simulation pour deux épaisseurs de peau composite en fibre de carbone HM

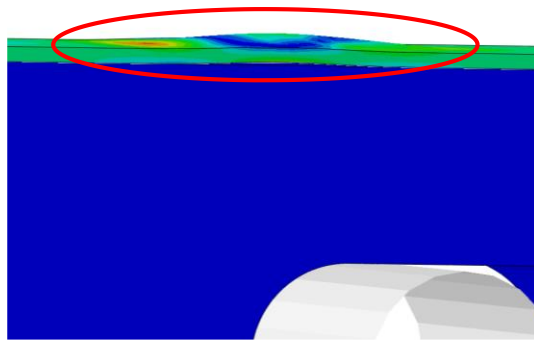


Figure 2-42. Illustration de la rupture par flambage de la peau composite en fibre de carbone HM

2.5 Conclusion sur les essais de flexion 4 points

Ce chapitre présente le développement d'essais de flexion 4 points sur éprouvettes sandwich dissymétriques dans le but de caractériser le comportement en compression en présence d'un faible gradient.

La définition des éprouvettes sandwich et de leur mise en œuvre pour les deux configurations ont tout d'abord été détaillées. La modélisation numérique incluant le contact entre tiges de chargement et éprouvette, la dégradation des interfaces collées, ainsi que les non-linéarités géométriques a ensuite été décrite. Les résultats ont alors été présentés et confrontés à cette modélisation en vue d'améliorer les essais.

La première configuration se réfère à la norme ASTM D5467 et se caractérise par une introduction des efforts directement sur les peaux composites. Malgré différentes tentatives de renforcement, tout d'abord de l'âme dans les zones cisailées entre appuis, puis des peaux au niveau des appuis, les éprouvettes rompent par un mode combinant poinçonnement au droit des tiges de chargement et cisaillement de l'âme à des niveaux de déformation dans la peau en compression ne dépassant pas 50% de la déformation visée.

La seconde configuration testée s'appuie sur les travaux de Lagunegrand. Elle consiste à pallier la faible tenue du sandwich sous chargement hors plan en introduisant les efforts dans une âme métallique disposée de part et d'autre d'une âme en mousse centrale. Un premier lot d'éprouvette avec une mousse de rigidité intermédiaire a conduit à une rupture par flambage local dans la zone centrale à des niveaux toujours en dessous de 50% de la déformation visée. Les modèles numériques et analytiques démontrant le rôle de la rigidité de la mousse dans ce processus de rupture, un second lot avec une mousse plus rigide a donc été réalisé puis testé. Les résultats montrent certes une augmentation de la déformation à rupture, mais en deçà des prévisions de la modélisation. La confrontation essais calculs montre qu'une rupture de l'interface entre la peau et l'âme métallique provoque un flambage local prématuré ne permettant pas d'atteindre le flambage local dans la zone centrale et encore moins la rupture de la peau en compression.

La configuration issue des travaux de Lagunegrand semble toutefois intéressante, mais elle nécessiterait pour le composite haute résistance étudié une amélioration afin de réduire la concentration de contrainte de cisaillement dans la jonction peau âme

métallique près de la séparation entre les deux matériaux d'âme. Ceci pourrait être réalisé de différentes manières :

- ajouter un bec afin d'assouplir l'âme métallique en extrémité de joint
- développer une âme à structure alvéolaire et à gradient de rigidité

Selon l'étude numérique présentée en fin de chapitre, la configuration de Lagunegrand pourrait être utilisée en l'état pour caractériser des composites à fibre de verre et à fibre de carbone haut module puisque nous avons montré qu'aucun mode de ruine parasite ne devrait être activé avant la rupture en compression de la peau composite.

Chapitre 3

Caractérisation en compression à
des gradients de déformation
élevés : essais de flexion pure sur
monolithique

Préambule

Dans ce chapitre, des essais de flexion pure sur des éprouvettes monolithiques d'un composite unidirectionnel carbone/époxy ont été réalisés dans le but de mettre en évidence différents effets de structure et le rôle de la matrice sur le comportement en compression dans le sens des fibres jusqu'à rupture. Les effets de structure étudiés sont ceux de l'empilement et du gradient de sollicitation dans l'épaisseur. L'influence de la fissuration transverse dans les plis adjacents aux plis sollicités en compression sens fibre a également été étudiée. Le rôle de l'état de la matrice a été évalué en réalisant des essais en température ainsi que des essais sur des préimprégnés hors DLS (Date Limite de Stockage). Le dispositif de sollicitation utilisé est issu de travaux antérieurs (Montagnier and Hochard, 2005; Bois et al., 2007; Le Goff et al., 2017). Il a été modifié dans le cadre de ce travail afin de réaliser les essais en température. Les résultats expérimentaux sont analysés et confrontés à ceux de la littérature. Une partie servira dans le chapitre 4 à évaluer la pertinence des critères de résistance basés sur une approche micromécanique.

3.1 Présentation des essais de flexion pure

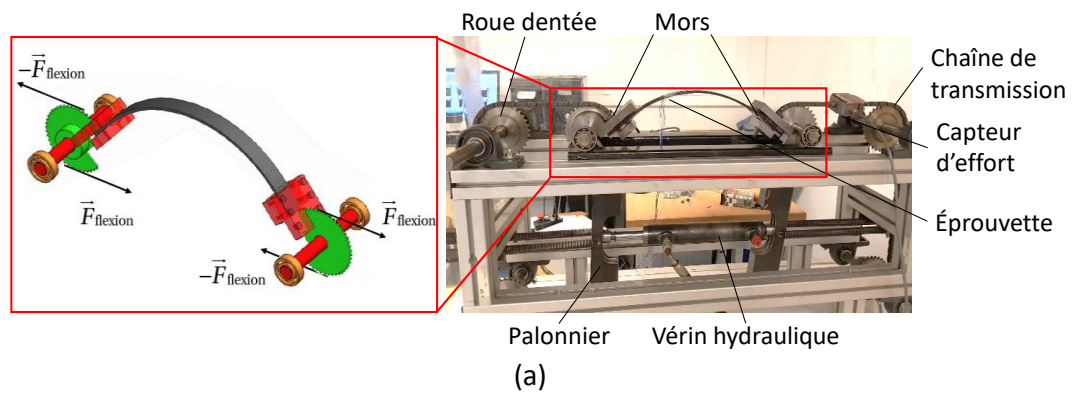
3.1.1. Description du dispositif d'essai

Le dispositif utilisé dans cette campagne d'essai a été conçu et réalisé au sein du laboratoire en se référant au prototype développé par Montagnier (Bois et al., 2007; Montagnier and Hochard, 2005). La Figure 3-1(a) montre le dispositif expérimental permettant de générer une sollicitation de flexion pure. Ce dispositif permet d'appliquer deux couples identiques aux extrémités de l'échantillon. Le moment de flexion est généré par l'action d'un vérin hydraulique. Les deux efforts opposés sont tout d'abord distribués de manière égale à 4 chaînes via deux palonniers. Les chaînes, grâce des roues dentées agissent deux par deux sur deux mors. Les axes des mors sont montés sur des roulements qui peuvent se déplacer librement le long d'un rail. Cette cinématique permet d'assurer la génération de deux couples purs et opposés. Le vérin est alimenté par un groupe hydraulique asservi en pression. Un capteur d'effort est installé sur une des chaînes afin de mesurer directement l'effort appliqué. Le couple appliqué à l'éprouvette est calculé en multipliant l'effort mesuré par le diamètre de la roue dentée (deux efforts et bras de levier égal au rayon). Les déplacements opposés des extrémités des chaînes sont compensés par la rotation du palonnier.

Une carte d'acquisition est utilisée pour piloter le groupe hydraulique. Elle permet aussi de récupérer les mesures de déformation par jauge et du capteur d'effort.

La mise et le maintien en température sont obtenus à l'aide d'une enceinte thermique conçue spécialement pour couvrir le montage de flexion pure en totalité comme montré sur la Figure 3-1(b). L'apport d'air chaud est pulsé afin d'assurer l'homogénéité du champ de température. Trois thermocouples sont placés respectivement devant le système de chauffage, à l'opposé de ce système et sur l'éprouvette afin de contrôler l'homogénéité et la stabilité de la température. La Figure 3-2 montre l'évolution des températures mesurées durant un essai à 120°C. En raison de l'inertie importante du montage de flexion, la montée en température est relativement lente.

3.1. PRESENTATION DES ESSAIS DE FLEXION PURE



(b)

Figure 3-1. Dispositif d'essai de flexion pure : (a) principe de fonctionnement, (b) enceinte thermique

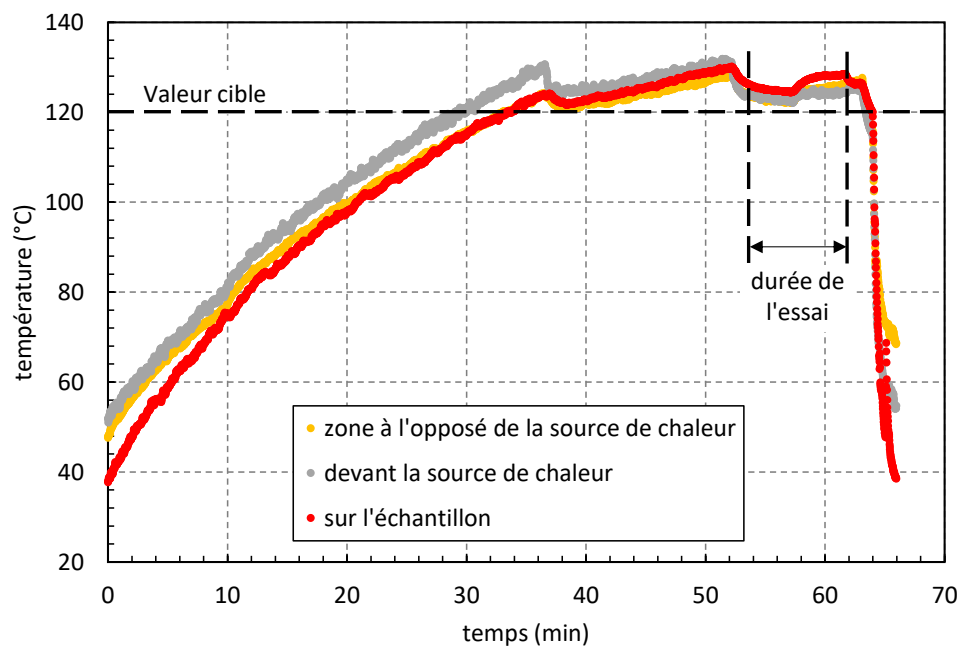


Figure 3-2. Evolution des températures dans l'enceinte lors d'un essai à 120°C

3.1.2. Géométrie des éprouvettes

Le couple nécessaire pour rompre une éprouvette de module E_c considéré homogène, de déformation à rupture ε_c , de largeur b et d'épaisseur h vaut :

$$C_{rup} = \frac{E_c b h^2}{6} \varepsilon_c \quad (3-1)$$

L'angle de rotation des mors pour rompre une éprouvette de section constante et de longueur libre L est donné par :

$$\theta_{rup} = \frac{L}{h} \varepsilon_c \quad (3-2)$$

Les capacités de la machine sont résumées dans le Tableau 3-1. Ainsi, pour chaque matériau et empilement, et pour une longueur d'éprouvette donnée, on peut définir la gamme d'épaisseur de l'échantillon qui peut être testé avec la machine.

Course du vérin (mm)	150
Pression d'huile maximale (bar)	150
Effort maximal développé (N)	3000
Couple de flexion maximal (Nm)	145,5
Angle de rotation maximal des mors	90°

Tableau 3-1. Caractéristiques de la machine de flexion pure

Les échantillons testés sont de section variable avec un rétrécissement progressif vers le centre dans le but de localiser la rupture dans la partie centrale sans provoquer d'effets de bord ou de gradients de contraintes significatifs. La forme des éprouvettes est définie sur la Figure 3-3. La forme haltère avec un rayon de rétrécissement élevé est réalisée par un usinage par jet d'eau. Des talons en aluminium avec une forme biseautée sont ajoutés afin d'éviter une rupture parasite par délaminage. En effet, la zone d'introduction du couple génère un fort cisaillement inter-laminaire. Le dimensionnement des talons a été réalisé à l'aide de simulations numériques. Un rétrécissement de 25% ($b_t=28\text{mm}$ et $b_c=21\text{mm}$ avec un rayon de $R=2000\text{mm}$ conduit à une longueur totale d'éprouvette de 400mm. Les paramètres géométriques de l'éprouvette sont résumés dans le Tableau 3-2.

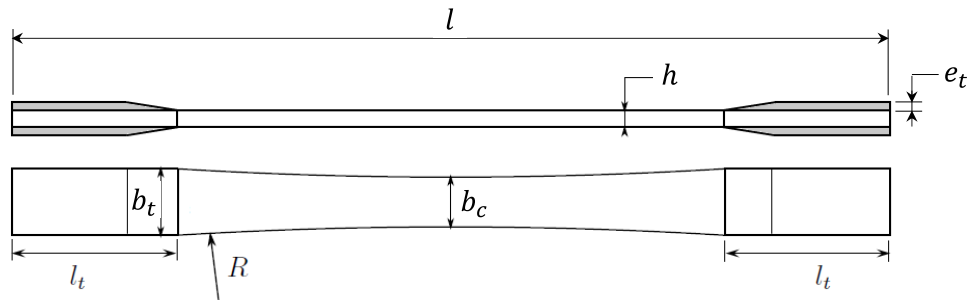


Figure 3-3. Géométrie de l'éprouvette de flexion pure

Le collage des talons est réalisé par un adhésif structurale époxy bi-composants (référence 3M 2216) pour les essais à température ambiante dont la durée de polymérisation est de deux heures à 65°C. Cet adhésif ayant une tenue très limitée au-dessus de 80°C, un adhésif époxy résistant à des températures allant jusqu'à 230°C (référence 3M DP760) a été utilisé pour les essais en température.

Paramètre	Symbole	Valeur	unité
Longueur totale	L	400	mm
Epaisseur	h	3,82 à 5,83	mm
Largeur au niveau des talons	b_t	28	mm
Largeur au niveau de la zone centrale	b_c	21	mm
Rayon de rétrécissement	R	2000	mm
Longueur des talons	l_t	80	mm
Epaisseur des talons	e_t	5	mm

Tableau 3-2. Dimensions des éprouvettes

3.1.3. Instrumentation et protocole d'essai

En plus de la mesure du couple appliqué, les éprouvettes sont équipées de deux jauges de déformations uni-axiales sur les faces supérieure et inférieure dans la zone centrale. Pour les échantillons testés à une température élevée, les jauges sont collées avec un adhésif spécifique (référence M-Bond 43-B). Cet adhésif nécessite un cycle de polymérisation de 2h30 à 150°C. Par ailleurs, l'enceinte thermique dispose d'un hublot qui permet l'observation de l'éprouvette avec un appareil photo au cours de l'essai.

Certains échantillons ont subi un suivi par observations microscopiques à différents niveaux de chargement afin d'établir le scénario d'endommagement pour les stratifications multidirectionnelles. Le montage de flexion pure n'étant pas adapté pour des observations microscopiques in-situ, l'éprouvette est démonté pour réaliser l'observation. De plus, l'observation d'un échantillon sollicité en compression n'aurait sans doute pas permis d'identifier les fissures et les décohésions du fait qu'elles soient fermées.

Les échantillons ont été sollicités avec des cycles de charge décharge jusqu'à rupture complète. Ceci permet d'interrompre les essais pour les observations microscopiques citées précédemment, mais aussi de mettre en évidence d'éventuelles pertes de rigidité ou déformations résiduelles. La vitesse de chargement est variable selon les essais, mais elle a été prise suffisamment faible ($< 2 \cdot 10^{-5} \text{s}^{-1}$) pour négliger les effets de vitesse sachant que toutes les stratifications testées comportaient des plis à 0°.

Pour garantir une sollicitation dans la direction longitudinale de l'éprouvette, celle-ci doit être bien centrée et alignée dans les mors. La pression de serrage des mors doit être modérée afin d'éviter une rupture près de la zone biseautée des talons.

3.1.4. Choix des configurations testées

En considérant une longueur libre de 240mm et une déformation à rupture en compression de 1,4%, on obtient avec l'Eq.(3-2) une épaisseur minimale de 4,28mm. Notons que cette épaisseur minimale ne dépend pas de la stratification tant que le pli qui rompt en

compression est situé à l'extérieur. Ce calcul ne tient pas compte du rétrécissement de l'éprouvette qui tend à réduire l'angle de rotation à rupture. Ainsi, au regard des essais réalisés lors des travaux antérieurs (Le Goff et al., 2017), nous avons choisi pour les stratifiés les moins épais une épaisseur de 3,86mm, soit 20 plis. Ceci permet d'obtenir des gradients de déformation légèrement plus élevés.

L'épaisseur maximale est pilotée par le couple à rupture. Cette valeur dépend de la raideur en flexion et donc de la stratification : une stratification unidirectionnelle demandera plus de couple qu'une stratification avec des plis hors-axe. Le couple à rupture doit être inférieur à la capacité de la machine, mais également respecter le critère de cisaillement inter-laminaire dans la zone des talons. Le dimensionnement des talons permet de se rapprocher des limites de la machine pour le matériau étudié. Ainsi, pour une stratification unidirectionnelle, l'épaisseur maximale obtenue avec l'Eq.(3-1) est voisine de 4,6mm.

La configuration de référence pour étudier les différents effets est une stratification unidirectionnelle d'épaisseur 4mm, soit 21 plis. Cette épaisseur, proche de la valeur minimale, permet d'éloigner le risque de rupture par cisaillement inter-laminaire dans la zone des talons pour les essais en température ou avec le matériau hors DLS (Date Limite de Stockage) pour lesquels une baisse sensible des propriétés matricielles sont attendues.

Pour étudier l'effet de la température, nous avons ainsi choisi 3 températures comprises entre l'ambiante et 150°C ce qui est au-delà de la température maximale d'utilisation annoncée par le fournisseur (121°C selon la fiche technique). Notons que la température de transition vitreuse de la matrice est de 195°C selon la fiche technique.

Comme évoqué en préambule de ce chapitre, des essais ont également été réalisés avec un matériau dont la DLS (Date Limite de Stockage) était dépassée. Le dépassement de la DLS engendre une pré-réticulation avant le drapage et la polymérisation de la pièce qui impacte les propriétés de la matrice durant la fabrication et potentiellement pendant l'usage. Cette étude s'inscrit dans le deuxième lot du projet Européen MANIFICA (<https://manifica.eu/>) qui vise à mettre en place une chaîne de recyclage des composites à fibre de carbone issus des déchets du secteur aéronautique afin de produire des pièces composites innovantes. L'objectif de ce deuxième lot est de définir des scénarios pour prolonger la durée d'utilisation de semi-produits préimprégnés en proposant des alternatives fonctionnelles sur des pièces secondaires en aéronautique ou dans d'autres secteurs. Ces scénarios de réutilisation peuvent inclure des recommandations de conception et de fabrication, ainsi que des procédures de re-certification. Les résultats obtenus dans cette thèse seront donc mis en relief avec ceux obtenus pour d'autres propriétés mécaniques dans le cadre du projet MANIFICA.

Le pré-imprégné de l'étude possède une DLS (Date Limite de Stockage) d'un an à -18°C et une DLU (Date Limite d'Utilisation) d'un mois à température ambiante. Le fournisseur du pré-imprégné ne donne pas d'équivalence entre une durée de stockage à température ambiante et à -18°C. Toutefois, le matériau reste certifié s'il cumule la DLS et la DLU : le matériau est hors d'usage si l'une des dates est dépassée, indépendamment de l'autre. Tout d'abord deux plaques avec des préimprégnés dont la DLS était dépassée respectivement d'un an et 8 ans ont été fabriquées. Une troisième plaque a été réalisée avec un pré-imprégné dont la DLS était dépassée d'un an auquel un vieillissement accéléré a été ajouté en plaçant des plis découpés à température ambiante pendant trois semaines.

Au cours du drapage des plaques, un pistolet à air chaud ($T < 60^{\circ}\text{C}$) a été utilisé pour assurer une bonne adhérence entre les plis de préimprégné et éliminer le maximum de défauts. En effet, la péremption du pré-imprégné engendre une perte importante de tack ou pégosité qui rend difficile le drapage des pièces.

Dans le but d'étudier l'effet du gradient de déformation, un stratifié d'épaisseur 5,83mm, soit 31 plis a été réalisé. Concernant l'effet de la séquence d'empilement, l'idée est tout d'abord de modifier l'orientation du pli adjacent au pli à 0° extérieur qui rompt en compression. Ainsi deux stratifications $[0/45/90/-45/0/45/90/-45/0_2]_s$ et $[(0/90)_4/0_2]_s$ ont été réalisées. Ensuite une stratification $[0_2/90/0/90/0/90_2/0_2]_s$ a été choisie pour évaluer le rôle de l'épaisseur du pli rompu en compression. Enfin, une stratification $[(90/0)_4/0_2]_s$ permet de confiner le pli rompu en compression entre deux plis à 90° . Toutes ces stratifications comportent quatre plis à 0° au centre afin d'atteindre 20 plis et l'épaisseur minimale visée de 3,86mm. Toutes ces stratifications ayant la même épaisseur, elles présentent le même gradient de déformation.

Les stratifications $[(0/90)_4/0_2]_s$ et $[(90/0)_4/0_2]_s$ ont également été utilisées pour générer un pré-endommagement intra-laminaire dans les plis à 90° adjacent au pli rompu en compression. Ce pré-endommagement a été réalisé par traction uni-axial sur une machine conventionnelle avec un suivi par microscopie pour quantifier la densité de fissures transverses.

Le Tableau 3-3 résume les configurations testées dans ce travail.

Stratification	DLS	Température d'essai	Nombre d'éprouvettes testées
[0] ₂₁	Respectée	20°C	4
	Respectée	120°C	2
	Respectée	150°C	2
	Dépassée de 1 an	20°C	4
	Dépassée de 8 ans	20°C	3
	Dépassée de 1 an + stockage à l'ambient durant 3 semaines	20°C	3
[0] ₃₁	Respectée	20°C	4
$[0/45/90/-45/0/45/90/-45/0_2]_s$	Respectée	20°C	3
$[(0/90)_4/0_2]_s$	Respectée	20°C	2
$[(90/0)_4/0_2]_s$	Respectée	20°C	3
$[0_2/90/0/90/0/90_2/0_2]_s$	Respectée	20°C	2

Tableau 3-3. Synthèse des éprouvettes testées

3.2 Résultats

3.2.1. Méthodes pour l'exploitation des résultats

Définition de la contrainte équivalente de flexion

La grandeur mesurée définissant la sollicitation mécanique lors des essais est le moment de flexion. L'état de contrainte dans l'éprouvette dépend principalement de la séquence d'empilement, mais également des non-linéarités de comportement. En particulier, la rigidification en traction et l'assouplissement en compression dans la direction des fibres conduit à un décalage de la fibre neutre au cours de l'essai comme illustré sur la Figure 3-4. Ainsi, les résultats bruts sont présentés en traçant le moment de flexion en fonction des déformations. Toutefois il est également possible de définir une contrainte équivalente de flexion en supposant le module d'élasticité homogène dans l'épaisseur et constant au cours de l'essai :

$$\sigma = \frac{6F_{mes}d_{roue}}{b_ch^2} \quad (3-3)$$

où F_{mes} est l'effort mesuré par le capteur et d_{roue} le diamètre primitif des roues dentées.

Définition du gradient de déformation

La déformation évoluant linéairement dans l'épaisseur, le gradient de déformation au moment de la rupture du pli en compression est défini par :

$$g = \frac{|\varepsilon_c|}{h - d} \quad (3-4)$$

ε_c étant la déformation ultime de compression et d étant le décalage de la fibre neutre provoqué par la non-linéarité du comportement sens fibre. Cette expression fait apparaître le rôle de l'épaisseur de l'éprouvette, mais également la résistance du pli.

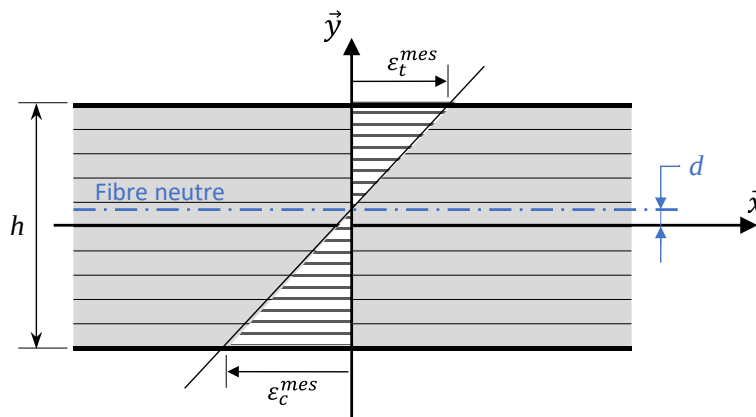


Figure 3-4. Champ de déformation dans l'épaisseur de l'éprouvette

Mesure de la déformation dans le pli à 0° rompu dans la stratification [(90/0)₄/0₂]_s

Parmi les stratifications, seule la stratification [(90/0)₄/0₂]_s ne possède pas de pli à 0° sur la face externe en compression. Ainsi, la jauge de déformation ne mesure pas directement la déformation du pli à 0°. Le fait que le champ de déformation est linéaire dans l'épaisseur de l'échantillon permet de corriger la valeur mesuré (Figure 3-4). La déformation dans l'épaisseur est définie par :

$$\varepsilon(y) = a(y - d) \quad (3-5)$$

Les mesures de déformation sur chacune des faces ε_t^{mes} et ε_c^{mes} permettent de déterminer a et d :

$$\begin{aligned} a &= \frac{\varepsilon_t^{mes} - \varepsilon_c^{mes}}{h} \\ d &= \frac{h}{2} \left(\frac{\varepsilon_c^{mes} + \varepsilon_t^{mes}}{\varepsilon_c^{mes} - \varepsilon_t^{mes}} \right) \end{aligned} \quad (3-6)$$

La déformation à l'extérieur du pli à 0° à l'origine de la rupture est obtenue en prenant $y = -(h/2 - e)$:

$$\varepsilon_{0^\circ} = -a(h/2 - e + d) \quad (3-7)$$

3.2.2. Rôle de la face des plaques sollicitée en compression

Chaque plaque est réalisée en drapant les plis sur un support plan rigide en alliage d'aluminium. La bache à vide est placée sur la face supérieure du drapage sans contre-plaque. Des observations microscopiques montrent sur les plis supérieurs proches de la bache à vide la présence de défauts d'ondulation comme illustré sur la Figure 3-5.

Comme mentionné dans le Chapitre 1, de nombreux travaux ont mis en évidence le rôle des ondulations sur le comportement en compression (Budiansky and Fleck, 1993; Kyriakides et al., 1995; Pimenta et al., 2009; Thor et al., 2020).

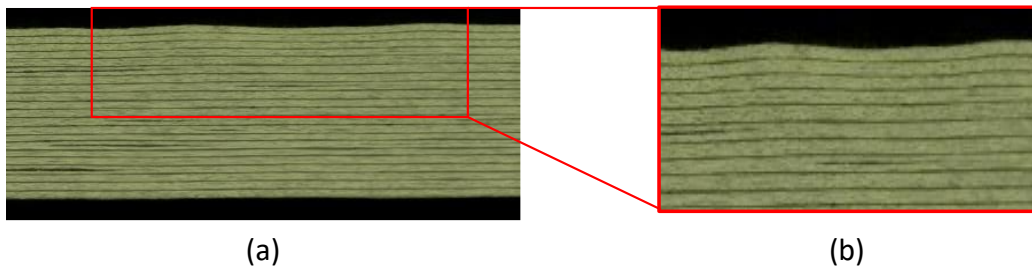


Figure 3-5. Mise en évidence des défauts d'ondulation, (a) micrographie d'un stratifié [0]₂₁ (épaisseur 4mm), (b) zoom avec un rapport de forme de deux selon l'épaisseur

Ainsi, avant de réaliser la campagne expérimentale, des essais préliminaires ont été réalisés sur des échantillons issus de la même plaque en inversant la face comprimée : face comprimée coté bache à vide et face comprimée coté plaque rigide en alliage d'aluminium.

La Figure 3-6 présente une comparaison entre deux courbes contrainte équivalente en fonction des déformations pour les deux cas. La déformation à rupture atteint 1,301% pour l'éprouvette dont la face coté plaque rigide est chargée en compression, tandis que la déformation à rupture pour l'éprouvette sollicitée coté bâche vaut 1,05%, soit une baisse de 20%. L'ondulation des fibres n'a pas d'effet significatif sur la raideur de l'éprouvette. On peut ainsi conclure que l'ondulation des fibres affectent significativement le mécanisme d'instabilité pilotant la tenue en compression.

En raison de la variabilité des ondulations coté bâche entre les différentes plaques, et pour ne pas ajouter un paramètre influent difficilement maîtrisable, l'ensemble des essais présentés dans la suite de ce chapitre ont été réalisés en sollicitant la face coté plaque rigide en compression.

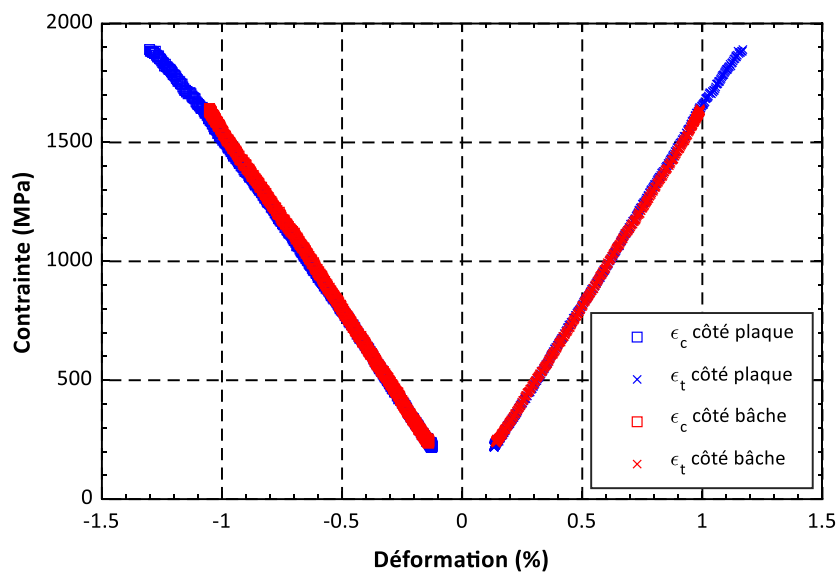


Figure 3-6. Courbes contrainte équivalente en fonction des déformations de traction et compression obtenues lorsque la face bâche et la face plaque rigide sont sollicitées en compression sur des éprouvettes [0]₂₁

3.2.3. Effets de structure : gradient et séquence d'empilement

Quatre éprouvettes, respectivement, d'épaisseur 4mm et 6mm ont été sollicitées jusqu'à la rupture. Les courbes contrainte équivalente en fonction des déformations sont présentées sur la Figure 3-7. Les éprouvettes testées offrent une bonne reproductibilité en termes de raideur. Au cours de l'essai, on a constaté une initiation de décollement des talons sur la face en traction suivie d'une rupture de quelques fibres à partir d'un niveau de déformation en compression de 1,2% pour les échantillons de 4 mm et de 1% pour ceux de 6mm. Il est possible que ce décollement puisse être à l'origine des légères ruptures de pente sur les courbes de réponse mécanique.

La rupture pour toutes les éprouvettes est brutale avec une rupture près de la zone centrale comme illustré sur la Figure 3-8. La seule analyse des éprouvettes après rupture ne permet pas de déterminer l'origine de la rupture. Toutefois, la déformation à rupture en traction du matériau est supérieure à 1,5% alors que lors des essais de flexion pure la déformation sur la face en traction n'a pas dépassé 1,25%. Ceci confirme que pour les essais de flexion pure, la rupture se produit en compression.

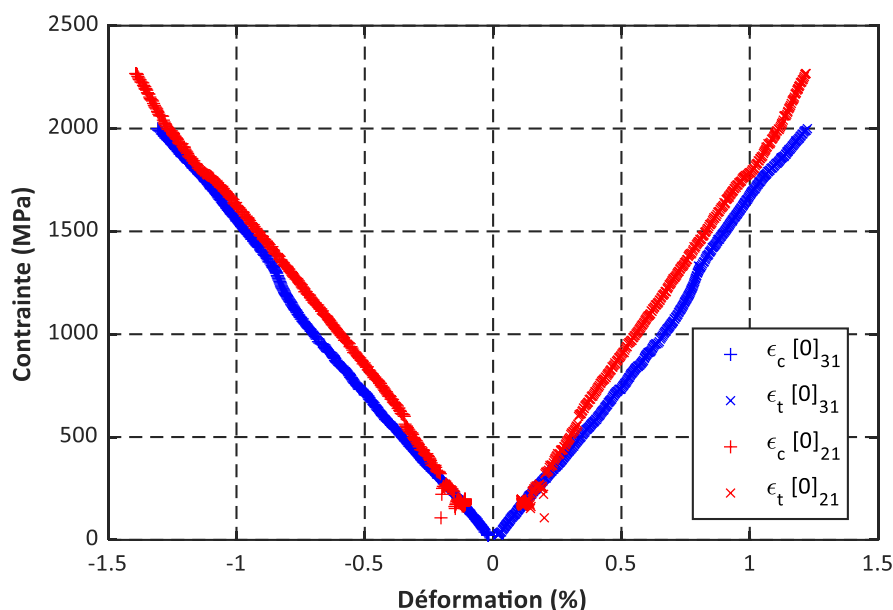


Figure 3-7. Courbes contrainte équivalente en fonction des déformations de traction et compression pour deux éprouvettes d'épaisseurs 4mm ($[0]_{21}$) et 6mm ($[0]_{31}$)



Figure 3-8. Illustration de l'état après rupture sur une éprouvette d'épaisseur 4mm (Ep. 3)

Les déformations ultimes de compression sont rassemblées dans le Tableau 3-4. La déformation à rupture moyenne est de 1,426% pour l'épaisseur de 4 mm et 1,311% pour l'épaisseur de 6mm. L'écart-type sur les 4 éprouvettes est faible pour une caractérisation en compression ce qui tend à démontrer que l'écart sur la moyenne entre les deux épaisseurs est bien dû à la différence de gradient. Sur la Figure 3-9 on peut voir les déformations ultimes de compression en fonction du gradient de déformation. Les résultats issus de (Wisnom and Atkinson, 1997) et obtenus sur des essais de flexion par flambage rotulé sont également présentés. Le matériau caractérisé lors de ces essais (Ciba

T800/924) est comparable à celui de notre étude. Même si la plage de gradient testée ici est faible, on retrouve la tendance de la littérature.

Stratification	Déformations ultimes en compression (%)					
	Ep. 1	Ep. 2	Ep. 3	Ep. 4	Moyenne	Écart Type
[0] ₂₁	-1,509	-1,506	-1,301	-1,39	-1,426	0,1007
[0] ₃₁	-1,4	-1,3	-1,264	-1,277	-1,311	0,0613
[0/45/90/-45/0/45/90/-45/0] _s	-1,49	-1,23	-1,247		-1,319	0,1396
[(90/0) ₄ /0] _s	-1,51*	-1,382*	-1,332*		-1,406*	0,0929
[(0/90) ₄ /0] _s	-1,49	-1,48			-1,485	0,0070
[0 ₂ /(90/0) ₂ /90 ₂ /0] _s	-1,246	-1,08	-1,025		-1,115	0,1116

* valeurs corrigées selon l'éq. (3-7)

Tableau 3-4. Déformations ultimes de compression pour les différentes stratifications testées à température ambiante

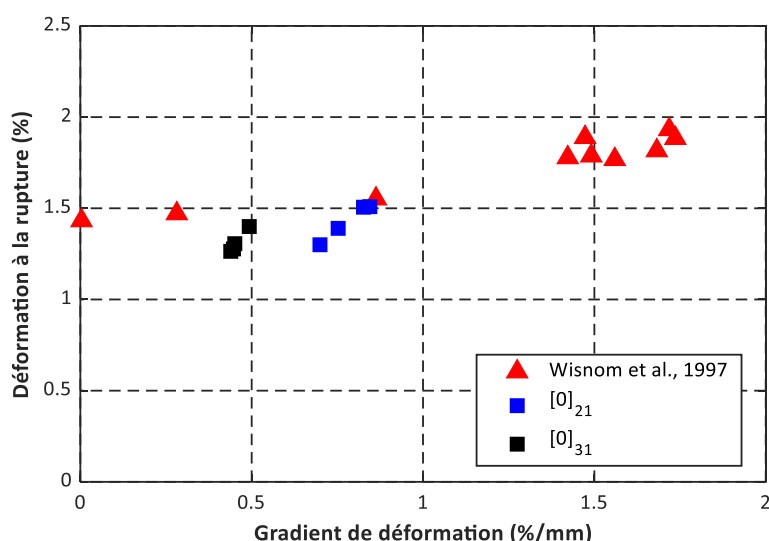


Figure 3-9. Déformations ultimes de compression en fonction du gradient de déformation et comparaison avec les résultats de la littérature (Wisnom and Atkinson, 1997).

Trois éprouvettes avec les différentes séquences d'empilement comportant 20 plis (épaisseur 3,86mm) ont été chargées jusqu'à la rupture. Une éprouvette de chaque stratification a été soumise à des sollicitations de charge décharge à des niveaux de déformations croissants pour effectuer des observations microscopiques afin de déceler d'éventuels endommagements précédant la rupture en compression (Tableau 3-5). La Figure 3-10 présente les courbes contrainte équivalente en fonction des déformations pour une éprouvette de chaque stratification. Les différences de raideur sont liées au nombre et à la position des plis à 0°. Les déformations ultimes de compression sont rassemblées dans le Tableau 3-4.

Stratification	Niveaux de déformation		
$[0/45/90/-45/0/45/90/-45/0_2]_s$	0,65%	0,85%	1,1%
$[(90/0)_4/0_2]$	0,8%	1,09%	1,37%
$[(0/90)_4/0_2]_s$	0,8%	1%	1,2%
$[0_2/(90/0)_2/90_2/0_2]_s$	0,6%	0,8%	1%

Tableau 3-5. Niveaux de déformation en compression pour les observations microscopiques

Les stratifications $[(0/90)_4/0_2]_s$ et $[(90/0)_4/0_2]_s$ donnent des résistances en compression assez proches de celles des éprouvettes $[0]_{21}$ qui présente un gradient de déformation dans l'épaisseur quasi identique. Les écarts sont trop faibles vis-à-vis de la dispersion pour mettre en évidence un quelconque effet de la stratification.

Les éprouvettes quasi-isotropes $[0/45/90/-45/0/45/90/-45/0_2]_s$ et croisées $[0_2/(90/0)_2/90_2/0_2]_s$ présentent des résistances en compression plus faibles mais aussi plus dispersées, variant entre 1% et 1,5%. Ces résultats semblent davantage provenir de l'état initial du matériau que d'un effet de la stratification. En effet, comme le montre la Figure 3-11, l'observation au microscope des plaques concernées met en évidence de nombreuses porosités dans les différents plis. L'origine de ces défauts initiaux n'a pas été établie. Certaines de ces porosités s'accompagnent de fissures transverses engendrées par l'état de contrainte résiduelle post cuisson. L'effet des porosités sur la tenue en compression a été mis en évidence dans plusieurs travaux (de Almeida and Neto, 1994). A la fois les rôles du taux et de la taille des pores peuvent être discutés (Suhot and Chambers, 2014). La présence de petites porosités (de l'ordre du diamètre des fibres ou inférieur) entraîne une réduction de la rigidité apparente en cisaillement du matériau qui va engendrer une activation prématurée du mécanisme d'instabilité à l'origine de la rupture en compression comme décrit dans les modèles micromécaniques. Dans ce cas une relation entre le taux de porosité et le module de cisaillement peut être établie (El Moussaid, 2016; Hancox and Wells, 1977; Selmi, 2014). En présence de porosités intra-laminaires plus grosses, englobant plusieurs fibres sur une longueur de plusieurs diamètres de fibres, le mécanisme d'instabilité est fondamentalement modifié puisque les fibres perdent localement leur fondation. Dans ce cas, un modèle prédictif est beaucoup plus difficile à mettre en place et le rôle du taux de porosité est difficile à établir. Qualitativement, les études montrent qu'un taux de porosité se rapprochant de 5% conduit à une perte de résistance en compression pouvant dépasser 20%. Par ailleurs, (Chambers et al., 2006) notent que la présence de porosité accroît sensiblement la dispersion des résultats expérimentaux. Ce rapide état de l'art tend à confirmer que pour les stratifications $[0/45/90/-45/0/45/90/-45/0_2]_s$ et $[0_2/(90/0)_2/90_2/0_2]_s$ la présence de porosités de tailles importantes est à l'origine de la baisse de résistance par rapport aux autres stratifications.

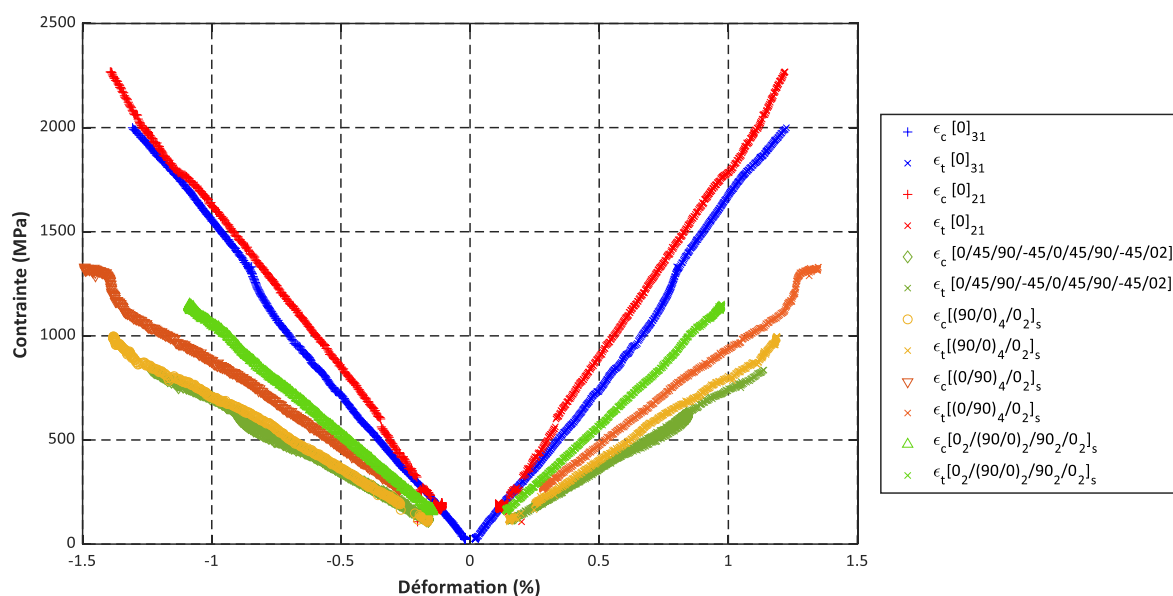


Figure 3-10. Courbes contrainte équivalente en fonction des déformations de traction et compression pour les différentes séquences d'empilement

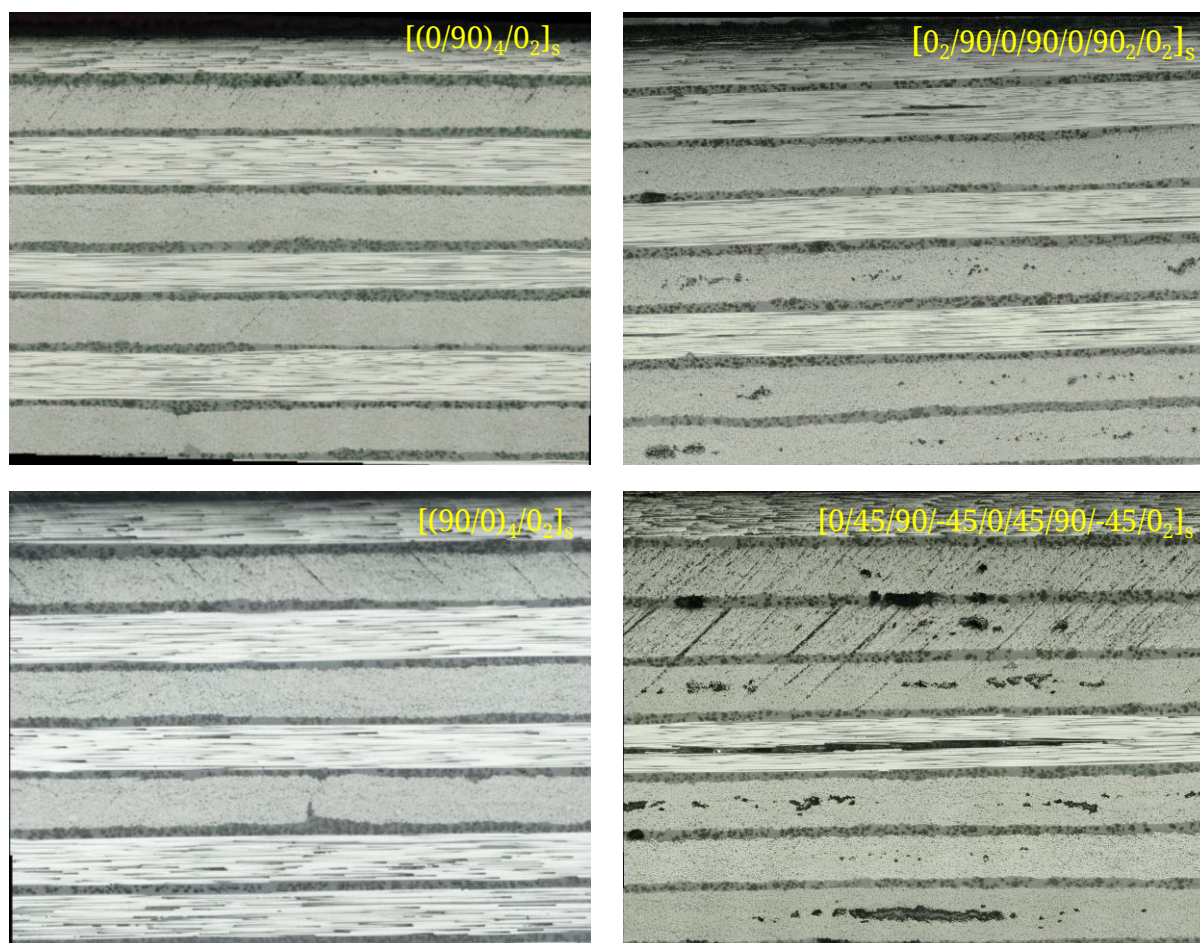


Figure 3-11. Observations microscopiques à l'état initial du matériau (avant chargement) pour les différentes stratifications multidirectionnelles

Ajoutons que les observations microscopiques réalisées pour différents niveaux de chargement sur une éprouvette de chaque stratification multidirectionnelle n'ont pas mis en évidence un scénario d'endommagement progressif dans la zone en compression. Des fissures transverses se développent dans les plis à 90° puis à 45° , mais ces endommagements se limitent à la zone sollicitée en traction. Ajoutons qu'après rupture on peut observer au voisinage de la rupture en compression du pli à 0° des endommagements intra- et inter-laminaires, mais on ne peut affirmer l'antériorité de ces endommagements par rapport à la rupture du pli à 0° (Figure 3-12). L'influence des porosités sur la fissuration intra-laminaire est clairement mise en évidence.

Pour évaluer avec certitude le rôle d'un endommagement intra-laminaire dans le ou les plis adjacents d'un pli à 0° sollicité en compression, nous avons mis en place un protocole dédié qui fait l'objet de la section suivante.

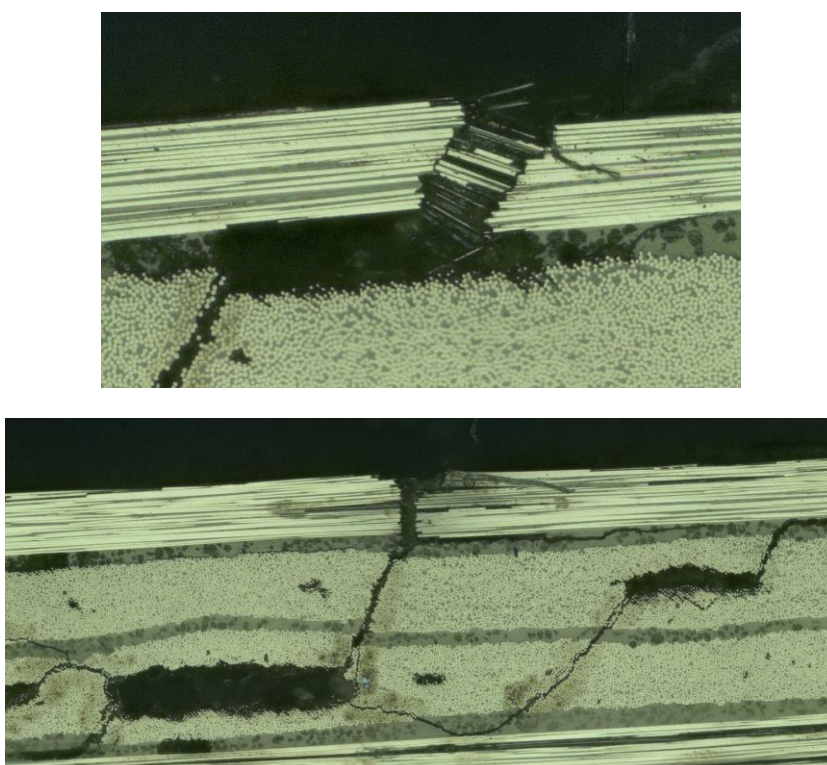


Figure 3-12. Observation microscopique post-mortem de la zone de rupture d'une éprouvette $[0_2/(90/0)_2/90_2/0_2]_s$

3.2.4. Effet de la fissuration matricielle dans les plis adjacents

La fissuration intra-laminaire qui se développe sous la forme de fissures transverses dans les plis de direction éloignée de celle du chargement a été largement abordé dans la littérature depuis la fin des années 70 (Parvizi et al., 1978; Abrate, 1991) car ce mode d'endommagement s'initie à des niveaux de chargement très éloignés de la rupture des stratifiés et il est souvent le premier mode dans le scénario de rupture. Il est souvent à l'origine des endommagements inter-laminaire notamment en présence de chargement hors plan (Lévêque, 1998; Charrier et al., 2016). Le rôle de l'endommagement intra-laminaire sur la résistance sens fibre a fait l'objet de plusieurs études. (Hochard et al., 2014; Caous et al., 2017b) ont proposé des méthodes expérimentales pour évaluer l'effet d'un endommagement intra-laminaire sur la résistance en traction sens fibre, tandis que

(Eyer et al., 2017b; Cocchi, 2020) ont adapté ces méthodes pour analyser la résistance en compression sens fibre. Ces travaux visent à développer des modèles à l'échelle mésoscopique permettant de prédire la tenue résiduelle notamment sous sollicitation de fatigue. Dans ces travaux, les interactions entre plis ne sont pas considérées.

L'objet ici est d'évaluer l'effet de fissures transverses présentes dans les plis adjacents au pli à 0° sollicité en compression. Le protocole proposé consiste à charger en traction monotone deux éprouvettes de stratification $[(0/90)_4/0_2]_s$ et $[(90/0)_4/0_2]_s$ afin de générer des fissures transverses dans l'ensemble des plis à 90° . La tranche des éprouvettes est polie au préalable afin de permettre les observations microscopiques sous charge. La réalisation des microscopies sous charge permet d'ouvrir les fissures et de faciliter leur observation. Plusieurs paliers de chargement ont été réalisés. Après chaque palier piloté en déformation, celle-ci est réduite puis maintenue à 80% de la charge maximale afin d'éviter que les endommagements n'évoluent au cours de l'observation.

La quantification des fissures transverses est faite en calculant la densité de fissures ρ qui est définie par le rapport entre le nombre de fissures transverses N dans le pli considéré et la longueur observée l_{obs} (Figure 3-13). Cette zone d'observation, d'une longueur de 18mm, est centrée sur l'éprouvette et donc au voisinage de la jauge de déformation. Pour le matériau de l'étude, au vu de la nature de la matrice et de l'épaisseur des plis, l'apparition des premières fissures est envisagée pour une déformation de 0,7%.



Figure 3-13. Observation microscopique du pli à 90° adjacent au pli à 0° situé à l'extérieur sur la stratification $[(0/90)_4/0_2]_s$ pour un niveau de déformation de 1%

Afin d'être sûr de mettre en évidence l'éventuel effet de l'endommagement, nous avons visé une densité de fissures élevée. A titre indicatif, à saturation, la densité de fissures est voisine de $1,5 \text{ mm}^{-1}$. Sur le pli à 90° adjacent au pli à 0° le plus sollicité en compression de l'échantillon $[(0/90)_4/0_2]_s$ la densité de fissures évolue de $0,22 \text{ mm}^{-1}$ pour une déformation de 0,8% à $1,94 \text{ mm}^{-1}$ pour une déformation de 1%. Pour l'échantillon $[(90/0)_4/0_2]_s$, sur le pli intérieur la densité de fissures évolue de $0,39 \text{ mm}^{-1}$ à une déformation de 0,8% à $1,17 \text{ mm}^{-1}$ pour une déformation de 1%, tandis que sur le pli extérieur elle passe de $0,28 \text{ mm}^{-1}$ à $0,83 \text{ mm}^{-1}$ sur la même plage de déformation. La Figure 3-14 montre l'état de fissuration pour les deux stratifications après avoir appliqué une déformation longitudinale de 1%.

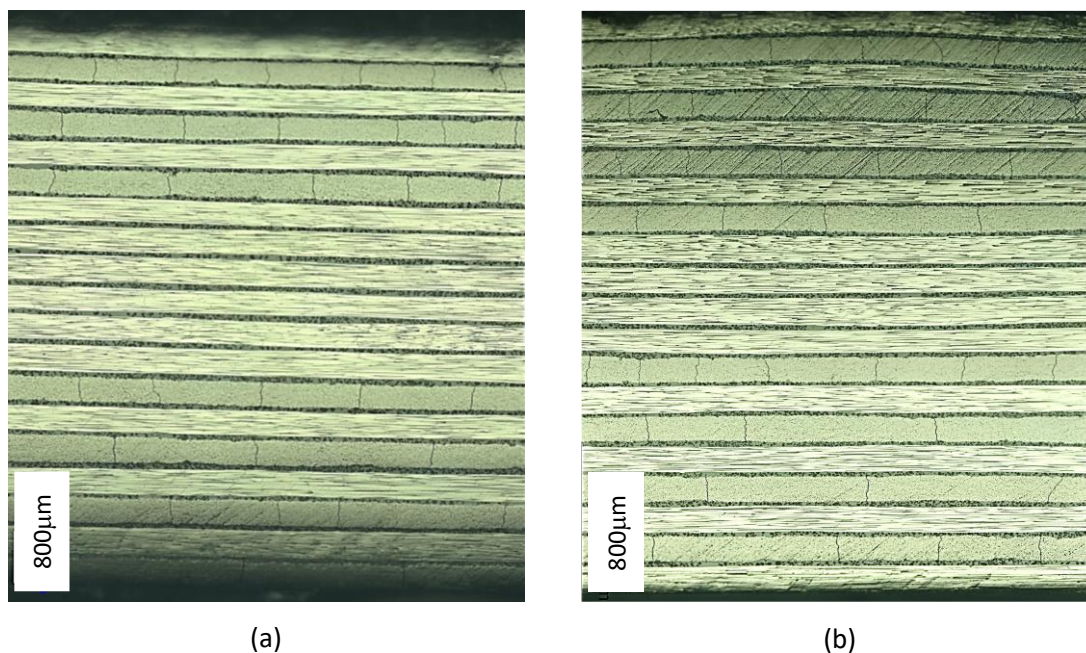


Figure 3-14. Observations microscopiques sous charge au niveau de la jauge de déformation sur une zone de longueur 3mm, (a) stratifié $[(90/0)_4/0_2]_s$, (b) stratifié $[(0/90)_4/0_2]_s$

Après création des fissures transverses, les deux échantillons ont été sollicités en flexion pure à température ambiante. La Figure 3-15 montre les résultats obtenus avec et sans fissurations matricielles des plis à 90° . Les déformations ultimes de compression sont rassemblées dans le Tableau 3-6. Pour les deux stratifications la présence des fissures transverses ne semble pas affecter la résistance puisque les éprouvettes avec fissures atteignent 1,5% de déformation en compression.

Les anomalies sur les mesures par jauge des déformations en traction de l'éprouvette pré-fissurée $[(90/0)_4/0_2]_s$ s'explique par la perte d'adhésion entre la jauge et le substrat en raison du grand nombre de fissures sur le pli extérieur sur lequel est collée la jauge.

Les courbes ne mettent pas en évidence d'écart de raideur en flexion entre les éprouvettes fissurées et non fissurée. Ceci est logique du fait de la prédominance des plis à 0° dans la raideur des éprouvettes. En effet, même en considérant que la forte densité de fissures engendrerait une perte totale de rigidité des plis à 90° aussi bien en traction qu'en compression, au vu des stratifications, la raideur en flexion ne devrait chuter que de 5% environ.

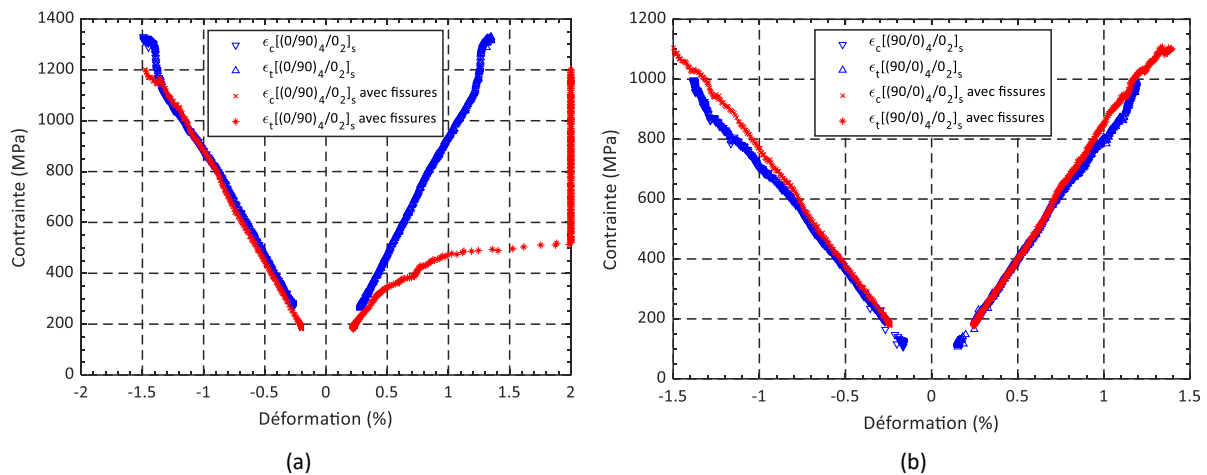


Figure 3-15. Courbes contrainte équivalente en fonction des déformations de traction et compression avec et sans fissurations matricielles des plis à 90° pour deux stratifications, (a) [(0/90)4/02]s, (b) [(90/0)4/02]s

Stratification	Déformations ultimes en compression (%)			
	Sans endommagement initial			Avec endommagement initial
	Ep. 1	Ep. 2	Ep. 3	Ep. 1
[(90/0)4/02]s	-1,51*	-1,382*	-1,332*	-1,584*
[(0/90)4/02]s	-1,49	-1,48		-1,478

* valeurs corrigées selon l'éq. (3-7)

Tableau 3-6. Déformations ultimes de compression avec et sans fissurations matricielles des plis à 90° pour les stratifications [(0/90)4/02]s et [(90/0)4/02]s

3.2.5. Effet de la température

Dans cette partie, l'influence de la température sur le comportement en compression sens fibre est étudiée. Comme énoncé dans le Chapitre 1, la littérature souligne que la rupture en compression des composites unidirectionnels est gouvernée par le comportement matriciel. (Gibson et al., 2010) ont ainsi montré que l'augmentation de la température pour des composites fibre de verre matrice polypropène a un impact néfaste sur le comportement de la résine impliquant une chute de la tenue en compression. (Cocchi, 2020) a aussi montré que la température joue un rôle important sur la chute de la résistance en compression pour un matériau composite à fibre de carbone et matrice PEEK (T300J/PEEK) dont la température de transition vitreuse est de 143°C (Figure 3-16). La résistance chute de plus de 75% à 220°C alors que la rigidité évolue peu. Lorsque la matrice perd ses propriétés mécaniques, que ce soit par endommagement ou sous l'effet de la température, les fibres ne sont plus maintenues et le mécanisme de micro-flambage se produit pour un niveau de chargement très faible.

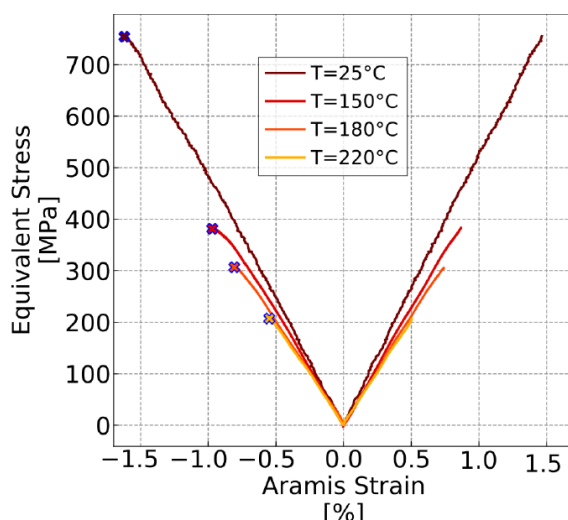


Figure 3-16. Courbes contrainte équivalente en fonction des déformations de traction et compression pour un composite unidirectionnel T300J/PEEK sollicité en flexion quatre points à des températures élevées (Cocchi, 2020)

Rappelons que la température de polymérisation du matériau de l'étude est de 180°C, sa température de transition vitreuse est de 195°C et sa température maximale d'utilisation est de 120°C selon la fiche technique du fournisseur. Des essais de flexion sur des stratifiés unidirectionnels de 4mm d'épaisseur ont été réalisés à des températures élevées : 120°C et 150°C comme résumé dans le Tableau 3-3.

Température	Déformations ultimes en compression (%)				
	Ep. 1	Ep. 2	Ep. 3	Ep. 4	Moyenne
T = 20°C	-1,509	-1,506	-1,301	-1,39	-1,426
T = 120°C	-0,84	-1,03			-0,935
T = 150°C	-0,77	-0,84			-0,805

Tableau 3-7. Déformations ultimes de compression pour la stratification $[0]_{21}$ testées à différentes températures

Le Tableau 3-7 rassemble les déformations ultimes en compression obtenues par l'intermédiaire des jauges de déformation. Même si seulement deux éprouvettes ont été testées à 120°C et 150°C, l'influence de la température sur la tenue en compression est clairement mise en évidence avec une baisse de 32% à 120°C et 44% à 150°C.

Les courbes contrainte équivalente en fonction des déformations pour les différentes températures sont tracées sur la Figure 3-17. Aucune perte de raideur, même juste avant la rupture, n'est observée pour les températures élevées à la différence des résultats obtenus par (Cocchi, 2020) sur le matériau T300J/PEEK. Cette différence provient sans doute de la nature différente des matrices : thermoplastique pour les travaux de (Cocchi, 2020) et thermodurcissable dans cette étude. Cette observation tend à démontrer que pour notre matériau la rupture reste gouvernée par un phénomène d'instabilité.

Des écarts modérés de raideur entre les éprouvettes sont visibles sur les courbes, mais ils sont contre-intuitifs puisque l'éprouvette testée à 150°C apparaît plus rigide que celle

testée à température ambiante. Les écarts de raideur pourraient provenir du capteur d'effort qui étant dans l'enceinte peut présenter une déviation liée à la température.

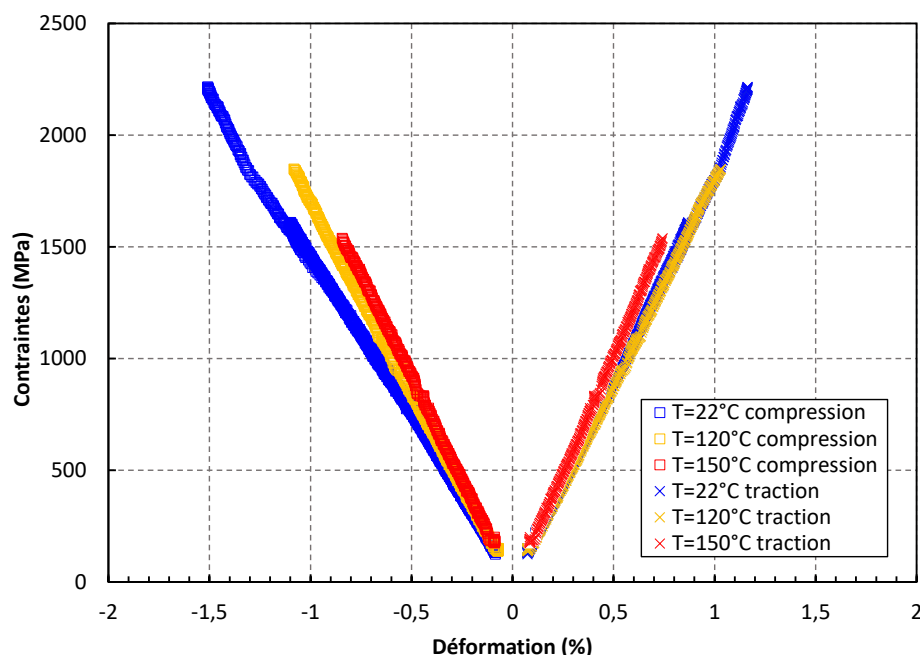


Figure 3-17. Courbes contrainte équivalente en fonction des déformations de traction et compression pour la stratification $[0]_{21}$ testées à différentes températures

3.2.6. Effet du dépassement de la DLU du préimprégné

Les différents échantillons testés sont résumés dans le Tableau 3-3. Quatre configurations avec une stratification unidirectionnelle $[0]_{21}$ sont comparées :

- DLS respectée (référence)
- DLS dépassée de 1 an
- DLS dépassée de 8 ans
- DLS dépassée de 1 an + stockage à l'ambient durant 3 semaines

Au moins trois éprouvettes de chaque configuration ont été testées en flexion pure. On ne remarque aucune influence du dépassement de la DLS aussi bien sur la raideur que le mode et la zone de rupture. Le Tableau 3-8 répertorie les déformations ultimes en compression mesurées par jauge. Les valeurs sont reproductibles avec un écart-type inférieur à 0,1% de déformation pour l'ensemble des configurations. L'écart-type sur l'ensemble des éprouvettes est faible (0,076, soit 5% par rapport à la moyenne).

Les résultats montrent clairement qu'un dépassement même important de la DLS n'affecte pas la tenue en compression. Ce constat est en accord avec les autres caractérisations réalisées dans le cadre du projet MANIFICA. Des essais de traction sens fibre ainsi que des essais de cisaillement inter-laminaire (essais de flexion 3 points sur éprouvette courte) ont été réalisés (Amare et al., 2022). Aucun effet ni sur le module et la résistance sens fibre n'ont été mis en évidence. Une baisse d'environ 20% sur la résistance en cisaillement inter-laminaire est observée. Celle-ci est attribuée à la perte d'adhésion entre les plis résultant de la perte de pégoité qui impacte le procédé de drapage. L'abattement qui reste modéré s'explique en partie par le fait que les échantillons avec dépassement de la DLS ne présentent pas plus de porosités que ceux sans dépassement.

Toutefois ces résultats sont à exploiter avec précaution car en pratique, sur des pièces complexes (courbures importantes, pièces épaisses), la perte de facilité de fabrication peut conduire à des défauts de fabrication localisés ou tout simplement une impossibilité de draper la pièce sur une durée raisonnable.

Configuration	Déformations ultimes en compression (%)					
	Ep. 1	Ep. 2	Ep. 3	Ep. 4	Moyenne	Écart Type
DLS respectée (référence)	-1,509	-1,506	-1,301	-1,39	-1,426	0,1
DLS dépassée de 1 an	-1,36	-1,46	-1,46	-1,42	-1,425	0,035
DLS dépassée de 8 ans	-1,532	-1,455	-1,52		-1,502	0,032
DLS dépassée de 1 an + stockage à l'ambient durant 3 semaines	-1,448	-1,571	-1,36		-1,46	0,074

Tableau 3-8. Déformations ultimes de compression pour les différentes configurations testées avec des dépassements de DLS différents

3.3 Conclusions

Ce chapitre a permis d'étudier l'influence de différents effets sur la tenue en compression sens fibre. Globalement, les résultats obtenus montrent la capacité du dispositif de flexion pure à caractériser le comportement en compression sens fibre dans des configurations très variées que ce soit en termes de stratification ou de condition environnementale. En effet, les modes de rupture parasites sont évités, les déformations atteintes sont élevées et assez peu dispersées.

Concernant l'effet du gradient de déformation dans l'épaisseur, même si la plage étudiée est modeste, les tendances observées sont cohérentes vis-à-vis des rares travaux disponibles dans la littérature. Les différentes stratifications testées n'ont pas mis en évidence un effet notable de l'orientation des plis adjacents au pli rompu en compression. La présence de porosité subit sur certaines plaques a permis de confirmer les résultats de la littérature sur ce point.

Ce chapitre a aussi abordé l'impact de la présence d'endommagement intra-laminaire dans les plis adjacents au pli sollicité en compression sens fibre. Les résultats montrent que même avec un taux de fissures transverses élevé, la résistance en compression n'est pas impactée.

Afin d'évaluer le rôle du comportement de la matrice sur la résistance en compression sens fibre, des essais de flexion pure ont également été réalisés à différentes températures et sur des préimprégnés présentant différents dépassements de date d'utilisation ou de stockage. Sur ce dernier point, aucune influence n'a été identifiée. Il s'avère que la péremption du pré-imprégné n'affecte pas la tenue mécanique à partir du moment où la procédure de mise en œuvre est adaptée pour palier à la perte de pégosité.

A l'inverse, l'augmentation de la température impacte significativement la résistance en compression sens fibre. En effet, la déformation à rupture décroît de 44% lorsque la

température passe de 20°C à 150°C, confirmant les résultats de la littérature. L'évolution du comportement hors-axe avec la température, en cisaillement notamment, est sans doute à l'origine de ce constat. Pour confirmer cette hypothèse, une confrontation de ces résultats à un critère de rupture micromécanique permettant de décrire le phénomène de micro-flambage en présence d'un comportement non-linéaire du matériau est proposée dans le dernier chapitre.

Ces résultats confirment que la tenue en compression sens fibre présente un caractère non-local puisqu'un effet de gradient est observé. La faible sensibilité à l'orientation et à l'état d'endommagement des plis adjacents tente à montrer que l'échelle pertinente pour étudier ce caractère non-local est l'échelle mésoscopique.

Ce chapitre permet d'ouvrir certaines perspectives. Tout d'abord, des essais sur des stratifications multidirectionnelles plus épaisses mais pas plus rigide permettraient d'augmenter la plage de gradient de déformation sans dépasser les capacités de la machine ni provoquer une rupture par cisaillement inter-laminaire dans la zone des talons. Un rétrécissement plus important au centre des talons permettrait également d'aller vers cet objectif. Par ailleurs, pour accroître la plage d'analyse de l'effet de la température, il serait intéressant de réaliser des essais à froid puisque par exemple, comme on le verra dans le chapitre suivant, à -50°C, le comportement en cisaillement du matériau est quasiment élastique fragile. Enfin, le dispositif de flexion pure est également adapté pour mettre en œuvre des essais de fatigue et de tenue résiduelle en compression après cyclage mécanique ou vieillissements hydrique et/ou thermique.

Chapitre 4

Confrontation des mesures expérimentales par flexion pure avec un critère de rupture

Préambule

Dans le chapitre précédent, nous avons présenté les résultats obtenus lors d'essais de flexion pure. Nous avons principalement mis en évidence l'effet du comportement de la matrice en faisant varier la température de l'essai. D'autres part, les résultats à température ambiante ont permis d'évaluer partiellement le rôle des plis adjacents ainsi que l'effet du gradient sur la tenue en compression.

L'objectif de ce chapitre est de confronter ces résultats au critère de rupture analytique proposé par Budiansky et Fleck (Budiansky and Fleck, 1993) et celui de Grandidier (Grandidier et al., 2012). Le premier critère, basé sur une description micromécanique, fait apparaître explicitement l'angle de désalignement des fibres ainsi que le comportement de la matrice à travers le comportement en cisaillement du pli unidirectionnel. Par ailleurs, Grandidier et al. (Grandidier et al., 2012) ont étendu ce critère afin de prendre en compte les effets structures tel que ceux de la séquence d'empilement et du gradient de déformation. Les paramètres du modèle sont identifiés en suivant les méthodes proposées dans la littérature. La confrontation permet d'étayer la pertinence de ce critère tout en mettant en évidence certaines limites.

4.1 Critère de micro-flambage

L'état de l'art exposé dans le premier chapitre a montré que les facteurs les plus influents sur la tenue en compression dans le sens des fibres sont les suivants :

- Le comportement de la matrice. Celui-ci est sensible à la variation de température.
- Le désalignement initial des fibres. Dans la littérature, il subsiste des questions au sujet de la définition de ce paramètre. Néanmoins, il nous paraît raisonnable de considérer cet angle comme étant insensible à la variation de température.
- Les effets « structure » avec essentiellement l'effet de l'épaisseur et celui du gradient de déformation dans l'épaisseur. Il n'a pas, à notre connaissance, de travaux qui mettent en évidence un couplage de cet effet avec une variation de la température.

Quant aux deux premiers points cités, nous avons vu que le modèle de Budianski et Fleck (Budiansky and Fleck, 1993) propose une estimation de la contrainte à la rupture selon l'expression suivante :

$$\sigma_{rupture} = \frac{G_{12}}{1 + n(3/7)^{1/n} \frac{(\Phi_0/\gamma_{12}^c)^{(n-1)/n}}{n-1}} \quad (4-1)$$

où Φ_0 définit le défaut d'alignement des fibres à l'état initial, G_{12} est le module élastique de cisaillement du composite. n et γ_{12}^c sont les paramètres définissant la loi puissance pour le comportement non-linéaire en cisaillement du composite. Ce comportement suit la loi de Ramberg-Osgood qui relie la déformation et la contrainte de cisaillement comme la somme d'un terme linéaire et d'un terme mis sous la forme d'une loi puissance :

$$\gamma_{12} = \frac{\tau_{12}}{G_{12}} \left(1 + \frac{3}{7} \left(\frac{\tau_{12}}{G_{12}\gamma_{12}^c} \right)^{n-1} \right) \quad (4-2)$$

Le terme γ_{12}^c définit la déformation en cisaillement critique.

L'analyse proposée par (Budiansky and Fleck, 1993) montre que la déformation de compression à rupture donnée dans l'Eq.(4-1) correspond à un état de glissement de la matrice exprimé par la relation suivante (Eq.(4-3)) :

$$\gamma_{12}^{stab} = \gamma_{12}^c \left(\left[\frac{7}{3} \left(\frac{\Phi_0 / \gamma_{12}^c}{n-1} \right) \right]^{1/n} + \left(\frac{\Phi_0 / \gamma_{12}^c}{n-1} \right) \right) \quad (4-3)$$

A partir de l'équation (4-1), la déformation à la rupture en compression peut être établie aisément par :

$$\varepsilon_{rupture} = \frac{\sigma_{rupture}}{E_c} = \frac{G_{12}}{E_c \left[1 + n \left(\frac{3}{7} \right)^{\frac{1}{n}} \left(\frac{\Phi_0 / \gamma_{12}^c}{n-1} \right)^{\frac{n-1}{n}} \right]} \quad (4-4)$$

où E_c est le module sens fibre du composite.

La Figure 4-1 montre différents comportements en cisaillement selon le modèle de Ramberg-Osgood pour différents couples (n, γ_{12}^c) . La figure présente aussi la position du point où se produirait l'instabilité pour un angle arbitraire $\Phi_0 = 1.25^\circ$ proche des valeurs communément observées dans la littérature.

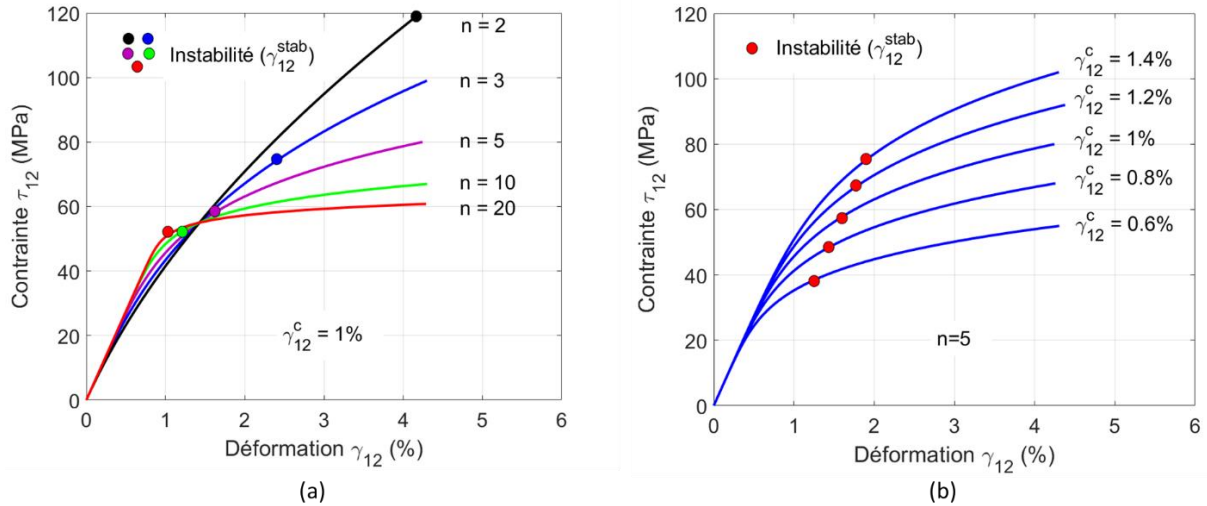


Figure 4-1. Courbes contrainte-déformation en cisaillement selon la loi de Ramberg-Osgood pour différentes valeurs de n et γ_{12}^c avec $G_{12} = 5500$ MPa et $\Phi_0 = 1.25^\circ$ pour le point d'instabilité

Dans le but d'intégrer l'effet structure dans le critère de Budiansky et Fleck, Grandidier et al. (Grandidier et al., 2012) ont proposé d'étendre le modèle analytique de Gardin et al. (Gardin and Grandidier, 2002) établi en supposant un comportement élastique linéaire de la matrice, en prenant en compte la plasticité de la matrice. Ainsi, le critère modifié s'écrit

comme la somme de la déformation à rupture définie par l'équation (4-1) et un terme visant à rendre compte des effets de structure :

$$\varepsilon_c = \frac{G_{12}}{E_c \left(1 + n \left(\frac{3}{7} \right)^{\frac{1}{n}} \left(\frac{\Phi_0 / \gamma_{12}^c}{n-1} \right)^{\frac{n-1}{n}} \right)} + \frac{C_s}{e_b} \quad (4-5)$$

avec :

- C_s : coefficient de structure défini par (Gardin and Grandidier, 2002), voir Eq. (4-6) ci-dessous,
- e_b : épaisseur caractéristique défini en fonction du mode de chargement et la nature du stratifié (unidirectionnel ou multidirectionnel, position du pli à 0°).

Dans les travaux de Gardin et al. (Gardin and Grandidier, 2002), le terme C_s prend la forme suivante :

$$C_s = \frac{1}{E_c} (2\pi r_{gf}) \sqrt{\frac{E_m E_f}{(1 - \vartheta_M^2)} f(1-f)} \quad (4-6)$$

Les termes de l'équation précédente sont définis et donnés dans le Tableau 4-1. Les valeurs concernant les fibres de carbone IMA sont issues des fiches de données fournies par le fournisseur (Hexcel). Les propriétés élastiques de la matrice sont typiques d'une résine époxy.

r_{gf}	Rayon de giration de la fibre	1.2 μm
E_m	Module d'élasticité de la matrice	4 GPa
E_f	Module d'élasticité de la fibre	298 GPa
ϑ_M	Coefficient de poisson de la matrice	0.4
f	Fraction volumique de fibres	0.59

Tableau 4-1. Paramètres permettant de calculer le terme C_s (cf. Eq.(4-6))

Selon cette définition, le terme C_s apparaît comme une constante qui ne dépend ni du gradient de déformation, ni de l'épaisseur du pli ou de la stratification. C_s traduit en fait la sensibilité du matériau composite à certains effets structure. L'amplitude de l'effet structure est pilotée par l'épaisseur caractéristique e_b . En considérant les paramètres définis dans le Tableau 4-1, C_s prend la valeur de 0.001mm. Néanmoins, il pourrait aussi être vu comme un paramètre du modèle à identifier. Ainsi, Grandidier (Grandidier et al., 2012) l'a identifié à partir d'un ensemble d'essais de flexion 3 points sur des stratifiés présentant des empilements variés. Il est à noter que la valeur moyenne estimée dans ces travaux est également proche de 0.001mm.

Ainsi, le critère qui vient d'être présenté comporte cinq paramètres ($G_{12}, n, \gamma_{12}^c, \phi_0, E_c$) en plus de ceux qui sont cités dans le Tableau 4-1 et qui permette d'évaluer le terme C_s . Dans la suite, nous présentons une analyse de la sensibilité de la déformation à la rupture à certains paramètres.

La Figure 4-2 présente l'évolution de la déformation à la rupture en compression, selon le critère précédemment cité, en fonction des paramètres qui pilotent le premier terme du critère. Les plages de variation des paramètres ont été choisies en cohérence avec les valeurs reportées dans la littérature. Il apparait que G_{12}, γ_{12}^c et ϕ_0 ont une influence significative sur la déformation à la rupture. La Figure 4-2 (a) met en évidence que la déformation n'est sensible au paramètre n , que pour des valeurs faibles (de 2 à 3 environ). La Figure 4-3 présente l'évolution de la déformation à la rupture en compression en fonction de deux paramètres influençant le second terme du critère : l'épaisseur du stratifié ainsi que le module de la matrice. Pour le premier terme du critère, nous avons pris $G_{12} = 5500\text{MPa}$, $\gamma_{12}^c = 0,7\%$, $n = 4,5$ et $\phi_0 = 1,25\%$. Nous avons considéré dans ce cas un composite unidirectionnel en flexion pure. Ainsi, le terme e_b , vaut 0.4 fois la demi épaisseur du stratifié comme indiqué dans (Grandidier et al., 2012). Par ailleurs, l'augmentation de la température induit une chute du module de Young de la matrice. Les deux valeurs de module de la matrice utilisées sont issues des travaux de Deng et al. (Deng et al., 2007) qui établissent l'évolution du module de différentes résines époxyes avec la température.

4.2 Identification expérimentale

4.2.1. Essais de traction sur des stratifiés $[\pm 45]_{2s}$

Les essais de traction sur des bi-biais $[\pm 45]_{2s}$ permettent de déterminer la contrainte de cisaillement dans le plan τ_{12} ainsi que la déformation de cisaillement γ_{12} , selon la théorie classique des stratifiés. La Figure 4-4 illustre les dimensions considérées de l'éprouvette ainsi que l'instrumentation. Les échantillons sont extraits d'une plaque $[0/90]_{2s}$ comportant donc 8 plis pour une épaisseur de 1,48mm. Rappelons que cette plaque est élaborée dans les mêmes conditions que les échantillons de flexion pure. Nous avons ajouté sur les éprouvettes des talons en composites verre/époxy orientés à $\pm 45^\circ$ d'une épaisseur de 2mm.

Les essais sont conduits à l'aide d'une machine d'essai universelle équipée d'une enceinte thermique afin de contrôler la température. Ainsi, nous avons retenu quatre températures : -50°C , 20°C , 120°C et 150°C , les 3 dernières correspondant aux températures pour lesquelles les essais de flexion pure ont été réalisés.

Le refroidissement est assuré par la projection d'azote liquide vaporisé dans l'enceinte alors que les hautes températures sont atteintes à l'aide d'un système de chauffage ventilé. La déformation des éprouvettes au cours de l'essai est mesurée à l'aide de jauges de déformation collées au centre de la zone utile. Avant chaque essai, la température est maintenue pendant 10 minutes afin de s'assurer de sa stabilisation. L'essai est réalisé à une vitesse de déplacement imposée de $0,5\text{mm/min}$ jusqu'à la rupture de l'échantillon. Toutefois, l'essai réalisé à -50°C a été interrompu suite au glissement de l'échantillon dans les mors, probablement dû au desserrage partiel des mors à basse température.

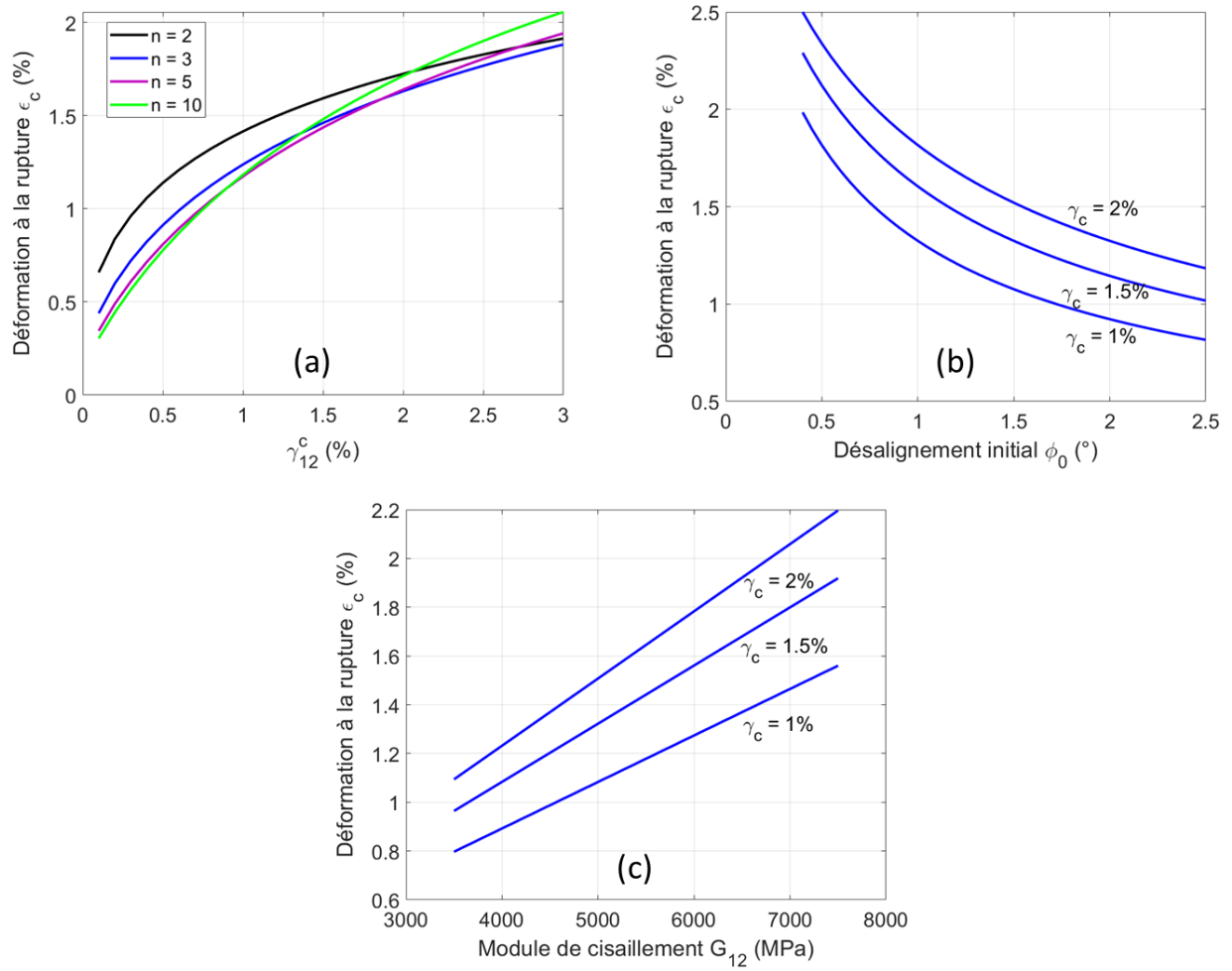


Figure 4-2. Evolution de la déformation à la rupture en compression selon l'équation Eq.(4-5) en fonction

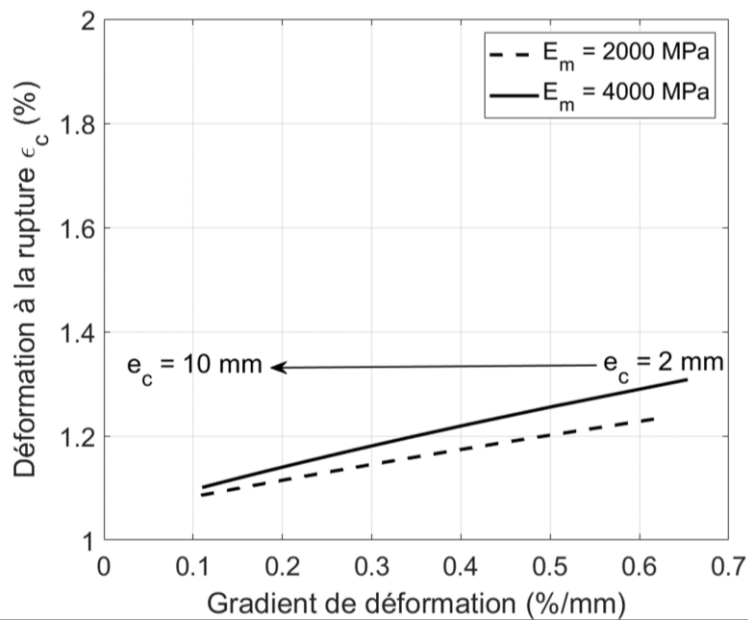


Figure 4-3. Evolution de la déformation à la rupture en compression selon l'équation Eq.(4-5) en fonction du gradient de déformation (avec $G_{12} = 5500$ MPa, $\gamma_{12}^c = 0,7\%$, $n = 4,5$ et $\phi_0 = 1,25\%$) de (a) γ_{12}^c (b) ϕ_0 et (c) G_{12}

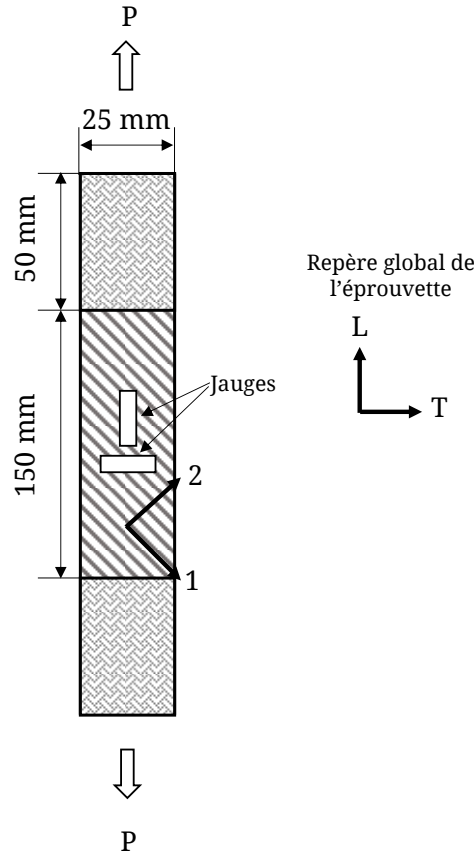


Figure 4-4. Éprouvette de traction en carbone/époxy $[\pm 45]_{2s}$

La contrainte et le glissement de cisaillement dans le plan sont calculées à partir de la théorie classique des stratifiés traduisant le comportement d'un pli élémentaire dans le repère local du pli :

$$\tau_{12} = \frac{\sigma_L}{2} \quad (4-7)$$

$$\gamma_{12} = \varepsilon_L - \varepsilon_T \quad (4-8)$$

avec :

- σ_L : la contrainte longitudinale
- ε_L : la déformation longitudinale
- ε_T : la déformation transverse

Les courbes présentées dans la Figure 4-5 montrent que le comportement en cisaillement du stratifié est fortement affecté par la température. Nous pouvons observer une augmentation du module de cisaillement avec la baisse de la température. Par ailleurs, on note que l'augmentation de la température induit une chute importante de la contrainte maximale de cisaillement.

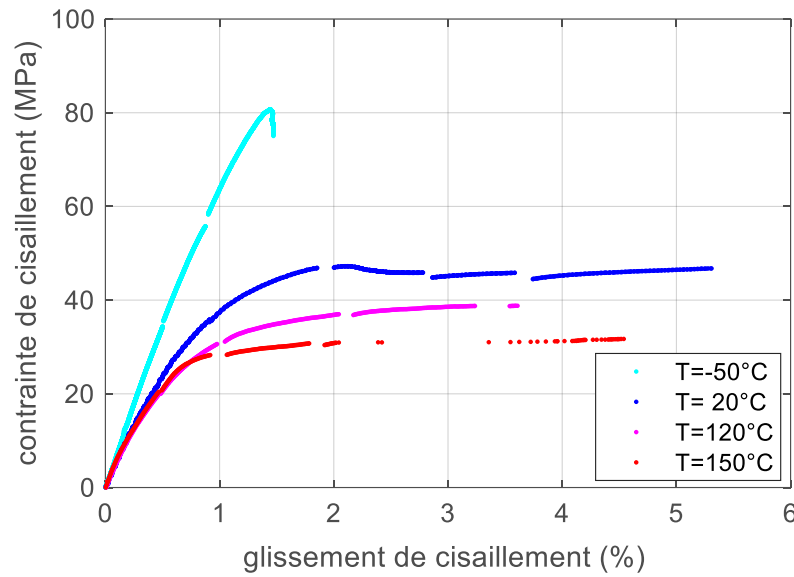


Figure 4-5. Courbe contrainte glissement de cisaillement à différentes températures

4.2.2. Mesures de la distribution de l'orientation des fibres

Pour mesurer le défaut initial d'ondulation des fibres hors plan ϕ_o^{OP} ainsi que celui dans le plan ϕ_o^{IP} , nous avons mis en œuvre la méthode proposée par Yurgartis (Yurgartis, 1987). Nous avons tout d'abord analysé la forme de la section droite des fibres car cette méthode suppose que les fibres sont parfaitement circulaires. La Figure 4-6 montre une micrographie d'une section perpendiculaire à la direction des fibres avec un grossissement x1000. Cette image ainsi que l'analyse que l'on a pu en faire ne montre pas de défaut majeur dans la morphologie des fibres IMA.

Ensuite, des découpes selon les plan définis dans la Figure 4-7 pour mesurer ϕ_o^{OP} et ϕ_o^{IP} à partir d'échantillons différents. Pour la mesure du défaut dans le plan, deux découpes à des inclinaisons d'environ $\theta=10^\circ$ et $\theta=20^\circ$ ont été faites. Pour le défaut hors plan, nous avons considéré un plan de coupe orienté à environ $\theta=10^\circ$. Les zones considérées sont systématiquement proches de la face du composite qui était au contact du moule lors de la fabrication en cohérence avec la face en compression lors des essais de flexion pure. Nous n'avons néanmoins pas fait d'étude de répétabilité. En effet, Grabow (Grabow, 2021) rend compte de très faibles variations entre échantillons dans son étude étendue sur la mesure des défauts d'alignement (inférieures à 0.1°). De même Stewart (Stewart and Poursartip, 2018) présente des écarts-types de l'ordre de 0.01° à 0.02° lors d'une étude qui a considéré 14000 à 27000 fibres AS4. Les échantillons prélevés sont ensuite enrobés de résine puis polis afin de réaliser des observations au microscope optique avec un grossissement x1000. Les images obtenues sont présentées dans la Figure 4-8. La section des fibres est alors une ellipse comme l'illustre la Figure 4-7.

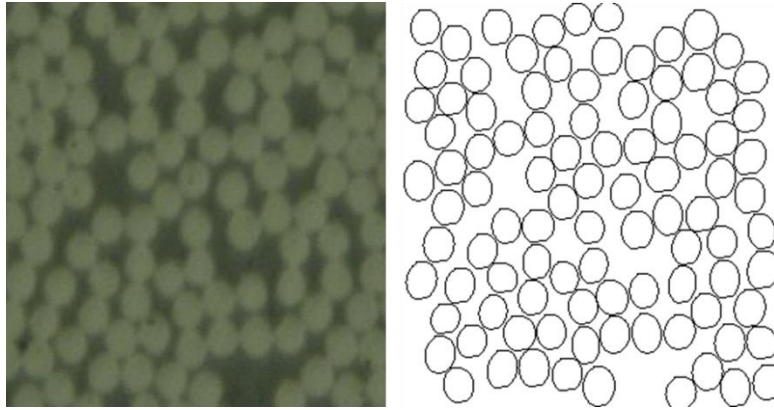


Figure 4-6. Micrographie (avant et après traitement de l'image) d'une section perpendiculaire à la direction des fibres en vue de l'analyse du défaut de circularité

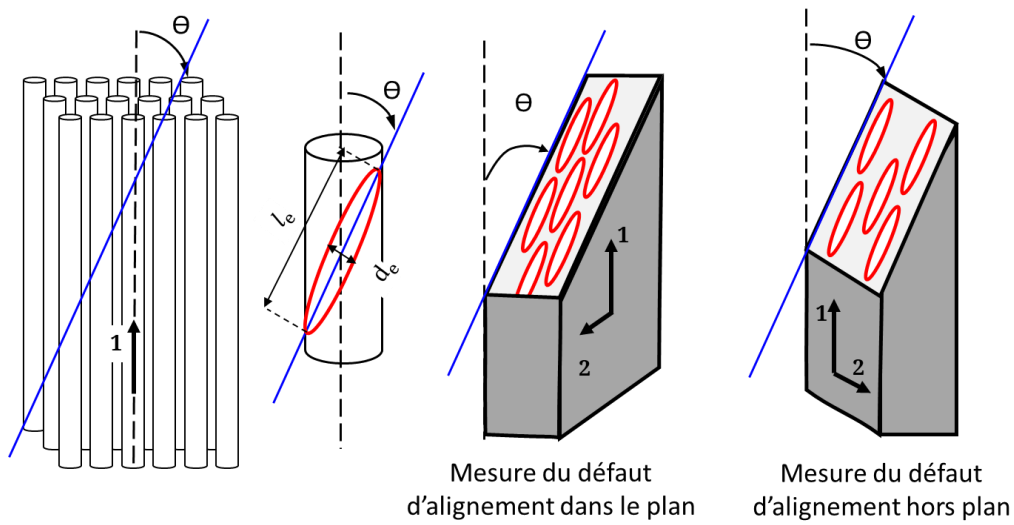


Figure 4-7. Plans de découpe pour les mesures du défaut d'alignement des fibres dans le plan ϕ_o^{IP} et hors plan ϕ_o^{OP}

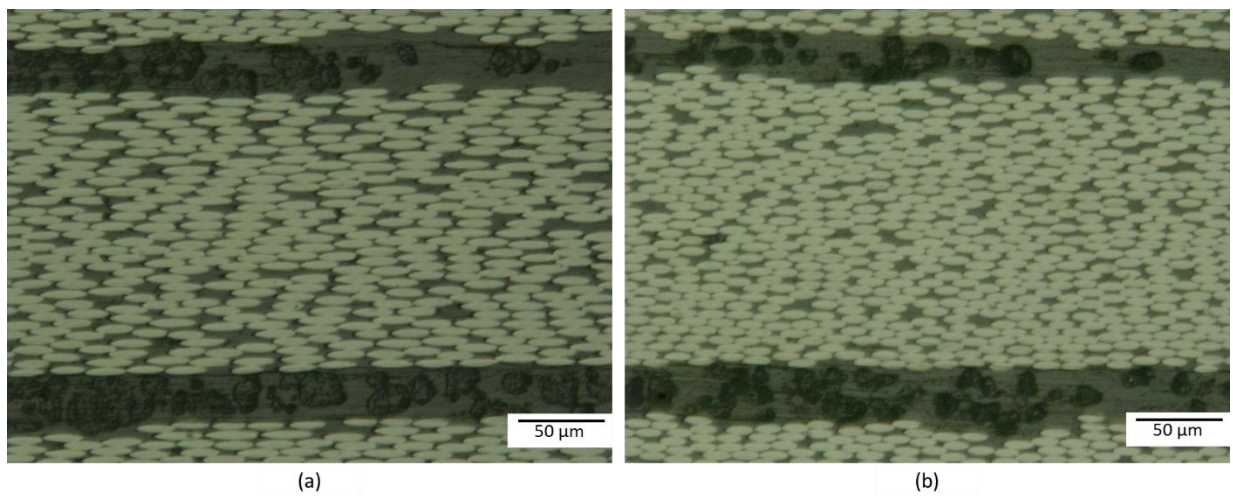


Figure 4-8. Micrographies des échantillons préparés pour l'estimation du désalignement des fibres dans le plan selon la méthode de Yurgartis (Yurgartis, 1987), (a) $\theta \sim 10^\circ$ (b) $\theta \sim 20^\circ$

Les images obtenues (Figure 4-9a) sont ensuite analysées à l'aide du logiciel ImageJ. La méthode consiste tout d'abord à réaliser un seuillage de l'image convertie en niveau de gris. Cette étape permet de distinguer les fibres et la matrice. Néanmoins, le contraste de l'image ainsi que la grande proximité des fibres ne permettent pas d'obtenir des fibres individualisées permettant d'en détecter les contours. Il a été nécessaire de mettre en œuvre des opérations de séparation automatique. Lorsque cette technique ne permet pas d'isoler complètement les fibres, une modification manuelle opérée sur quelques pixels peut être employée. La Figure 4-9b montre l'image obtenue lorsque l'ensemble des fibres ont pu être identifiées individuellement. Enfin, nous avons utilisé la fonction permettant la détection automatique d'ellipses. La Figure 4-9c illustre le résultat obtenu au terme de ce processus d'analyse des micrographies. Au final, nous obtenons la position du centre des ellipses ainsi que le petit et le grand axe de chaque ellipse.

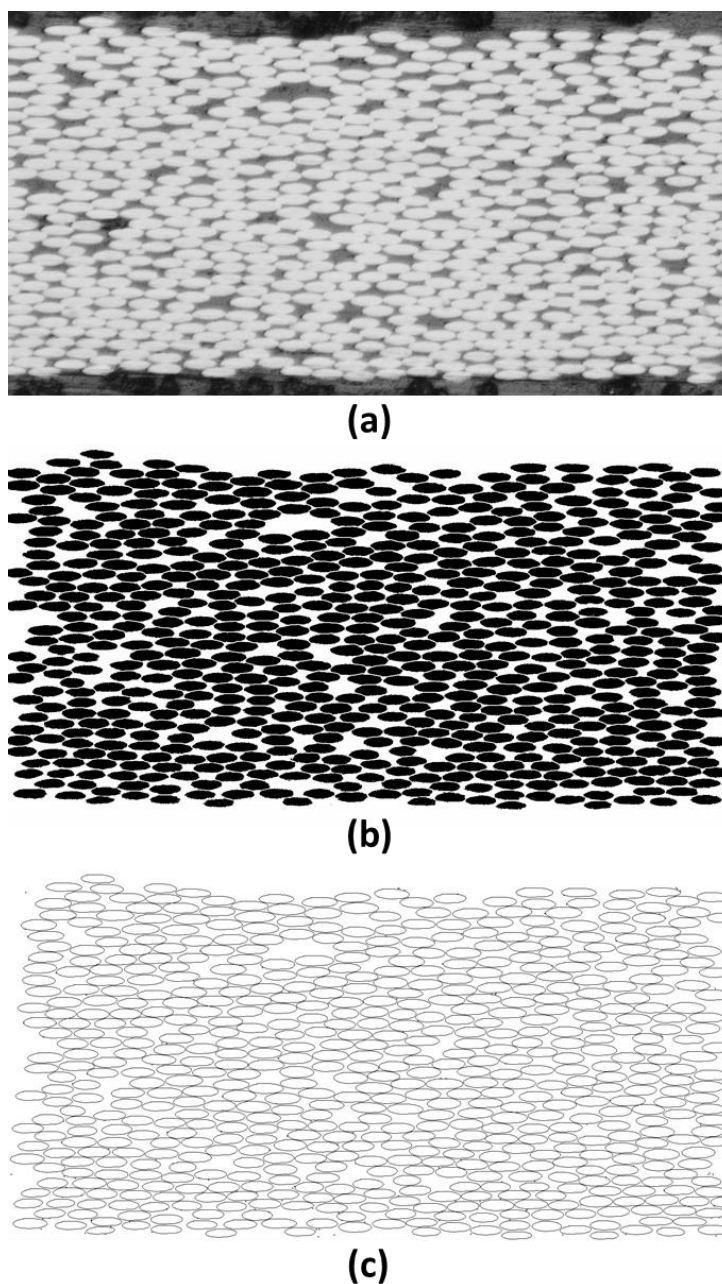


Figure 4-9. Illustration des étapes d'analyse des micrographies pour l'estimation de la distribution du défaut d'alignement des fibres (défaut dans le plan Φ_o^{IP} , pour $\theta \approx 20^\circ$)

Enfin, Yurgartis (Yurgartis, 1987) propose une première estimation de l'orientation de chaque fibre, noté ω à partir de l'expression suivante :

$$\sin \omega = \frac{d_{\text{moyen}}}{l_e} \quad (4-9)$$

où l_e désigne le grand axe de l'ellipse et d_{moyen} le diamètre moyen des fibres. Ce dernier peut être déterminé par une analyse spécifique de micrographies de sections perpendiculaires aux fibres. Nous avons plutôt choisi d'estimer ce diamètre à partir de la moyenne des petits axes de l'ensemble des ellipses (environ 1000 fibres). Ainsi, la Figure 4-10 présente les distributions du désalignement des fibres dans le plan mesuré pour les deux orientations considérées ($\theta \approx 10^\circ$, et $\theta \approx 20^\circ$). La Figure 4-12 présente la distribution du désalignement des fibres hors plan mesuré pour $\theta \approx 10^\circ$. Ces distributions permettent tout d'abord de déterminer plus précisément l'inclinaison de chaque plan de coupe. En effet, on observe que les distributions suivent une loi de Gauss centrées sur des valeurs θ_m de 12° et 18° au lieu des valeurs visées de 10° et 20° pour le désalignement dans le plan. Dans le cas du désalignement hors plan, la coupe était inclinée d'un angle moyen de 11° . Enfin, Yurgartis (Yurgartis, 1987) propose de déterminer la distribution de l'orientation des fibres par rapport à la direction qui définit celle de l'unidirectionnel à l'aide de l'expression suivante :

$$\phi = \omega - \theta_m \quad (4-10)$$

La Figure 4-12 montre les histogrammes de la distribution de cet angle obtenu pour l'ensemble des observations. Ces dernières sont alors centrées sur 0° et présente un écart-type de 1.25° pour le défaut dans le plan et 0.7° pour le défaut hors plan. Ces valeurs sont cohérentes avec les mesures reportées dans la littérature (Grabow, 2021; Stewart and Poursartip, 2018).

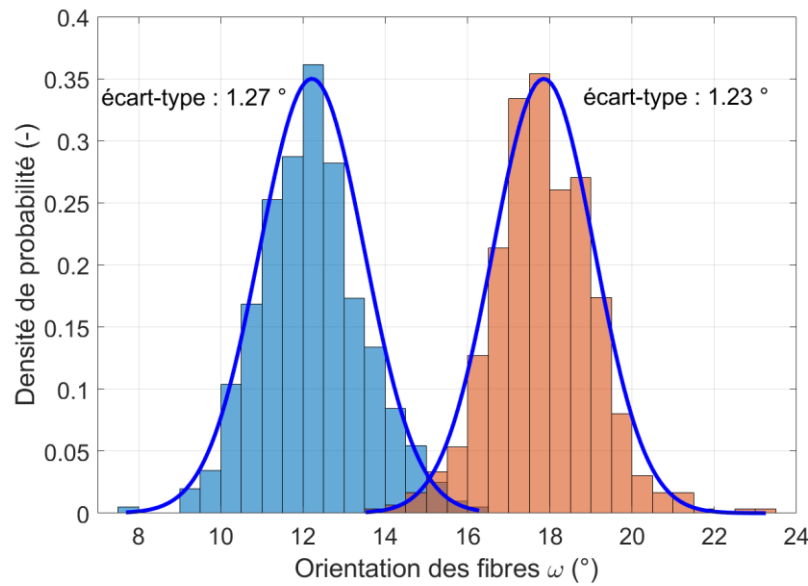


Figure 4-10. Distributions des angles ω pour la mesure du désalignement des fibres dans le plan (pour $\theta \approx 10^\circ$ et $\theta \approx 20^\circ$).

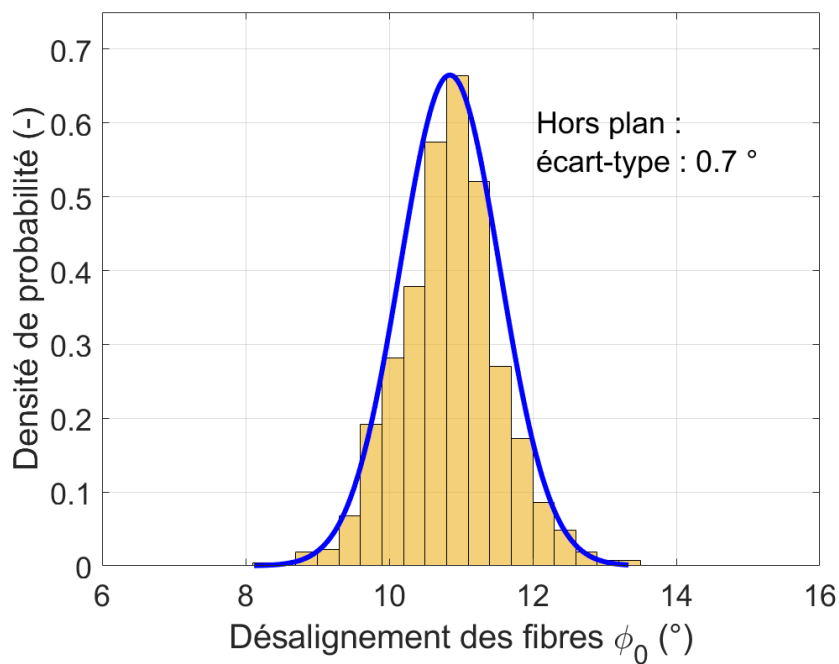


Figure 4-11. Distributions des angles ω pour la mesure du désalignement des fibres hors plan (pour $\theta \approx 10^\circ$).

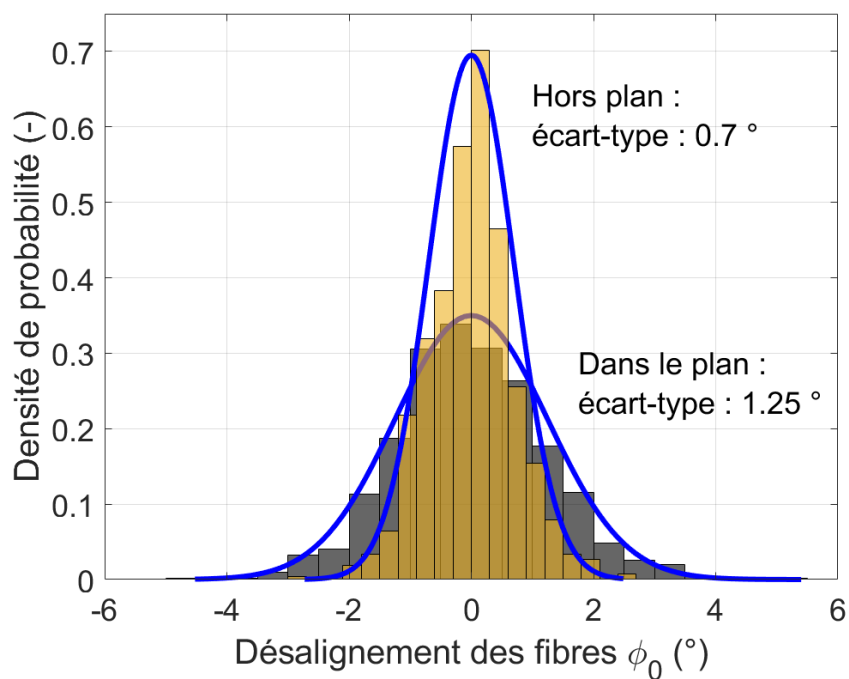


Figure 4-12. Distributions centrées du désalignement des fibres dans le plan et hors plan.

4.3 Identification des paramètres du critère

4.3.1. Identification de la loi de Ramberg-Osgood

L'identification se fait à partir des courbes présentées sur la Figure 4-5. La première étape de l'identification consiste à estimer le module de cisaillement G_{12} à l'aide d'une régression linéaire sur un domaine s'étalant jusqu'à 0.2% de déformation de cisaillement. La seconde étape consiste à déterminer les paramètres γ_{12}^c et n qui décrivent la contribution non linéaire du modèle de Ramberg-Osgood à travers une loi puissance. Cette identification s'effectue sur une plage de déformation allant jusqu'à la valeur γ_{12}^{stab} (Eq.(4-3)) obtenue avec un angle $\phi_0 = 1.25^\circ$. Le Tableau 3-5 synthétise les paramètres identifiés pour les différentes températures. On note que le module de cisaillement ainsi identifié passe de 5500MPa à 7100MPa en diminuant la température de 20°C à -50°C, soit une augmentation de 30%. Entre 20°C et 150°C, le module évolue très peu. La Figure 4-13 montre que les courbes contrainte-déformation en cisaillement sont correctement décrites par le modèle dans la plage de déformation considérée. Il faut noter que la valeur γ_{12}^{stab} dans le cas de l'essai à -50 °C est supérieure à la déformation maximale atteinte lors de l'essai en raison du glissement de l'éprouvette dans le mors comme mentionné en section 4.2.1.

Température	-50°C	20°C	120°C	150°C
G_{12} (MPa)	7100	5500	5300	5300
n	4,7	4,4	4,2	6,5
γ_{12}^c (%)	1,4	0,68	0,49	0,48
γ_{12}^{stab} * (%)	2	1,47	1,34	0,95

*Valeurs calculées selon l'éq avec $\Phi_0=1.25^\circ$.

Tableau 4-2. Identification des paramètres selon la loi de Ramberg Osgood's

4.3.2. Identification du défaut d'alignement des fibres

Yurgartis (Yurgartis, 1987), ainsi que les auteurs ayant utilisé la méthode basée sur la mesure de la distribution des orientations des fibres à partir d'ellipses (Grabow, 2021; Launay, 2021; Lu et al., 2021, 2021; Mechin et al., 2015; Stewart and Poursartip, 2018), proposent de caractériser le défaut d'alignement initial des fibres comme étant l'écart-type de cette distribution. Mechin et al. (Mechin et al., 2015) discutent dans leur article la possibilité de considérer deux écarts-types afin de couvrir la quasi-totalité des fibres. Néanmoins, il reste à préciser si l'on considère plutôt le désalignement dans le plan ou celui hors plan pour le calcul de la tenue en compression. On pourrait aussi choisir le plus grand des deux ou encore une combinaison des deux correspondant au plan de désalignement maximal. Dans (Lu et al., 2021), les auteurs montrent une bonne adéquation entre les mesures de la contrainte à la rupture et l'estimation à l'aide d'un critère de rupture prenant en compte le défaut d'alignement sans préciser néanmoins l'angle retenu. Il est probable que, comme très souvent dans la littérature, le

désalignement hors plan soit considéré implicitement. Par ailleurs, Grabow (Grabow, 2021) analyse la distribution des désalignements dans le plan et hors plan afin de confronter les résultats avec les prédictions d'un critère. Ainsi, dans la suite nous pourrions considérer les deux angles obtenus pour la confrontation essais critère présentée dans la section 4.2.2 : $\phi_0^{LP}=1.25^\circ$ et $\phi_0^{OP}=0.7^\circ$.

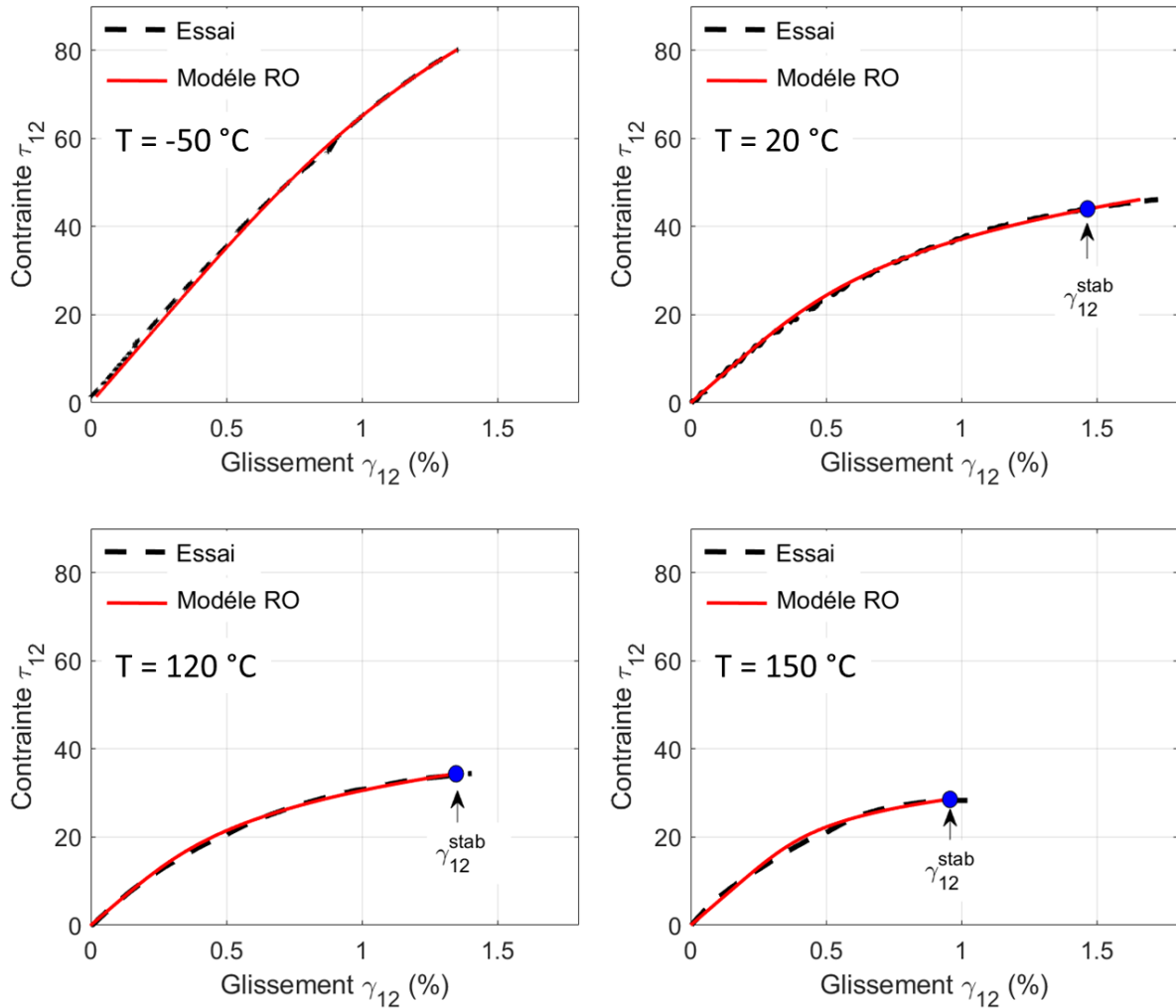


Figure 4-13. Lois de comportement en cisaillement de l'unidirectionnel à différentes températures : confrontation des mesures expérimentales avec le modèle de Ramberg-Osgood

4.4 Confrontation des mesures expérimentales avec le modèle analytique de Grandidier

4.4.1. Effet de la température

Le critère introduit en début de ce chapitre peut se mettre sous la forme suivante pour prendre en compte l'effet de la température :

$$\varepsilon_c(T) = \frac{G_{12}(T)}{E_c \left(1 + n(T) \left(\frac{3}{7} \right)^{\frac{1}{n(T)}} \left(\frac{\Phi_0 / \gamma_{12}^c(T)}{n(T) - 1} \right)^{\frac{n(T)-1}{n(T)}} \right)} + \frac{C_s}{e_b} \quad (4-11)$$

Pour rappel, le premier terme correspond au critère proposé dans (Budiansky and Fleck, 1993) et le second terme à l'effet structure tel que proposé dans (Grandidier et al., 2012). L'analyse de sensibilité présentée précédemment montre que la déformation à la rupture est fortement sensible aux trois paramètres décrivant la loi de comportement en cisaillement de l'unidirectionnel. Nous prenons alors en compte l'évolution de G_{12} , n , γ_{12}^c en fonction de la température, telle que le décrit le Tableau 4-2.

Il est à noter que nous n'avons pas mesuré l'évolution du module de Young de la matrice, présent dans le coefficient C_s , en fonction de la température. Néanmoins, le critère de rupture n'est que peu sensible à une évolution du module de la matrice. Par ailleurs, l'évolution du module de cisaillement avec la température présentée dans le Tableau 3-5 montre une évolution très faible entre 20°C et 150°C. A titre d'exemple, une chute du module de la matrice significative de 4GPa à 2GPa conduirait à une diminution de la déformation à la rupture de 0.04%. De même, nous avons négligé l'effet de la température sur le module du composite dans le sens des fibres. Ces deux modules sont considérés égaux aux modules à température ambiante (cf. Tableau 4-1).

Enfin, nous faisons l'hypothèse que le défaut d'alignement des fibres est indépendant de la température de l'essai.

Les Figure 4-13 et Figure 4-14 présentent les déformations à la rupture en compression mesurées en fonction de la température, comparées aux prédictions des critères (Eq. (4-11)) en considérant respectivement le désalignement dans le plan $\phi_o^{IP} = 1.25^\circ$ et celui hors plan $\phi_o^{OP} = 0.7^\circ$. Tout d'abord, on note qu'à température ambiante, la déformation à la rupture mesurée est très proche de la prédiction du critère en considérant le désalignement hors plan. Néanmoins, on observe un écart entre le modèle et les mesures pour les températures de 120 °C et 150 °C. En particulier, la déformation à la rupture obtenue expérimentalement à 150 °C est en moyenne de 0.8 % alors que la valeur obtenue avec le critère est de 1.1 % (pour $\phi_o^{OP} = 0.7^\circ$).

Enfin, on peut remarquer que le modèle prédit une forte augmentation de la déformation à la rupture avec la baisse de la température. Ceci n'a pas pu être confirmé expérimentalement puisque aucun essai de compression à basse température n'a pas pu

être réalisé. Cette prédiction est aussi à nuancer puisque le seul essai de cisaillement (traction sur stratifié +45) réalisé à -50 °C a été interrompu avant le glissement théorique menant à l'instabilité.

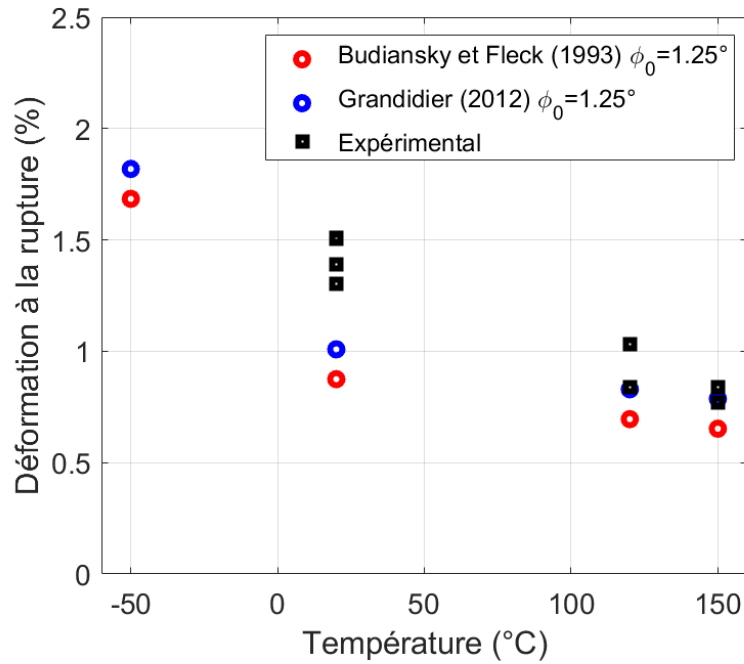


Figure 4-14. Evolution de la déformation à la rupture en compression en fonction de la température : confrontation entre les résultats expérimentaux et les critères de Budiansky et Fleck et celui de Grandidier pour $\phi_0^{IP} = 1.25^\circ$

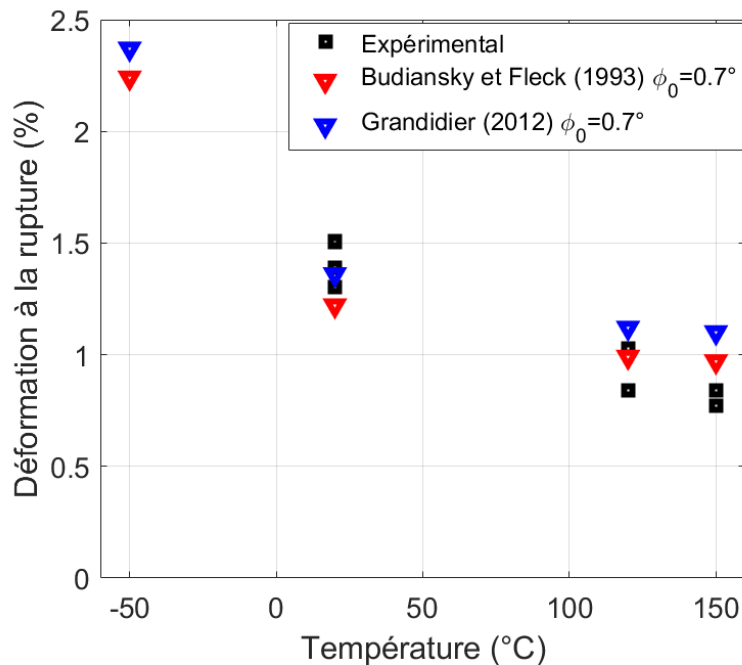


Figure 4-15. Evolution de la déformation à la rupture en compression en fonction de la température : confrontation entre les résultats expérimentaux et les critères de Budiansky et Fleck et celui de Grandidier $\phi_0^{OP} = 0.7^\circ$

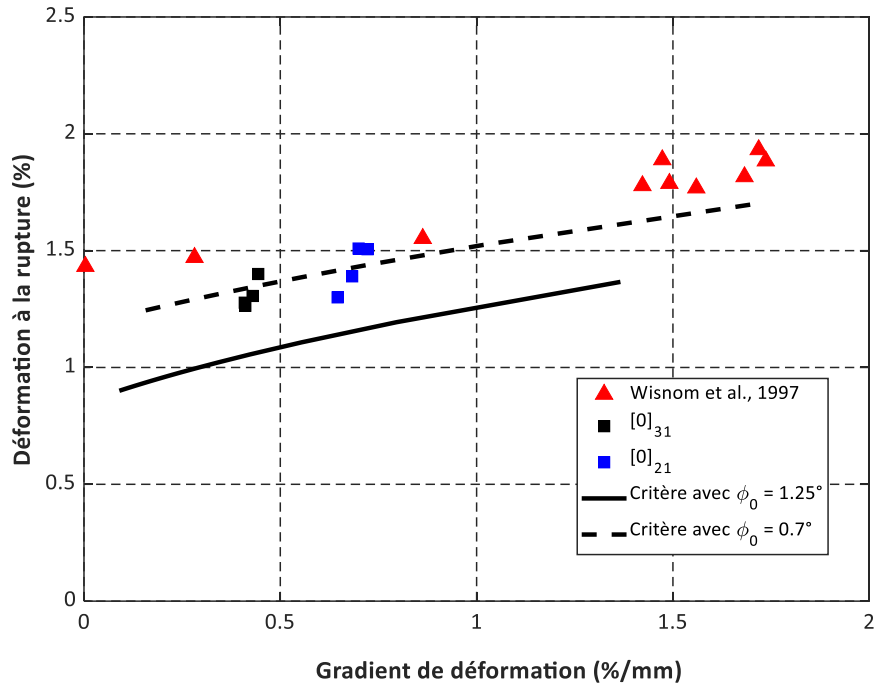


Figure 4-16. Déformations à la rupture en compression à température ambiante en fonction du gradient de déformation et les résultats de la littérature (Wisnom and Atkinson, 1997) en comparaison avec le critère avec effet de structure (Grandidier et al., 2012).

4.4.2. Effet du gradient de déformation

Les résultats des essais présentés dans le chapitre 3 ont mis en évidence un effet du gradient de déformation similaire à la tendance reportée dans la littérature (Wisnom and Atkinson, 1997). Ainsi, la déformation à rupture moyenne est de 1,426% pour l'épaisseur de 4 mm et 1,311% pour l'épaisseur de 6mm. La Figure 4-16 reprend la comparaison faite dans le chapitre 3 entre les résultats que nous avons obtenus et ceux de la littérature, en y ajoutant la réponse du critère avec effet structure pour les paramètres identifiés et une épaisseur variant de 1 mm à 10mm. L'angle de désalignement n'a pas d'impact sur l'effet de structure, si bien que sa modification ne fait que traduire la courbe verticalement. Nous pouvons faire le même constat que précédemment qui est que le critère de rupture donne des prédictions très proches des mesures si l'on considère l'angle de désalignement mesuré hors plan ($\phi_o^{OP} = 0.7^\circ$).

4.4.3. Discussion

La confrontation montre tout d'abord une bonne corrélation à température ambiante entre la tenue en compression obtenue expérimentalement et celle calculée par le critère avec effet de structure si l'on considère le désalignement hors plan. Néanmoins, même si le choix de considérer le désalignement hors plan est cohérent avec la plupart des résultats présentés dans la littérature, cela ne nous empêche pas de questionner ce choix.

On note tout d'abord que l'angle de désalignement hors plan est le plus faible des deux angles bien qu'il conduise à une estimation de la tenue à la compression plus proche des

valeurs expérimentales. On retrouve ce constat dans les travaux de Grabow (Grabow, 2021) notamment.

On pourrait argumenter en faveur du choix du désalignement hors plan dans le cas où la bande de plissement apparaît dans l'épaisseur du stratifié puisque la rotation des fibres se fait dans le même plan que le désalignement hors plan. C'est en effet l'observation la plus fréquemment reportée dans la littérature si on exclut le cas particulier des essais de compression sur composites entaillés menés par l'équipe de Pinho (Gutkin et al., 2010a) (Gutkin et al., 2010b). On peut penser que les conditions aux limites jouent ici un rôle important.

Plus largement, il apparaît simpliste de considérer que l'effet du désalignement peut être simplement décrit par un angle. Ce choix est dicté par les hypothèses faites pour construire les critères de rupture qui suppose des fibres parallèles ondulées de manière synchrones les unes par rapport aux autres. La caractérisation du désalignement se réduit donc alors à extraire de la distribution des orientations des fibres un seul descripteur. Le choix, commun aux travaux qui mettent en œuvre la méthode de Yurgartis, portant sur l'écart-type, rend compte du désalignement atteint par les deux tiers des fibres.

Pour le matériau étudié, les Figure 4-17 et Figure 4-18 montrent la distribution spatiale de l'orientation des fibres par rapport à la direction des fibres, respectivement dans le plan et hors plan. La Figure 4-17 montre la présence de zones où les fibres sont fortement désorientées. Cet aspect est notamment discuté par Grabow (Grabow, 2021). L'auteure propose notamment une tentative de corrélation entre l'hétérogénéité observée dans la distribution du désalignement des fibres et les écarts entre la résistance en compression mesurée expérimentalement et celle calculée à partir des critères cités précédemment. Cette étude semble indiquer que la présence de « clusters » de fibres fortement désorientés dans le plan conduit à une mauvaise estimation de la tenue en compression à l'aide de ces critères. Il nous semble néanmoins que l'analyse de ces distributions spatiales extraites d'une image 2D reste limitée et l'analyse de l'ondulation dans son ensemble serait pertinente. Paluch (Paluch, 1996) a analysé plus finement l'arrangement fibreux et en particulier l'ondulation des fibres dans les deux directions à partir de micrographies régulièrement espacées afin de reconstruire les trajectoires des fibres. Il a mis en évidence notamment que la longueur d'onde des fibres pouvait varier du simple au double pour un même matériau (de 0.8mm à 1.6mm pour les fibres AS4 et de 0.5mm à 1.2mm pour les fibres T800) et que ces ondulations n'étaient pas en phase. Cette méthode requiert un travail expérimental et de post-traitement important et nous n'avons pas pu conduire ce type d'analyse. Globalement, ces analyses remettent clairement en cause les hypothèses utilisées pour établir le critère de rupture utilisé ici et confirme l'intérêt des simulations numériques s'appuyant sur une représentation 3D du renfort fibreux (Varandas et al., 2020).

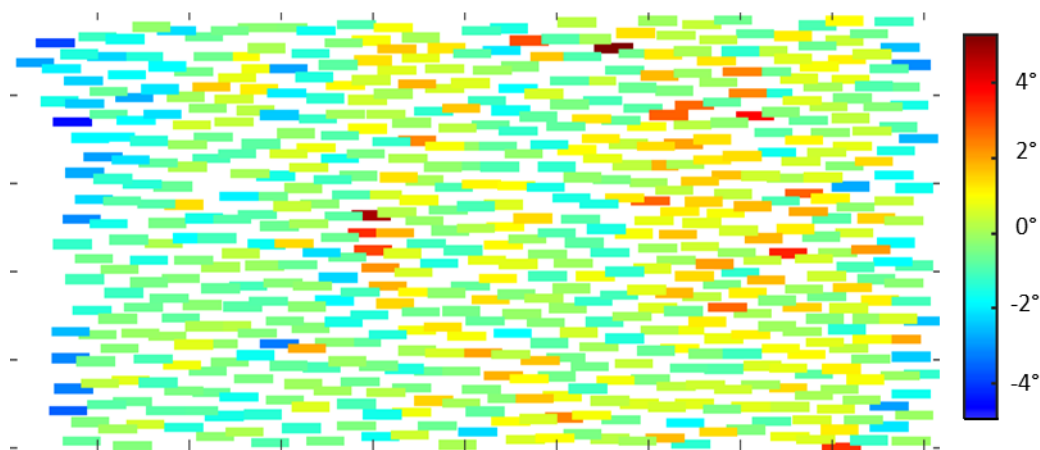


Figure 4-17. Distribution spatiale du désalignement des fibres dans le plan du pli.

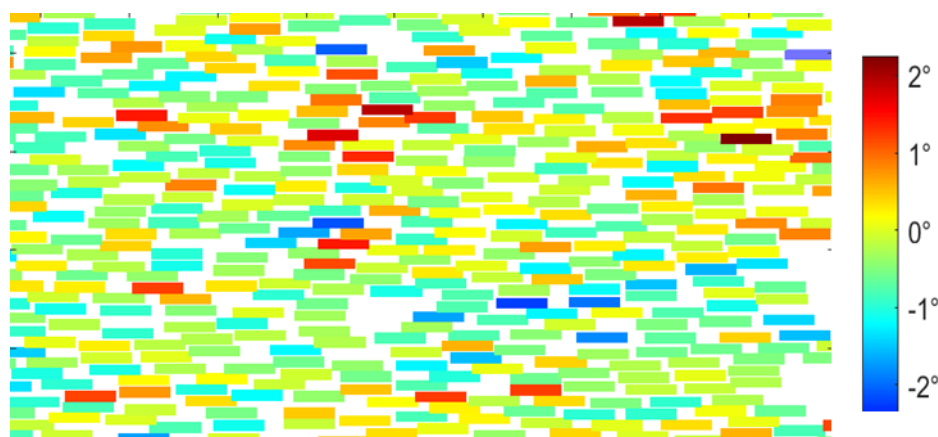


Figure 4-18. Distribution spatiale du désalignement des fibres hors plan.

La confrontation présentée dans la section précédente met en évidence un autre point à travers l'effet de la température sur la résistance en compression. A notre connaissance, il n'existe pas dans la littérature de confrontation entre essais et critère de rupture en compression qui permet ainsi d'isoler le rôle du comportement de la matrice.

Les résultats montrent que le modèle permet de rendre compte de la diminution de la déformation à la rupture lorsque la température augmente, même s'il semble sous-estimer la baisse. Nous proposons différents arguments qui pourraient expliquer cet écart.

Tout d'abord, le comportement de la matrice au sein du critère est représenté au travers d'une loi phénoménologique uni-dimensionnelle en cisaillement. La non-linéarité introduite est censée reproduire différents phénomènes tel que l'endommagement, la pseudo-plasticité, la viscoélasticité. Par ailleurs, des travaux ont montré comment la température peut exacerber ou au contraire inhiber les mécanismes élémentaires à l'origine des non-linéarités (Boissin et al., 2020). Rien ne permet donc d'affirmer que les différents mécanismes se développent de la même manière lors d'un chargement de cisaillement plan à l'échelle mésoscopique (cf. identification de la loi) et lors du processus de micro-flambement à l'origine de la rupture, et que la température n'impacte pas la représentativité de la loi identifiée.

Ensuite, comme cela a été discuté précédemment, le rôle de l'arrangement fibreux des fibres dans le critère de rupture n'est pas réductible à la simple mesure de l'écart-type sur le désalignement des fibres. De toute évidence la microstructure génère un effet d'échelle complexe dont l'effet de gradient est une conséquence. Le coefficient C_s présent dans le critère de rupture permet d'introduire une sensibilité au comportement de la matrice sur les effets structure. Cependant ce paramètre provient d'une analyse élastique comme détaillé dans (Grandidier et al., 2012). Au vu du comportement fortement non linéaire à 120 et 150°C, l'évaluation de l'effet de structure pour les températures élevées est sujette à caution.

4.5 Conclusion sur la confrontation essais critère

Ce chapitre a permis de comparer les résultats des essais de flexion pure avec un critère de rupture analytique qui repose sur une approche micromécanique. Pour effectuer cette confrontation le comportement en cisaillement du composite à différentes températures ainsi que la distribution des angles de désalignement des fibres ont été identifiés.

Le critère permet de représenter correctement à la fois l'influence de la température et l'effet de gradient dans l'épaisseur lorsque l'on utilise pour l'angle de désalignement des fibres l'écart-type sur la distribution des angles hors-plan. Bien que l'on retrouve ce choix dans la plupart des travaux de la littérature, il interroge puisque le désalignement dans le plan est significativement plus élevé. Globalement, cela montre les limites liées à la caractérisation de l'agencement des fibres par uniquement un angle.

Concernant le rôle du comportement de la matrice, tout d'abord il serait souhaitable de caractériser plus finement le comportement de la matrice en fonction de la température car l'évolution du module d'Young de la matrice intervient dans le terme représentant l'effet de gradient. Ensuite, des essais à froid entre -50°C et l'ambiante permettraient de préciser l'analyse. En effet, à -50°C le comportement en cisaillement du composite voit sa rigidité accrue d'environ 30% et perd une grande partie de sa ductilité. Le critère de rupture prévoit ainsi une déformation à rupture supérieure à 2,3% contre 1,4% à l'ambiante. Une telle modification de comportement pourrait engendrer de nouveaux mécanismes dans le processus de flambage des fibres et modifier sensiblement l'effet de gradient.

Conclusion

Synthèse des travaux

L'utilisation des matériaux composites pour des applications de plus en plus variées engendre des chargements complexes pas toujours compatibles avec les performances pointues de ces matériaux. Dans de nombreux cas, la tenue en compression sens fibre demeure un enjeu essentiel pour le dimensionnement des structures. Ainsi, ce sujet a suscité un grand nombre de travaux de modélisation, de développement de techniques d'essais et d'analyses afin d'évaluer les phénomènes mis en jeu et proposer des méthodes prédictives.

La tenue en compression sens fibre est pilotée par une instabilité micromécanique conduisant à la rupture du pli. Elle dépend essentiellement du comportement en cisaillement de la matrice et de l'arrangement des fibres au travers notamment du défaut d'ondulation des fibres. Par ailleurs, d'autres phénomènes, regroupés sous le terme « d'effets de structure », ne sont pas intrinsèques au matériau comme le gradient de déformation, l'épaisseur de pli ou l'orientation des plis adjacents.

L'objectif des travaux présentés dans ce mémoire repose principalement sur un travail expérimental visant à analyser de manière dissociée l'influence de différents paramètres. Le matériau étudié est un composite préimprégné à matrice époxy (M21) et à fibre haute résistance (IMA). En s'appuyant sur l'étude bibliographique présentée dans le premier chapitre, nous avons fait le choix de ne considérer que les essais de compression induits par flexion. En particulier, deux configurations ont été retenues dans le but d'obtenir une plage importante de gradient de déformation dans l'épaisseur. Afin d'isoler les deux principaux facteurs influant que sont le désalignement des fibres et le comportement de la matrice, nous avons utilisé la forte dépendance à la température du comportement de la matrice. L'analyse proposée repose sur la confrontation des différentes mesures expérimentales avec un critère de rupture issus de la littérature. Ce critère, grâce à une approche micromécaniques, intègre de manière explicite les caractéristiques intrinsèques du matériau composite : le comportement de la matrice à travers le comportement en cisaillement du pli, l'ondulation des fibres via l'angle de désalignement initial.

Le développement d'essais de flexion 4 points sur éprouvettes sandwichs dissymétriques permettant la caractérisation du comportement en compression en présence d'un faible gradient a fait l'objet du deuxième chapitre. La première configuration testée se réfère à la norme ASTM D5467 et se distingue par une introduction des efforts directement sur les peaux composites. Malgré les évolutions apportées visant à repousser les modes de rupture parasites, les éprouvettes sandwich rompent selon un mode combinant poinçonnement au droit des tiges de chargement et cisaillement de l'âme à des niveaux de déformation dans la peau en compression ne dépassant pas 50% de la déformation visée pour le matériau de l'étude. Une deuxième configuration, basée sur les travaux de Lagunegrand a été évaluée. Elle consiste à introduire les efforts dans une âme métallique disposée de part et d'autre d'une âme en mousse centrale. Les simulations numériques intégrant les comportements non linéaires ont permis de reproduire puis d'identifier le scénario de rupture de

l'éprouvette. L'utilisation d'une mousse rigide permet de repousser le flambage local de la peau en compression, mais celui-ci se combine alors avec un décollement entre cette même peau et l'âme métallique en raison de la concentration de contrainte de cisaillement dans l'interface au niveau de la jonction entre les deux matériaux d'âme. Notons que les simulations numériques montrent que la configuration de Lagunegrand pourrait être utilisée en l'état pour caractériser des composites à fibre de verre et à fibre de carbone haut module.

Le troisième chapitre traite des essais de flexion pure sur éprouvettes monolithiques réalisés pour obtenir un gradient de déformation dans l'épaisseur de modéré à élevé. Le dispositif utilisé permet d'éliminer les ruptures parasites et d'obtenir des valeurs peu dispersées. Ces essais ont permis de mettre en évidence le rôle du comportement de la matrice sur la tenue en compression ainsi que différents effets de structure. Les différentes stratifications testées ont permis de confirmer certains résultats de la littérature comme l'effet du gradient de déformation. Un protocole spécifique a par ailleurs permis de démontrer que la résistance en compression est insensible à la présence de fissures transverses dans les plis adjacents. Les essais menés entre 20°C et 150°C ont mis en évidence la forte sensibilité à la température de la tenue en compression du matériau, permettant ainsi d'isoler le rôle de la matrice. Des essais sur des préimprégnés périmés ont également été réalisés. Les résultats montrent qu'en adaptant la procédure de mise en œuvre pour palier à la perte de pégiosité, la tenue en compression n'est pas affectée.

Le dernier chapitre expose la confrontation des résultats expérimentaux à un critère de rupture proposé dans la littérature. L'approche micromécanique utilisé pour construire ce critère lui permet de faire apparaître explicitement le rôle de la matrice au travers du comportement en cisaillement du pli unidirectionnel, ainsi que l'effet du désalignement des fibres. Les effets structure, et notamment celui du gradient de déformation, sont également pris en compte dans le critère. Ainsi, des essais de traction sur stratification [± 45] ont été réalisées à différentes températures pour caractériser le comportement en cisaillement selon la loi exploitée dans le critère. En parallèle, des mesures du désalignement initial des fibres dans le plan et hors plan ont été réalisées en se référant à la méthode classiquement utilisée dans la littérature. La confrontation entre les essais et le modèle montre globalement la capacité du critère à prédire à la fois l'effet de la température et l'effet de gradient si l'on considère l'écart-type sur le désalignement hors plan. Cependant l'utilisation du désalignement hors plan, sensiblement inférieur à celui dans le plan interroge. La représentation du rôle de l'arrangement fibreux par un simple paramètre scalaire semble ainsi très réductrice.

Perspectives

Ces travaux suscitent certaines perspectives dans l'idée d'améliorer les capacités de prédiction des modèles micromécaniques et leur identification par essais de flexion.

Tout d'abord, ces travaux ont mis en évidence la difficulté particulière à conduire des essais de flexion 4-points sur sandwich pour caractériser des composites à fibres haute résistance en raison du niveau d'effort à transmettre à la peau en compression. L'idée d'utiliser une âme rigide et résistante au niveau des appuis est intéressante, mais les résultats obtenus ont montré qu'une transition trop brutale entre les deux matériaux d'âme sollicitait très fortement les interfaces collées. Ainsi, il serait intéressant de réduire

cette concentration de contrainte, soit en travaillant sur la forme des âmes métalliques (ajout d'un bec), soit en développant une âme à structure alvéolaire et à gradient de propriété en s'appuyant sur la fabrication additive. En outre, la réalisation d'essais de flexion pure sur des stratifications plus épaisses avec peu de plis à 0° permettrait d'atteindre des gradients de déformation plus élevés sans augmenter la raideur pour ne pas dépasser la capacité de la machine.

Ensuite, pour compléter la confrontation essais modèle, il est nécessaire d'étendre la base expérimentale en réalisant des essais de flexion à des températures inférieures à l'ambiante. En effet, les essais ont montré que le comportement en cisaillement perd une grande partie de sa ductilité à -50°C avec une rigidité accrue d'environ 30%. Le critère de rupture prévoit en conséquence une déformation à rupture supérieure à 2,3% contre 1,4% à l'ambiante. Il est possible que cette modification importante de comportement fasse apparaître de nouveaux mécanismes dans le processus de flambage des fibres ou impacte sensiblement l'effet de gradient. Vu les niveaux de couple et d'angle de rotation à atteindre à -50°C, il serait judicieux de commencer par réaliser des essais entre 0 et -20°C. Par ailleurs, d'autres effets environnementaux, comme le vieillissement hydrique et/ou thermique, pourraient être mis en œuvre pour évaluer le rôle du comportement de la matrice.

Enfin, la confrontation avec les critères de rupture a mis en avant les limites liées à la prise en compte du désalignement des fibres. L'utilisation de l'écart-type de la distribution de l'angle de désalignement hors-plan pour représenter l'arrangement fibreux semble arbitraire et réductrice. On peut notamment supposer que l'effet de gradient résulte d'un couplage entre le comportement de la matrice et l'arrangement fibreux. Ainsi il serait tout d'abord intéressant de réaliser les essais en température pour différents gradients de déformation. Par ailleurs, la réalisation d'essais sur des échantillons d'un même matériau présentant des arrangements fibreux différents seraient idéals, mais difficile à mettre en œuvre. L'ondulation accrue coté bêche à vide sur les plaques pourrait être exploitée même si elle peut être source de dispersions élevées.

Plus largement, ces travaux, comme d'autres dans la littérature, montrent les limites des approches, aussi bien de modélisation qu'expérimentales, reposant sur une représentation simpliste de l'arrangement fibreux. Les progrès croisés des outils de simulation et des méthodes de caractérisation des microstructures permettent de mettre en place de nouvelles démarches d'analyse. Il est ainsi désormais possible de réaliser des simulations sur des cellules 3D représentant plusieurs dizaines de fibres, voir une centaine, et intégrant le comportement non linéaire de la matrice. L'arrangement fibreux réel peut être déterminé en réalisant des coupes micrographiques successives ou directement par microtomographie X. Ces simulations pourraient être utilisées pour améliorer les critères analytiques.

Annexe

Annexe A. Modélisation analytique du comportement des sandwichs sollicités en flexion 4 points

On considère une poutre sandwich dissymétrique sollicitée en flexion 4 points (Figure A-1 (a)). On note d le bras de levier générant le moment de flexion et F l'effort total appliqué sur les appuis centraux. Le moment fléchissant appliqué entre les appuis centraux vaut :

$$M_{f_z} = \frac{F}{2} d \quad (\text{A-1})$$

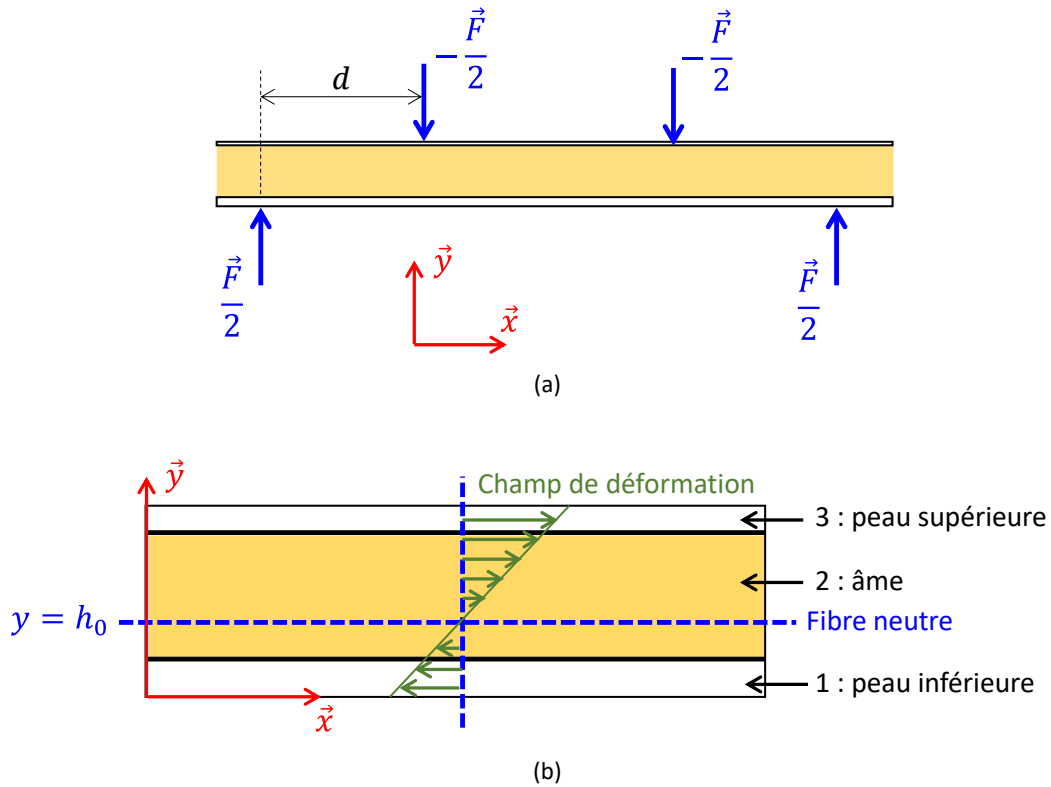


Figure A-1. (a) Sandwich dissymétrique sollicitée en flexion 4 points. (b) Evolution du champ de déformation normale dans l'épaisseur

A.1. Calcul du champ de contraintes dans la zone centrale de l'éprouvette

La déformation longitudinale ε_{xx} varie de manière linéaire en fonction de y comme illustré sur la Figure A-1 (b). En supposant un champ de contrainte uni-axial et un comportement élastique linéaire pour les différents matériaux, on peut calculer la contrainte normale ainsi :

$$\sigma_{xx}^i(y) = E_i \varepsilon_{xx} = E_i \lambda (y - h_0) \quad i \in \{1,2,3\} \quad (\text{A-2})$$

où σ_{xx}^i est la contrainte normale dans l'élément i , E_i est le module de Young de l'élément i , h_0 l'ordonnée définissant la position de la fibre neutre et λ la dérivée de la rotation de la section droite.

Détermination de la position de la fibre neutre

L'effort axial appliqué à la poutre étant nul, on peut écrire :

$$\int_S \sigma_{xx} ds = 0$$

S'étant la section de la poutre. On alors déterminer h_0 :

$$\int_{S_1} \sigma_{xx}^1 ds + \int_{S_2} \sigma_{xx}^2 ds + \int_{S_3} \sigma_{xx}^3 ds = 0 \quad (A-3)$$

$$h_0 = \frac{\left(\frac{E_1 h_1^2}{2}\right) + E_2 \left(\frac{(h_1 + h_2)^2 - h_1^2}{2}\right) + E_3 \left(\frac{(h_1 + h_2 + h_3)^2 - (h_1 + h_2)^2}{2}\right)}{E_1 h_1 + E_2 h_2 + E_3 h_3}$$

où h_i est l'épaisseur de l'élément i .

Calcul de la raideur locale du sandwich

Par définition le moment fléchissant vaut :

$$Mf_z = - \int_S y \sigma_{xx} ds = - \int_{S_1} y \sigma_{xx}^1 ds - \int_{S_2} y \sigma_{xx}^2 ds - \int_{S_3} y \sigma_{xx}^3 ds \quad (A-4)$$

On peut écrire le moment fléchissant sous la forme :

$$Mf_z(s) = -\lambda(\langle EI \rangle - h_0 \langle EM \rangle)$$

$$\text{avec } \begin{cases} M_i = \int_{S_i} y ds \\ I_i = \int_{S_i} y^2 ds \end{cases} \quad i \in \{1,2,3\} \quad (A-5)$$

$$\text{et } \langle EI \rangle = \sum_i E_i I_i \text{ et } \langle EM \rangle = \sum_i E_i M_i.$$

D'après (A-2), (A-3) et (A-5), les expressions de la déformation et de la contrainte sont :

$$\varepsilon_{xx}(y) = \frac{Mf_z}{\langle EI \rangle - h_0 \langle EM \rangle} (y - h_0) \quad (A-6)$$

$$\sigma_{xx}^i(y) = \frac{E_i Mf_z}{\langle EI \rangle - h_0 \langle EM \rangle} (y - h_0) \quad i \in \{1,2,3\} \quad (A-7)$$

A.2. Critère de rupture en compression de la peau

La relation (A-8) permet de déterminer la contrainte sur la face externe de la peau en compression :

$$\sigma_{xx}^{comp} = \frac{E_3 Mf_z}{\langle EI \rangle - h_0 \langle EM \rangle} (h_1 + h_2 + h_3 - h_0) \quad (A-8)$$

Le critère de rupture en compression s'exprime alors simplement par :

$$\sigma_{xx}^{comp} < \sigma_{rupture} \quad (A-9)$$

où σ_{rupt}^{comp} est la résistance en compression du matériau composite. On peut alors en déduire l'effort qui conduirait à la rupture en compression de la peau supérieure :

$$F_{rupt}^{comp} = 2d\sigma_{rupture} \frac{\langle EI \rangle - h_0 \langle EM \rangle}{E_3(h_1 + h_2 + h_3 - h_0)} \quad (A-10)$$

A.3. Critère de rupture en flambage de la peau en compression

Afin de pallier l'apparition du phénomène de flambage local dans la peau en compression dans un sandwich, D. Gay propose une expression analytique de la contrainte critique de flambement (Gay, 2005) (A-11):

$$\sigma_{rupt}^{flam} = \frac{3(E_3 E_2^2)^{\frac{1}{3}}}{[12(3 - \vartheta_2)^2(1 + \vartheta_2)^2]^{\frac{1}{3}}} \quad (A-11)$$

où ϑ_2 et ϑ_3 sont les coefficients de Poisson des éléments 2 et 3. D'après les équations (A-8) et (A-11), on peut estimer la valeur critique de l'effort qui conduirait à une rupture par flambage de la peau en compression :

$$F_{rupt}^{flam} = 2d\sigma_{rupt}^{flam} \frac{\langle EI \rangle - h_0 \langle EM \rangle}{E_3(h_1 + h_2 + h_3 - h_0)} \quad (A-12)$$

A.4. Critère de rupture de l'âme en cisaillement

Entre les appuis de chaque côté de l'éprouvette, le sandwich est soumis à un cisaillement important. En première approximation, la contrainte de cisaillement maximale dans l'âme peut être calculée comme suit :

$$\tau_{xy}^{cis} = \frac{3}{2} \frac{F}{h_2 b} \quad (A-13)$$

où b est la largeur de l'éprouvette.

Le critère de rupture en cisaillement s'exprime alors simplement par :

$$\tau_{xy}^{cis} < \tau_{rupt}^{cis} \quad (A-14)$$

où τ_{rupt}^{cis} est la résistance en cisaillement du matériau de l'âme. On peut alors en déduire l'effort qui conduirait à la rupture en cisaillement de l'âme :

$$F_{rupt}^{cis} = \tau_{rupt}^{cis} \frac{4h_2 b}{3} \quad (A-15)$$

Références

Abaqus (2012). Abaqus 6.12 Analysis User's Manual (Simulia).

Abrate, S. (1991). Matrix cracking in laminated composites: A review. *Compos. Eng.* 1, 337–353. [https://doi.org/10.1016/0961-9526\(91\)90039-U](https://doi.org/10.1016/0961-9526(91)90039-U).

Allix, O., Feld, N., Baranger, E., Guimard, J.-M., and Ha-Minh, C. (2014). The compressive behaviour of composites including fiber kinking: modelling across the scales. *Meccanica* 49, 2571–2586. <https://doi.org/10.1007/s11012-013-9872-y>.

de Almeida, S.F.M., and Neto, Z. dos S.N. (1994). Effect of void content on the strength of composite laminates. *Compos. Struct.* 28, 139–148. .

Amare, C., Mantaux, O., Gillet, A., Pedros, M., and Lacoste, E. (2022). Innovative test methodology for shelf life extension of carbon fibre prepreps. *IOP Conf. Ser. Mater. Sci. Eng.* 1226, 012101. <https://doi.org/10.1088/1757-899x/1226/1/012101>.

Anquez, L., and GILLETTA, D.S.-J. (1990). Study of the delamination of a composite bar- Comparison between various computation methods. *Eur. J. Mech. ASolids* 9, 283–311. .

Anthoine, O., Grandidier, J.C., and Daridon, L. (1998). Pure compression testing of advanced fibre composites. *Compos. Sci. Technol.* 58, 735–740. [https://doi.org/10.1016/S0266-3538\(97\)00158-9](https://doi.org/10.1016/S0266-3538(97)00158-9).

Argon, A.S. (1972). Fracture of Composites. In *Treatise on Materials Science & Technology*, H. Herman, ed. (Elsevier), pp. 79–114.

ASTM D 695-02a Test Method for Compressive Properties of Rigid Plastics.

ASTM D3410/D3410M-03 Standard test method for compressive properties of polymer matrix composite materials with unsupported gage section by shear loading. p.

ASTM D5467/D 5467M-97 Test Method for Compressive Properties of Unidirectional Polymer Matrix Composite Materials Using a Sandwich Beam.

Bažant, Z.P. (1999). Size effect on structural strength: A review. *Arch. Appl. Mech.* 69, 703–725. .

Ben Zineb, T., Sedrakian, A., and Billoet, J.L. (2003). An original pure bending device with large displacements and rotations for static and fatigue tests of composite structures. *Compos. Part B Eng.* 34, 447–458. [https://doi.org/10.1016/S1359-8368\(03\)00017-9](https://doi.org/10.1016/S1359-8368(03)00017-9).

- Benzeggagh M.L., and Kenane M. (1996). Measurement of mixed-mode delamination fracture toughness of unidirectional glass/epoxy composites with mixed-mode bending apparatus. *Compos. Sci. Technol.* 56, 439–449. [https://doi.org/10.1016/0266-3538\(96\)00005-X](https://doi.org/10.1016/0266-3538(96)00005-X).
- Bois, C., Montagnier, O., and Hochard, C. (2007). Caractérisation du comportement en compression de matériaux composites par essais de flexion pure. In *Proceedings of the 15ème Journées Nationales Sur Les Composites*, (Marseille, France), pp. 173–180.
- Boissin, E., Bois, C., Wahl, J.-C., and Palin-Luc, T. (2020). Effect of temperature on damage mechanisms and mechanical behaviour of an acrylic-thermoplastic-matrix and glass-fibre-reinforced composite. *J. Compos. Mater.* 54, 4269–4282. <https://doi.org/10.1177/0021998320929056>.
- Budiansky, B., and Fleck, N.A. (1993). Compressive failure of fibre composites. *J Mech Phys Solids* 41, 183-211. .
- Camanho, P.P., and Dávila, C.G. (2002). Mixed-Mode Decohesion Finite Elements for the Simulation of Delamination in Composite Materials (NASA).
- Caous, D., Bois, C., Wahl, J.-C., Palin-Luc, T., and Valette, J. (2017a). A method to determine composite material residual tensile strength in the fibre direction as a function of the matrix damage state after fatigue loading. *Compos. Part B Eng.* 127, 15–25. .
- Caous, D., Bois, C., Wahl, J.-C., Palin-Luc, T., and Valette, J. (2017b). A method to determine composite material residual tensile strength in the fibre direction as a function of the matrix damage state after fatigue loading. *Compos Part B Eng* 127, 15–25. .
- Chambers, A.R., Earl, J.S., Squires, C.A., and Suhot, M.A. (2006). The effect of voids on the flexural fatigue performance of unidirectional carbon fibre composites developed for wind turbine applications. *Int. J. Fatigue* 28, 1389–1398. .
- Charrier, J.-S., Laurin, F., Carrere, N., and Mahdi, S. (2016). Determination of the out-of-plane tensile strength using four-point bending tests on laminated L-angle specimens with different stacking sequences and total thicknesses. *Compos. Part Appl. Sci. Manuf.* 81, 243–253. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2015.11.018>.
- Cocchi, A. (2020). Analyse du comportement en compression sens fibre de structures composites stratifiées en présence de dégradation matricielle et concentrations de contraintes. These en préparation. Aix-Marseille.
- Daum, B., Feld, N., Allix, O., and Rolfes, R. (2019). A review of computational modeling approaches to compressive failure in laminates. *Compos. Sci. Technol.* <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2019.05.020>.
- De’Nève, B., and Shanahan, M.E.R. (1993). Water absorption by an epoxy resin and its effect on the mechanical properties and infra-red spectra. *Polymer* 34, 5099–5105. .

- Deng, S., Hou, M., and Ye, L. (2007). Temperature-dependent elastic moduli of epoxies measured by DMA and their correlations to mechanical testing data. *Polym. Test.* 26, 803–813. <https://doi.org/10.1016/j.polymertesting.2007.05.003>.
- Drapier, S., Grandidier, J.-C., and Potier-Ferry, M. (1999). Towards a numerical model of the compressive strength for long fibre composites. *Eur. J. Mech. - A Solids* 18, 69–92. [https://doi.org/10.1016/S0997-7538\(99\)80004-7](https://doi.org/10.1016/S0997-7538(99)80004-7).
- Drapier, S., Grandidier, J.-C., and Potier-Ferry, M. (2001). A structural approach of plastic microbuckling in long fibre composites: comparison with theoretical and experimental results. *Int. J. Solids Struct.* 38, 3877–3904. [https://doi.org/10.1016/S0020-7683\(00\)00247-X](https://doi.org/10.1016/S0020-7683(00)00247-X).
- El Moussaid, M. (2016). Analyse et intégration des spécificités liées au procédé de fabrication dans les modèles de calcul des structures composites application à la simulation du comportement mécanique des fonds des réservoirs bobinés. Thèse de doctorat. Université Bordeaux.
- El Yagoubi, J., Lubineau, G., Saghir, S., Verdu, J., and Askari, A. (2014). Thermomechanical and hygroelastic properties of an epoxy system under humid and cold-warm cycling conditions. *Polym. Degrad. Stab.* 99, 146–155. .
- Eyer, G. (2016). Rupture des matériaux composites en compression sens fibre. Analyse de l'effet de l'endommagement. Aix-Marseille.
- Eyer, G., Montagnier, O., Charles, J.-P., and Hochard, C. (2016). Design of a composite tube to analyze the compressive behavior of CFRP. *Compos. Part Appl. Sci. Manuf.* 87, 115–122. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2016.04.006>.
- Eyer, G., Montagnier, O., Hochard, C., and Charles, J.-P. (2017a). Effect of matrix damage on compressive strength in the fiber direction for laminated composites. *Compos. Part Appl. Sci. Manuf.* 94, 86–92. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2016.12.012>.
- Eyer, G., Montagnier, O., Hochard, C., and Charles, J.-P. (2017b). Effect of matrix damage on compressive strength in the fiber direction for laminated composites. *Compos. Part Appl. Sci. Manuf.* 94, 86–92. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2016.12.012>.
- Feld, N. (2011). Vers un pont micro-méso de la rupture en compression des composites stratifiés. Thèse de doctorat. Ecole Normale Supérieure de Cachan.
- Fleck, N.A., and Shu, J.Y. (1995). Microbuckle initiation in fibre composites : A finite element study. *J. Mech. Phys. Solids* 43, 1887–1918. [https://doi.org/10.1016/0022-5096\(95\)00057-P](https://doi.org/10.1016/0022-5096(95)00057-P).
- Fukuda, H. (1989). A new bending test method of advanced composites. *Exp. Mech.* 29, 330–335. .

- GAEDKE, M. (1989). Multiple environmental effects on the creep behavior of carbon fiber-reinforced epoxy laminates. *ICCM-VII* 33–38. .
- Gardin, C., and Grandidier, J.-C. (2002). Homogenized models for the modelling of instability in long fibre media. *J Appl Mech* 1. .
- Gardin, C., Grandidier, J.-C., and Potier-Ferry, M. (2002). Homogenized models for the modelling of instability in long fibre media. *Rev. Mec. Appliquée Théorique* 1, 171–203. .
- Gay, D. (2005). *Matériaux composites* (Lavoisier).
- Gibson, A.G., Torres, M.E.O., Browne, T.N.A., Feih, S., and Mouritz, A.P. (2010). High temperature and fire behaviour of continuous glass fibre/polypropylene laminates. *Compos. Part Appl. Sci. Manuf.* 41, 1219–1231. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2010.05.004>.
- Grabow, M. (2021). Contribution à l'étude des résistances en compression et au délaminage de composites stratifiés à fibre(s) continues dans le contexte du nautisme de compétition. Thèse de doctorat. Université Bretagne Sud.
- Grandidier, J.-C. (1991). Compression et microflambage dans les matériaux composites à fibres longues. Université de Lorraine.
- Grandidier, J.-C., Casari, P., and Jochum, C. (2012). A fibre direction compressive failure criterion for long fibre laminates at ply scale, including stacking sequence and laminate thickness effects. *Compos. Struct.* 94, 3799–3806. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2012.06.013>.
- Grandsire-Vinçon, I. (1993). Compression des composites unidirectionnels: méthodes d'essai et approche micromécanique. Cachan, Ecole normale supérieure.
- Gutkin, R., Pinho, S.T., Robinson, P., and Curtis, P.T. (2010a). On the transition from shear-driven fibre compressive failure to fibre kinking in notched CFRP laminates under longitudinal compression. *Compos. Sci. Technol.* 70, 1223–1231. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2010.03.010>.
- Gutkin, R., Pinho, S.T., Robinson, P., and Curtis, P.T. (2010b). Micro-mechanical modelling of shear-driven fibre compressive failure and of fibre kinking for failure envelope generation in CFRP laminates. *Compos. Sci. Technol.* 70, 1214–1222. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2010.03.009>.
- Hancox, N.L., and Wells, H. (1977). The effects of fibre surface coatings on the mechanical properties of CFRP. *Fibre Sci. Technol.* 10, 9–22. .
- Hochard, Ch., Miot, St., and Thollon, Y. (2014). Fatigue of laminated composite structures with stress concentrations. *Compos. Part B Eng.* 65, 11–16. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2013.10.020>.

- Icten, B., Atas, C., Aktaş, M., and Karakuzu, R. (2009). Low temperature effect on impact response of quasi-isotropic glass/epoxy laminated plates. *Compos. Struct.* 91, 318–323. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2009.05.010>.
- Jelf, P.M., and Fleck, N.A. (1994). The failure of composite tubes due to combined compression and torsion. *J. Mater. Sci.* 29, 3080–3084. <https://doi.org/10.1007/BF01117623>.
- Johnson, W., Masters, J., Fleck, N., Jelf, P., and Curtis, P. (1995). Compressive Failure of Laminated and Woven Composites. *J. Compos. Technol. Res. - J COMPOS TECH RES* 17. <https://doi.org/10.1520/CTR10485J>.
- Kyriakides, S., Arseculeratne, R., Perry, E.J., and Liechti, K.M. (1995). On the compressive failure of fiber reinforced composites. *Int. J. Solids Struct.* 32, 689–738. [https://doi.org/10.1016/0020-7683\(94\)00157-R](https://doi.org/10.1016/0020-7683(94)00157-R).
- Lagunegrand, L. (2004). Mise en évidence expérimentale et prise en compte dans la formulation d'un critère d'amorçage du délaminage, de l'influence des contraintes normales inter plis au sein d'un matériau composite. These de doctorat. Bordeaux 1.
- Lagunegrand, L., Lorriot, Th., Harry, R., and Wargnier, H. (2005). Design of an improved four point bending test on a sandwich beam for free edge delamination studies. *Compos. Part B Eng.* 37, 127–136. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2005.07.002>.
- Launay, A. (2021). Contribution au développement d'un protocole d'aide à la prédiction de la résistance en compression de structures composites à fibres de carbone hautes performances contenant des défauts et soumises à des cas de chargement statiques et cycliques. Thèse de doctorat. Université Bretagne Sud.
- Launay, A., Keryvin, V., Grandidier, J.C., Mechin, P.Y., and Balze, R. (2019). Caractérisation de la résistance résiduelle après fatigue, en compression, de structures composites Carbone-Epoxy dans le nautisme de compétition. 8. .
- Le Goff, E., Bois, C., and Wargnier, H. (2017). A progressive intra- and inter-laminar damage model to predict the effect of out-of-plane confinement on pin-bearing behaviour of laminated composites. *J. Compos. Mater.* 51. .
- Lee, J., and Soutis, C. (2005). Thickness effect on the compressive strength of T800/924C carbon fibre–epoxy laminates. *Compos. Part Appl. Sci. Manuf.* 36, 213–227. .
- Lee, S.H., and Waas, A.M. (1999). Compressive response and failure of fiber reinforced unidirectional composites. *Int. J. Fract.* 100, 275–306. <https://doi.org/10.1023/A:1018779307931>.
- Lévêque, D. (1998). Analyse de la tenue au délaminage des composites stratifiés: identification d'un modèle d'interface interlaminaire. PhD. École Normale Supérieure de Cachan.

- Lu, K., Zhu, W., Su, Q., Li, G., and Yang, X. (2021). Correlation between compression strength and failure mechanism of carbon fiber composite with tailored modulus of amide acid/SiO₂ synergistically stiffened epoxy matrix. *Compos. Sci. Technol.* 202, 108593. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2020.108593>.
- Mechin, P., Keryvin, V., Glehen, D., and Launay, A. (2015). Caractérisation de la résistance en compression de structures composites Carbone-Epoxy haute performance dans le nautisme de compétition. 5. .
- Mechin, P.-Y., Keryvin, V., Grandidier, J.-C., and Glehen, D. (2019). An experimental protocol to measure the parameters affecting the compressive strength of CFRP with a fibre micro-buckling failure criterion. *Compos. Struct.* 211, 154–162. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2018.12.026>.
- Montagnier, O., and Hochard, C. (2005). Compression characterization of high-modulus carbon fibers. *J. Compos. Mater.* 39, 35–49. .
- Paluch, B. (1996). Analysis of Geometric Imperfections Affecting the Fibers in Unidirectional Composites. *J. Compos. Mater.* 30, 454–485. <https://doi.org/10.1177/002199839603000403>.
- Parvizi, A., Garrett, K.W., and Bailey, J.E. (1978). Constrained cracking in glass fibre-reinforced epoxy cross-ply laminates. *J. Mater. Sci.* 13, 195–201. .
- Pimenta, S., Gutkin, R., Pinho, S.T., and Robinson, P. (2009). A micromechanical model for kink-band formation: Part I — Experimental study and numerical modelling. *Compos. Sci. Technol.* 69, 948–955. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2009.02.010>.
- Pinho, S., Darvizeh, R., Robinson, P., Schuecker, C., and Camanho, P. (2012). Material and structural response of polymer-matrix fibre-reinforced composites. *J. Compos. Mater.* 46, 2313–2341. <https://doi.org/10.1177/0021998312454478>.
- Popineau, S. (2005). Durabilité en milieu humide d’assemblages structuraux collés type aluminium/composite. École Nationale Supérieure des Mines de Paris.
- Port, K.F. (1982). The Compressive Strength of Carbon Fibre Reinforced Plastics. (ROYAL AIRCRAFT ESTABLISHMENT FARNBOROUGH (ENGLAND)).
- Ramberg, W., and Osgood, W.R. (1943). Description of stress-strain curves by three parameters. *Tech. Notes Nat Adv Comm Aeronaut.*
- Rosen, B.W. (1964). Tensile failure of fibrous composites. *AIAA J.* 2, 1985–1991. <https://doi.org/10.2514/3.2699>.
- Schuerch, H. (1965). Compressive strength of boron-metal composites.
- Schuerch, H. (1966). Prediction of compressive strength in uniaxial boron fiber-metal matrix composite materials. *AIAA J.* 4, 102–106. <https://doi.org/10.2514/3.3391>.

- Schultheisz, C.R., and Waas, A.M. (1996). Compressive failure of composites, Part I: Testing and micromechanical theories. *Prog. Aerosp. Sci.* 32, 1–42. .
- Selmi, A. (2014). Void Effect on Carbon Fiber Epoxy Composites. (London), pp. 179–183.
- Soutis, C. (2000). Compression testing of pultruded carbon fibre-epoxy cylindrical rods. *J. Mater. Sci.* 35, 3441–3446. <https://doi.org/10.1023/A:1004832606677>.
- Stevanovic, M. (1986). Mechanical and failure behaviour of CFRP composites. *J Serb Chem Soc* 51, 45–53. .
- Stewart, A.L., and Poursartip, A. (2018). Characterization of fibre alignment in as-received aerospace grade unidirectional prepreg. *Compos. Part Appl. Sci. Manuf.* 112, 239–249. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2018.04.018>.
- Suhot, M.A., and Chambers, A.R. (2014). The effects of voids on the flexural properties and failure mechanisms of carbon/epoxy composites. *J. Teknol.* 71. .
- Thollon, Y., and Hochard, C. (2009). A general damage model for woven fabric composite laminates up to first failure. *Mech. Mater.* 41, 820–827. <https://doi.org/10.1016/j.mechmat.2009.02.009>.
- Thor, M., Mandel, U., Nagler, M., Maier, F., Tauchner, J., Sause, M.G.R., and Hinterhölzl, R.M. (2020). Numerical and experimental investigation of out-of-plane fiber waviness on the mechanical properties of composite materials. *Int. J. Mater. Form.* <https://doi.org/10.1007/s12289-020-01540-5>.
- Touchard, F., Brillaud, J., and Lafarie-Frenot, M.C. (2004). High strain gradient measurements by using digital image correlation technique. *Mater. Charact.* 53, 17–28. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2004.07.009>.
- Turon, A., Dávila, C.G., Camanho, P.P., and Costa, J. (2007). An engineering solution for mesh size effects in the simulation of delamination using cohesive zone models. *Eng. Fract. Mech.* 74, 1665–1682. <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2006.08.025>.
- Varandas, L.F., Catalanotti, G., Melro, A.R., Tavares, R.P., and Falzon, B.G. (2020). Micromechanical modelling of the longitudinal compressive and tensile failure of unidirectional composites: The effect of fibre misalignment introduced via a stochastic process. *Int. J. Solids Struct.* 203, 157–176. <https://doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2020.07.022>.
- Vittecoq, É. (1991). Sur le comportement en compression des composites stratifiés carbone-epoxy. thesis. Paris 6.
- Vogler, T.J., and Kyriakides, S. (2001). On the initiation and growth of kink bands in fiber composites: Part I. experiments. *Int. J. Solids Struct.* 38, 2639–2651. [https://doi.org/10.1016/S0020-7683\(00\)00174-8](https://doi.org/10.1016/S0020-7683(00)00174-8).

REFERENCES

- Wilhelmsson, D., Gutkin, R., Edgren, F., and Asp, L.E. (2018). An experimental study of fibre waviness and its effects on compressive properties of unidirectional NCF composites. *Compos. Part Appl. Sci. Manuf.* 107, 665–674. .
- Wisnom, M.R. (1992). On the high compressive strains achieved in bending tests on unidirectional carbon-fibre/epoxy. *Compos. Sci. Technol.* 43, 229–235. [https://doi.org/10.1016/0266-3538\(92\)90093-I](https://doi.org/10.1016/0266-3538(92)90093-I).
- Wisnom, M.R., and Atkinson, J.W. (1997). Constrained buckling tests show increasing compressive strain to failure with increasing strain gradient. *Compos. Part Appl. Sci. Manuf.* 28, 959–964. [https://doi.org/10.1016/S1359-835X\(97\)00067-5](https://doi.org/10.1016/S1359-835X(97)00067-5).
- Wisnom, M.R., Atkinson, J.W., and Jones, M.I. (1997). Reduction in compressive strain to failure with increasing specimen size in pin-ended buckling tests. *Compos. Sci. Technol.* 57, 1303–1308. [https://doi.org/10.1016/S0266-3538\(97\)00057-2](https://doi.org/10.1016/S0266-3538(97)00057-2).
- Yurgartis, S.W. (1987). Measurement of small angle fiber misalignments in continuous fiber composites. *Compos. Sci. Technol.* 30, 279–293. [https://doi.org/10.1016/0266-3538\(87\)90016-9](https://doi.org/10.1016/0266-3538(87)90016-9).

Aspects méthodologiques de la caractérisation en compression de composites à fibres longues

Résumé : Une conception robuste de nombreuses structures composites exige une connaissance fine de la résistance à la rupture en compression. Il est admis que cette rupture par micro-flambage plastique est pilotée par une instabilité structurelle. Les travaux menés depuis plusieurs décennies ont montré la difficulté à identifier expérimentalement l'ensemble des paramètres permettant de prédire ce mode de ruine. Ceci s'explique par la multitude des facteurs influents ainsi que la forte variabilité associée à ce mode de rupture. Un travail expérimental est associé à la mise en œuvre de modèles dans le but d'analyser les essais menés puis de discuter le rôle de certains paramètres tels que le comportement de la matrice et l'ondulation des fibres. Deux séries d'essais sur des stratifiés composites carbone/époxy sont ainsi proposées afin d'identifier l'effet du gradient de déformations dans l'épaisseur. En premier lieu, des essais de flexion 4 points sur des éprouvettes sandwich dissymétriques sous différentes configurations, ont permis de solliciter une peau de composite mince avec un gradient faible. Pour les divers cas abordés, une rupture prématurée de l'éprouvette induite par un mode de rupture parasite est observée. Une confrontation essai calcul par éléments finis est présentée pour analyser l'origine à cette rupture précoce. Les résultats montrent une bonne corrélation entre les mesures expérimentales et les simulations numériques, ce qui permet de décrire le processus d'endommagement et de proposer des voies d'amélioration pour ce type d'essai. En second lieu, des essais de flexion permettant d'appliquer un couple pur sur une éprouvette monolithique ont permis d'identifier le comportement en compression en présence d'un gradient élevé. Par ailleurs, ces essais ont été réalisés à différentes températures afin d'isoler l'effet du comportement de la matrice sur la résistance en compression dans la direction des fibres. Les différents résultats expérimentaux ont été confrontés à des critères de ruptures proposés dans la littérature basés sur des approches micromécaniques. Pour cela, l'angle d'ondulation des fibres ainsi que le comportement en cisaillement du pli composite à différentes températures ont été identifiés. Puisque la température ne modifie ni la nature du renfort, ni son agencement au sein du composite, l'approche proposée permet de mieux appréhender le rôle du paramètre associé à l'angle d'ondulation initial des fibres qui est introduit dans différents critères de ruptures.

Les mots clés : composites, flexion, éléments finis, résistance en compression, matrice, ondulation des fibres

Abstract : In order to design a reliable composite structure under compressive loading, it is required to accurately identify the compressive strength. The compressive failure mode of continuous fiber reinforced matrix composites is often attributed to an instability at the micromechanical scale, namely the process of microbuckling. The work carried out for several decades has shown the difficulty to experimentally identify all the parameters that allow the prediction of this mode of failure. An experimental work is then associated with the implementation of models in order to analyze the tests carried out and to discuss the effect of certain parameters such as the matrix behaviour and the fibres waviness. Experimental tests on a unidirectional composite are performed in order to focus on the effect of the strain gradient through the thickness. At first, a sandwich beam under four-point bending test configuration, on different cases, have been performed. This test device allows to load a thin composite skin under compression. For each studied case, the premature failure of the composite is induced by a parasitic failure mode. Then, a finite-element model was developed to investigate the stress/strain distributions in the specimens to improve their design and to support the interpretation of the experimental results. The results show a good correlation and it allows to describe the damage process. On other hand, a test device for monolithic samples were used in order to identify compressive strength with a bending moment for high deformation gradient through the thickness. Furthermore, these tests were performed at different temperatures in order to isolate the effect of the matrix behavior on the compressive strength in the fiber direction. A failure criterion is thus considered to predict the strength of composite structures at different temperatures. Finally, a comparison of different experimental results with failure criteria, proposed in the literature based on micromechanical approaches, was carried out to describe the failure in compression. For this purpose, the fiber waviness angle as well as the shear behaviour of the composite ply at different temperatures have been identified. Since the temperature does not modify the nature of the fiber, nor its arrangement within the composite, the proposed approach allows a better understanding of the role of the parameter associated with the initial corrugation angle of the fibers, which is introduced in different failure criteria.

Keywords: composites, bending, finite elements, compressive strength, matrix, fibers waviness