



HAL
open science

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

Adrien Launay

► To cite this version:

Adrien Launay. 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. Matériaux. Université de Bretagne Sud, 2021. Français. NNT : 2021LORIS601 . tel-04573913

HAL Id: tel-04573913

<https://theses.hal.science/tel-04573913>

Submitted on 13 May 2024

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

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

THESE DE DOCTORAT DE

L'UNIVERSITE BRETAGNE SUD

ECOLE DOCTORALE N° 602

Sciences pour l'Ingénieur

Spécialité : *Mécanique des solides, matériaux, structures et surfaces*

Par

Adrien LAUNAY

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

Application au nautisme de compétition

Thèse présentée et soutenue à Lorient, le 5 juillet 2021

Unité de recherche : Institut de Recherche Dupuy de Lôme UMR CNRS 6027

Thèse N° : 601

Rapporteurs :

Christophe Bois	Professeur des Universités, Université de Bordeaux
Yoann Joliff	Maître de Conférences HDR, Université de Toulon

Composition du Jury :

Président :	Pascal Casari	Professeur des Universités, Université de Nantes
Examineurs :	Christophe Bois	Professeur des Universités, Université de Bordeaux
	Yoann Joliff	Maître de Conférences HDR, Université de Toulon
	Anita Catapano	Maître de Conférences, Université de Bordeaux
	Frédéric Laurin	Ingénieur de Recherche HDR, ONERA/DMAS
	Rémy Balze	Docteur-Ingénieur - Responsable R&D, GSea Design
Dir. de thèse :	Vincent Keryvin	Professeur des Universités, Université de Bretagne Sud
Co-dir. de thèse :	Jean-Claude Grandidier	Professeur des Universités, ISAE-ENSMA, Poitiers

Cette thèse est confidentielle jusqu'au 31 janvier 2024

Cf. contrat de collaboration 2017_00585

Remerciements

Avant de vous présenter mon travail, je tiens à remercier par ces quelques mots, l'ensemble des personnes qui a contribué à l'aboutissement de cette thèse. Le format de thèse CIFRE permet de créer une passerelle entre le monde de la recherche académique et celui de l'entreprise, offrant au doctorant la possibilité d'échanger avec des personnes au profil très varié, quelle chance !

Je commencerais par remercier Vincent Keryvin, Jean-Claude Grandidier, Rémy Balze et Maël Devoldere qui m'ont écouté, conseillé, et bien sûr, appris énormément durant ces quatre années à leur côté.

Ensuite, je tiens à remercier Christophe Bois et Yoann Joliff d'avoir accepté de lire, de commenter et de juger mon travail en qualité de rapporteur. Aussi, Pascal Casari de m'avoir fait l'honneur de présider mon jury, Anita Catapano et Frédéric Laurin pour leur rôle d'examineur.

Une thèse, c'est aussi des rencontres, de l'entraide et un partage d'expérience unique. Pour tout cela, je remercie de manière plus globale l'ensemble des collaborateurs (actuels et passés) de la société qui m'a fait confiance, GSea Design. J'inclus notamment dans ces remerciements Pierre-Yves Méchin, sans qui cette aventure n'aurait peut-être pas eu lieu.

Je profite de ces quelques lignes pour exprimer ma gratitude aux personnels de l'UBS, IRDL, Compositic/IRMA incluant tous les doctorants, post-doctorants dont j'ai eu la chance de croiser la route. Une mention spéciale pour les doctorants qui m'ont supporté dans leur bureau : Mathilde, Florent, Monia et Théo. Monia, merci pour ton énorme travail sur les mesures d'angle d'ondulation initiale des fibres, qui va permettre (je l'espère) d'alimenter considérablement la littérature scientifique sur le sujet. Ce travail a également permis de rouvrir les travaux sur l'estimation analytique de la résistance en compression. Le recul me montre aujourd'hui à quel point cette collaboration a été fructueuse.

Je l'exprime aussi, ma gratitude, à toutes les sociétés et team de course au large avec qui j'ai eu plaisir à collaborer, je pense notamment à Banque Populaire, Mer Concept, CDK Technologies, Avel Robotics mais aussi à tous les étudiants qui m'ont aidé à avancer sur cette route sinueuse. Martin Bertin, Antoine Le Palabe, Etienne Barraud et Walid Fezai vos interventions ont été décisives dans le travail présenté ici, merci !

Enfin, merci à toi (C.J.) qui m'a accompagné dans la dernière ligne droite de ce travail de rédaction, ta brève apparition fut plus que décisive.

"Mon apprentissage n'a d'autre fruit que de me faire sentir combien il me reste à apprendre."
- Michel De Montaigne -

Table des matières

Glossaire	11
Préface	13
Chapitre I : Contexte industriel et revue bibliographique	15
I.1 Le nautisme de compétition et ses différents acteurs	19
I.2 La société GSea Design	21
I.3 Les matériaux composites	25
I.3.1 <i>Les constituants du matériau composite</i>	27
I.3.2 <i>Du préimprégné au stratifié</i>	32
I.4 La résistance en compression : mécanisme, modèles et caractérisation	39
I.4.1 <i>Quelques notions de dimensionnement dans le nautisme de compétition</i>	39
I.4.2 <i>Identification du mécanisme de rupture en compression</i>	42
I.4.3 <i>Modèles de prédiction de résistance en compression</i>	58
I.4.4 <i>Méthodes de caractérisation expérimentale de la résistance en compression</i>	63
I.4.5 <i>Porosité et résistance en compression</i>	71
I.4.6 <i>Influence d'un chargement cyclique sur la résistance en compression</i>	81
I.5 Discussion et objet de la thèse	89
Chapitre II : Modèle analytique de prédiction de résistance en compression : confrontation expérimentale	91
II.1 Introduction	95
II.2 Matériaux et protocole d'essai.....	97
II.2.1 <i>Matériaux et éprouvettes</i>	97
II.2.2 <i>Dispositif d'essai et protocole</i>	101
II.2.3 <i>Méthode de dépouillement</i>	103
II.3 Résultats expérimentaux.....	112
II.3.1 <i>Méthode de Yurgartis : mesure de l'angle d'ondulation initiale des fibres</i>	112
II.3.2 <i>Traction bibiais : identification du comportement non-linéaire de l'UD en cisaillement</i>	114
II.3.3 <i>Flexion 4 points : caractérisation expérimentale de résistance en compression</i>	120
II.4 Discussions et analyses.....	122
II.4.1 <i>Résistance en compression : confrontation prédiction / expérience</i>	122
II.4.2 <i>Proposition de modification du modèle analytique de prédiction de résistance en compression</i>	126
II.5 Conclusion	131

Chapitre III : Développement d'un outil de prédiction de résistance en compression	133
.....	
III.1 Introduction.....	137
III.2 Conception du modèle micromécanique	140
III.2.1 Choix de la géométrie du VER.....	140
III.2.2 Définition des lois de comportement pour chacun des constituants.....	144
III.2.3 Maillage.....	145
III.2.4 Conditions aux limites.....	147
III.2.5 Cas de chargement.....	149
III.2.6 Notion de changement d'échelles	151
III.3 D'une traction bibiais expérimentale à une traction bibiais numérique	153
III.3.1 Quelles propriétés pour les constituants ?	153
III.3.2 Les cas de chargement	160
III.3.3 Confrontation simulations/expériences	160
III.4 Etude de cas : mât de voilier	165
III.4.1 Contexte et données d'entrées.....	165
III.4.2 Estimation de l'influence de la porosité	168
III.4.3 Estimation de la durabilité d'une structure composite	178
III.4.4 Résumé et conclusion de l'étude de cas	186
III.5 Conclusion	189
Chapitre IV : Conception et validation d'un dispositif expérimental de fatigue en compression - Analyse des premiers résultats de fatigue.....	191
IV.1 Introduction.....	195
IV.2 Conception du dispositif.....	195
IV.2.1 Cahier des charges.....	195
IV.2.2 Description détaillée du dispositif	196
IV.2.3 Fabrication des éprouvettes	197
IV.3 Dimensionnement du dispositif	199
IV.3.1 Choix de modélisation et bibliographie sur le Nomex®	199
IV.3.2 Prédimensionnement du montage par des méthodes analytiques.....	205
IV.3.3 Dimensionnement du dispositif via un modèle éléments finis	213
IV.3.4 Discussion sur le comportement de la structure	218
IV.4 Validation expérimentale du dispositif	226
IV.4.1 Campagne d'essais quasi-statiques.....	226
IV.4.2 Campagne d'essais en fatigue.....	247
IV.5 Conclusion	252

Conclusion et perspectives	253
Bibliographie.....	259
Annexes	269
A : Confrontation de l'estimation de résistance en compression analytique avec les résistances obtenues expérimentalement	271
B : Alamo - validation de l'étape d'homogénéisation	277
C : Application des équations de (Hoff and Mautner, 1945).....	279
D : Relevé des caractéristiques des principaux évènements acoustiques enregistrés lors de la campagne.....	281
E : Calcul du champ de déformation local par corrélation d'images	283
F : proposition de compléments/améliorations concernant la campagne de fatigue (IV.4.2)	289

Glossaire

UD	:	pli UniDirectionnel
BE	:	Bureau d'études
HR	:	Haute Résistance
IM	:	Module Intermédiaire
HM	:	Haut module
PAN	:	PolyAcryloNitrile
CFRP	:	Carbon Fiber Reinforced Polymer
ϕ_0	:	angle d'ondulation initiale de la fibre de carbone
λ_0	:	longueur d'onde caractérisant le défaut d'ondulation initiale de la fibre de carbone
β	:	angle caractérisant la bande en genou, caractéristique d'une rupture en compression
B&F	:	(Budiansky et Fleck, 1993)
V_f	:	Volume de fibre
X_C	:	résistance en compression
RO	:	(Ramberg et Osgood, 1943)
$G_{UD RO}$:	module de cisaillement de l'UD obtenu par une régression non-linéaire de RO
γ_{UD}^y	:	glissement critique
n	:	paramètre d'écroûissage de l'UD
C_s	:	Coefficient de Structure du modèle de Grandidier
e_b	:	épaisseur caractéristique du modèle de Grandidier
ASTM	:	American Society for Testing and Materials
US	:	Ultrasons
$V_{poro.}$:	Volume de porosité
R	:	Ratio de chargement : $\frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}}$
ϵ_L	:	déformation longitudinale
ϵ_T	:	déformation transversale
K	:	coeff. du modèle de Grandidier version 2 et 3, linéairement dépendant de G
a_i	:	paramètre du modèle de Grandidier version 2 et 3
b_i	:	paramètre du modèle de Grandidier version 2 et 3
LMAT	:	hypothèse d'un matériau ayant un comportement linéaire élastique
NLMAT	:	hypothèse d'un matériau ayant un comportement non-linéaire élastique
LGEOM	:	hypothèse de linéarité géométrique
NLGEOM	:	hypothèse de non-linéarité géométrique
STD	:	écart-type (standard deviation)
VER	:	Volume Élémentaire Représentatif
$X_C^{poro.}$:	prédiction de la résistance en compression en fonction du taux de porosité,
H	:	paramètre intervenant dans $X_C^{poro.}$ et dépendant du stratifié

Ψ	:	taux d'absorption des ondes ultrasonores, linéairement dépendant de V_{poro}
m	:	paramètre intervenant dans X_C^{poro} et dépendant du couple matrice / fibre
Ψ_{cr}	:	coefficient d'absorption critique
X_{CO}	:	résistance en compression pour un taux de porosité très faible
d	:	variable de dommage
N_i	:	nombre de cycles
$N_{rupt.}$:	nombre de cycles conduisant à la rupture pour un chargement donné
E_m^d	:	module de Young de la matrice fonction de la variable de dommage d
σ_m^d	:	contrainte seuil de plasticité de la matrice fonction de la variable de dommage d
$X_C^{\text{res.}}$:	résistance résiduelle après fatigue
N_{Ref}	:	nombre de cycles de référence, conduisant à la rupture pour $\Psi < \Psi_{cr}$
a	:	distance entre un rouleau inf. et un rouleau sup. d'un montage de flexion 4 points
b	:	largeur d'éprouvette
H	:	taille de cellule du Nomex®
t_{th}	:	épaisseur théorique de paroi de Nomex®
t_{UD}	:	épaisseur de plis unidirectionnels consécutifs
t_f	:	épaisseur de peau de l'éprouvette sandwich
t_c	:	épaisseur d'âme de l'éprouvette sandwich
t_{totale}	:	épaisseur totale de l'éprouvette sandwich
h	:	distance entre les centroïdes des peaux de l'éprouvette sandwich
E_f	:	module d'élasticité longitudinal (sens des fibres) de la peau de l'éprouvette sandwich
E_{UD}	:	module d'élasticité longitudinal (sens des fibres) des UD de l'éprouvette sandwich
E_{bibiaux}	:	module d'élasticité longi. des bibiaux (+45° / -45°) de l'éprouvette sandwich
E_C	:	module d'élasticité en compression (sens de la hauteur des cellules) du Nomex®
G_C	:	module d'élasticité en cisaillement de l'âme de l'éprouvette sandwich
ν_C	:	coefficient de Poisson de l'âme de l'éprouvette sandwich
$\sigma_{cr. \text{ comp. âme}}$:	contrainte critique de compression dans l'âme
$\sigma_{f \text{ cr.}}$:	contrainte critique d'instabilité dans la peau en compression de l'éprouvette sandwich
$\sigma_{\text{max cyclage}}$:	contrainte maximale vue par les UD au cours des cycles de fatigue
$\sigma_{\text{moy initiale}}$:	contrainte moyenne à rupture obtenue par des essais statiques
$\sigma_{\text{peau}}^{eq.}$:	contrainte équivalente dans la peau du sandwich
$\sigma_{UD \text{ compression}}$:	contrainte dans l'UD en compression
τ_c	:	contrainte de cisaillement dans l'âme de l'éprouvette sandwich
ρ_{core}	:	masse volumique du Nomex® en kg.m^{-3}
ρ_{mat}	:	masse volumique du papier Nomex® en g.cm^{-3}
PE	:	polyéthylène
$P_{rupt.}$:	Charge mesurée lors de la rupture de l'éprouvette

Préface

En décembre 2017, le lancement officiel de la marque « Bretagne Sailing Valley© » est annoncé. Cette marque est destinée à être l'étendard d'un écosystème de niche, regroupant le fleuron de l'artisanat français en matière de nautisme. Les principaux acteurs sont majoritairement localisés au sud de la Bretagne, entre Brest et Vannes. Son développement s'est principalement fait autour d'infrastructures comme les ports de Ports-la-Forêt, à la Forêt-Fouesnant, ou le pôle de course au large de Lorient.

En 2020, une étude de l'agence « Bretagne Développement Innovation » (BDI) reporte que la Sailing Valley compte 210 entreprises et que la filière emploie 2355 personnes, dont plus de 980 directement liés à la voile de compétition. Ces emplois se déclinent sous une trentaine de métiers dont des opérateurs, des ingénieurs, ou encore des architectes navals. On y apprend également que sur les 348 millions d'euros de chiffre d'affaires de ces entreprises, 83 millions sont directement liés aux activités de la voile de compétition, soit une augmentation estimée à 16 % entre 2018 et 2019.

Comme tout écosystème, celui-ci a ses « stars » dont le rayonnement alimente tous ceux qui travaillent dans l'ombre. On peut citer Michel Desjoyeaux, François Gabart ou encore Armel Le Cléac'h. Lorsque l'on n'est pas issu de ce milieu, comme c'est mon cas, on découvre rapidement que c'est la passion qui anime ce secteur où personne n'est là par hasard. Pour ma part, passer d'une mission de recherche et développement (R&D) sur la tuyauterie de sous-marin nucléaire lanceur d'engin (SNLE) à une thèse de doctorat dans le nautisme de compétition, peut s'apparenter à un militaire qui choisit d'aller vivre dans un camp de surfeurs. Cette analogie n'a pas pour but de porter de jugement de valeur sur ces deux groupements de personnes mais plutôt d'imager les différences importantes entre ces deux missions R&D.

D'un côté les contraintes (au sens règles/normes à respecter) sont importantes et le cahier des charges est plus qu'exhaustif. Ceci conduit à un cadre très ajusté qui réduit fortement la marge de manœuvre. De l'autre côté, le champ des possibles est vaste puisque les contraintes sont nettement moins nombreuses et que la passion sportive tend à repousser les limites. Difficile d'espérer mieux pour réaliser une thèse de doctorat, ai-je pensé lorsqu'on m'a proposé de rejoindre l'aventure. C'est donc deux ans après avoir obtenu mon diplôme de master, et avec l'envie de (re)découvrir la R&D, que j'ai embarqué dans ce projet de thèse CIFRE, financée en partie par l'ANRT.

L'objectif annoncé est de poursuivre les travaux de la thèse CIFRE précédente (Méchin, 2017) en continuant de progresser sur un point important du dimensionnement des structures composites à fibres de carbone : la prédiction de la résistance en compression. Les travaux de recherches qui ont été menés pour répondre à cet objectif sont synthétisés dans ce manuscrit, au travers de quatre chapitres.

Dans le Chapitre I, le contexte industriel est d'abord décrit afin d'appréhender les enjeux et les contraintes qui ont encadré ces travaux. Quelques généralités issues de la littérature sur les matériaux composites sont exposées avant d'introduire les principales notions scientifiques sur le sujet de la résistance en compression. Celles-ci sont une synthèse de la revue bibliographique qui a été menée sur le sujet.

L'un des modèles analytiques de prédiction de la résistance en compression proposé dans la littérature, le modèle de Grandidier, est mis à l'épreuve dans le Chapitre II en confrontant ses

prédictions à plusieurs campagnes expérimentales de caractérisation de la résistance en compression. Pour cela il a été nécessaire d'identifier le comportement non linéaire d'un pli unidirectionnel (UD) en cisaillement, ainsi que de réaliser des mesures locales du défaut d'ondulation des fibres de carbone. A l'issue de cette confrontation, une proposition de modification du modèle analytique de prédiction est proposée, pour en améliorer la précision.

La genèse du Chapitre III part du constat que la rupture en compression est fortement dépendante des propriétés des constituants, et notamment de la matrice. Ainsi, le développement d'un modèle numérique à l'échelle des constituants a été entrepris et est présenté dans ce chapitre. Ce modèle offre la possibilité de déduire le comportement non-linéaire en cisaillement d'un UD, à partir des propriétés des constituants. Aussi, il permet d'introduire des défauts de type porosité au sein du constituant « matrice », permettant la réalisation d'une étude numérique exploratoire sur l'influence de la porosité sur la résistance en compression, via le modèle analytique de prédiction. Ce modèle numérique associé au modèle analytique de prédiction forme le protocole de prédiction de résistance en compression. Le développement de ce protocole, et une partie de l'utilisation qui en a été faite, sont discutés dans ce troisième chapitre. Celui-ci se termine par une étude de cas, sur un mât de voilier contenant une zone dont le taux de porosité est jugé excessif. Nous verrons alors l'influence théorique de cette zone poreuse sur la durabilité de la structure soumise à un chargement cyclique.

La revue bibliographique a mis en évidence les difficultés expérimentales importantes liées à la caractérisation de la résistance en compression. Afin de valider les hypothèses formulées dans le Chapitre III, concernant l'influence de la porosité sur la tenue en fatigue, un montage expérimental de fatigue en compression-compression est proposé dans le quatrième chapitre de ce manuscrit. Celui-ci a été validé expérimentalement et numériquement.

Chapitre I :

Contexte industriel et revue bibliographique

Table des matières

I.1	Le nautisme de compétition et ses différents acteurs	19
I.2	La société GSea Design	21
I.3	Les matériaux composites	25
I.3.1	Les constituants du matériau composite	27
I.3.1.1	<i>Les fibres de carbone.....</i>	<i>27</i>
I.3.1.2	<i>Les résines.....</i>	<i>30</i>
I.3.1.3	<i>L'interface / Interphase</i>	<i>31</i>
I.3.2	Du préimprégné au stratifié	32
I.3.2.1	<i>Les préimprégnés.....</i>	<i>32</i>
I.3.2.2	<i>Les stratifiés.....</i>	<i>35</i>
I.3.2.3	<i>Procédés de fabrication</i>	<i>36</i>
I.3.2.4	<i>Structures monolithiques et structures sandwich</i>	<i>38</i>
I.4	La résistance en compression : mécanisme, modèles et caractérisation	39
I.4.1	Quelques notions de dimensionnement dans le nautisme de compétition.....	39
I.4.2	Identification du mécanisme de rupture en compression	42
I.4.2.1	<i>Microflambage plastique et influence des différents paramètres</i>	<i>45</i>
I.4.2.2	<i>Effet de structure.....</i>	<i>55</i>
I.4.3	Modèles de prédiction de résistance en compression.....	58
I.4.4	Méthodes de caractérisation expérimentale de la résistance en compression	63
I.4.4.1	<i>Les méthodes directes</i>	<i>63</i>
I.4.4.2	<i>Les méthodes indirectes</i>	<i>67</i>
I.4.5	Porosité et résistance en compression	71
I.4.5.1	<i>Sources d'apparition et moyens de contrôle de la porosité</i>	<i>71</i>
I.4.5.2	<i>Influence de la porosité sur quelques propriétés mécaniques.....</i>	<i>74</i>
I.4.6	Influence d'un chargement cyclique sur la résistance en compression	81
I.4.6.1	<i>Fatigue des CFRP</i>	<i>82</i>
I.4.6.2	<i>Influence de la porosité sur le comportement en fatigue.....</i>	<i>85</i>
I.5	Discussion et objet de la thèse.....	89

I.1 Le nautisme de compétition et ses différents acteurs

L'objectif de ce manuscrit est de s'adresser à un public provenant de divers horizons, il semble donc intéressant d'introduire la manière dont est architecturée l'écosystème de la « Bretagne Sailing Valley© », pour la partie nautisme de compétition. Pour cela, la Figure I-1 offre une vision simplifiée des différents acteurs, à la fin de l'année 2020.

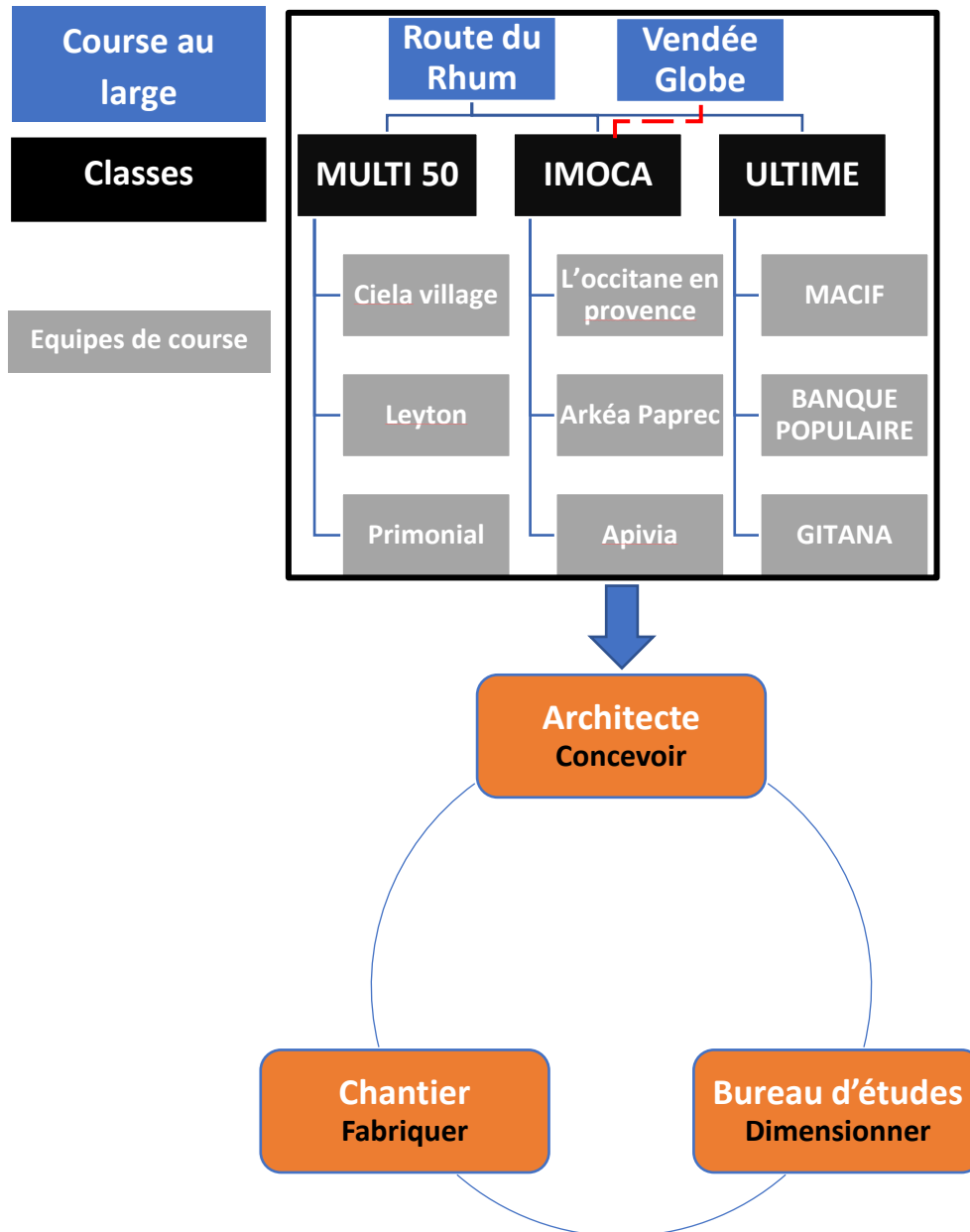


Figure I-1 : Architecture simplifiée du nautisme de compétition (ensemble non exhaustif)

Cette figure n'est exhaustive dans aucun des items présentés. Il existe d'autres courses au large, d'autres classes de voilier et bien évidemment d'autres équipes de course. L'objectif de celle-ci est simplement de poser certaines bases permettant d'appréhender les interactions entre les différents acteurs. Les équipes de course au large souhaitant fabriquer un nouveau bateau, ou modifier un bateau existant, font appel à des sociétés comme des architectes navals, des bureaux d'études et des chantiers nautiques. La Figure I-2 précise le nom des principales composantes d'un trimaran appartenant à la classe Ultime.

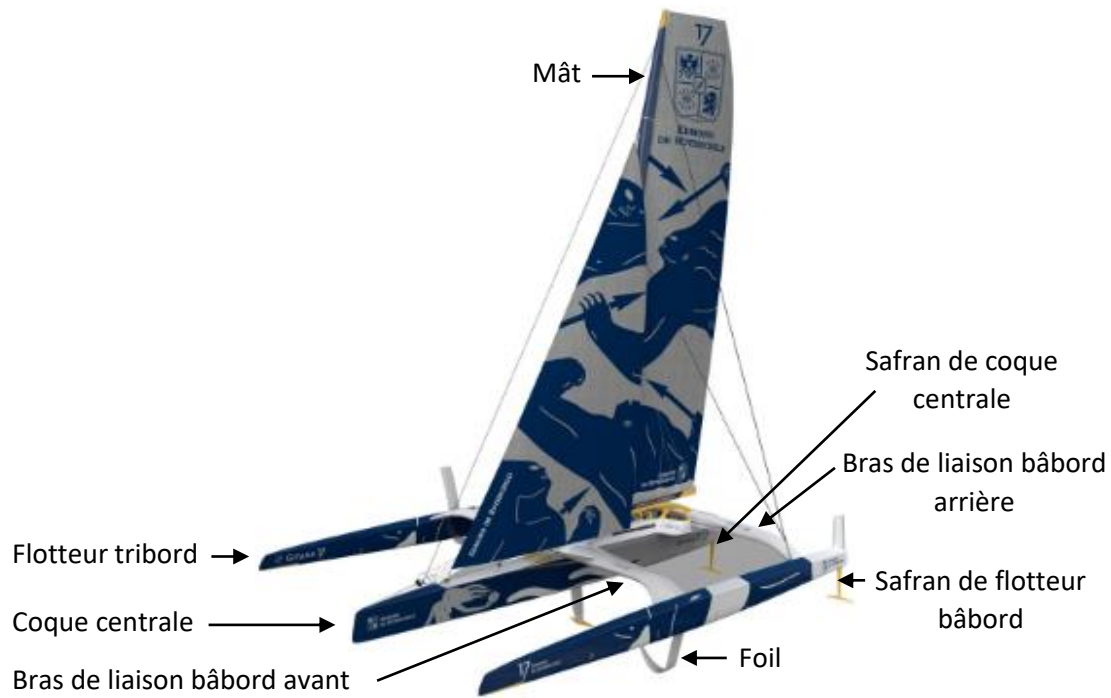


Figure I-2 : Dénomination des parties principales pour le maxi trimaran Gitana 17, appartenant à la classe Ultime (www.gitana-team.com)

Il semble intéressant de détailler le rôle des acteurs principaux indiqués sur la Figure I-1 :

- **L'architecte naval** : il définit les formes globales du voilier en respectant le cahier des charges du client (l'équipe de course au large), et en réalisant entre autres, des optimisations hydrodynamiques et aérodynamiques.
- **Le bureau d'études** : il reçoit les formes dessinées par l'architecte naval et doit, essentiellement via des modèles éléments finis, réaliser le dimensionnement du voilier. Pour ce faire, il doit « remplir » les formes avec suffisamment de matière pour garantir l'intégrité de la structure tout au long de sa durée de vie ainsi que pour répondre au cahier des charges du client. Il y a généralement un bouclage entre les architectes navals et le bureau d'études sur les formes afin d'optimiser le triptyque : performance de forme, performance de masse et performance de raideur. Une fois que cette tâche est réalisée, le bureau d'études peut également être en charge de la réalisation des plans qui permettront la fabrication du voilier.
- **Le chantier nautique** : il reçoit les plans de fabrication émis par le bureau d'études et construit les différentes parties du voilier selon ces derniers.

Comme l'indique la Figure I-1, ces trois acteurs sont en interaction constante, ainsi qu'avec le client, tout au long de la durée du projet. En effet, les architectes et le bureau d'études ont besoin de l'expertise du chantier nautique dès les premières phases de conception afin de garantir la faisabilité des solutions proposées au client. Généralement plusieurs solutions sont proposées et le choix final est à la discrétion du client, en fonction de critères multiples et de configurations optimales.

Une fois que le bureau d'études a produit les plans nécessaires à la fabrication des différentes parties du voilier, celle-ci peut alors démarrer au sein du chantier. Lors de cette phase, c'est généralement l'équipe de course au large et parfois le bureau d'étude qui réalise un suivi de chantier. Etant donné que cette thèse CIFRE s'est déroulée au sein d'un bureau d'études spécialisé dans le dimensionnement de structures composites pour le nautisme de compétition, la partie suivante va davantage s'intéresser à cet acteur et à son rôle dans cet écosystème.

I.2 La société GSea Design

GSea Design, société basée à Lorient, a été créée en 2010 par Denis Glehen. La société intervient dans le dimensionnement, le calcul et l'expertise des structures composites, essentiellement dans le nautisme de compétition. En 2015, GSea Design fusionne avec une société Bretonne partenaire, HDS, dont Denis Glehen a été le n°2 pendant près de 15 ans. Les effectifs sont alors doublés en passant de 8 à 16 personnes.

En 2018 la société comptait 20 salariés et a réalisé un chiffre d'affaire d'environ 1,5 millions d'euros, dont 80 % dans le nautisme de compétition. Toutefois, la société œuvre depuis quelques années pour augmenter la part des projets industriels et ainsi étoffer son activité. Ceci a pour but de palier à la demande très cyclique du nautisme qui est conditionnée par le planning des compétitions et par son modèle économique. En effet, les équipes sont essentiellement financées par des sponsors.

L'expertise de GSea Design s'étend de la conception, en phase de pré-étude, aux calculs de dimensionnement et d'optimisation des structures. La société réalise également les plans de fabrication, assiste dans la réalisation d'essais mécaniques et suit la fabrication auprès du chantier, afin de garantir la qualité du produit final. Comme beaucoup d'acteurs dans ce secteur de compétition, GSea Design investit chaque année environ 30% de son chiffre d'affaire en recherche et développement (R&D). Ceci passe par le financement de thèses CIFRE, celle faisant l'objet de ce manuscrit est la troisième, dont une héritée de la fusion avec la société HDS. Mais également par la réalisation de divers projets R&D, soit financés sur fonds propres, soit en participant à des projets labellisés par la région et/ou européen, type FEDER. Actuellement, on peut citer le projet « Solid Sail 2.0 », porté par Chantiers de l'Atlantique, dont l'objectif est de créer une voile rigide repliable avec une surface pouvant atteindre 1200 m². Celle-ci est destinée à apporter une propulsion vélique complémentaire à la propulsion thermique sur les grands navires de transports afin de diminuer les consommations de carburant fossile, et donc de limiter l'impact carbone du transport maritime.

Dès sa création, la société GSea Design a investi de manière significative dans le développement interne de logiciels de calculs pour le dimensionnement de structures composites. C'est probablement l'une des raisons qui lui a permis de devenir l'un des leaders du secteur.

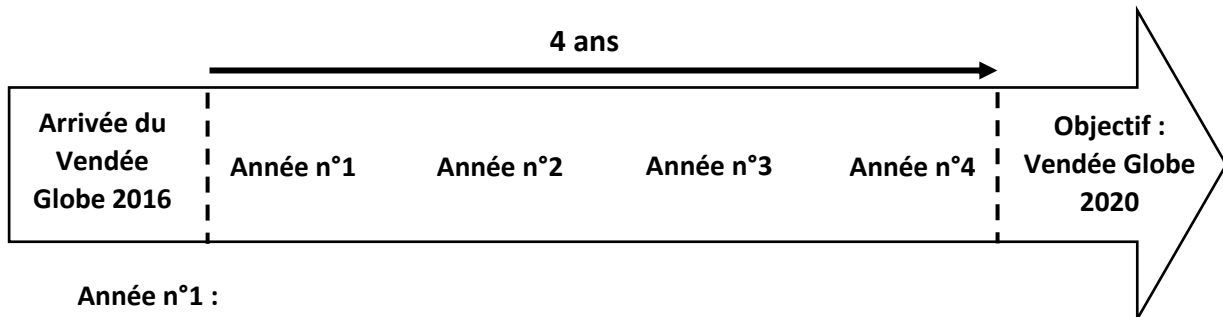
Mais pourquoi investir dans le développement de logiciels de calculs alors que de nombreuses sociétés en développent et en commercialisent depuis plusieurs années ?

La principale réponse à cette question est directement liée au secteur d'activité dont il est question et notamment de son fondement économique. Comme c'est le cas dans de nombreux sports mécaniques, le nautisme de compétition est financé par « sponsoring » (aussi appelé parrainage). Ceci signifie que des sociétés donnent de l'argent à une équipe et en contrepartie cette dernière offre une visibilité à grande échelle à son sponsor et contribue ainsi à la construction/amélioration de son image publique. Il est également intéressant de noter que le parrainage permet, pour la société émettrice, de déduire les dépenses de parrainage des résultats de l'entreprise.



Figure I-3 : L'occitane, monocoque de 60 pieds appartenant à la classe IMOCA et dimensionné par GSea Design (@P. Bouras)

Pour répondre à la question formulée précédemment, prenons comme exemple un skipper qui souhaite concourir pour une course réputée, telle que le Vendée Globe. Comme le décrit la Figure I-3, le Vendée Globe est une course réservée à la classe IMOCA, dont l'exemple de l'Occitane est présenté sur la Figure I-3. Cette course se déroule autour du monde, en solitaire, sans escale et sans assistance, tous les quatre ans. Ainsi, de manière générale, la meilleure période pour rechercher un sponsor pour un Vendée Globe est...après un Vendée Globe. Ce type d'évènement possède une grande couverture médiatique auprès d'un public relativement large. Ainsi, les potentiels sponsors voient la contrepartie, d'un point de vue image et communication, qu'apporte ce type d'évènement et sont donc nettement plus enclins à s'engager dans cette aventure. La Figure I-4 permet d'illustrer les principales étapes par lesquelles notre skipper « exemple » devra passer avant d'atteindre son objectif de Vendée Globe.



Année n°1 :

- Recherche de sponsors
- Monter le projet et recruter une équipe
- Trouver des partenaires : un architecte, un bureau d'études, un chantier...

Année n°2 :

- Réalisations des études par les architectes et le bureau d'études

Année n°3 :

- Fabrication du bateau par le chantier

Année n°4 :

- Fin de fabrication du bateau
- Prise en main du bateau
- Entraînement : fiabilisation et performance

Figure I-4 : Chronologie simplifiée des principales étapes précédant un Vendée Globe

On observe, sur la Figure I-4, que le planning permettant d'atteindre l'objectif est relativement court et non extensible. Chaque partenaire se doit de remplir sa part dans les délais impartis, au risque de mettre en péril l'ensemble du projet. Dans ce contexte, la performance et l'efficacité des méthodes et des outils utilisés par le bureau d'études en charge du dimensionnement sont primordiales. En effet, plus la mise en donnée et l'analyse est longue et moins l'optimisation est aisée, or les équipes de course sont en constante recherche de performance. Denis Glehen a ainsi fondé GSea Design autour de cette problématique en proposant des outils « métiers », dont il a lui-même réalisé/supervisé le développement.

C'est ainsi qu'une suite de logiciels GSea Design a vu le jour dont une description rapide est proposée ci-dessous.

Alamo :

Alamo est l'outil qui permet d'estimer les caractéristiques mécaniques d'un stratifié. L'ensemble des travaux de recherche concernant les matériaux viennent alimenter ce logiciel. Les travaux menés pendant la thèse CIFRE et dont les résultats sont décrits dans ce manuscrit ont donc alimenté, soit par un développement spécifique de module complémentaire, soit par l'enrichissement d'une base de données, le logiciel Alamo.

Outil de prédiction :

- Des propriétés élastiques par différentes méthodes d'homogénéisation allant de la loi des mélanges à l'utilisation d'un modèle numérique micromécanique
- Des propriétés de rupture par différents critères mésoscopiques (Tsai-Hill, Tsai-Wu, Hashin, ...) et des modèles analytiques spécifiques (Budiansky & Fleck, Grandidier, ...)
- Des briques complémentaires permettant d'apporter des éléments afin d'appréhender les notions de durabilité

Il s'agit d'un outil multi-échelles qui ne possède pas d'équivalent dans les outils commerciaux. La force de l'outil est de s'appuyer sur une importante base de données résultants d'essais conduits sur différents types de préimprégnés ainsi que sur les constituants (fibre et matrice).

Sandra :

Sandra est un logiciel de calcul de propriétés mécaniques de sections creuses composites. Ces propriétés sont ensuite utilisées par Ophélia. Sandra est spécialement adapté aux spécificités des matériaux composite, il permet donc d'estimer rapidement les propriétés d'une section associée à un empilement. Sa force réside dans sa simplicité d'utilisation, permettant d'itérer rapidement et ainsi optimiser la géométrie et l'empilement afin de tendre vers une structure optimale. Ce logiciel peut ainsi calculer les propriétés d'une bôme, d'un flotteur de bateau, d'un bras de liaison de trimaran, ou de tout type de structures creuses...

Utilisé avec Alamo en entrée puis avec Ophélia et couplé à un optimisateur comme Mode Frontier ou Hyperstudy, Sandra permet de réaliser plusieurs milliers de calculs en quelques heures et permet ainsi de converger rapidement vers la solution optimum.

Ophélia :

Ophélia est un logiciel de calcul éléments finis barres et poutres. Développé depuis 1986 pour le design de l'ensemble mât gréement de voilier de compétition. Ophélia permet notamment la transcription d'une allure de navigation vers un chargement au sens des éléments finis et possède

également un module de calcul adapté au réglage des câbles constituant le gréement. L'évolution de ce logiciel permet aujourd'hui de concevoir et dimensionner tout type de structures élancées, du flotteur de multicoque au mât de paquebot à voile. La modélisation par éléments finis de type poutre, ainsi que les modules et l'interfaces métier, permettent de gagner en temps de modélisation et d'analyse.

Sofia :

SOFIA est une suite complète d'étude d'appendices portants, déformables, en interaction fluide structures (foils, safrans, dérives pour le nautisme, pâles d'hélices ou d'éoliennes, etc...). Il est en développement permanent avec un docteur spécialisé dans les phénomènes hydro-élastiques et d'interaction fluide structure.

Des logiciels commerciaux de calcul par la méthode des éléments finis sont également utilisés en complément de cette suite, en fonction du cahier des charges du client. On peut notamment citer le logiciel FEMAP/NASTRAN ainsi que la suite ALTAIR.

Maintenant que l'écosystème a été décrit et que la notion de planning a été abordée (Figure I-4), on peut également compléter cette introduction par une autre contrainte qui s'applique à tout projet : l'enveloppe budgétaire. Voici quelques ordres de grandeurs qui permettent de donner une idée de cette dernière. Un projet de construction de trimaran de la classe Ultime coûte entre 15 et 20 millions d'euros. Pour un projet IMOCA, c'est plutôt entre 5 et 10 millions d'euros. En fonction de l'équipe et du sponsor, ces budgets peuvent varier sensiblement. Il faut également préciser que les coûts des projets tendent à augmenter ces dernières années, du fait de l'apparition des foils (cf. Figure I-2) et du coût important que ces appendices représentent. Dans ce coût global, l'enveloppe budgétaire allouée au bureau d'étude est de l'ordre de quelques pourcents, probablement autour de 5%.

Ainsi, toutes les équipes de course s'adressent au bureau d'études avec les deux contraintes présentées : un planning et une enveloppe budgétaire non extensible, tout en souhaitant avoir le meilleur bateau possible. Comme il l'a été expliqué précédemment, les outils métiers et les méthodes développées au fil des années sont décisifs pour permettre d'apporter des réponses au client, tout en respectant les contraintes du cahier des charges.

Au sein d'une PME comme GSea Design, la R&D doit donc permettre :

- soit d'améliorer les outils métiers pour permettre un gain de temps sur la mise en données et/ou sur l'analyse et ainsi avoir plus de temps pour optimiser les structures pour gagner en performance
- soit permettre d'apporter de nouveaux éléments permettant de progresser sur la performance et/ou sur la fiabilité et augmenter ainsi la valeur ajoutée des études réalisées

Dans une certaine mesure, on peut considérer que cette thèse, consacrée à l'étude et à la prédiction de la résistance en compression des matériaux composites utilisés dans le nautisme de compétition, s'inscrit dans les deux items ci-dessus.

L'ensemble des éléments évoqués dans cette partie permettront au lecteur d'appréhender le contexte industriel dans lequel s'inscrivent les travaux présentés dans ce manuscrit. Les choix réalisés lors de ces trois ans et demi ont toujours essayé de concilier les intérêts industriels avec les intérêts scientifiques.

I.3 Les matériaux composites

Un matériau composite est défini comme étant un assemblage d'au moins deux constituants non miscibles. Les qualités respectives des constituants associés se complètent pour former un matériau aux performances mécaniques, thermiques, électriques et/ou physico-chimiques améliorées. Aujourd'hui, ils se sont imposés dans la plupart des secteurs, allant de l'industrie de pointe, comme l'aéronautique (Figure I-5), aux industries à plus grande diffusion comme les transports ou les sports de loisirs.

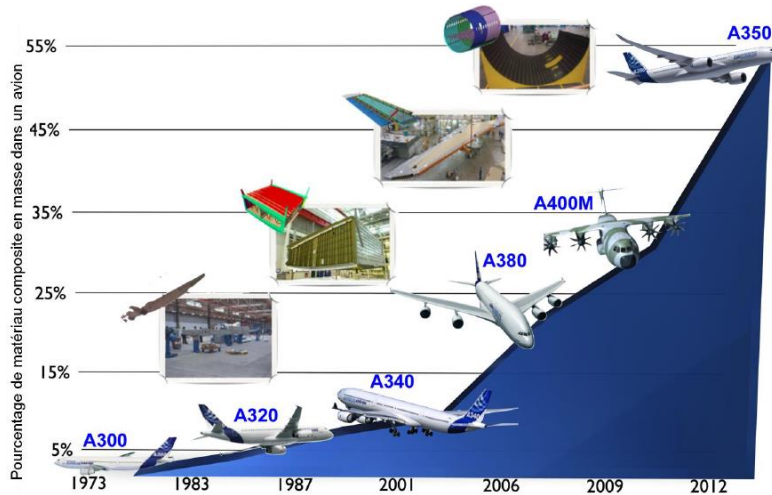


Figure I-5 : Evolution de l'utilisation des matériaux composites au sein des avions Airbus (Charrier, 2013)

Comme souvent, la progression s'est réalisée dans ce sens : les industries de pointes ont développé des technologies qui ont ensuite été transférées vers les secteurs grands publics. En effet, l'investissement nécessaire pour faire émerger ce type de technologie nécessitant des procédés industriels lourds, n'est possible qu'avec de grands groupes industriels ayant la capacité à mener des projets R&D de grande envergure.

Les matériaux composites ont commencé à être utilisés dès le milieu des années 1950 dans le nautisme de compétition et s'est généralisé dans les années 1960 (Casari *et al.*, 2008), avec l'utilisation de contreplaqué et de composites à fibres de verre et résine polyester. C'est au début des années 1980, que les composites à fibres de carbone et résine époxy ont commencé à se développer dans le secteur. Aujourd'hui, ils dominent, entre autres, les classes Ultime et IMOCA.

Le matériau composite est constitué d'un renfort (cf. Figure I-6), la fibre, qui contribue aux propriétés mécaniques de la pièce, et d'un liant, la matrice. Le rôle de la matrice est d'assurer la cohésion entre les fibres, de transférer les flux d'efforts entre les plis, de garantir la tenue à l'environnement (corrosion, vieillissement humide) et la tenue en température.

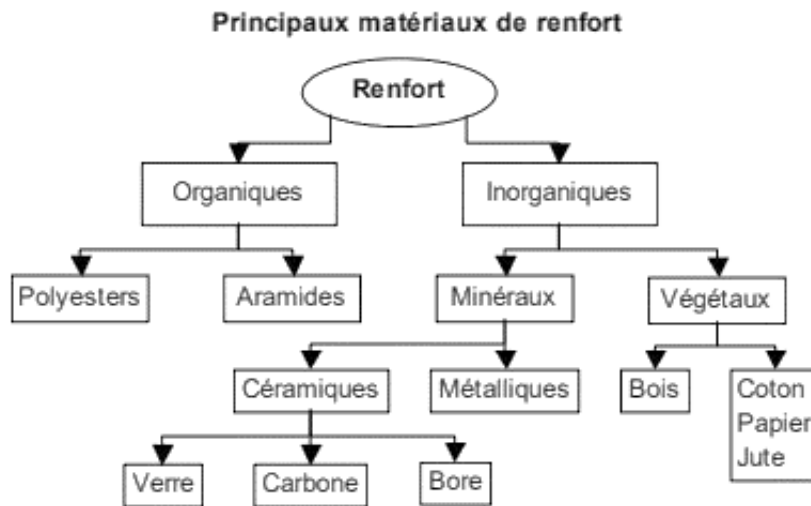


Figure I-6 : Les principaux matériaux de renforts (Berreur et al., 2002)

Du fait de leur utilisation dans de multiples secteurs où les enjeux sont parfois très différents, il existe un grand nombre de matériaux composites qui peuvent être classés suivant différents critères. Par exemple, Berthelot (Berthelot, 2010) classe dans un premier temps suivant la forme des constituants et différencie ainsi les composites à fibres des composites à particules. La première catégorie pouvant être scindée en deux afin de distinguer les fibres longues et les fibres courtes. Ensuite, l'auteur propose également une classification suivant la nature des constituants et notamment la nature de la matrice.

On peut ainsi distinguer trois grandes familles :

- les Composites à Matrices Organiques (CMO) : résine thermodurcissable ou thermoplastique,
- les Composites à Matrices Céramiques (CMC) : réservés aux applications à haute température,
- les Composites à Matrice Métallique (CMM) : pour des applications très spécifiques.

Dans le cadre des travaux de recherche présentés dans ce manuscrit, nous nous intéresserons uniquement aux matériaux composites appartenant à la catégorie des CMO dits « hautes performances », utilisés dans le nautisme de compétition. Il s'agit de matériaux composites fabriqués à partir de préimprégné à résine thermodurcissable basse température de transition vitreuse ($T_g \approx 120^\circ\text{C}$) et à fibre longues, en carbone.

Avant de présenter plus en détail les constituants, il convient d'évoquer les différentes échelles qui sont couramment utilisées dans le cadre des matériaux composites et qui nous serviront tout au long de ce manuscrit.

On distingue ainsi trois échelles de modélisation :

- Echelle microscopique : il s'agit de l'échelle des constituants. A cette échelle, les propriétés de chacun des constituants sont considérées. Cette échelle n'est pas réellement utilisée dans l'industrie, sauf pour des applications très spécifiques. Certains éditeurs de logiciels commerciaux ont d'ailleurs récemment développé des solutions. On peut par exemple citer Altair avec son module Multiscale designer ou encore Abaqus avec son plug-in Micromechanics. Les modélisations à cette échelle sont aujourd'hui davantage associées aux travaux de R&D.

- Echelle mésoscopique : il s'agit de l'échelle du pli où, cette fois, c'est le pli qui est considéré comme un matériau homogène anisotrope dont le comportement peut être approximé par cinq constantes de l'ingénieur (dans sa version la plus simple). Avec l'augmentation des puissances de calcul, l'utilisation de cette modélisation tend à croître dans l'industrie.
- Echelle macroscopique : il s'agit de l'échelle du stratifié. Celui-ci est considéré comme un matériau homogène anisotrope. Son comportement est approximé par cinq constantes de l'ingénieur (dans sa version la plus simple). C'est l'échelle de modélisation la plus utilisées au sein des bureaux d'études et dans l'industrie en générale.

La Figure I-7 ci-dessous permet de schématiser les principales échelles de modélisation d'un composite.

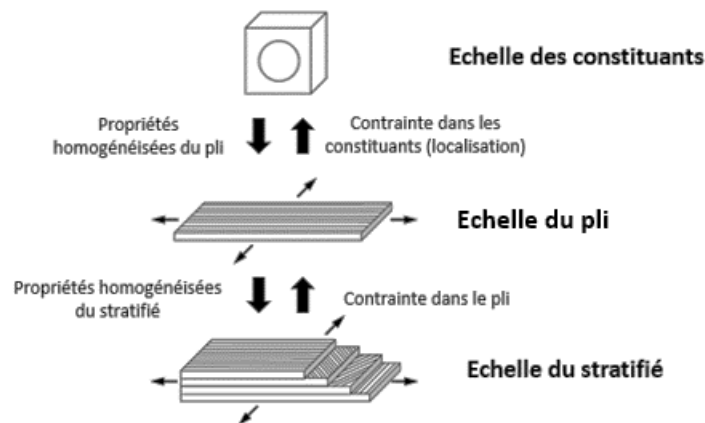


Figure I-7 : Schématisation des trois échelles d'un composite inspirée de (Jin et Huang, 2008)

Les parties suivantes aborderont chacune de ces échelles en apportant quelques précisions sur des points spécifiques qui permettront d'alimenter les notions abordées dans la suite de ce manuscrit.

I.3.1 Les constituants du matériau composite

I.3.1.1 Les fibres de carbone

Les fibres de carbone peuvent être issues de différents matériaux précurseurs dont les principaux sont :

- le brai qui est issu de résidus de houille ou de pétrole, c'est un mélange d'hydrocarbures aromatiques (Dupupet, 2008). Le brai peut-être filé et former des fibres dont la structure cristallographique est dite « graphitique », c'est-à-dire que les molécules de graphène qui la compose sont empilées de manière périodique (Monthieux *et al.*, 2017),
- le PolyAcryloNitrile (PAN) obtenu par polymérisation et filage de fibres acryliques. Ce précurseur conduit à des fibres dont la structure cristallographique est dite « turbostratique », c'est-à-dire que les molécules de graphène qui la compose sont empilées de manière aléatoire (Monthieux *et al.*, 2017),

Les fibres de carbone issues de ces deux précurseurs ont été développées au début des années 1960. Les fibres de carbone issues du précurseur de brai sont couramment appelées fibre Pitch. Elles permettent, en fonction du procédé qu'on leur applique, d'influencer l'orientation périodique des

graphènes et ainsi d'obtenir des fibres avec différentes microstructures comme l'illustre Matsumoto (Matsumoto, 1985) sur la Figure I-8.

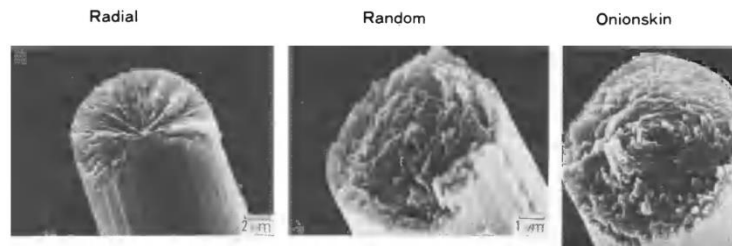


Figure I-8 : Illustration de différentes structures cristallographiques possibles pour des fibres de carbone issues de brai (Matsumoto, 1985)

Les fibres Pitch ont des modules qui sont élevés et généralement supérieurs à ceux des fibres PAN. Cependant, la résistance de ces dernières est nettement plus importante. De ce fait, les fibres PAN sont les plus utilisées malgré un coût plus important (Morgan, 2005). Aujourd'hui, exclusivement les fibres PAN sont utilisées dans le secteur du nautisme de compétition, on s'intéressera donc uniquement à ces dernières.

Parmi ces fibres (PAN), trois catégories de fibres de carbone sont distinguées dans le cadre de ces travaux :

- Fibre de type HR, aussi appelée Haute Résistance : leur module sens fibre est inférieur à 260 GPa,
- Fibre de type IM, aussi appelée Module Intermédiaire : leur module sens fibre est compris entre 260 GPa et 320 GPa,
- Fibre de type HM, aussi appelée Haut Module : leur module sens fibre est compris entre 320 GPa et 460 GPa.

Le Tableau I-1, issu de Casari et al. (Casari *et al.*, 2008) fournit des ordres de grandeur de quelques propriétés, pour chacune de ces catégories de fibre, ainsi que pour une fibre de verre E, à titre de comparaison.

Fibre	Densité	Module en traction (GPa)	Résistance en traction (MPa)	Applications
Verre E	2,6	73	2 500	Plaisance Transport
Carbone HR	1,76	230	3 530	Régate
IM (T800)	1,81	300	5 490	Course océanique
HM (M40J)	1,77	377	4 410	Course océanique
HM (M46J)	1,84	436	4 210	Course océanique

Tableau I-1 : Exemple de quelques catégories de fibres (Casari et al., 2008)

Les bornes de ces catégories ne sont pas figées, il s'agit des catégories usuellement définies comme par exemple dans les travaux de Ledru (Ledru, 2009). Il existe des fibres dont le module est supérieur à 460 GPa, on parlera alors de Très Haut Module (THM) mais celles-ci ne seront pas utilisées dans le cadre de ce manuscrit.

Le processus de fabrication des fibres de carbone à précurseur PAN, résumé sur la Figure I-9, débute par une phase d'oxydation entre 200 et 300°C afin d'obtenir un produit infusible. La phase suivante est la carbonisation, qui consiste à chauffer progressivement les fibres entre 700°C et 1500°C en atmosphère d'azote. A ce stade, on a des fibres haute résistance (HR) dont le diamètre est généralement compris entre 6 et 9 µm.

Pour obtenir des fibres dont le module axial sera plus élevé, il faut réaliser une graphitisation. Ce procédé consiste à effectuer une pyrolyse des fibres, toujours en atmosphère d'azote et à des températures élevées, comprises entre 2000 et 3000°C, en fonction de la rigidité souhaitée. La pyrolyse permet d'entraîner une décomposition chimique qui permet une réorientation des réseaux hexagonaux de carbone suivant l'axe des fibres. Ceci entraîne une augmentation du module d'élasticité axial et une diminution de la contrainte à rupture, en raison de défauts qui apparaissent dans la structure cristallographique.

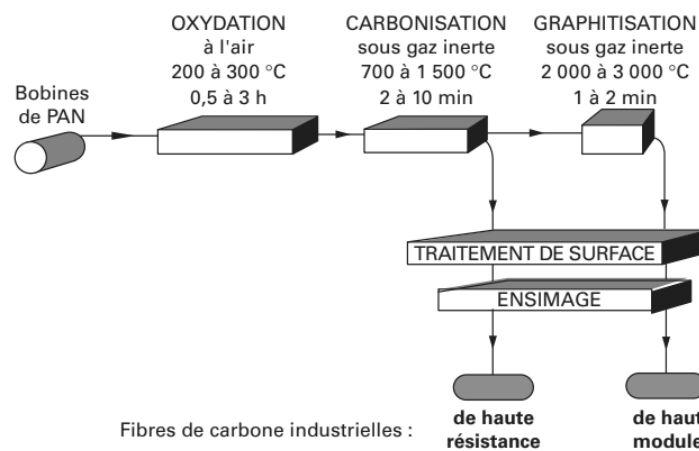


Figure I-9 : Etapes de fabrication des fibres de carbone dont le précurseur est PAN (Dupupet, 2008)

L'effet de la température de traitement thermique sur les propriétés mécaniques en traction est représenté sur la Figure I-10.

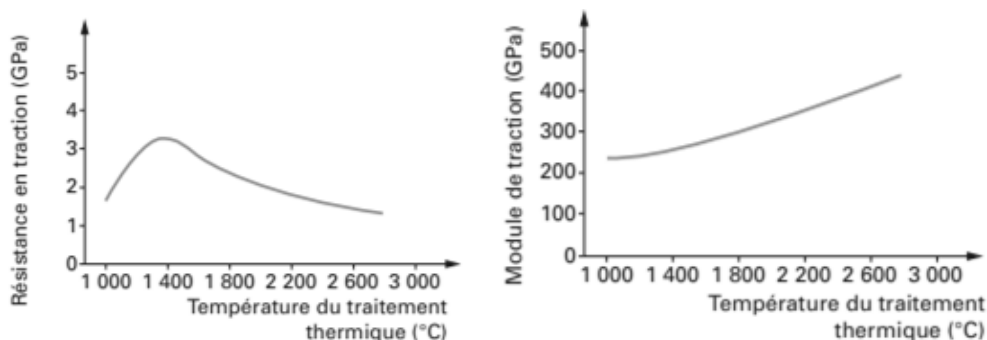


Figure I-10 : Tendances des effets de la température de traitement thermique sur les propriétés mécaniques en traction d'une fibre de carbone (PAN) (Dupupet, 2008)

On constate que la résistance croît puis décroît avec la température tandis que le module de traction ne fait que croître. On comprend alors l'attrait pour les fibres IM, lorsque l'application nécessite un bon compromis entre la résistance et le module axial.

L'ensemble des fibres subit, après toutes les étapes précédentes, un traitement de surface et une étape d'ensimage afin d'augmenter leur rugosité et améliorer la liaison entre la fibre et la matrice. Cette étape garantit notamment d'avoir une bonne adhésion à l'interface entre ces deux constituants, cette notion sera évoquée dans I.3.1.3.

I.3.1.2 Les résines

On note que, le constituant lorsqu'il est seul, est appelé résine. L'association d'une résine avec un renfort conduit à un matériau composite dont la résine sera alors communément appelée « matrice », du fait de sa fonction.

Dans un matériau composite, la matrice a plusieurs rôles. Elle assure la cohérence de l'ensemble par enrobage et transfert des efforts mécaniques aux renforts. Elle garantit la géométrie finale de la structure et protège les fibres de carbone du frottement.

Dans sa thèse, (Ledru, 2009) explique que :

« Dans le cas des CMO, un très grand nombre de polymères peuvent être utilisés comme matrices. Ces résines synthétiques résultent de composés chimiques obtenus par réticulation d'une macromolécule (association de molécules appelées monomères), sous l'action de la chaleur et/ou d'un catalyseur. »

On peut distinguer deux grandes catégories de résine (Tableau I-2) :

- les résines thermoplastiques (cristallins, semi-cristallins ou amorphes),
- les résines thermodurcissables (amorphes).

Matrices	Thermodurcissable	Thermoplastique
Etat de base	Liquide visqueux	Solide
Stockage	Réduit	Longue durée
Mouillabilité des renforts	Aisée	Difficile
Moulage	Chauffage continu	Chauffage + refroidissement
Cycle	Long	Court
Tenue au choc	Limitée	Assez bonne
Tenue thermique	Haute température	Faible temp. (sauf nouveau TP)
Chutes et déchets	Perdus ou utilisés en charges	Recyclables
Conditions de travail	Emanations de solvants	« Propreté »

Tableau I-2 : Principales différences entre matrices thermodurcissables et thermoplastiques (Berreur et al., 2002)

Les résines thermoplastiques (Berthelot, 2010 ; Lan, 2016) :

Elles sont issues de polymères à chaînes linéaires ou ramifiées. Leur transformation est réversible, ce qui leur procure l'avantage de pouvoir être recyclées et réutilisées lorsque les pièces sont endommagées ou arrivent en fin de vie. L'utilisation de ces résines en association avec des renforts fibreux se développe très fortement. Il existe deux types de structures macromoléculaires dans le cas des thermoplastiques, les structures totalement amorphes et les structures semi-cristallines. Dans cette catégorie, on peut par exemple citer le polyphénylsulfure (PPS), le polyéther-éther-cétone (PEEK) ou encore le polyéther-cétone-cétone (PEKK).

Les résines thermodurcissables (Perrot, 2006 ; Berthelot, 2010) :

Le processus de mise en forme des résines thermodurcissables implique une cuisson qui permet d'activer le processus de réticulation. Cette transformation est irréversible ainsi, après réticulation, la fibre et la matrice sont très difficile à dissocier, ce qui rend les solutions de recyclage très complexes. Dans le nautisme de plaisance, les résines polyester et vinylester sont principalement utilisées tandis que dans le nautisme de compétition, les résines utilisées sont constituées de monomères du groupe époxyde, ce sont les résines époxy. Le Tableau I-3 indique les propriétés moyennes de quelques résines thermodurcissables.

Résine	Densité	Module d'élasticité [GPa]	Résistance en traction [MPa]	Allongement à rupture [%]	Tenue à la température [°C]
Polyester	1,2	2,8 - 3,6	50 - 85	2 - 5	110
Vinylester	1,1	3,5	60 - 85	2 - 5	140
Phénolique	1,2	3 - 5	40	2,5	120 - 150
Epoxy	1,1 - 1,5	3 - 6	50 - 120	1,5 - 5	120 - 200

Tableau I-3 : Propriétés mécaniques moyennes des résines thermodurcissables (Berreur et al., 2002 ; Gornet, 2008)

Les résines époxy possèdent des propriétés intéressantes comme un faible retrait, une bonne adhésion aux renforts et de bonnes propriétés mécaniques et thermiques, comparativement aux résines polyester ou vinylester. Ces dernières étant fortement dépendantes du taux de réticulation de la matrice, il est important d'avoir une bonne maîtrise du procédé de fabrication afin d'assurer une réticulation maximale et homogène au sein du matériau.

La composition chimique des résines utilisées dans les préimprégnés est à la discrétion des industriels et relève du secret industriel. Les résines époxy utilisées dans le nautisme de compétition sont dites à basse température de transition vitreuse ($\approx 120^\circ\text{C}$). Leur formulation serait à base de DGEBA modifiée et d'époxyde novolaque. Généralement, ces résines contiennent également des élastomères, des thermoplastiques ou d'autres nano particules en faible quantité. Ceci permettrait d'augmenter certaines propriétés, comme la ténacité dans le cas de particules thermoplastiques, ou la rigidité dans le cas des nano-particules de silice (Mechin *et al.*, 2020).

Dans le cadre du chapitre III de ce manuscrit, une caractérisation expérimentale du comportement d'une résine sera réalisée.

I.3.1.3 L'interface / Interphase

La zone de transition entre la fibre et la matrice est couramment appelée interface ou encore interphase. (Teklal *et al.*, 2018) définissent l'interface comme étant la zone physique entre la résine et la fibre tandis qu'ils assimilent l'interphase à l'ensemble de la zone dont la composition chimique et les propriétés mécaniques sont différentes de celles des constituants fibre et résine.

C'est également la définition adoptée par (Drzal *et al.*, 1983 ; Drzal, 1986) qui soulignent la difficulté à borner précisément cette zone impactée. Ils ajoutent également que la plupart des modèles micromécaniques (de l'époque) négligent artificiellement cette dernière, du fait de la complexité de sa caractérisation et de la méconnaissance des paramètres exerçant une influence sur ses propriétés. Madhukar et Drzal ont, par la suite, écrit une série d'articles sur ce sujet (Madhukar et Drzal, 1992(a) ; Madhukar et Drzal, 1992(b) ; Drzal et Madhukar, 1993). Dans leurs travaux, différents essais mécaniques sont réalisés, dont des essais de compression et de traction transverse, sur un composite à résine époxy et à fibres de carbone. Les fibres utilisées (AU-4, AS-4 et AS-4C) se différencient par l'ensimage qui leur est appliqué. L'opération d'ensimage consiste à venir appliquer en surface de la fibre une fine couche de polymères dont la composition et l'épaisseur varient. Par exemple, si on regarde plus en détail les fiches techniques de la fibre AS-4 et de la fibre AS-4C, on constate que la première a un diamètre moyen de $7,1 \mu\text{m}$ tandis que la seconde a un diamètre moyen de $6,9 \mu\text{m}$. Puisque, comme l'expliquent (Madhu S Madhukar and Drzal, 1992), la différence entre ces deux fibres est leur ensimage, on peut donc dire que l'ensimage de la fibre AS-4 a une épaisseur qui est supérieure de $0,1 \mu\text{m}$ à l'ensimage de la fibre AS-4C.

Ces travaux montrent notamment que cette différence d'ensimage, et donc d'interphase, intervient de manière significative sous certaines sollicitations, comme par exemple dans le cas de la compression dans le sens fibre, dont quelques résultats sont reportés dans le Tableau I-4.

Fibre/matrice	Module [GPa]	Déformation à rupture [%]
AS-4/828mPDA	126	- 0,79
AS-4C/828mPDA	153	- 0,86

Tableau I-4 : Evolution du module d'élasticité et de la déformation à rupture en compression, en fonction de l'ensimage de la fibre de carbone (Madhukar et Drzal, 1993)

Descendre à ce niveau de détail concernant les fibres, et plus particulièrement de leur ensimage, permet d'aborder le sujet de la qualité des constituants utilisés en fonction du secteur d'activité. Dans un premier temps, on retiendra que le secteur aéronautique prend en compte les considérations précédentes concernant l'ensimage tandis que le secteur du nautisme n'intègre pas cette donnée. Des précisions concernant les causes seront données lorsqu'on évoquera les différentes qualités de préimprégné dans le § I.3.2.

I.3.2 Du préimprégné au stratifié

I.3.2.1 Les préimprégnés

Comme il l'a été expliqué dans le § I.3.1, les stratifiés étudiés dans ce manuscrit, et plus largement dans le secteur du nautisme de compétition, sont fabriqués à partir de plis préimprégnés. Un pli préimprégné est un semi-produit constitué de fibres et de résine dont la mise en œuvre est directe et se fait généralement sur un moule. Comme l'illustre la Figure I-11, ce semi-produit existe sous deux principales formes : le pli unidirectionnel (aussi appelé nappe UD) et le pli tissé. Les plis UD sont majoritairement utilisés dans le secteur qui nous concerne.

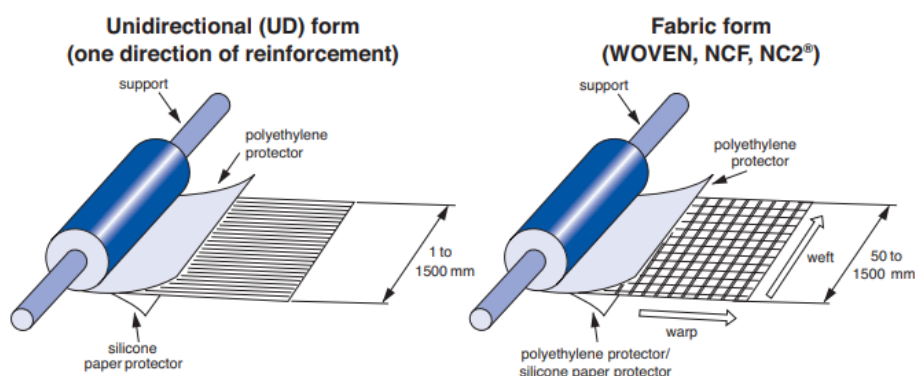


Figure I-11 : Les deux types de préimprégné (Hexcel, 2013)

Ces deux types de préimprégné sont fabriqués selon deux procédés différents, comme l'illustre la Figure I-12, et sont ensuite commercialisés sous forme de rouleau.

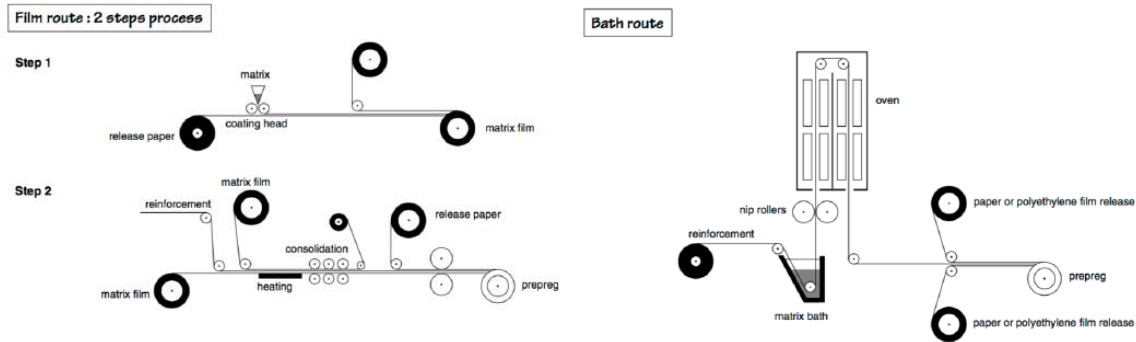


Figure I-12 : Procédé de fabrication du préimprégné (Hexcel, 2013)

Les fabricants de préimprégné sont généralement des fabricants de résine et sont communément appelés des imprégnateurs. On peut citer quelques imprégnateurs dont les produits sont utilisés dans le nautisme de compétition, comme le groupe Hexcel, le groupe Gurit ou encore la société Vitech composites SAS. Sauf cas spécifique, les préimprégnés utilisés dans le secteur étudié sont des plis de 300 g.m⁻². Il convient de noter que plus le grammage est faible et plus le prix massique est élevé.

Aussi, il est possible de classer les préimprégnés en trois catégories comme le détaille le Tableau I-5.

Catégorie	Contrôle qualité	Coût approx. [€.m ⁻²]
Nautique	Quelques contrôles physico-chimiques (densité de fibre au m ² , densité des films de résine, enthalpie de la résine crue...) mais non systématiques .	40
Industrie	Environ trois fois plus de contrôles physico-chimiques que pour la catégorie « nautique ». Ces contrôles sont systématiques et leurs tolérances plus faibles que pour la catégorie « nautique ».	80
Aéronautique	Davantage de contrôles qu'en catégorie « industrie » et de nombreuses certifications . Il peut également y avoir des certifications mécaniques systématiques sur chaque lot.	120

Tableau I-5 : Classification en trois catégories des préimprégnés commercialisés (issue d'échanges avec un chantier de construction naval)

Le Tableau I-5 permet d'appréhender les différences importantes de préimprégné en fonction du secteur. Ces catégories n'ont rien de « formelles » et les noms de ces catégories sont établies après discussion avec des personnes travaillant dans des chantiers intervenant majoritairement pour le nautisme. Dans les faits, les produits que commercialisent les imprégnateurs portent différentes appellations en fonction de leur qualité et des contrôles et / ou certifications qu'ils ont reçu.

On retiendra que, dans la majorité des projets de construction de voilier de compétition, l'enveloppe budgétaire attribuée à la fourniture de préimprégné ne permet pas d'avoir un produit de catégorie « aéronautique », ni même « industrie ». Celui-ci subit donc peu de contrôle, il en résulte une dispersion importante, en termes de qualité, entre les différents lots de préimprégné utilisés.

Les acteurs du secteur ont su s'adapter à cette dispersion. Du point de vue du bureau d'études en charge du dimensionnement de ces structures, celle-ci est perceptible sur les résultats d'essais mécaniques de caractérisation des propriétés matériaux. Ceux-ci deviennent donc de plus en plus systématiques sur les projets pour caractériser le lot reçu. Les valeurs utilisées lors du dimensionnement sont pondérées en fonction de la dispersion observée sur ce dernier, en accord avec le client et le chantier.

Le chantier étant le garant de la qualité du matériau qu'il va produire, il doit donc garantir une certaine qualité du composite sur l'ensemble du projet. Ceci lui pose de réelles difficultés puisque, dans son cas, l'importante dispersion entre les lots de préimprégné est bien plus complexe à gérer que le choix d'une pondération sur une résistance maximale. En effet, ils doivent être en mesure d'adapter leur méthode de drapage en fonction de la qualité du lot qu'ils ont reçu. Parfois, la pégosité¹ est suffisante, la manipulation est aisée et le drapage se déroule donc sans encombre, tandis que le lot suivant, de moindre qualité nécessitera plus de temps de drapage car la pégosité sera insuffisante ou l'épaisseur du pli sera trop irrégulière.

Lors d'échanges avec le responsable technique d'un chantier, il m'a confié que son équipe savait, dès les premiers plis drapés, lorsqu'un lot était de qualité médiocre. Il a notamment évoqué « *des défauts impossibles à corriger* » et que, « *même après cuisson en autoclave sous forte pression* », certains défauts restaient présents. A l'inverse, lorsque la qualité du lot est satisfaisante, les défauts macroscopiques disparaissent même avec une simple cuisson en étuve. Ces problématiques conduisent les chantiers nautiques à devoir modifier leur procédé, par exemple en augmentant le nombre de compactage intermédiaire, lorsque la qualité du préimprégné n'est pas satisfaisante.

Dans un autre cas, beaucoup plus rare mais ayant grandement marqué les esprits, les faibles contrôles et la moindre traçabilité a conduit à devoir considérer comme non conforme un bras de liaison complet. On compte généralement quatre bras de liaison sur un trimaran, il s'agit de la structure permettant de relier la coque centrale aux flotteurs bâbord et tribord (cf. Figure I-2). Déclarer une telle structure comme étant non-conforme a de lourde conséquence sur un projet. D'une part sur les délais de fabrication puisque que le drapage d'un bras de liaison prend environ 7500 h de travail et d'autre part, il s'agit là d'une perte économique pouvant être désastreuse pour le chantier.

La non-conformité a été déclarée pour cause de taux excessif de porosité au sein de la structure. Le contrôle qualité a été réalisé par ultrasons. Ceci n'est pas un cas isolé puisqu'une autre structure a, quelques années plus tôt, connue le même sort. A chaque fois, les conséquences financières ont été importantes, conduisant le chantier à investiguer pour comprendre si la non-conformité était liée à leur procédé de fabrication ou provenait du préimprégné utilisé. Pour ces deux situations, c'est le préimprégné qui a été mis en cause.

Dans un cas, celui-ci provenait d'un lot qui avait été « requalifié » par l'imprégnateur. Il faut savoir qu'un préimprégné ne peut être conservé que 18 mois lorsqu'il est congelé. Requalifier un lot consiste à effectuer certains contrôles afin de vérifier la qualité du préimprégné dont la date limite d'utilisation est dépassée. Ceci se produit lorsque l'imprégnateur possède un excédent de stock, par exemple.

Pour le bras de liaison, la cause ayant conduit à la non-conformité a été plus subtile à identifier. Il s'agissait finalement d'un lot destiné à l'aéronautique mais qui, pour une raison inconnue, a été vendu au chantier. Ce lot avait certaines spécificités, notamment un ensimage moins important de l'ordre de 30%, pour répondre aux exigences du client aéronautique. Ces spécificités nécessitent de réaliser la cuisson de la structure en autoclave, au risque d'avoir un taux de porosité très important localisée à l'interface entre la fibre et la matrice. C'est donc ce qu'il s'est passé puisque, n'ayant pas connaissance de ces informations, le chantier a cuit le bras de liaison concerné en étuve.

La forte dispersion de qualité sur le préimprégné rend difficile le chiffrage d'un projet pour un chantier. C'est donc une vraie problématique du secteur puisque celle-ci se répercute sur l'ensemble des acteurs avec des conséquences plus ou moins importantes. Il faut également noter que le secteur

¹ *pégosité (ou tack) : est le caractère collant (poisseux) d'un matériau.*

du nautisme a peu de poids face au géant de l'aéronautique sur le marché du composite, ses revendications sont donc secondaires auprès des fournisseurs.

Pour un chantier, les conséquences peuvent donc aller de la simple difficulté lors du drapage jusqu'à, dans un cas extrême, la perte d'un bateau en mer. En effet, tous les défauts ne sont pas toujours visibles et certaines structures ne sont pas totalement contrôlables par des méthodes non destructives. De plus, il leur est souvent difficile d'appréhender l'influence d'un défaut sur le comportement général de la structure. Dans ce cadre, GSea Design propose à ses clients une prestation de suivi de fabrication.

Le suivi de fabrication consiste à répondre aux questions qui apparaissent au cours de la fabrication. Il s'agit soit de modifications de dernière minute, soit de questions relatives à la détection d'un défaut lors du contrôle ultra-sons. Pour alimenter la réflexion et permettre de répondre de la manière la plus pertinente possible, il est nécessaire de savoir caractériser les défauts, connaître leurs mécanismes de propagation ou encore avoir de bonnes notions des mécanismes qu'engendre les sollicitations vues par la structure. Cette liste n'est pas exhaustive mais il s'agit là d'une des motivations qui a conduit GSea Design dans ce projet de thèse CIFRE.

I.3.2.2 Les stratifiés

Un stratifié est constitué d'un ensemble de plis préimprégnés dont la composition et l'orientation peut varier. La Figure I-13 permet d'illustrer le cas de deux stratifiés constitués de plis UD (par opposition aux plis tissés), ayant des orientations variables, ainsi que la notation associée.

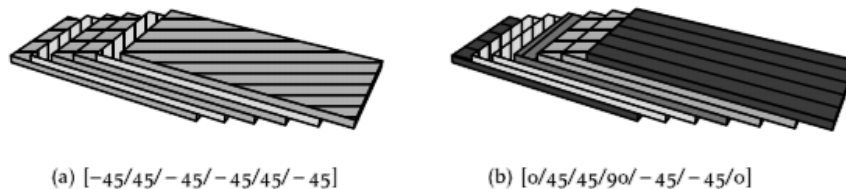
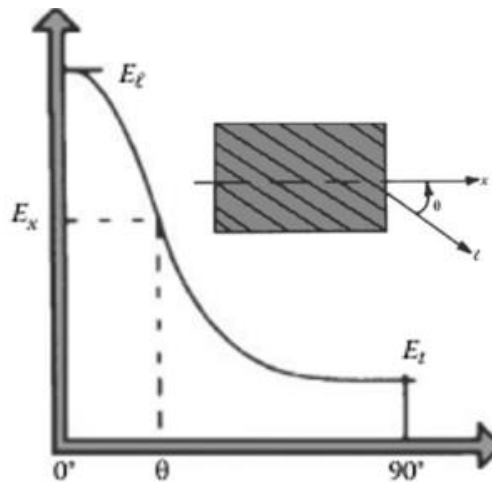


Figure I-13 : Exemple de notation pour décrire l'orientation des plis d'un stratifié (Gornet, 2008)

Dans le cas des structures étudiées dans ce manuscrit, les plis sont majoritairement UD et les orientations sont soit 0°, +/- 45° ou 90°. Le Graphique I-1 permet de rappeler l'évolution du module longitudinal en fonction de l'orientation d'un pli. Les structures utilisées dans le nautisme de compétition travaillent majoritairement en flexion et sont généralement dimensionnées selon des critères de résistance et de raideur. C'est notamment le cas des appendices qui contiennent, de fait, majoritairement des UD orientés à 0° (> 80%).



Graphique I-1 : Evolution du module longitudinal (dir. x) en fonction de l'orientation des fibres (Gay et al., 2002)

L'échelle du stratifié est l'échelle où les défauts sont présents et où ils peuvent être détectés. Dans le § 1.3.2.1, on a évoqué quelques exemples de stratifiés non-conformes. Il faut noter que lorsqu'un défaut est détecté, il existe trois issues possibles après analyse :

- Il n'est pas jugé critique et on pense que la structure pourra vivre avec ce défaut. Une procédure de suivi régulière de son évolution est donc mise en place,
- Il est jugé potentiellement critique et sa position permet d'envisager une réparation. Une procédure de suivi de cette réparation est mise en place,
- Il est jugé critique et aucune réparation n'est envisageable, il faut repartir de zéro.

GSea Design est un acteur majeur dans la prise de cette décision, lourde de conséquences et impactant l'ensemble des acteurs. Le planning des projets de courses au large étant toujours extrêmement contraint, tout imprévu conduisant à un retard signifie, pour l'équipe, une mise à l'eau du bateau plus tardive, donc moins de temps de fiabilisation et de prise en main. Ces deux éléments sont des points essentiels pour être performant.

I.3.2.3 Procédés de fabrication

Cette partie a pour objectif de décrire succinctement les principales variantes qui peuvent apparaître dans le procédé de fabrication des stratifiés constituant les structures, à destination du nautisme de compétition. Dans le § 1.3.1, on a établi que ce manuscrit s'intéressait aux structures fabriquées à partir de plis préimprégnés qui, une fois drapés, constitue le stratifié. Historiquement, ces structures ont toujours été drapées à la main. L'opération de drapage manuel est chronophage et nécessite des opérateurs qualifiés.

Voici une liste non exhaustive des principales tâches à réaliser lors du drapage manuel :

- Découper les plis en fonction de leur position dans le stratifié et de leur orientation
- Préparer le moule
- Poser des plis un par un en s'assurant de leur orientation puis « spyker » (opération consistant à faire de multiples petits trous sur le pli drapé avec un outil type rouleau à pointes)
- Réaliser des compactages intermédiaires tous les N plis
 - o Recouvrir les plis posés avec une bâche à vide et rendre étanche l'ensemble
 - o Tirer le vide puis le maintenir pendant X minutes
 - o Lâcher le vide, rouvrir la bâche et poursuivre le drapage jusqu'au prochain compactage
- Une fois terminé, recouvrir l'ensemble avec le « bagging » adéquate (tissus de drainage et d'arrachage), une bâche à vide et préparer pour mettre en cuisson

On note que chaque chantier a sa « recette » de fabrication. Par exemple, le nombre de compactage intermédiaire est une variable d'ajustement, parfois utilisée pour tenter de remédier aux défauts qu'induit un préimprégné de faible qualité. Il n'est pas aisé de connaître tous les détails de fabrication puisque les chantiers les considèrent comme appartenant au secret industriel. Il en va de même pour les cycles de cuisson.

Cependant, on distingue deux principales méthodes de cuisson :

- La cuisson en étuve qui consiste à cuire le stratifié alors qu'il est sous vide comme l'illustre la Figure I-14 (gauche),
- La cuisson en autoclave qui consiste à cuire le stratifié tout en lui appliquant une pression généralement comprise entre 1 et 10 bars, comme l'illustre la Figure I-14 (droite).

La cuisson en autoclave conduit à un matériau de meilleure qualité avec moins de défauts. Ce procédé permet par exemple d'atteindre les taux de porosité les plus faibles mais c'est également le plus coûteux. Il est notamment utilisé pour la fabrication des structures primaires et secondaires dans le secteur aéronautique (Liu et Chen, 2016).

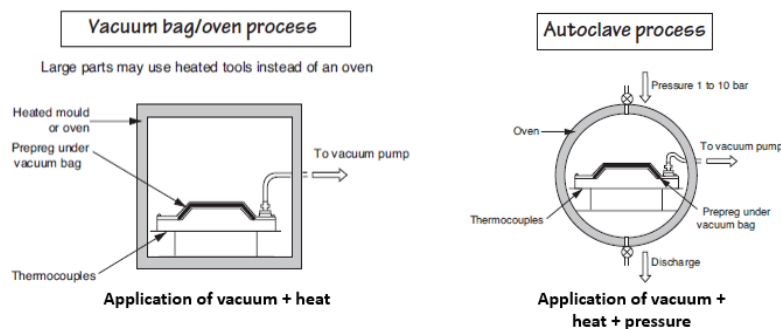


Figure I-14 : Schéma de principe de fonctionnement de l'étuve (à gauche) et de l'autoclave (à droite) (Hexcel, 2013)

Les deux méthodes sont utilisées dans le nautisme de compétition. Du fait de leurs grandes dimensions, les flotteurs et la coque centrale sont généralement cuits en étuve tandis que les appendices sont majoritairement cuits en autoclave.

On a évoqué, dans le § I.3.2.1, la grande variabilité de qualité du préimprégné, ainsi que ses conséquences sur la qualité du stratifié obtenu. On a ainsi expliqué qu'une faible qualité de préimprégné entrainera des difficultés de mise en œuvre et de potentiels défauts à l'échelle du stratifié. Cependant, celui-ci n'est pas toujours la cause des défauts dans ce dernier. En effet,

l'ensemble du procédé de fabrication est sujet à la création de défauts lorsqu'il est mal maîtrisé. Par exemple, l'environnement de mise en œuvre est très important. Celui-ci doit se faire, dans l'idéal, dans une salle blanche, à température et hygrométrie contrôlées. Le savoir-faire des stratifieurs et la maîtrise des cycles de cuisson sont également des éléments essentiels.

I.3.2.4 Structures monolithiques et structures sandwich

Dans ce manuscrit, comme dans le secteur du nautisme de compétition, deux types de structures sont utilisées. Dans le Chapitre II, nous nous intéresserons aux stratifiés à structure monolithique, constitués d'un ensemble de plis préimprégnés dont l'orientation varie. Cette structure possède l'avantage d'être simple à mettre en œuvre, facilement contrôlable par ultrasons et possédant de bonnes propriétés, notamment aux chocs.

Le second type de structure utilisé est la structure sandwich. L'intérêt de ce type de structure est notamment de présenter une rigidité spécifique de flexion particulièrement élevée, comme l'illustre très bien (Castanié, 2000) en reprenant un exemple de (Gay, 1991), reporté sur la Figure I-15.

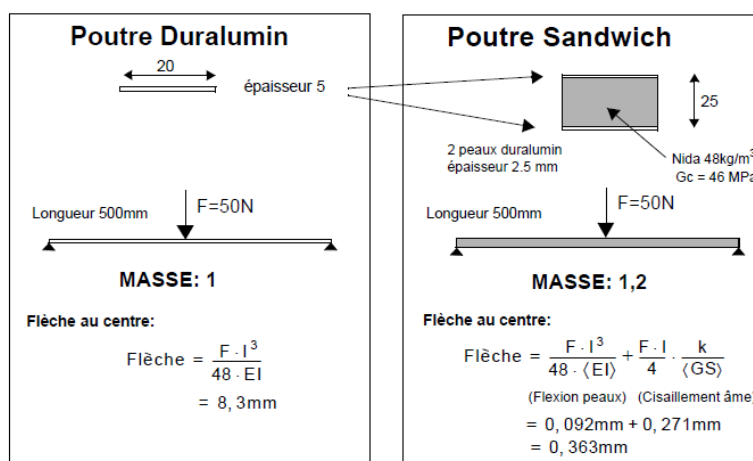


Figure I-15 : Illustration de l'intérêt, en termes de rigidité spécifique, d'une structure sandwich (Castanié, 2000)

Une structure sandwich est constituée d'une âme de faible densité, autour de laquelle sont collées deux stratifiés que l'on appelle les peaux. Il existe une infinité de combinaisons de matériaux pour l'âme et pour les peaux en fonction des propriétés attendues. Dans le chapitre 4 de ce manuscrit, nous nous intéresserons aux structures sandwich constituées d'âme en Nomex® et de peaux stratifiées en carbone/epoxy.

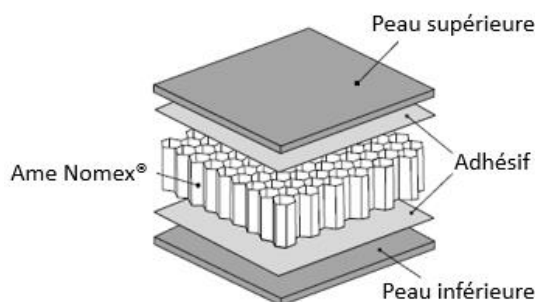


Figure I-16 : Schématisation d'une structure sandwich et de ses différents constituants

Il est à noter que des structures sandwich avec une âme en mousse sont également couramment utilisées dans le nautisme de compétition, par exemple dans les zones soumises au tossage (ou « slamming »). C'est par exemple le cas des fonds de coque de certains voiliers.

Le contexte industriel ainsi qu'un certain nombre de notions génériques liés au sujet ont été présentés, dans ce début de manuscrit. Ce premier ensemble a pour objectif d'introduire les notions nécessaires à la compréhension des travaux de recherches qui ont été menés. Dans la partie suivante, on verra pourquoi le dimensionnement en compression est omniprésent et on abordera au fur et à mesure des notions de plus en plus précises, en s'appuyant sur un certain nombre de références bibliographiques.

I.4 La résistance en compression : mécanisme, modèles et caractérisation

I.4.1 Quelques notions de dimensionnement dans le nautisme de compétition

Le dimensionnement de structures est une discipline utilisant des méthodes et des outils qui sont relativement indépendant du secteur d'activité. On pense notamment aux calculs analytiques de type Résistance Des Matériaux (RDM) qui sont généralement très utiles, par exemple lors d'une phase d'avant-projet, afin de fournir des ordres de grandeurs à des phénomènes physiques. Lorsque le projet est plus avancé, les méthodes éléments finis prennent généralement le relais afin de modéliser plus précisément la structure et prendre en compte des chargements parfois complexes et pouvant être multiples.

Dans le nautisme de compétition, et particulièrement dans le cas des trimarans appartenant à la classe ultime, les structures sont généralement minces, élancées et travaillent en flexion. Cette configuration est alors propice, par exemple dans le cas d'appendices, à la modélisation par des éléments finis de type poutre de Timoshenko. Lorsque cette modélisation est insuffisante, des modélisations locales ou globales, plus complètes sont envisagées.

Les principaux critères qui interviennent lors de la conception d'un voilier de course au large sont :

- La fiabilité : les structures doivent être en mesure de supporter l'ensemble des charges auxquelles elles seront soumises
- La performance : qui se décline sous de multiples formes mais on retrouve généralement des critères de masse (vitesse) et de raideur (puissance, manœuvrabilité)

Les chargements que voient les structures, font partis des spécificités liées au secteur d'activité. Comme l'explique (Baral, 2008) :

« La particularité d'un bateau, contrairement à une automobile ou un avion, est d'évoluer à l'interface entre deux fluides. Dès lors l'étude du comportement des navires devient complexe et incertaine. En effet, même s'il est assez simple de décomposer l'équilibre mécanique d'un bateau en statique, ce dernier résulte de l'action de forces de natures très différentes : force antidérive (poussée hydrodynamique) et poussée vélique (force aérodynamique). De même, la résistance à l'avancement du navire est provoquée par le fardage (prise au vent) et la forme des œuvres vives (résistance à l'écoulement de l'eau).

Enfin, étant donné que l'interface des deux fluides est extrêmement complexe à modéliser, les combinaisons de fréquences et hauteurs de houle en fonction des conditions de vent étant quasiment infinies, il est impossible de prévoir l'ensemble des conditions que va rencontrer le navire durant son utilisation.

Le calcul de la structure passe donc par l'isolement de cas de fonctionnement critiques, comme par exemple l'enfournement du flotteur sous le vent qui a pour résultat de stopper le navire alors que ce dernier passe « à travers » une vague. ».

Soulignons que, depuis l'écriture de ces lignes en 2008, les cas de chargement des voiliers, désormais équipés de foils, n'ont cessé d'évoluer. En effet, certains cas de navigation dit « archimédiens », c'est-à-dire où la poussée d'Archimède s'applique sur le flotteur et la coque centrale, ont laissé place à des cas de navigation dit « en vol », où la portance appliquée sur le foil remplace la poussée d'Archimède. Les cas de vol ont permis d'atteindre des vitesses plus élevées mais sont également confrontés à des cas de chargement critiques plus violents qu'avec des bateaux archimédiens. Un bateau « volant » est notamment sujet à des cas que l'on peut qualifier de « transitoire », au sens où ils constituent le passage d'un cas de navigation archimédien vers un cas de vol et inversement. Ces cas sont généralement les plus difficiles à appréhender puisque les efforts s'appliquent de manière brutale et parfois très locale. Par exemple la transition d'un cas de navigation de vol à un cas de navigation archimédien, suite à un enfournement du flotteur, comme décrit ci-dessus.

Les bureaux d'études en charge du dimensionnement, comme GSea Design, s'appuie donc continuellement sur leur expertise des projets antérieurs ainsi que sur les retours d'expériences des skippers pour faire évoluer leurs critères de dimensionnement. L'évolution de ces derniers doit suivre de près l'évolution de performance des voiliers, afin d'en garantir la fiabilité et la performance.

La Figure I-17 et la Figure I-18 permettent de visualiser les efforts qui permettent l'équilibre d'un voilier multicoque en condition de vol dit « stabilisé ».

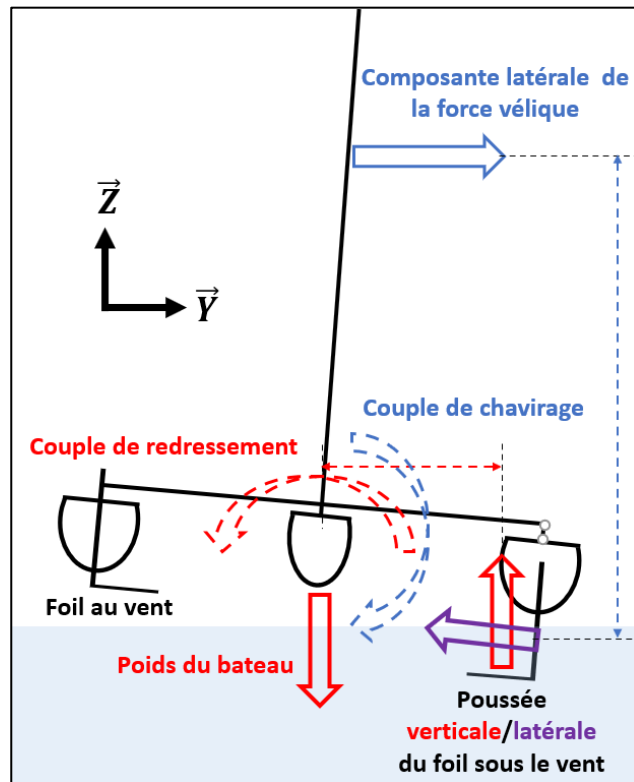


Figure I-17 : Schéma simplifié², dans le plan YZ, des efforts permettant l'équilibre d'un multicoque à foils en vol stabilisé

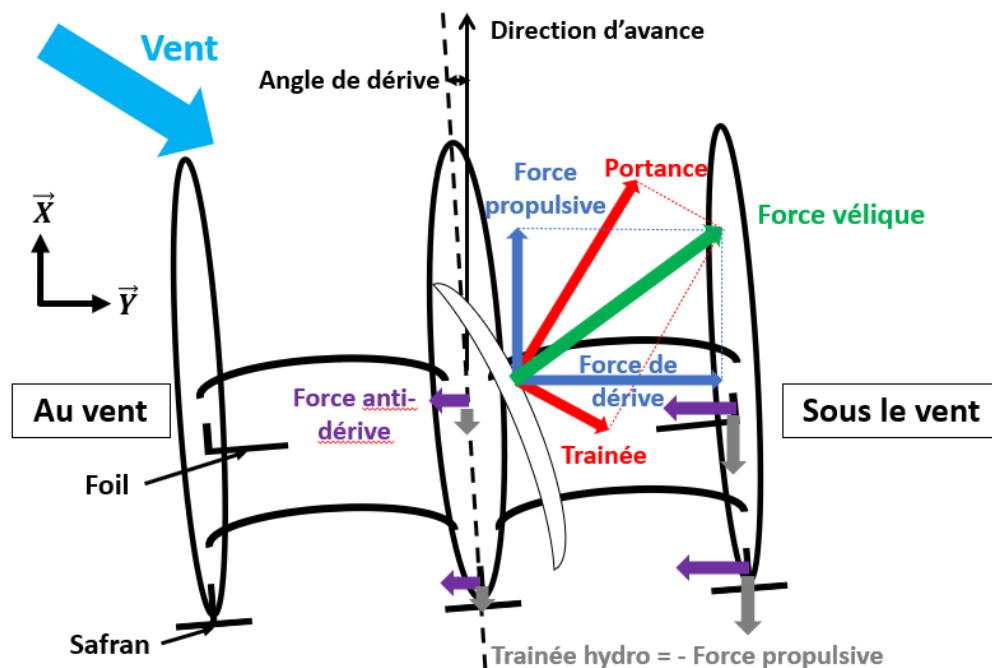


Figure I-18 : Schéma simplifié, dans le plan XY, des efforts permettant l'équilibre d'un multicoque à foils en vol stabilisé

² La simplification de la Figure I-17 considère, entre autres, que l'angle de dérive présenté sur la Figure I-18 est nul.

Comme on peut le voir sur la Figure I-17, en condition de vol stabilisé, le foil sous le vent (immergé) supporte l'intégralité de la masse du bateau. Ceci représente, sur les ultimes, entre 15 et 20 tonnes appliqués sur cette structure composite. La Figure I-17 et la Figure I-18 sont des schémas simplifiés puisque dans les faits, les safrans, situés à l'arrière des flotteurs et de la coque centrale (Figure I-18) possèdent également des plans porteurs qui leurs permettent de supporter une part des efforts suivant l'axe \vec{Z} . Leur contribution totale est estimée entre 10 % et 20 % de la masse totale du voilier.

Les foils, les safrans mais également les bras de liaisons, le mât, etc. sont des structures qui, comme évoqué précédemment, travaillent majoritairement en flexion-compression.

Pour illustrer le dimensionnement de telle structure, prenons l'exemple des mâts d'Ultime, qui sont fabriqués en préimprégné avec des fibres de type haut module. Leur dimensionnement s'effectue selon une série de cas définis en fonction de l'usage du bateau et des configurations de voiles possibles.

Le dimensionnement est réalisé :

- en résistance avec un critère de sécurité par rapport à la contrainte des plis à 0° en compression,
- en déformée (raideur) avec un niveau de cintre en accord avec les attentes des maîtres voiliers,
- en stabilité (globale et locale) avec un coefficient de sécurité sur le flambement global du tube et sur le flambement local de peau.

Si on s'intéresse particulièrement au dimensionnement en résistance, il est aujourd'hui admis que les « Carbon Fibres Reinforced Polymer » (CFRP) ont une résistance en compression dans le sens des fibres qui est nettement moins importante que leur résistance en traction. Pour les matériaux utilisés dans le nautisme de compétition, la résistance en compression est 1,5 à 2 fois moins importante que la résistance en traction. Par exemple, pour un mât fabriqué avec des fibres haut module, la contrainte maximale admissible en traction est d'environ 2000 MPa tandis que la résistance en compression ne sera que de 1000 MPa. Ainsi, c'est la compression qui sera dimensionnante par rapport à la traction. Cela sera aussi le cas pour les structures suivantes : foils, safrans, bras de liaison.

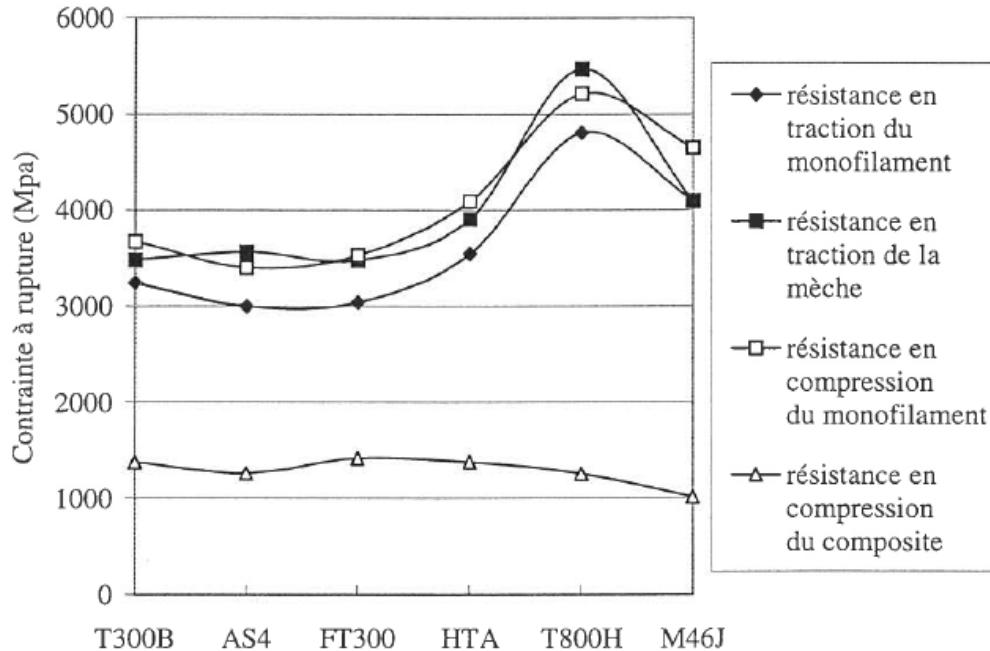
Dans le cadre des travaux s'inscrivant dans ce manuscrit, nous nous sommes donc essentiellement concentrés sur la sollicitation dimensionnante pour de nombreuses structures de voilier de course au large : **la compression**.

I.4.2 Identification du mécanisme de rupture en compression

Les mécanismes de rupture en traction des CFRP à fibres longue sont identifiés depuis plusieurs décennies et n'ont pas connu d'évolution récente. La charge est majoritairement supportée par les fibres et lorsqu'un point critique est atteint, l'une d'elles, un peu plus fragile que les autres, casse entraînant un transfert de charge au sein de la matrice et une redistribution de la contrainte locale aux fibres voisines. En fonction de la qualité et de la dispersion des propriétés en résistance de ces dernières, cette redistribution entrainera une rupture plus ou moins soudaine par « effet domino ». Ce scénario est admis pour des taux de fibres usuellement utilisés dans le nautisme de compétition ($V_f \in [50 \% ; 60 \%]$). Dans ce cas, une approximation de la rupture en compression peut s'effectuer très simplement en réalisant une loi des mélanges.

Dans le cas de la résistance en compression, une approximation selon une loi des mélanges surestime nettement les résultats. Pourtant, pour différentes fibres de carbone

(Cinquin et Beaulaupie, 1993) ont obtenu des résistances en compression, de la fibre seule, du même ordre que celles mesurées en traction (Cf. Graphique I-2). On note cependant que la mesure expérimentale de la résistance en compression d'une fibre de carbone est un exercice délicat. Pour réaliser ces mesures, les auteurs se sont inspirés de la méthode de la boucle (Figure I-19) qui avait précédemment été utilisée par (Greenwood et Rose, 1974) sur des fibres de Kevlar.



Graphique I-2 : Contraintes à rupture en compression et en traction, en fonction du type de fibre (HR, IM, HM), déterminées avec plusieurs méthodes d'essais (Cinquin et Beaulaupie, 1993)

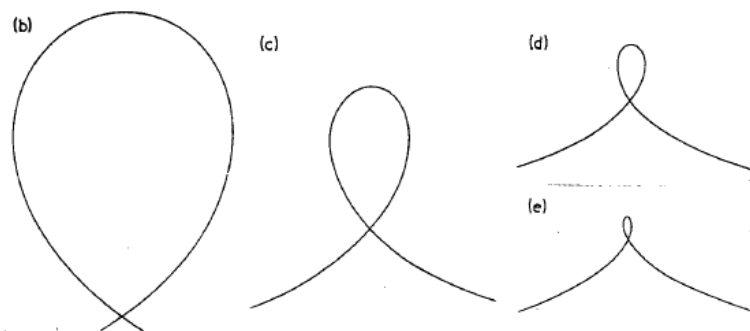


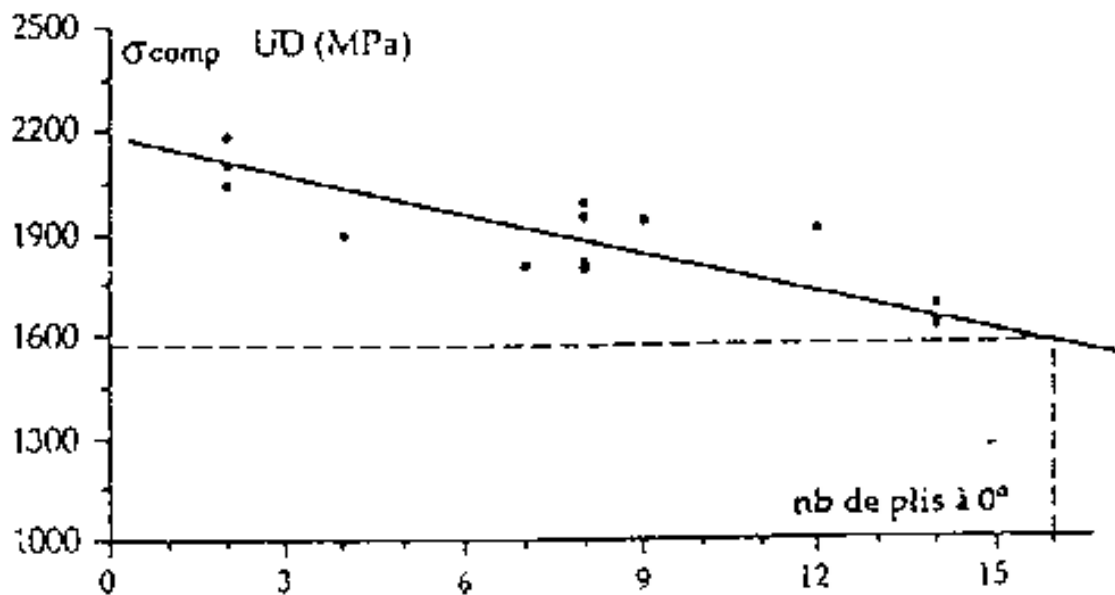
Figure I-19 : Etats progressifs (b,c,d,e) au cours d'un essai élastique de traction sur fibre en formant une boucle (Greenwood et Rose, 1974)

Pour expliquer la différence notable entre la résistance en traction et la résistance en compression, de nombreux travaux de recherche ont tenté d'expliquer les spécificités des mécanismes de rupture en compression. Il est aujourd'hui admis par la communauté scientifique que la résistance en compression des CFRP n'est pas une propriété intrinsèque au matériau, mais une propriété de structure, puisqu'elle dépend à la fois de paramètres intervenant à l'échelle microscopique et de paramètres intervenant à l'échelle macroscopique. Jusque dans les années 1990, cette caractéristique a fortement contribué à brouiller les pistes quant à l'identification expérimentale de ces paramètres, ainsi qu'au développement de modèle de prédiction de la résistance en compression.

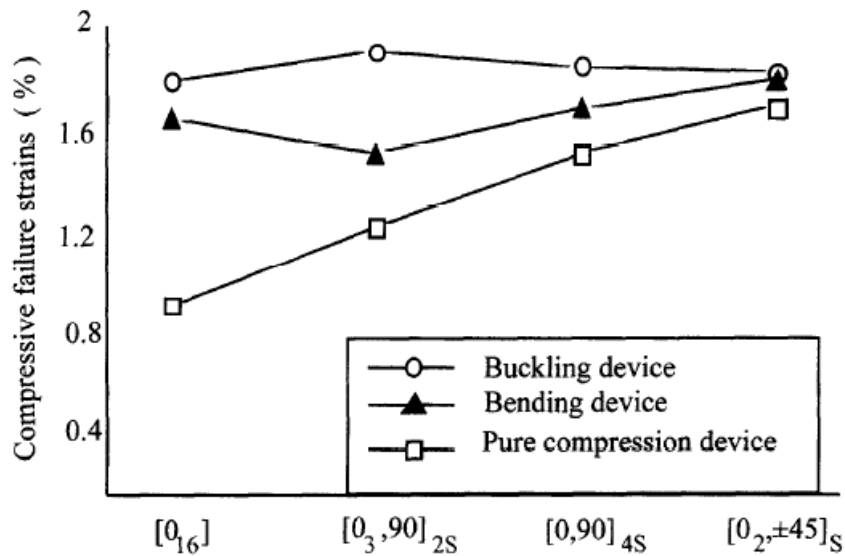
De (Rosen, 1964) à (Argon, 1972) en passant par (Budiansky, 1983), tous se sont concentrés sur les mécanismes intervenant à l'échelle microscopique. L'ensemble de ces travaux, et bien d'autres, ont

fortement contribués à la compréhension des mécanismes de rupture et à l'identification des paramètres exerçant une influence significative sur la résistance en compression. Ils ont notamment permis d'établir le fait que la rupture en compression est la conséquence d'un microflambage plastique dépendant à la fois des propriétés des constituants mais également d'un défaut géométrique que l'on peut assimiler à une ondulation sinusoidale des fibres. L'un des modèles analytiques les plus abouti permettant d'estimer la contrainte de microflambage plastique a été formulée par (Budiansky et Fleck, 1993). Il sera présenté dans le § I.4.3 et sera, en partie, confronté à des résultats expérimentaux dans § II.4.1 de ce manuscrit.

Les difficultés expérimentales inhérentes à la caractérisation de la résistance en compression, qui seront présentées dans le § I.4.4, rendent difficile la mesure d'une résistance en compression fiables et qui fasse l'unanimité. Il a ainsi fallu attendre les années 90 pour voir émerger des travaux mettant en évidence que la théorie du microflambage plastique seule, était insuffisante pour expliquer les importantes variations expérimentales observées. Par exemple, pour un empilement et un couple fibre/matrice donnés, cette théorie ne permettait pas d'expliquer les déformations à rupture supérieures, mesurées sous chargement de flexion, par rapport à celles mesurées sous chargement de compression pure suivant l'axe des fibres. Lors de ses expérimentations sur le matériau XAS/913, (Wisnom, 1991) avait déjà observé que l'épaisseur de plis UD avait une importance sur la résistance en compression. Ceci a été confirmé par la suite par (Grandidier *et al.*, 1992); (Effendi, 1993) (Graphique I-3); (Grandsire-Vinçon, 1993) qui ont également démontré que le gradient de déformation traversant les UD, ainsi que l'orientation des plis voisins (Graphique I-4) avaient une influence non négligeable sur cette dernière.



Graphique I-3 : Influence du nombre de plis à 0° sur la résistance en compression in situ des plis à 0° du composite T300/914 (Effendi, 1993)



Graphique I-4 : Déformation maximale d'un pli UD mesurée sur la face en compression, pour un carbone - époxy T400/6376, en fonction de la séquence d'empilement et du montage utilisé (Grandsire-Vinçon, 1993)

Ainsi, le mécanisme de rupture en compression est un mécanisme que (Drapier, 2002) qualifie de « inter-échelles ». En effet, la source de celui-ci se trouve à l'échelle microscopique : c'est le microflambage plastique qui est dépendant de paramètres se trouvant à la fois à l'échelle microscopique (propriétés des constituants, défauts géométriques) mais également à l'échelle macroscopique (épaisseur des UD consécutifs, gradient de déformation les traversant, orientation des plis voisins).

Dans la suite de cette partie, on apportera d'abord quelques explications concernant le microflambage plastique, puis on détaillera l'influence des différents paramètres sur celui-ci.

I.4.2.1 Microflambage plastique et influence des différents paramètres

I.4.2.1.a Le mécanisme de microflambage plastique

Comme expliqué précédemment, la source de la rupture en compression réside dans l'apparition d'une instabilité appelée microflambage plastique. Le résumé présenté ici est une synthèse de plusieurs travaux dont (Grandidier et Potier-Ferry, 1990) ; (Grandidier *et al.*, 1992) ; (Drapier, 1996) ; (Drapier *et al.*, 1999).

Le point de départ pour expliquer l'apparition de cette instabilité est l'existence d'un défaut initial d'ondulation de la fibre. Ce défaut peut être décrit par une longueur d'onde $\lambda_0 (= 2 \times L_0)$ et un angle ϕ_0 , comme le décrit la Figure I-20.

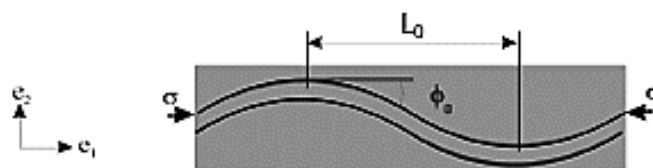


Figure I-20 : Schéma de la microstructure d'un composite, à l'état initial, pour deux fibres seules. Issu des travaux de (Drapier, 1996)

Le chargement de compression induit, du fait de la micro-ondulation de la fibre, une zone de cisaillement locale dans la matrice. Ce cisaillement est maximum dans les zones de couleurs rouges sur la Figure I-21. L'augmentation du chargement de compression entraîne l'augmentation de l'ondulation de la fibre, localement la matrice entre dans sa phase plastique, réduisant ainsi le support qu'elle offre à la fibre. Cette dernière fléchit donc plus rapidement, augmentant ainsi l'ondulation, comme l'illustre la Figure I-21 (b). Le processus catastrophique est alors amorcé et conduit à la rupture des fibres en flexion et entraîne ensuite la formation de bandes de cisaillement, aussi appelées bandes en genoux, dont la Figure I-21 (c) introduit les principales caractéristiques.

On notera que w représente la longueur de bande en genou et β l'angle de cette bande, par rapport au plan orthogonal à l'axe des UD. La Figure I-22 présente les bandes en genoux observées par (Jumahat, 2011). Les angles β mesurés par cet auteur sont compris entre 10° et 30° en accord avec (Effendi, 1993) qui mesure des angles β entre 20° et 30° . Ces deux auteurs ont utilisé des essais où l'effort est introduit via une méthode directe (Cf. I.4.4.1).

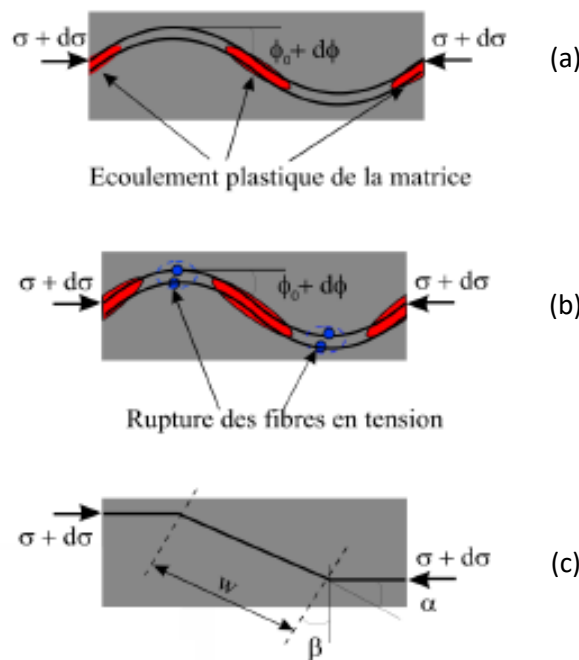


Figure I-21 : Processus de rupture en compression schématisé pour deux fibres seules.
Issu des travaux de (Drapier, 1996)

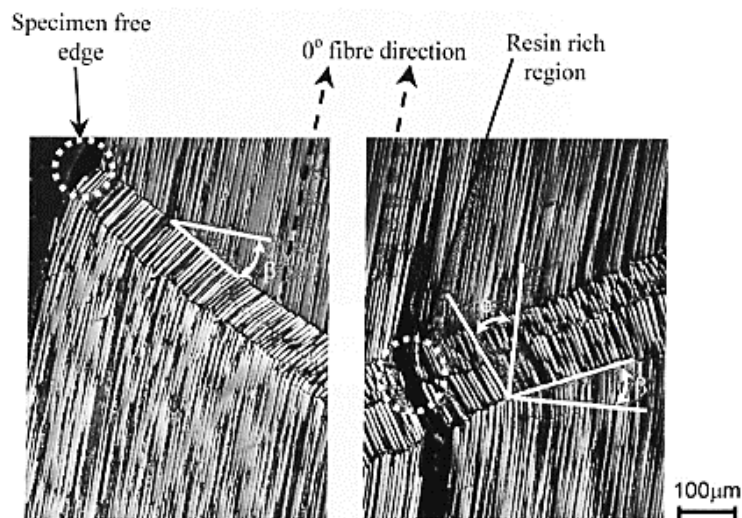


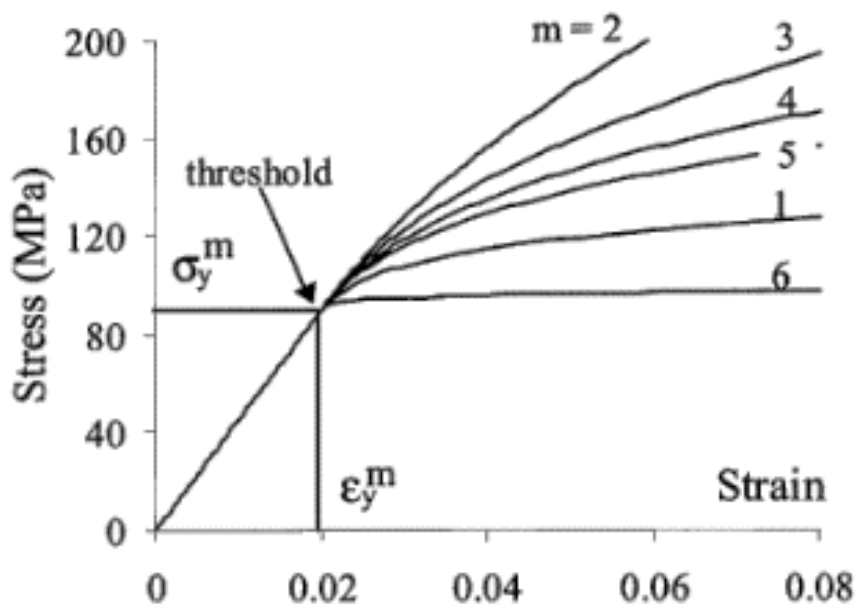
Figure I-22 : Observations (par microscope optique) de bandes en genoux pour le matériau HTS40/828 par (Jumahat, 2011)

Le mécanisme de microflambage plastique étant décrit, on comprend qu'à l'échelle des constituants, les paramètres influençant le déclenchement de l'instabilité sont de deux types : les propriétés mécaniques des constituants et l'angle d'ondulation initiale de la fibre. Dans la suite de cette partie, l'influence des différents paramètres sera décrite succinctement.

I.4.2.1.b Influence des propriétés des constituants

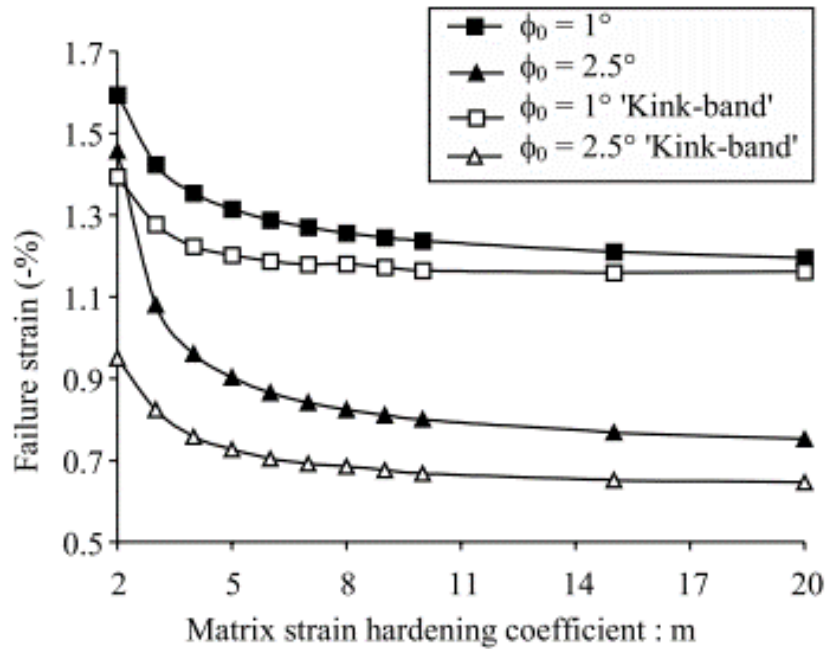
Cette compréhension des phénomènes a été confirmée par un modèle éléments finis à l'échelle macroscopique et comportant une modélisation microscopique à l'échelle des constituants, présentées dans (Drapier *et al.*, 1999). Ce modèle intègre le comportement non-linéaire de la matrice ainsi que la notion d'ondulation de la fibre. Il a ainsi permis aux auteurs d'étudier l'influence des paramètres évoqués dans le § I.4.2.1.a.

Dans cette modélisation numérique, la matrice est modélisée par une loi de comportement non-linéaire à seuil de plasticité, illustrée sur le Graphique I-5. Cette loi de comportement possède trois paramètres indépendants : E_m ; ϵ_y^m ; m .



Graphique I-5 : Loi de comportement non-linéaire de la matrice utilisée dans (Drapier *et al.*, 2001)

Note : sur les graphiques suivants, 'Kink-band' représente le « kink-band model », aussi appelé le modèle de bande en genoux, formulé par (Budiansky et Fleck, 1993) et décrit par l'éq. (5) dans la partie qui sera consacrée aux modèles de prédiction I.4.3. Cette modélisation analytique est la version la plus aboutie permettant de prédire l'apparition de l'instabilité en considérant le caractère non-linéaire de la matrice et l'ondulation initiale de la fibre, faisant cependant abstraction des effets de structure.

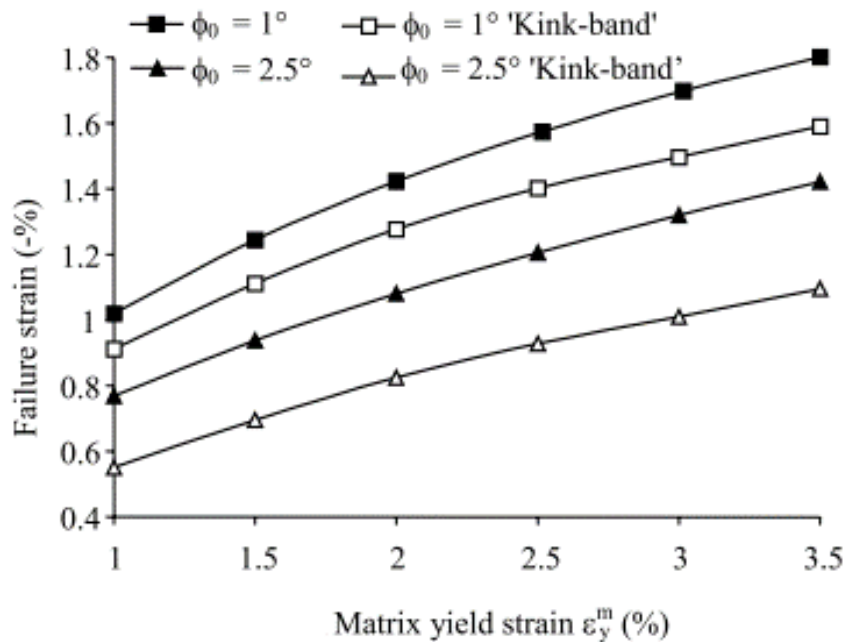


Graphique I-6 : Influence du paramètre m de la matrice sur la déformation à rupture en compression, pour différentes valeurs de ϕ_0 . 'Kink-band' représente les travaux de (Budiansky et Fleck, 1993) tandis que les deux autres courbes représentent les travaux de (Drapier et al., 2001), dont ce graphique est issu

Les données du Graphique I-6 sont obtenues en fixant l'ensemble des propriétés élastiques des deux constituants. Le paramètre ε_y^m est quant à lui fixé à 2 % et la longueur d'onde du défaut géométrique λ_0 est de 0,2 mm. On constate que le modèle numérique de (Drapier et al., 2001) conduit à une déformation à rupture toujours supérieure à celles obtenues avec le modèle de bande en genoux. Cet écart est dépendant de la valeur du paramètre m et de l'angle d'ondulation (ϕ_0) utilisé. En effet, celui-ci est nettement plus marqué pour le ϕ_0 le plus élevé et pour une valeur de m comprise entre 2 et 5. Ensuite il tend à se stabiliser, voire à se réduire pour l'imperfection la plus faible.

Cette déformation à rupture supérieure, prédite par le modèle numérique de (Drapier et al., 2001) par rapport au modèle analytique de bande en genoux, sera observée pour l'ensemble des études d'influence sur les propriétés des constituants, menées par les auteurs. L'explication de cet écart, entre les deux modèles, est liée aux hypothèses réalisées lors de la formulation du modèle analytique de bande en genoux, où la rigidité de flexion de la fibre est négligée. (Fleck *et al.*, 1995) ont d'ailleurs démontré que, du fait de cette hypothèse, le modèle analytique sous-estimait d'environ 5 % à 10 % la déformation à rupture en compression. La rigidité de flexion de la fibre étant prise en compte dans le modèle numérique de (Drapier et al., 2001), cette sous-estimation ainsi que l'ordre de grandeur de cette dernière sont donc confirmés.

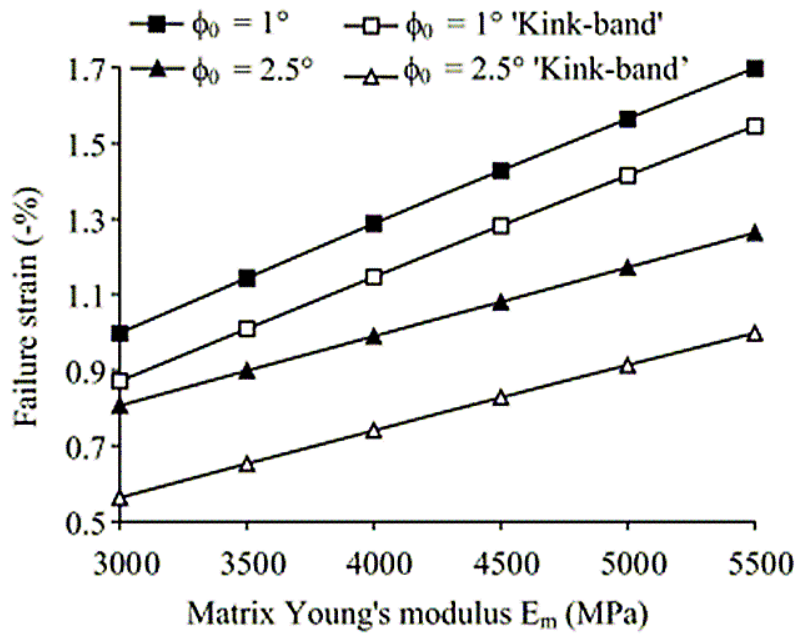
Le Graphique I-7 montre quant à lui que la déformation à rupture croît avec la limite de déformation plastique de la matrice.



Graphique I-7 : Influence du paramètre ϵ_y^m de la matrice sur la déformation à rupture en compression, pour différentes valeurs de ϕ_0 . 'Kink-band' représente les travaux de (Budiansky et Fleck, 1993) tandis que les deux autres courbes représentent les travaux de (Drapier et al., 2001), dont ce graphique est issu

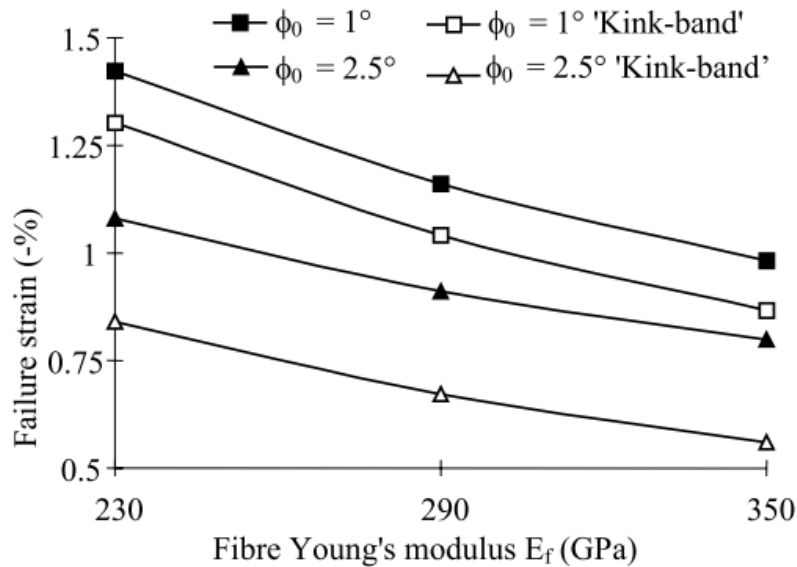
On note que, comme pour le Graphique I-6, l'influence du paramètre ϕ_0 est différente pour les deux modèles, tout comme son évolution. L'influence de ce paramètre, sur les résultats de prédiction de résistance en compression, sera abordé dans le chapitre 2 de ce manuscrit et une confrontation aux résultats expérimentaux sera réalisée.

Le Graphique I-8 décrit l'évolution de la déformation à rupture en fonction du module de Young de la matrice, pour différente valeur d'angle d'ondulation de la fibre. Dans le cas des deux modèles, l'évolution est linéaire en fonction du module. Cependant, comme c'est le cas pour les autres paramètres vu précédemment, l'évolution de l'influence de l'angle d'ondulation de la fibre diffère entre les deux modèles. Le chapitre 2 présentera des résultats expérimentaux pour des matrices ayant des modules de Young compris approximativement entre 2,9 GPa et 5 GPa.



Graphique I-8 : Influence du paramètre E_m de la matrice sur la déformation à rupture en compression, pour différentes valeurs de ϕ_0 . 'Kink-band' représente les travaux de (Budiansky et Fleck, 1993) tandis que les deux autres courbes représentent les travaux de (Drapier et al., 2001), dont ce graphique est issu

On observe sur le Graphique I-9, la dépendance de la déformation à rupture au module de la fibre, pour les trois principaux types de fibre (HR ; IM ; HM). Le chapitre 2 présentera des résultats expérimentaux pour des fibres ayant un module axial compris entre 290 GPa et 440 GPa.

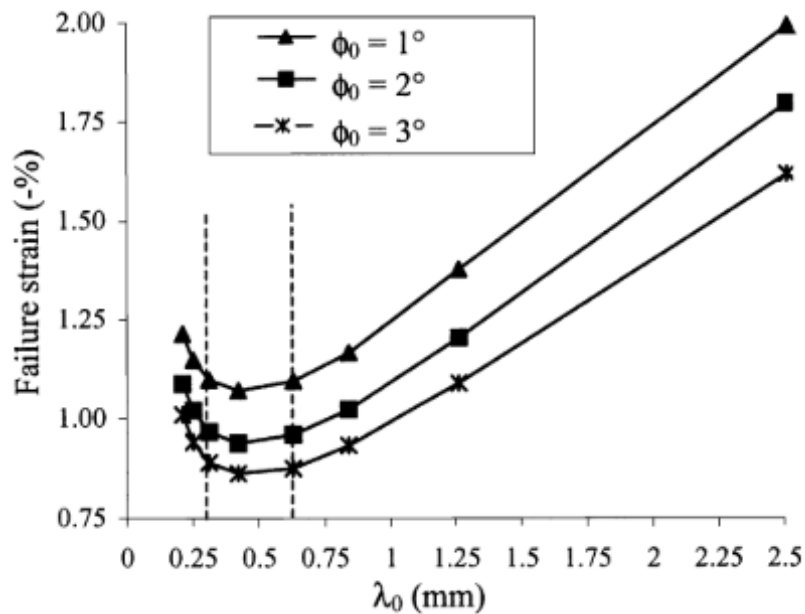


Graphique I-9 : Influence du module longitudinal (E_f) de la fibre sur la déformation à rupture en compression, pour différentes valeurs de ϕ_0 . 'Kink-band' représente les travaux de (Budiansky et Fleck, 1993) tandis que les deux autres courbes représentent les travaux de (Drapier et al., 2001), dont ce graphique est issu

I.4.2.1.c Influence du défaut d'ondulation initiale de la fibre

L'influence de l'ondulation initiale de la fibre a également été étudiée. Comme illustré sur la Figure I-20, ce défaut géométrique est décrit par deux paramètres : une longueur d'onde et un angle d'ondulation initiale de la fibre.

Le Graphique I-10 permet d'observer l'évolution de la déformation à rupture en fonction de la longueur d'onde (λ_0), pour différentes valeurs d'angle d'ondulation initiale. On constate que pour une longueur d'onde comprise entre $\approx 0,2$ mm et $\approx 0,4$ mm, la déformation à rupture en compression décroît, et ce jusqu'à atteindre une valeur minimale pour un λ_0 autour de 0,4 mm. Au-delà de cette longueur d'onde, la déformation à rupture croît.



Graphique I-10 : Influence de la longueur d'onde du défaut géométrique (λ_0) de la fibre sur la déformation à rupture en compression, pour différentes valeurs de ϕ_0 . Graphique issu des travaux de (Drapier et al., 2001)

On note que le modèle analytique de bande en genoux n'est pas représenté sur le Graphique I-10. En effet, le défaut géométrique n'est représenté que par ϕ_0 dans celui-ci. Il néglige donc l'influence de la longueur d'onde tandis que le modèle numérique de (Drapier et al., 2001) démontre qu'elle a une influence importante lorsque la longueur d'onde est supérieure à environ 0,63 mm.

(Paluch, 1994) a mesuré les défauts géométriques illustrés sur la Figure I-23, reportées dans le Tableau I-6 et le Tableau I-7, à l'aide d'une méthode de recherche de filiation tridimensionnelle des fibres de carbone.

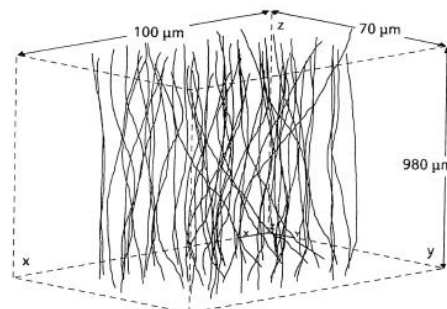


Figure I-23 : Vue en perspective du réseau de fibres T300/914 (Paluch, 1994)

Fibre/matrice	$L_0 (1/2 \lambda_0)$ [μm]		L_0 moyenne ($1/2 \lambda_0$) [μm]	Ecart type [μm]
	Mini	Maxi		
AS4/PEEK	430	840	726	100
GY70/5208	435	1050	714	163
T800/5245	260	1140	841	176
T300/914	620	1160	900	135

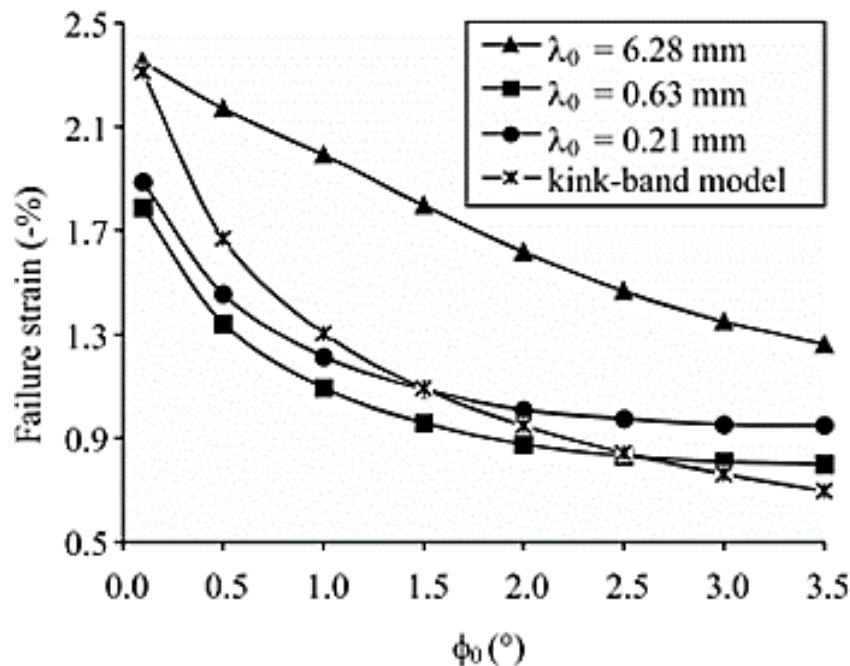
Tableau I-6 : Résultats des mesures de demi-longueurs d'ondes mesurées par (Paluch, 1994) à l'aide d'une méthode de recherche de filiation tridimensionnelle des fibres

Fibre/matrice	ϕ_{0xz} [°]		ϕ_{0yz} [°]	
	Moyenne	Ecart-type	Moyenne	Ecart-type
AS4/PEEK	0,270	0,986	0,030	0,894
GY70/5208	0,378	2,140	0,168	0,968
T800/5245	0,108	0,718	0,034	0,536
T300/914	0,165	1,358	0,026	0,947

Tableau I-7 : Résultats des mesures d'angles d'ondulation initiale des fibres (Paluch, 1994)

En considérant les résultats du Tableau I-6, on constate que les longueurs d'onde moyenne mesurées par (Paluch, 1994) se trouvent globalement entre 1,4 mm et 1,8 mm. D'après le Graphique I-10 on estime que, pour un ϕ_0 fixé, la déformation à rupture augmente de 10 à 15 % lorsque la longueur d'onde passe de 1,4 mm à 1,8 mm.

L'influence du second paramètre décrivant le défaut géométrique, à savoir l'angle d'ondulation initiale (ϕ_0), est présentée sur le Graphique I-11. Celui-ci permet de comparer l'évolution de la déformation à rupture pour différentes valeurs de longueur d'onde, en fonction de ϕ_0 , selon les deux modèles.



Graphique I-11 : Influence de l'angle d'ondulation initiale du défaut géométrique (ϕ_0) de la fibre sur la déformation à rupture en compression, pour différentes valeurs de λ_0 . Graphique issu des travaux de (Drapier et al., 2001)

Rappelons que le modèle analytique de bande en genoux ne s'appuie que sur ϕ_0 pour décrire le défaut géométrique. Ceci le conduit à prédire une déformation à rupture équivalente au modèle numérique considérant $\lambda_0 = 6,28$ mm pour $\phi_0 = 0,1^\circ$ tandis que celle-ci sera équivalente au modèle numérique considérant $\lambda_0 = 0,21$ mm pour $\phi_0 = 1,5^\circ$. Ainsi, l'influence de l'angle d'ondulation initiale (ϕ_0) et donc la prise en compte du défaut géométrique initial est totalement différente selon ces deux modèles. D'après le Graphique I-11, on observe que cette influence est plus marquée dans le cas du modèle analytique de bande en genoux.

(Yurgartis, 1987) a réalisé des mesures de l'angle d'ondulation initiale de composites à fibres de carbone et matrice PEEK. La méthode de mesure consiste à découper les échantillons selon un plan orienté à 5° par rapport aux plis puis à mesurer les dimensions des ellipses ainsi obtenues pour en déduire un angle d'ondulation. Cette méthode a été reprise par (Grabow, 2021), doctorante à l'IRDL [2017 - 2021], dans le cadre de travaux de recherche collaboratifs. La méthode et les résultats seront présentés dans le chapitre II de ce manuscrit.

Comme on a pu le constater, le défaut géométrique initial de la fibre joue un rôle déterminant dans le mécanisme de microflambage plastique. On peut alors se poser la question : pourquoi ces fibres sont-elles ondulées ?

Plusieurs travaux, (Jochum, 1999 ; Jochum et Grandidier, 2004 ; Jochum *et al.*, 2007), ont permis de décrire le mécanisme d'apparition de l'instabilité conduisant à l'ondulation de la fibre. (Jochum, 1999) décrit ce mécanisme comme étant : « *une compétition entre la rigidité naissante de la matrice, qui est en train de se former, et le chargement en compression induit sur la fibre par la contraction volumique consécutive à la réaction chimique de thermodurcissement* ». Des photographies de microflambage d'une fibre de carbone (Figure I-24) prises sous lumière polarisée ont permis d'établir une zone de matrice affectée par l'ondulation de la fibre.

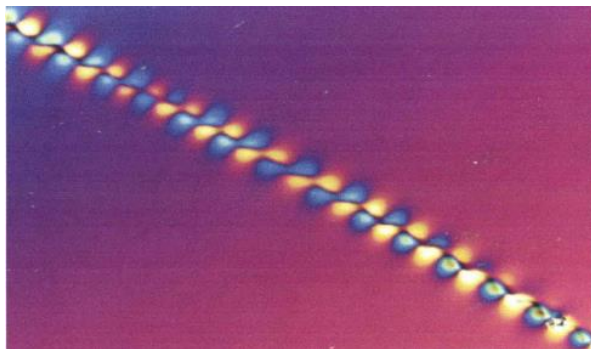
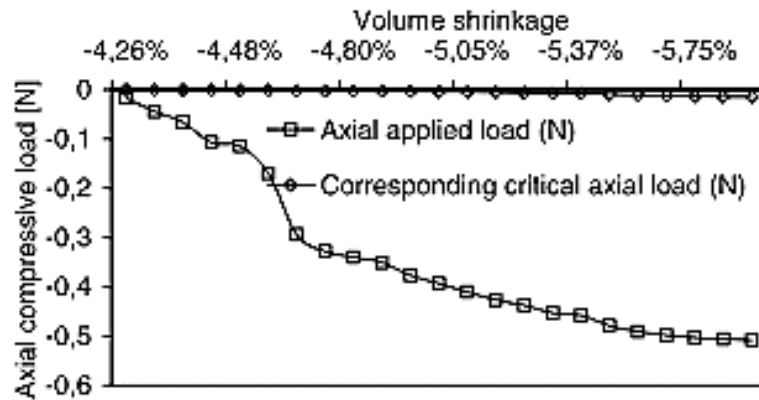


Figure I-24 : Photographie du microflambage d'une fibre de carbone prise en lumière polarisée (grossissement x200) (Jochum, 1999)

L'auteur s'est appuyé sur cette zone afin de créer une modélisation, en élasticité, d'une fibre entourée d'une matrice de dimension finie. Cette modélisation a alors permis de calculer la charge de compression élastique, qui est induit par la contraction volumique de la résine, sur la fibre. Ainsi la charge critique de microflambage de cette dernière a pu être déterminée. Le Graphique I-12 illustre les résultats obtenus. On y constate que, selon les hypothèses réalisées, la charge de compression élastique appliquée sur la fibre est nettement plus importante que sa charge critique de flambement. Ceci laisse donc penser que c'est bien la contraction volumique de la résine qui engendre le microflambage de la fibre.



Graphique I-12 : Comparaison entre la charge de compression élastique appliquée à la fibre et sa charge critique de microflambage, en fonction de la contraction volumique de la matrice (Jochum et Grandidier, 2004)

(Jochum *et al.*, 2007) ont ensuite complété leurs travaux avec des expérimentations sur une fibre seule noyée dans une résine (T300/LY556). Ils ont notamment démontré que l'ondulation apparaissait après seulement 10 secondes, une fois la température de 80 °C atteinte. La Figure I-25 permet de retranscrire la chronologie d'apparition du phénomène.

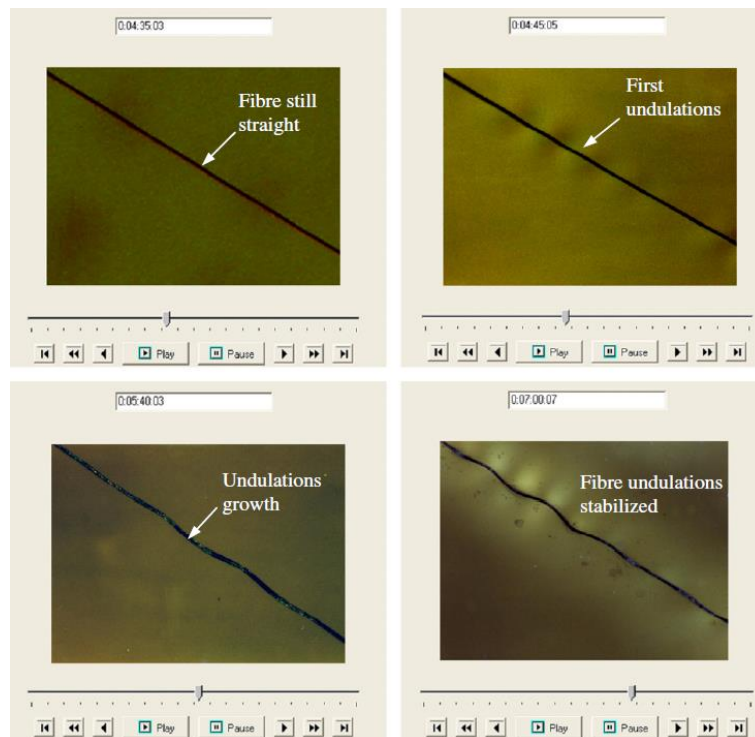


Figure I-25 : Observation de l'apparition de l'ondulation de la fibre (Jochum *et al.*, 2007)

Ces expérimentations ont également établi la dépendance de ce mécanisme avec certains paramètres du cycle de cuisson. Les longueurs d'ondes mesurées dans le cadre de ces travaux sont comprises entre 187 μm et 242 μm . Elles sont donc nettement inférieures à celles mesurées par (Paluch, 1994) et reportées dans le Tableau I-6. Cependant, ces travaux sont très différents et la comparaison des longueurs d'ondes mesurées ne serait pas pertinente. (Jochum *et al.*, 2007) s'intéressent aux mécanismes créant l'ondulation de la fibre, leurs expérimentations sont donc réalisées sur une fibre seule. Les mesures de (Paluch, 1994) sont réalisées sur des échantillons issus de stratifiés dont le volume de fibre est relativement important, au regard des photos de coupe que l'auteur présente (probablement $V_f \approx 55\%$). De plus, celui-ci ne fournit pas d'informations sur le mode de fabrication de ses échantillons.

L'ensemble des informations apportées dans cette partie permet d'avoir une idée précise de l'influence de chacun des paramètres, intervenant à l'échelle microscopique, sur le déclenchement de l'instabilité de microflambage plastique. La comparaison du modèle de prédiction de la déformation à rupture numérique, proposé par (Drapier et al., 2001), avec le modèle analytique de bande en genoux, formulé par (Budiansky et Fleck, 1993), est particulièrement intéressante. En effet, celle-ci a notamment permis de démontrer que négliger la rigidité de flexion de la fibre, comme c'est le cas dans le modèle analytique de bande en genoux, conduisait à sous-estimer la prédiction d'apparition de l'instabilité.

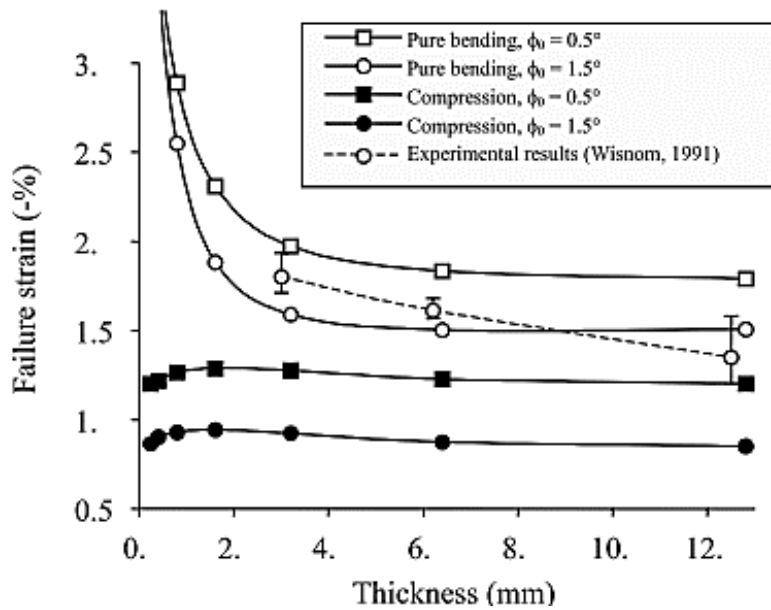
On a également pu apporter quelques éléments permettant de cerner le mécanisme responsable de l'apparition du défaut géométrique. L'étude de son influence a permis de constater que la description de celui-ci avec un seul paramètre (ϕ_0), comme c'est le cas dans le modèle analytique, peut conduire à surestimer son influence.

I.4.2.2 Effet de structure

Comme expliqué dans le § I.4.2, la résistance en compression est une propriété de structure. Il a été discuté, dans le § I.4.2.1, l'ensemble des paramètres intervenant sur cette propriété à l'échelle des constituants. Toujours en s'appuyant sur les travaux de (Drapier *et al.*, 2001), l'influence des paramètres qui interviennent à l'échelle de la structure, sur la prédiction de la résistance en compression, est discutée.

Dans ses travaux, (Wisnom, 1991), avait fait le constat que la résistance en compression tendait à décroître avec l'augmentation du nombre de plis UD consécutifs, et donc de l'épaisseur. Le Graphique I-13 permet de confirmer que le nombre de plis exerce une influence sur la déformation à rupture. On observe également que la corrélation avec les résultats de (Wisnom, 1991) est satisfaisante, notamment pour les deux configurations les plus fines. En revanche, la comparaison avec les résultats obtenus pour une épaisseur de 12,38 mm est plus délicate. En effet, comme l'explique l'auteur de ces travaux, le cycle de cuisson est très différent des deux autres configurations, il est donc très probable que le défaut géométrique ne soit pas comparable aux deux autres.

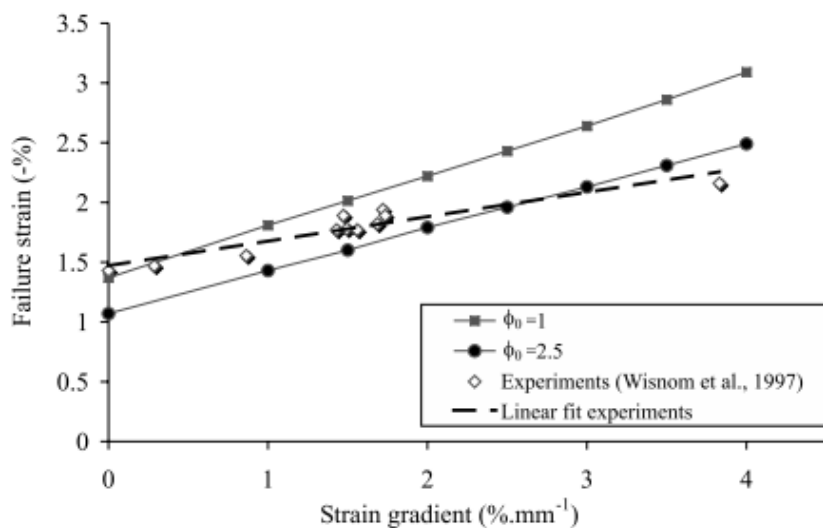
On constate que cette influence est nettement plus importante dans le cas d'un chargement de flexion pure, pour une épaisseur d'UD inférieure à 3 mm, que dans un cas de compression axiale. On note que, pour les cas de flexion pure, l'influence de l'épaisseur est accentuée, jusqu'à environ 3 mm, pour l'angle d'ondulation initial le plus important.



Graphique I-13 : Déformation à rupture en fonction de l'épaisseur consécutives d'UD pour le matériau T300/914 avec $V_f = 60\%$ (Drapier et al., 2001)

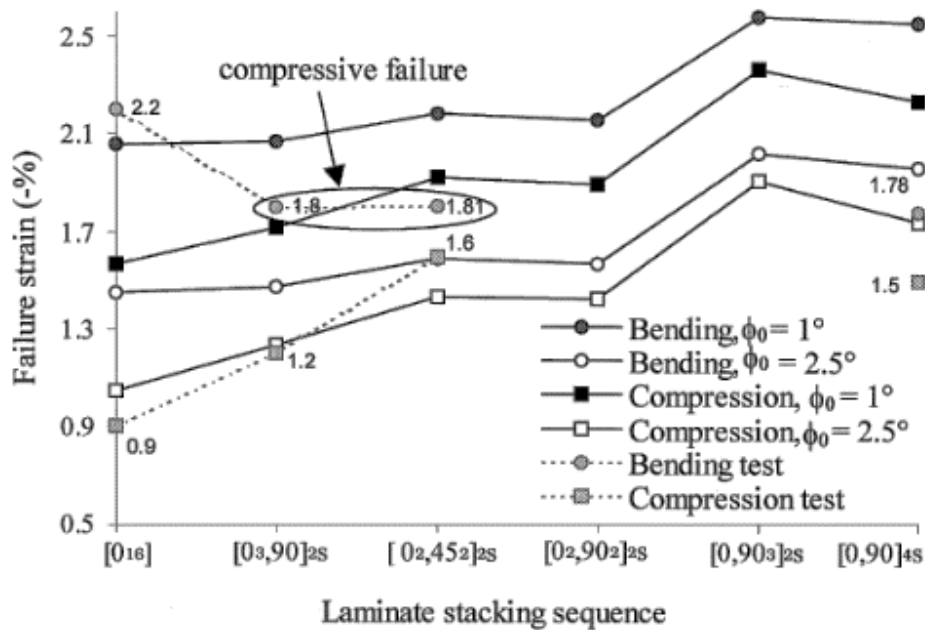
Le Graphique I-13 nous a déjà démontré qu'il fallait distinguer les essais de compression axiale des essais de flexion pure. Le Graphique I-14 permet de préciser ce point en s'intéressant à l'influence du gradient de déformation traversant les UD. On observe que la déformation à rupture augmente avec le gradient de déformation auquel est soumise l'éprouvette. Ceci permet d'expliquer le fait qu'expérimentalement la déformation à rupture en compression est généralement supérieure pour les essais de flexion pure par rapport aux essais de compression axiale.

L'influence du gradient de déformation a été confirmée expérimentalement par deux campagnes (Wisnom *et al.*, 1997) ainsi que (Wisnom et Atkinson, 1997). Ces deux campagnes expérimentales ont été réalisées avec un montage de flexion rotulée. Dans la première campagne, les auteurs ont fait varier le gradient de déformation traversant l'éprouvette en faisant varier les épaisseurs de celles-ci. Dans la seconde campagne, l'épaisseur des éprouvettes est constante et la variation du gradient de déformation dans l'épaisseur a été réalisée grâce au blocage du degré de liberté en rotation pour différents angles.



Graphique I-14 : Evolution de la déformation à rupture en fonction du gradient de déformation au sein des UD pour le matériau T300/914 (Drapier et al., 2001) - Essais de (Wisnom et al., 1997) sur T800/924

Le Graphique I-15 et les travaux dont il est issu (Drapier *et al.*, 2001) apportent des précisions et décorrèlent l'influence du gradient de déformation de celle de l'épaisseur des plis UD consécutifs, puisque toutes les empilements contiennent 16 plis de grammage identique.



Graphique I-15 : Evolution de la déformation à rupture en fonction de la séquence d'empilement pour le matériau T300/914. (Drapier *et al.*, 2001)

On constate clairement que la déformation à rupture croît lorsque le nombre de plis UD diminue. La différence entre la compression axiale et la flexion pure est la plus importante pour l'empilement [0₁₆]. Ceci s'explique par le fait que cette configuration conduit à des gradients et des zones de développement de la plasticité très différentes pour ces deux chargements. Dans le cas des stratifiés, l'influence des plis voisins sur la cinématique et donc sur la plasticité, réduit les écarts entre les deux types de chargement. On note également l'importance de cette interaction des plis voisins aux UD et notamment de l'épaisseur de ces plis transverses, comme dans le cas des deux derniers stratifiés. Les valeurs d'essais, reportées sur le Graphique I-15, proviennent de (Grandsire-Vinçon, 1993) et ont été obtenus pour un composite T400/6376.

I.4.3 Modèles de prédiction de résistance en compression

Les parties précédentes ont permis d'introduire quelques auteurs qui ont contribué à l'état de connaissance actuel sur la résistance en compression. Le choix a été fait de porter l'accent sur la description du mécanisme de rupture et sur l'influence des différents paramètres qui le gouverne, en s'appuyant notamment sur les travaux de Drapier *et al.*. Le lecteur pourra se reporter aux différents états de l'art existant sur le sujet (Budiansky et Fleck, 1994 ; Piggott, 1995 ; Schultheisz et Waas, 1996 ; Soutis, 1996 ; Waas et Schultheisz, 1996 ; Daum *et al.*, 2019) afin de mieux cerner la chronologie des avancées.

Dans cette partie quelques modèles de prédiction analytique de résistance en compression vont être présentés. La Figure I-26 permet d'introduire les notions géométriques de la bande en genou ainsi que les principales notations.

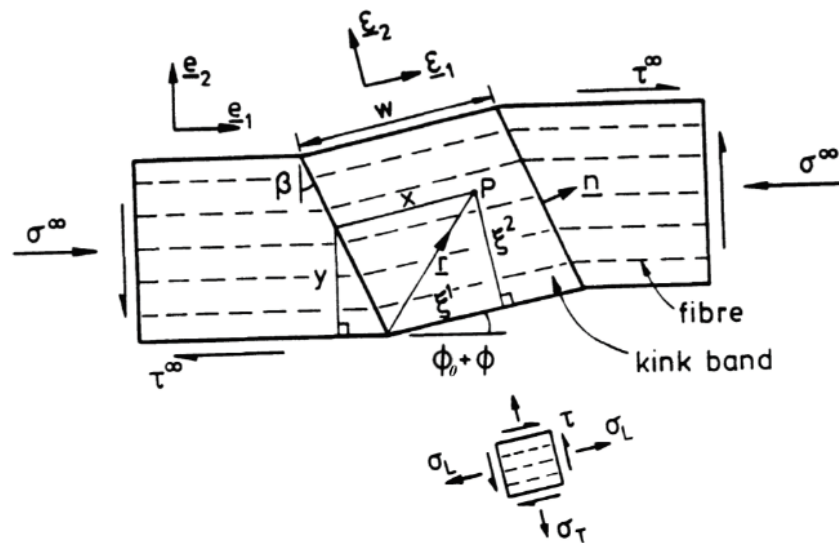


Figure I-26 : Géométrie de la bande en genou et notation, issue de (Fleck et Budiansky, 1991)

Les paramètres suivants sont définis :

- β : angle d'orientation de la bande en genou [°],
- ϕ_0 : angle de désalignement initial [°] (cf. § I.4.2.1.c),
- ϕ : angle de désalignement induit par le chargement extérieur [°],
- w : longueur de la bande de pliage [mm],
- σ^∞ : contrainte axiale macroscopique appliquée [MPa],
- τ^∞ : contrainte de cisaillement macroscopique appliquée [MPa].

L'un des tout premier modèle de prédiction a été proposé par (Rosen, 1964), postulant que la rupture en compression est causée par un microflambage élastique. Il fait l'hypothèse que β et ϕ_0 sont nuls et qu'à l'échelle de la structure, aucun flambement en compression ne se produit. L'auteur a considéré que, du fait qu'à l'échelle microscopique les fibres sont d'un faible diamètre, élancées et supportées par une matrice purement élastique, alors le flambement individuel est possible. La formulation du modèle, dans le cas d'un mode de rupture en cisaillement ($V_f > 20\%$), est présentée éq. (1).

$$X_C = \frac{G_m}{1 - V_f} \quad (1)$$

Avec :

- X_C : prédiction de la résistance en compression [MPa],
- G_m : module de cisaillement de la matrice en [MPa],
- V_f : fraction volumique de fibre dans les UD considérés,

Le modèle de (Rosen, 1964) surestime nettement la résistance en compression, (Fleck et Budiansky, 1991) évoquent une surestimation d'un facteur quatre. (Lager et June, 1969) ont pondéré l'éq. (1) par un coefficient de 0,63 afin d'obtenir une corrélation satisfaisante du modèle avec leurs résultats expérimentaux issus d'essais de compression axiale sur des éprouvettes sandwich à fibres de bore et à matrice époxy. On note que les fibres de bore ont généralement un diamètre de l'ordre du dixième de millimètre, soit plus de dix fois les fibres de carbone. Celles-ci sont donc probablement moins sujettes au phénomène de défauts géométrique.

Les différentes avancées concernant la compréhension du mécanisme de rupture, ont conduit (Argon, 1972) à considérer que le modèle de (Rosen, 1964) était une borne supérieure d'estimation de la résistance en compression. Celle-ci ne pouvant être atteinte qu'avec des fibres parfaitement alignées, ce qui n'est généralement pas le cas pour les fibres de carbone. (Argon, 1972) a alors fait l'hypothèse que la rupture n'était pas la conséquence d'un microflambage élastique mais plutôt d'un microflambage plastique dépendant de la résistance en cisaillement de la matrice et de l'ondulation initiale de la fibre (ϕ_0). Le modèle ainsi formulé est présenté éq. (2). Ce modèle considère une matrice rigide parfaitement plastique.

$$X_C = \frac{\tau_m^y}{\phi_0} \quad (2)$$

Avec :

- τ_m^y : limite d'élasticité en cisaillement de la matrice [MPa],
- ϕ_0 : angle d'ondulation initiale de la fibre [°].

Ces travaux ont ensuite été complétés par (Budiansky, 1983) afin de considérer un comportement élastique parfaitement plastique de la matrice.

$$X_C = \frac{G}{1 + \frac{\phi_0}{\tau_{UD}^y}} \quad (3)$$

Avec :

- G : module de cisaillement de l'UD [MPa],
- τ_{UD}^y : limite d'élasticité en cisaillement de l'UD [MPa].

Dix ans plus tard, (Budiansky et Fleck, 1993) ont proposé un modèle de prédiction de résistance en compression tenant compte du comportement non-linéaire de la matrice. Ils ont fait le choix de modéliser ce comportement par une loi élastique non-linéaire de Ramberg-Osgood (Ramberg et Osgood, 1943), qui s'exprime en cisaillement par l'éq. (4).

$$\gamma = \frac{\tau}{G_m} \cdot \left(1 + \frac{3}{7} \cdot \left(\frac{\tau}{\tau_m^y} \right)^{n_m-1} \right) \quad (4)$$

Avec :

- γ : Glissement [m.m⁻¹],
- τ : Contrainte de cisaillement [MPa],
- G : module de cisaillement [MPa],
- n_m : paramètre d'écroissage de la matrice [-].

En repartant des modèles précédents et en considérant le comportement non-linéaire, (Budiansky et Fleck, 1993) ont formulé le modèle de prédiction de résistance en compression décrit par l'éq. (5). Ce modèle est celui qui est nommé « modèle de bande en genoux » dans le § I.4.2.1 et qui sert de comparaison au modèle numérique de (Drapier *et al.*, 2001).

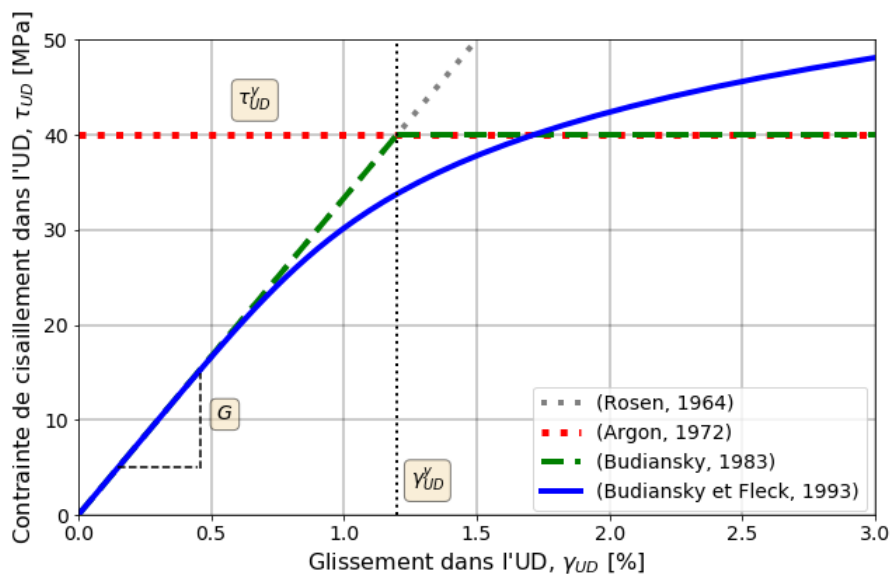
$$X_C = \frac{G}{1 + n \cdot \left(\frac{3}{7} \right)^{1/n} \cdot \left(\frac{\phi_0}{\gamma_{UD}^y \cdot (n-1)} \right)^{\frac{(n-1)}{n}}} \quad (5)$$

Avec :

- γ_{UD}^y : glissement critique pouvant être déterminé par $\gamma_y^{UD} = \frac{\tau_{UD}^y}{G}$ [m.m⁻¹],
- n : paramètre d'écroissage de l'UD [-].

L'ensemble des modèles présentés ici tentent de prédire la résistance en compression en estimant l'apparition de l'instabilité de microflambage. Le Graphique I-16 permet de schématiser l'évolution de la modélisation analytique du comportement de l'UD, sous chargement de cisaillement, considérée par les différents auteurs cités.

A noter que le modèle de (Budiansky et Fleck, 1993) considère que les fibres sont inextensibles et qu'elles n'ont pas de rigidité de flexion. Ces hypothèses et la sous-estimation de la résistance en compression auxquelles elles conduisent sont discutés dans (Fleck *et al.*, 1995).



Graphique I-16 : Schématisation de l'évolution de la modélisation du comportement en cisaillement de l'UD pour les différents modèles présentés

Le modèle de (Budiansky et Fleck, 1993) est celui qui permet, grâce à l'utilisation de la loi de Ramberg-Osgood, de capter le plus précisément le comportement en cisaillement de l'UD et donc son influence sur l'apparition de l'instabilité. En effet, la majorité des comportements en cisaillement des matériaux composites utilisés dans le cadre de ce manuscrit pourront être modélisés, sur une plage de glissement soigneusement déterminée, par une telle loi. Ce modèle permet donc, en tenant compte uniquement des paramètres à l'échelle microscopique présentés dans le § 1.4.2.1, d'estimer l'apparition de l'instabilité.

Cependant, comme le démontre le § 1.4.2.2, la résistance en compression n'est pas une propriété intrinsèque au matériau mais une propriété de structure. Ainsi, dans certaines configurations, un effet de structure sera susceptible de retarder l'apparition de cette instabilité et d'augmenter l'estimation de résistance en compression.

C'est en considérant cela que (Grandidier *et al.*, 2012) ont proposé un modèle de prédiction de résistance en compression. Celui-ci a été proposé afin de répondre à un besoin industriel, et notamment en bureau d'études, d'estimer analytiquement et simplement la résistance en compression. Il reprend le modèle de bande en genoux de (Budiansky et Fleck, 1993) (éq. (5)) et y ajoute un effet de structure, en s'appuyant notamment sur les travaux de (Drapier *et al.*, 2001 ; Gardin *et al.*, 2002). La dénomination de modèle de Grandidier sera utilisée dans la suite de ce manuscrit, elle fera référence à l'éq. (6).

$$X_C = \frac{G}{1 + n \cdot \left(\frac{3}{7}\right)^{1/n} \cdot \left(\frac{\phi_0}{\gamma_y^{UD} \cdot (n-1)}\right)^{\frac{(n-1)}{n}}} + \frac{Cs}{e_b} \quad (6)$$

Avec :

- Cs : estimation du Coefficient de Structure défini par l'éq. (7) [MPa],
- eb : épaisseur caractéristique, définie par (Drapier *et al.*, 1999) et (Gardin *et al.*, 2002) et dont quelques valeurs sont reportées dans le Tableau I-8 [mm].

$$Cs = (2 \cdot \Pi \cdot r_{gf}) \cdot \sqrt{\frac{E_M E_F}{(1 - \nu_M^2)} \cdot V_f \cdot (1 - V_f)} \quad (7)$$

Avec :

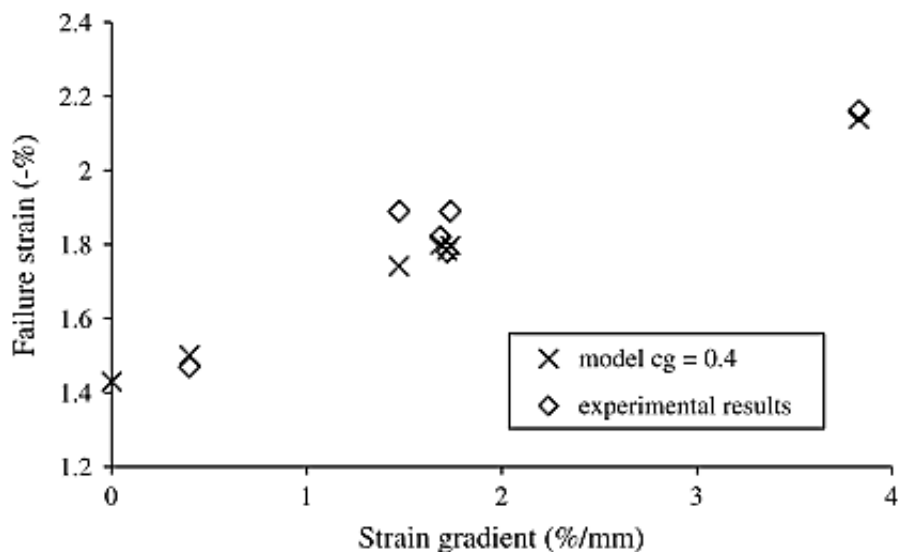
- r_{gf} : rayon de giration de la fibre [mm] ($r_{gf} = \sqrt{\frac{I}{S}}$; avec I, le moment quadratique de la fibre et S, sa section),
- E_M : module de Young de la matrice [MPa],
- E_F : module d'élasticité dans l'axe de la fibre [MPa],
- ν_M : coefficient de poisson de la matrice [-],
- V_f : fraction volumique de fibre dans les UD considérés.

Le modèle de Grandidier s'appuie sur les travaux numériques cités précédemment. Ces travaux ont d'abord permis d'observer qu'il existait une zone affectée par la plastification de la matrice. Ensuite, il a été constaté que les dimensions de cette zone variaient en fonction du gradient de déformation traversant les UD, de leur épaisseur ou encore de leur position dans l'empilement (conditions aux bords). Afin de proposer un modèle analytique simple d'utilisation, l'abaque présenté dans le Tableau I-8 a été créée. Il est issu des résultats obtenus avec le modèle numérique, pour les différentes configurations illustrées. Une excellente corrélation a été obtenue entre les prédictions du modèle de Grandidier et les travaux de (Wisnom *et al.*, 1997), comme en témoigne le Graphique I-17. Une confrontation expérimentale du modèle de Grandidier sera proposée le § II.4.1.

Ply location	Load	Instability model characteristic thickness : e_b
At the middle of the stacking	Pure compression	$e_b = e$
At one edge of the stacking	Pure compression	$e_b = 2 e$
Unidirectional composite	Pure compression	$e_b = \infty$
At the middle of the stacking or at the compressed edge	Bending and compression	$e_b = e$
At the middle of the stacking	Bending with neutral plane	$e_b = e_c$
At one edge of the stacking	Bending	$e_b = e$
Unidirectional composite	Bending	$e_b = c_g e_c$ $c_g \approx 0.4$

Remarque : e_c représente l'épaisseur d'UD soumis à des efforts de compression dans la direction des fibres.

Tableau I-8 : Abaque de détermination de l'épaisseur caractéristique en fonction de la localisation des UD et du type de chargement (Grandidier et al., 2012)



Graphique I-17 : Corrélation des prédictions de résistance en compression du modèle de Grandidier avec les travaux de Wisnom et al., 1997

I.4.4 Méthodes de caractérisation expérimentale de la résistance en compression

Une multitude de méthodes expérimentales a été développée pour caractériser la résistance en compression. On peut identifier deux raisons principales à cela. La première provient des difficultés expérimentales à réaliser ce type de caractérisation sur des composites à fibres longues. La seconde provient de la difficulté à comparer les résultats issus de différents dispositifs ou configurations d'essais. En effet, comme nous l'avons vu dans les parties précédentes, la résistance en compression est de type « inter-échelles », c'est-à-dire qu'elle dispose de paramètres ayant une influence sur sa valeur, à la fois à l'échelle des constituants (propriétés de ceux-ci, imperfection géométrique) mais également à l'échelle de la structure (épaisseur d'UD, gradient de déformation, conditions aux bords des UD). La vision globale du mécanisme de rupture décrit dans le § I.4.2.1, considérant l'effet de structure décrit dans le § I.4.2.2, n'a émergée qu'au milieu des années 90, lorsque l'ensemble des paramètres exerçant une influence majeure a été identifié. C'est notamment grâce à celle-ci que les différences observées entre les résultats expérimentaux obtenus en compression uni-axiale avec ceux obtenus par des essais faisant intervenir un gradient différent, comme les essais de flexion, ont pu être expliqués.

Les essais expérimentaux pour caractériser la résistance en compression d'UD carbone/époxy à fibres longues, sont généralement scindés en deux catégories dans la littérature : les méthodes directes et les méthodes indirectes.

I.4.4.1 Les méthodes directes

Les méthodes directes sont issues des matériaux métalliques, où l'essai de caractérisation se fait sous chargement de compression uni-axiale. Il s'agit donc d'essais de compression uni-axiale, généralement difficiles à mettre en œuvre sur des composites à fibres longues, dont la dispersion peut être importante et la fiabilité relativement faible.

En effet, l'utilisation d'essais de compression uni-axiale, soulève quelques problématiques. (Grandidier, 1998) évoque notamment la géométrie des éprouvettes qui doit être simple, souvent parallélépipédique, puisque l'usinage génère des endommagements localisés. L'auteur fait également mention du fait que l'épaisseur des éprouvettes est généralement fine, ce qui oblige à réduire la longueur utile pour éviter le flambage global en rapprochant les mors, ce qui est en contradiction avec le fait que pour obtenir une compression pure, l'hypothèse de Barré de Saint-Venant tend à les écarter.

On distingue généralement trois grands types de montages dans la littérature, en fonction de la manière dont est transmis le chargement :

- Par les deux extrémités de l'éprouvette (en bout) => Norme ASTM D695,
- Par cisaillement au travers de talons de protection collés sur ses flancs => Norme ASTM D3410,
- Par combinaison des deux modes de transmission (mixte) => Norme ASTM D6641.

La Figure I-27 permet d'illustrer chacune de ces méthodes d'introduction d'efforts.

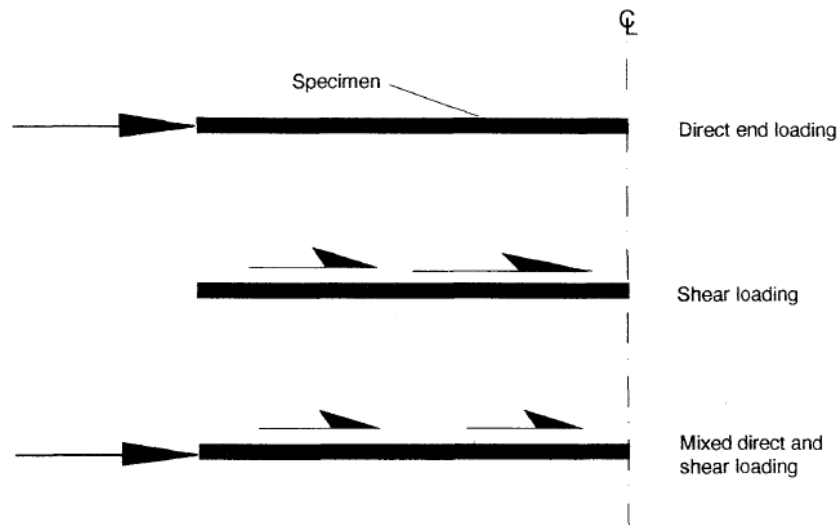


Figure I-27 : Les différentes méthodes d'introduction des efforts lors d'un essai de compression uni-axiale (Haberle, 1991)

La norme ASTM D695 est, à l'origine, destinée à la caractérisation de plastique rigide. Son utilisation a été dérivée pour la caractérisation de composites carbone/époxy à fibres longues. Le montage utilisant un support anti-flambement est illustré sur la Figure I-28.

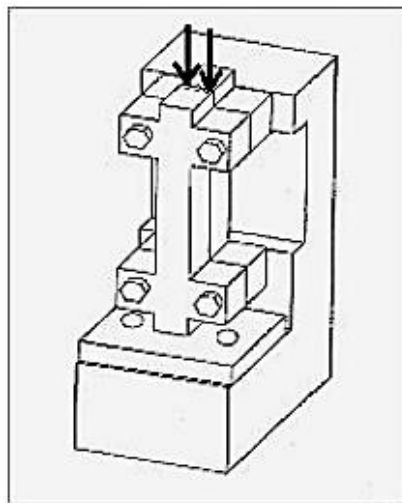


Figure I-28 : Illustration du montage de la norme ASTM D695 modifiée (dispositif anti-flambement)

Avec ce type de montage, l'alignement de l'éprouvette avec la direction des efforts est délicat et très dépendant de la qualité de l'usinage de celle-ci. De plus, (Haberle, 1991) relève des problématiques d'écrasement des extrémités conduisant à des ruptures prématurées des éprouvettes.

Une méthode nettement plus utilisée consiste à introduire les efforts par cisaillement au travers de talons de protection collés sur les flancs de l'éprouvette. Deux principaux essais ont été développés et ont ensuite connu beaucoup d'évolutions. Il s'agit de l'essai Celanese (Figure I-29 - à gauche) qui a été standardisé par l'ASTM D3410 en 1975 et de l'essai IITRI (Figure I-29 - à droite), développé par « Illinois Institute of Technology Research Institute » en 1977 et introduit comme la procédure « B » dans cette même norme en 1987. On note qu'en 2003, l'essai Celanese a été retiré de la norme ASTM D3410 et l'essai IITRI est devenu la procédure de référence pour la caractérisation de la résistance en compression sous chargement de compression uni-axiale.

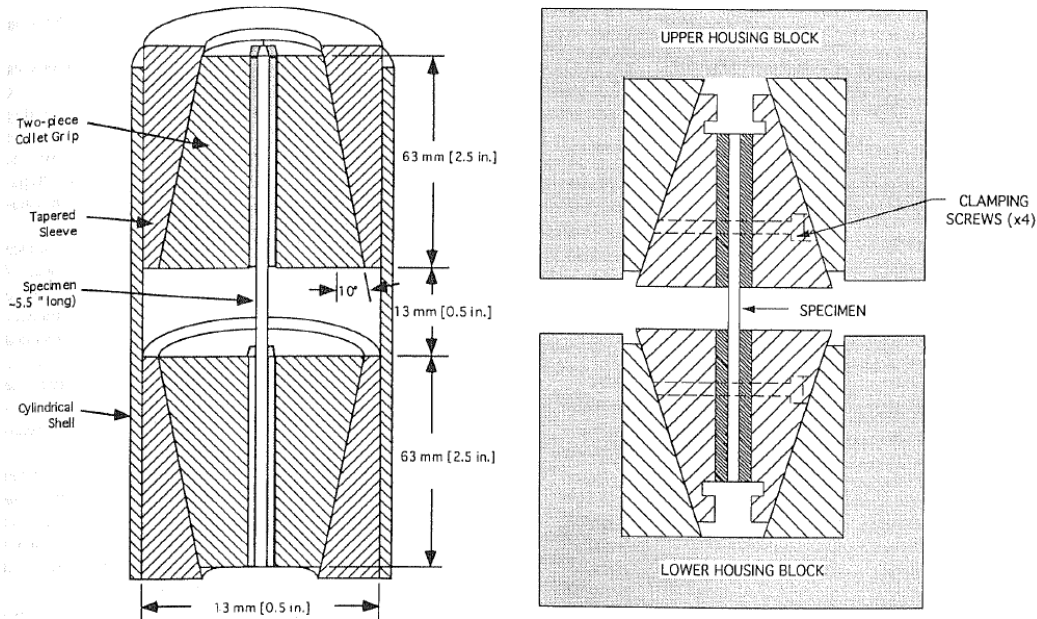


Figure I-29 : illustration de la procédure A (à gauche) correspondant à l'essai Celanese et la procédure B (à droite) correspondant à l'essai IITRI, issue de la norme ASTM D3410 (ASTM, 1995)

En 2001, une nouvelle norme issue des travaux de (Adams et Welsh, 1997), où l'introduction des efforts de compression se fait à la fois par les extrémités de l'éprouvette et par cisaillement via les talons, a conduit à la création de la norme ASTM D6641. L'illustration de ce montage est présentée sur la Figure I-30. (Adams et Welsh, 1997) indiquent que le contrôle du couple de serrage des blocs supports permet de passer d'un mode de chargement aux extrémités (similaire à ASTM D695) à un mode de chargement mixte.

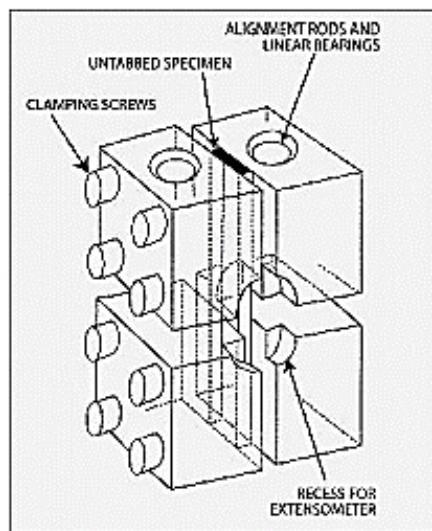
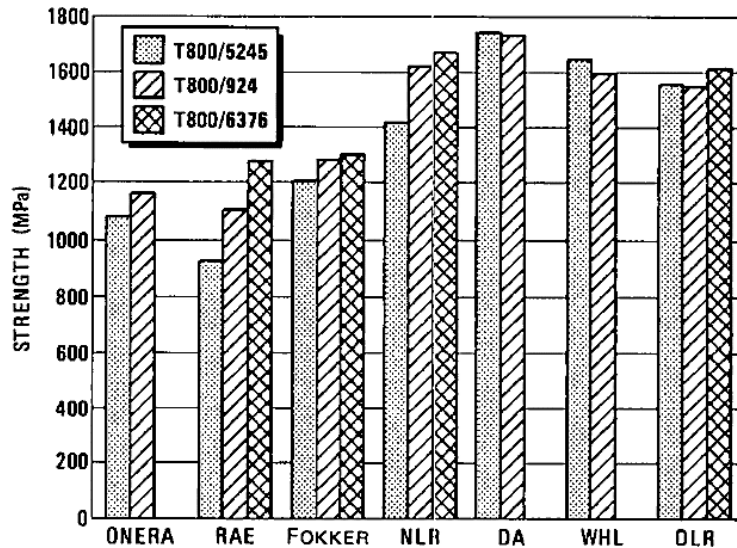


Figure I-30 : Illustration du montage « End-Loaded Side-Supported (ELSS), (Adams et Welsh, 1997)

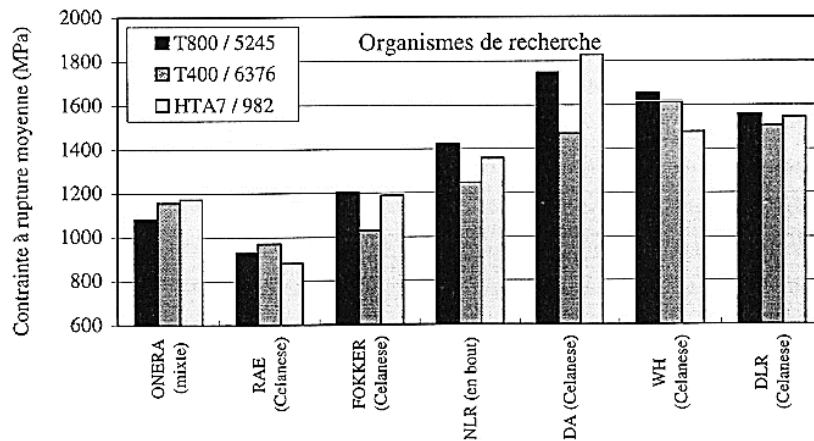
Dans les années 1980, une étude européenne réalisée par le « Advisory Group for Aerospace Research & Development » (AGARD) a été réalisée afin d'évaluer les différents montages expérimentaux permettant de caractériser la résistance en compression : c'est le programme GARTEUR. Sept laboratoires européens ont reçu des éprouvettes pour sept couples fibres/matrice dont trois avec des fibres IM (T800) associées à différentes matrices, dont les résultats sont présentés sur le Graphique I-18.



Graphique I-18 : Résistances en compression obtenues par chacun des laboratoires pour différentes matrices dont les renforts sont des fibres IM T800 - issu de (AGARD-R-785, 1992)

Le Graphique I-18 montre d'importantes dispersions dans les résultats de résistance en compression entre les différents laboratoires, pour un même matériau. L'exemple le plus marquant est une différence de 47 % pour le couple T800/5245 entre le laboratoire DA (Deutsche Airbus) et le laboratoire RAE (Royal Aircraft Establishment).

Au-delà de cette dispersion, le Graphique I-19, issu de cette même étude et extrait de (Grandidier, 1998), démontre que ces essais ne permettent pas de classer les différents matériaux par ordre de résistance. (Grandidier, 1998) résume ainsi les résultats de cette étude : « les mesures de la contrainte à rupture semblent plus représentatives de la procédure expérimentale suivie (montage, éprouvette, opérateur,...) que du matériau composite testé. ».



Graphique I-19 : Résistances en compression obtenues pour différents matériaux par différents laboratoires, issu de (AGARD-R-785, 1992) repris par (Grandidier, 1998)

Un grand nombre de montages expérimentaux pourrait être cité en complément de ceux qui ont été décrits précédemment. La difficulté de réalisation de ce type d'essai, ainsi que la complexité du mécanisme de rupture mis en œuvre et détaillé dans le § I.4.2.1.a et l'effet de structure explicité dans le § I.4.2.2, n'ont pas permis de converger vers un montage expérimental faisant l'unanimité. Certains travaux semblent montrer que les montages avec une introduction d'efforts mixte est préférable (Adams et Odom, 1991 ; Xie et Adams, 1995). Les travaux de (Haberle, 1991 ; Chatterjee *et al.*, 1993 ; Anthoine-Rahier, 1998) permettent d'avoir une très bonne vision d'ensemble des différents montages développés jusque dans les années 1990.

I.4.4.2 Les méthodes indirectes

Les méthodes indirectes regroupent l'ensemble des méthodes où l'introduction d'efforts n'est pas réalisée dans l'axe des fibres, comme c'est le cas pour les méthodes présentées précédemment. De nombreuses solutions de flexion-compression ont été développées dont certaines ayant fourni des résultats satisfaisants.

L'intérêt de ces méthodes est d'obtenir une mesure indirecte de la résistance en compression tout en réduisant les problématiques évoquées avec les méthodes directes (alignement de l'éprouvette avec l'effort, flambement, concentration de contrainte, etc.). On peut distinguer trois types de montage :

- la flexion 4 points,
- le flambage rotulé,
- la flexion-compression générée par un mécanisme.

(Allix *et al.*, 1988) ont conçu et utilisé un montage de flexion 4 points, schématisé sur la Figure I-31, afin de s'affranchir des problématiques liées aux méthodes directes. Ils citent notamment celles de concentrations de contraintes, de géométrie et d'usinage des éprouvettes. De plus, ce montage permet d'introduire un moment fléchissant constant entre les deux appuis centraux. En considérant l'hypothèse des petites perturbations (HPP), la partie centrale de l'éprouvette entre ces deux derniers, est en flexion pure.

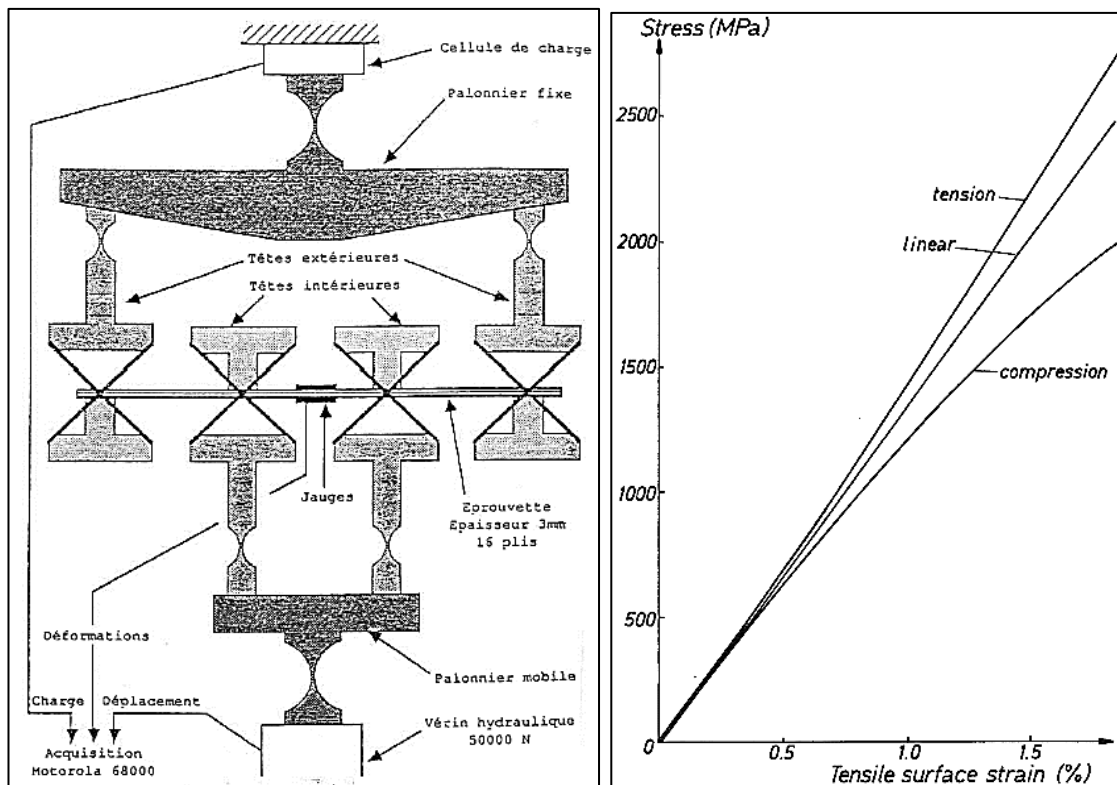


Figure I-31 : (à gauche) Schéma de principe du montage de flexion 4 points conçu par (Allix et al., 1988) (à droite) Représentation du comportement non-linéaire (XAS/913) en flexion 4 points (Wisnom, 1990)

(Allix *et al.*, 1988) évoquent également le fait que l'essai de flexion 4 points permet de réaliser des mesures de déformation simultanément sur la face en compression et sur la face en traction. Ainsi, puisque cet essai permet de réaliser des mesures précises et fiables des déformations, il est alors possible d'obtenir les modules d'élasticité pour n'importe quelle valeur de chargement, en traction et

en compression. Il est également possible de déterminer les valeurs de contrainte au moment de la rupture. On note que ces derniers points sont moins évidents avec un essai de flexion 3 points. En effet, il n'est pas possible de coller de jauge de déformation sur la face en compression, au centre de l'éprouvette, du fait de la présence du rouleau de chargement introduisant les efforts. De plus, la zone où la contrainte de compression est maximale est confondue avec la zone potentiellement perturbée par cette introduction d'efforts.

Les travaux de (Allix *et al.*, 1988) ont notamment mis en évidence le comportement non-linéaire des carbone/époxy. En effet, en traction, le comportement est légèrement non-linéaire puisqu'un léger raidissement est observé. Le comportement non-linéaire en compression est nettement plus marqué et c'est un assouplissement qui est constaté. Les auteurs n'ont détecté aucun endommagement lors de la réalisation de cycles de charge/décharge, même pour une charge allant jusqu'à 95 % de la charge à rupture. Il s'agit donc bien d'un comportement élastique de type non-linéaire. Ceci avait déjà été observé expérimentalement, via des montages de compression uni-axiale, par (Ditcher et Webber, 1979 ; Ishikawa *et al.*, 1985) et a ensuite été confirmé par de nombreux auteurs (Wisnom, 1990 ; Hochard *et al.*, 2005 ; Keryvin *et al.*, 2020).

(Wisnom, 1990) a aussi utilisé le montage présenté sur la Figure I-31 afin de détailler l'ensemble des limitations de celui-ci. Il a par exemple étudié l'influence du frottement sur le moment appliqué à la structure ainsi que l'influence des concentrations de contrainte sous les rouleaux. Il conclut par valider la méthode de caractérisation de la résistance en compression.

Le montage de flexion 4 points est historiquement utilisé par le bureau d'études GSea Design, la base de données matériaux avec ce montage est donc conséquente. La majorité des caractérisation se fait avec des éprouvettes à structure monolithique, selon la norme ASTM D6272 (ASTM International, 2014), dont les dimensions sont 500 x 30 x 10 mm³. L'écartement des rouleaux inférieurs est de 460 mm tandis que celui des rouleaux supérieurs est de 90 mm. Le ratio longueurs entre rouleaux supports et épaisseur est donc de 46:1. Ce montage sera détaillé dans le cadre du § II.2.2.2.

A noter qu'il est également possible de caractériser la résistance en compression d'UD carbone/époxy avec un montage de flexion 4 points et des éprouvettes à structure sandwich. (Chaterjee *et al.*, 1993) nous apprennent d'ailleurs que cette méthode a été utilisée par l'industrie jusque dans les années 1950. En 1987, une procédure « C », mettant en œuvre un montage similaire à celui représenté sur la Figure I-32, fût ajouté à la norme ASTM D3410. Cependant en 1993 le comité de la norme ASTM décida de retirer cette procédure de la norme ASTM D3410 et créa la norme ASTM D5467 qui est toujours en vigueur actuellement.

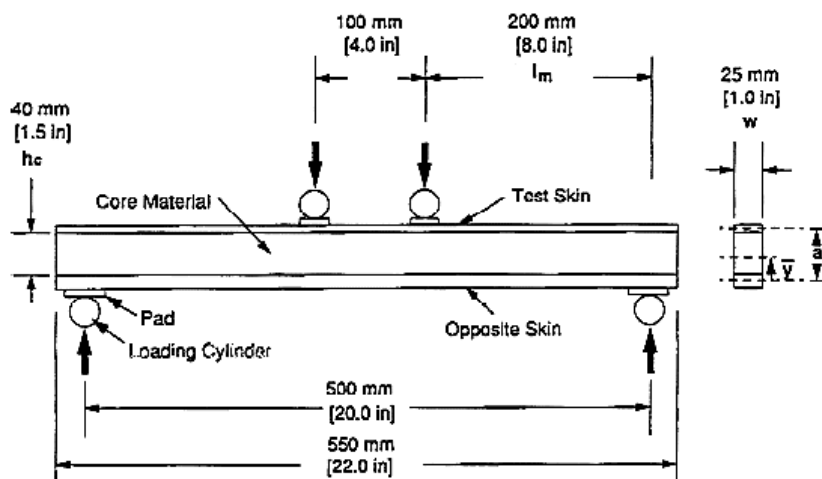


Figure I-32 : Montage de flexion 4 points sur éprouvette sandwich issue de ASTM D5467

(Eyer, 2016) indique les deux problématiques généralement associées aux essais de flexion 4 points :

- la nécessité de réaliser un calcul inverse pour déterminer la contrainte,
- les effets de bord créés par les points d'appuis.

Lors d'essais réalisés dans le cadre d'études, GSea Design s'affranchit de ce second point en introduisant des plaques en polyéthylène (PE), d'une épaisseur suffisante pour réduire la concentration de contrainte sous les appuis, comme le suggère la norme ASTM D5467. Cette méthode a été validée par un modèle numérique dans la thèse de (Méchin, 2017). L'ensemble des résultats expérimentaux qui seront présentés dans ce manuscrit proviennent d'essais de flexion 4 points. D'abord dans le Chapitre II, avec des stratifiés constitués majoritairement d'UD. Ensuite, dans le Chapitre IV, où nous proposerons la conception et la validation d'un dispositif revisitant celui de la Figure I-32 pour étudier l'influence d'un chargement cyclique sur la résistance résiduelle post-fatigue.

D'autres auteurs ont proposé de s'affranchir des problématiques évoquées par (Eyer, 2016) en proposant des montages de flexion pure. C'est notamment le cas de (Fukuda, 1989) qui a utilisé le montage de flambage rotulé, présenté sur la Figure I-33, pour caractériser la résistance en compression de CFRP.

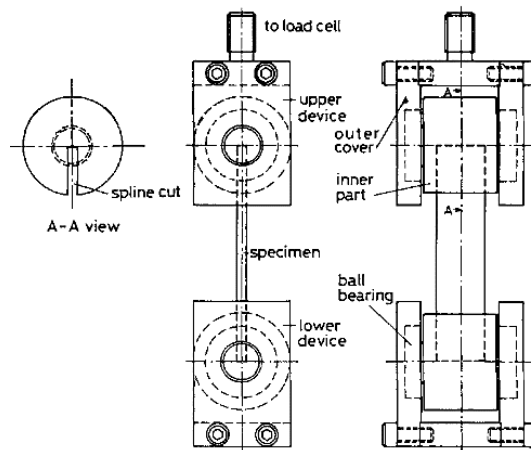


Figure I-33 : Montage de flambage rotulé proposé par (Fukuda, 1989)

(Wisnom, 1991) a utilisé un montage similaire pour étudier l'influence de l'épaisseur des éprouvettes, et notamment du nombre de plis, sur la mesure de résistance en compression. Il a comparé les résultats obtenus sur un montage de flambage rotulé aux résultats obtenus en flexion 4 points. Il conclut à un comportement similaire quel que soit le montage et observe une décroissance de la résistance en compression avec l'augmentation du nombre d'UD.

(Montagnier et Hochard, 2005) ont utilisé le montage schématisé sur la Figure I-34 afin de caractériser le comportement et la déformation à rupture, en compression, de préimprégné carbone/époxy à fibre très haut module (M55J et K637-12). Les essais ont également été menés avec un montage de compression axiale de type Celanese (ASTM D3410) et les résultats comparés. Ils constatent que pour ce type de fibre très haut module, l'essai Celanese conduit systématiquement à une rupture prématurée contrairement à l'essai de flambage rotulé.

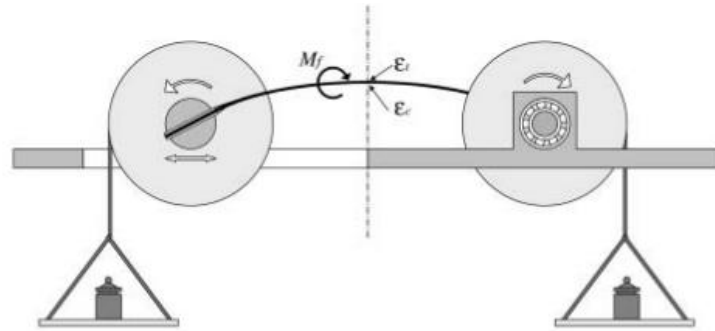


Figure I-34 : Représentation schématique du montage de flexion pure utilisé par (Montagnier et Hochard, 2005)

D'autres montages, un peu plus élaborés permettent de contrôler la rotation afin de choisir le taux de flexion par rapport au taux de compression. C'est notamment le cas du montage proposé par (Grandidier, 1991) sur la Figure I-35, ou encore celui proposé par (Wisnom et Atkinson, 1997).

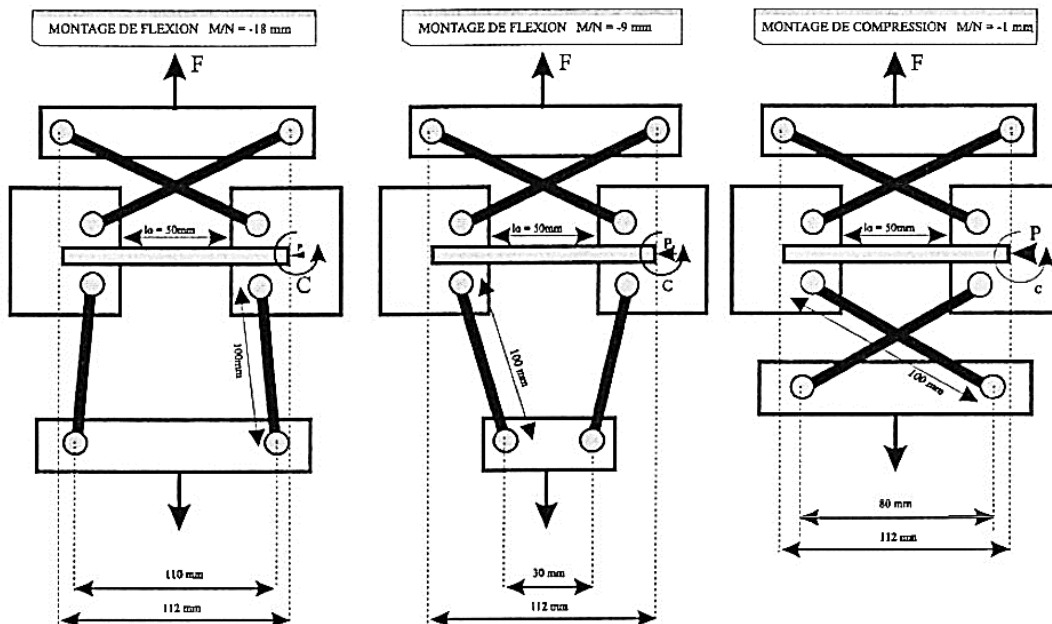


Figure I-35 : Montage de flexion - compression proposé par (Grandidier, 1991)

Ces montages de flexion-compression ont largement contribué à l'identification des paramètres intervenant à l'échelle du pli et de la structure. Ils ont permis de démontrer que sur un même montage, la résistance en compression augmentait avec le taux de flexion par rapport à la compression, mettant notamment en lumière l'influence du gradient de déformation.

Dans cette partie, un tour d'horizon des méthodes expérimentales de caractérisation de la résistance en compression a été réalisé. L'évolution de ces méthodes est à mettre en relation avec les avancées concernant la compréhension du mécanisme d'instabilité décrit dans le § I.4.2.1, ainsi que celles des modèles de prédiction de résistance en compression décrits dans le § I.4.3.

I.4.5 Porosité et résistance en compression

Outre le défaut d'ondulation initiale de la fibre, discuté dans le § I.4.2.1.c, la porosité est un second type de défaut omniprésent dans les structures composites industrielles.

Si un débat existe sur la notion de porosité, (Gauthier *et al.*, 2017) la définissent dans un stratifié comme : « *un défaut géométrique crée au cours du procédé de mise en œuvre et défini par des cavités qui contiennent de la matière gazeuse et qui sont appelées pores.* ». La porosité est généralement quantifiée par son taux qui est défini comme étant le rapport entre le volume des pores et le volume total de l'échantillon considéré. Elle peut avoir un impact important sur la rigidité et sur la résistance du pli.

Ainsi, pour garantir la performance et la durabilité d'une structure composite, il est primordial de limiter au maximum son taux de porosité. L'enjeu se trouve donc dans la définition d'un taux maximum admissible. En effet, la diminution de celui-ci entraîne irrémédiablement l'augmentation du coût de production de la structure et le risque d'avoir de nombreux rebuts, voire de ne plus trouver de chantier capable de la fabriquer.

Dans cette partie, nous présenterons succinctement les principales causes de l'apparition de porosité ainsi que les principaux moyens de contrôle de celle-ci. L'objectif étant d'apporter au lecteur des éléments de compréhension sur la complexité de maîtriser ce type de défaut en condition industrielle. Enfin, des travaux issus de la bibliographie, traitant de l'influence de la porosité sur la résistance en compression, seront discutés.

L'ensemble des notions abordées alimenteront, entre autres, les travaux de recherche présentés dans le Chapitre III. Ce dernier présente un outil numérique de prédiction de la résistance en compression tenant compte, entre autres, de l'influence de la porosité.

I.4.5.1 Sources d'apparition et moyens de contrôle de la porosité

(Kardos *et al.*, 1986) ainsi que (Ledru, 2009) scindent les causes possibles d'apparition de la porosité en deux catégories. La première est liée à une cause plutôt mécanique, relative à la création de la porosité par emprisonnement physique d'une poche de gaz entre les plis. La seconde concerne la création de pores par nucléation sous des conditions thermodynamiques favorables. Ces conditions sont très dépendantes du procédé de fabrication.

(de Parscau du Plessix *et al.*, 2019) précisent que la porosité est issue de microcavités présentes à l'état initiale et qui évolue sous l'effet du temps, de la température, de la pression, du taux de polymérisation de la matrice ainsi que selon le taux d'humidité. (Olivier *et al.*, 1995 ; Agius *et al.*, 2013) supposent que les composants volatiles présents au sein des constituants (enrobage de fibre et matrice) sont les principales causes de ces microcavités initiales. L'analyse des composants volatiles par (Agius *et al.*, 2013) montre essentiellement la présence de molécules d'eau (H₂O), d'acétone (C₃H₆O), d'éthanol (C₂H₅OH) ou encore de dioxyde de soufre (SO₂). Les auteurs soulignent que les molécules d'eau sont les principales causes de l'apparition de porosités.

(Baley *et al.*, 2015) écrivent que les porosités peuvent être classées selon différents critères de :

- forme : les pores peuvent être ouverts (communiquant entre eux) ou fermés,
- géométrie - souvent séparées en quatre catégories (Figure I-36) :
 - o prismatique, généralement observés dans les composites à renfort tissés, au point de croisement entre les torons,
 - o sphérique, généralement dans les régions riches en matrice,
 - o ellipsoïdale,
 - o sous forme d'allumettes.
- position : intra-p pli ou inter-plis,
- dimension, une classification a notamment été proposée par (Schaefer, 1994),
- distribution spatiale (allant de homogène à hétérogène).

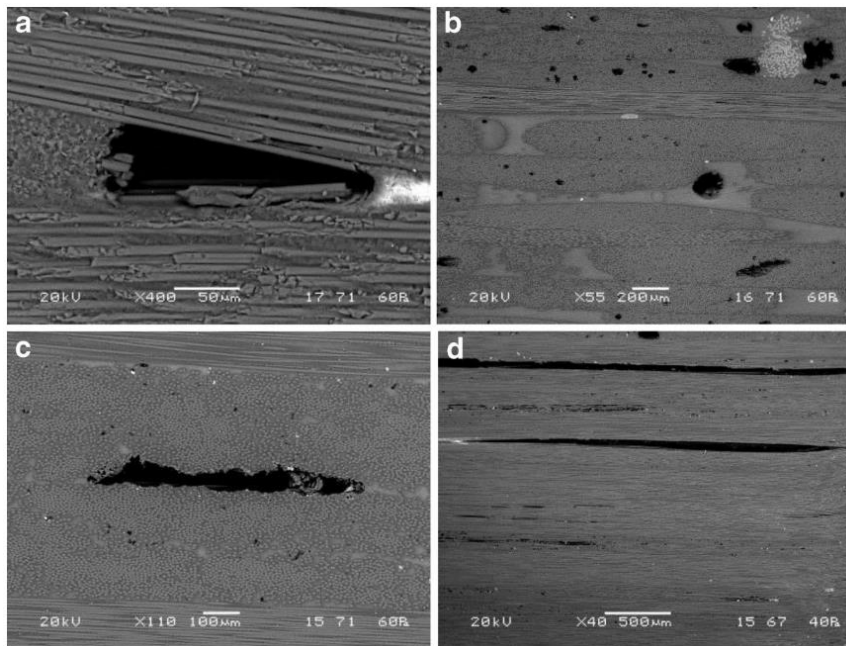


Figure I-36 : a. Porosité de forme prismatique dans un pli tissé - b. Porosité sphérique dans des zones riches en matrice - c. Porosité en forme de cigare dans un pli - d. Porosité en forme d'allumette dans des UD - Issue de (Baley *et al.*, 2015)

Dans le secteur du nautisme de compétition, la porosité au sein des structures composites est un sujet discuté depuis de nombreuses années. Les exigences concernant la qualité des structures sont de plus en plus élevées, poussant ainsi les chantiers nautiques à perfectionner leur procédé de fabrication. Aujourd'hui, dans la plupart des cas, le taux de porosité maximum admissible est fixé à 1,5 %. Comme on a pu le voir dans § I.3.2.1, il est parfois difficile pour les chantiers nautiques de respecter cette limite, d'où l'importance d'avoir des éléments permettant de connaître les sources de celle-ci. Lorsque la structure est fabriquée, se pose alors la question du contrôle qualité de cette dernière, et notamment des moyens de contrôle du taux de porosité.

Plusieurs auteurs ont proposé des états de l'art concernant les moyens de caractérisation de la porosité au sein de matériaux composites. On peut citer les travaux de (Ledru, 2009 ; Baley *et al.*, 2015; Liu et Chen, 2016). Les principaux moyens de contrôle peuvent être regroupés en deux catégories : les contrôles non destructifs et les contrôles destructifs. Une rapide synthèse est proposée ci-après.

Les contrôles non destructifs :

Contrôle par ultrasons (US) :

Le contrôle par ultrasons est très utilisé dans l'industrie puisqu'il permet de réaliser un contrôle non destructif des structures en sortie de chantier. C'est la référence dans le secteur du nautisme de compétition. L'inconvénient principal de cette méthode est que sa qualité est très dépendante des caractéristiques de la plaque étalon qui permettra de calibrer le signal sur une plaque considérée « parfaite ». Cette plaque étalon doit donc être représentative en termes de matériaux (couple fibre/matrice), taux d'imprégnation, taux de réticulation, épaisseur, nombre de films de colle dans la section, etc.

Ainsi, dès que les sections d'une structure varient significativement, il n'est pas aisé d'avoir une plaque d'étalonnage représentative de chacune d'elles. Ceci conduit à avoir un contrôle qui est davantage qualitatif que quantitatif. En effet, la corrélation entre le taux d'absorption du signal observé lors du contrôle ultrason et un taux, ou une forme, ou une distribution de porosités dans l'épaisseur de la structure contrôlée est difficilement envisageable actuellement, dans le secteur du nautisme. Voici quelques auteurs ayant utilisés cette technique (Almeida et Neto, 1994; Suhot et Chambers, 2014).

Tomographie à Rayons X :

La mesure par tomographie à rayon X est une technique d'analyse 3D assez récente (en industrie) qui permet également de caractériser les défauts au sein d'un matériau composite (Cf. (Schell *et al.*, 2006)). Cette technique reste actuellement très onéreuse et s'applique plutôt à des échantillons de petites tailles. En effet, le volume de l'échantillon déterminera directement la taille minimale des défauts qui pourront être observés. Par exemple, pour observer des pores dont le volume est de l'ordre de la dizaine de microns, il faudra un échantillon cubique de 7 mm de côté maximum. Cette analyse coûte environ 500€ par échantillon. Certains micro-tomographes de laboratoires permettent aussi de descendre sous le μm sur de petits prélèvements, l'étude ponctuelle est donc possible mais pas à une échelle de « production ». D'autres solutions plus « industrielles » sont possibles. On note que GSea Design a utilisé ce moyen de contrôle sur des foils présentant d'importants défauts de fabrication (liés au procédé) dans le cadre du projet Team France, lors de la coupe de l'Amérique 2017.

Les contrôles destructifs :

Mesure par densité :

La technique de mesure du taux de porosité par densité est normée par l'ASTM D2734. Cette technique est très utilisée dans l'industrie. Elle consiste à calculer le taux de porosité via la densité des constituants. Ceci nécessite de connaître précisément le volume de fibre, généralement obtenu par une méthode de digestion de la matrice par une solution acide (NF EN 2564 ; ASTM D3171). On note que la méthode par combustion, généralement utilisée pour les composites à fibres de verre, n'est pas applicable aux CFRP du fait de l'oxydation des fibres, lors de la combustion de la matrice, et de leur changement de masse (Yee et Stephens, 1996).

La méthode de mesure du taux de porosité par densité présente l'inconvénient d'être destructrice et n'offre une précision que très relative en fonction de la morphologie des porosités ainsi que de la précision des valeurs de densité utilisées. (Judd et Wright, 1978) indique qu'une erreur de 0,1 % sur la densité d'un des constituants engendre un écart de 2,5 % sur le taux de porosité. Aussi, il est difficile de garantir une mesure précise du volume de porosité.

Analyse des images de section transversales :

Cette méthode consiste à découper des échantillons au sein de la structure que l'on souhaite caractériser puis à en observer des sections avec un microscope (aussi possible avec un tomographe) (Cf. (Lundström and Gebart, 1994; El Moussaid, 2016)). Elle semble être considérée comme la plus fiable si certaines règles sont respectées. Ces règles s'étendent de la préparation de l'échantillon à observer, jusqu'à l'analyse statistique qui doit être réalisée sur les images afin de pouvoir généraliser les données obtenues à l'ensemble de la pièce considérée. Ensuite, il est possible d'obtenir les caractéristiques volumiques des défauts à partir des caractéristiques surfaciques observées en appliquant les relations dites « stéréométriques ». Cette méthode présente l'avantage de pouvoir être réalisée à l'aide d'un microscope optique, mais est extrêmement chronophage.

Cette partie a apporté quelques éléments concernant les potentielles sources d'apparition de la porosité ainsi qu'une liste des principaux moyens de contrôle de celle-ci. On retiendra que dans le nautisme de compétition, le contrôle par ultrasons (US) est systématique pour toutes structures sortant du chantier. Les mesures par analyses d'images et par densité sont occasionnellement utilisées, généralement en cas d'expertise lorsqu'une structure a rompu.

I.4.5.2 Influence de la porosité sur quelques propriétés mécaniques

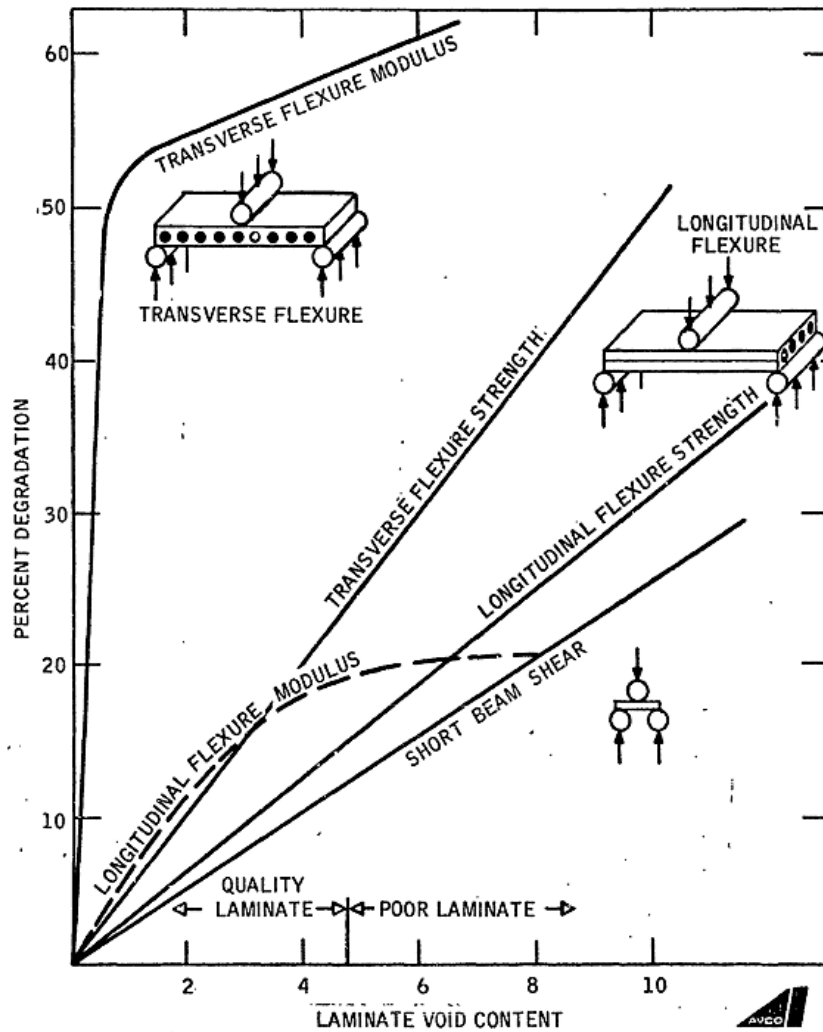
Les pores sont des sources potentielles de localisation de la rupture et induisent une discontinuité dans les propriétés mécaniques des CFRP pouvant dégrader leurs performances mécaniques. (Liu et Chen, 2016) classent ces performances en deux grandes catégories : celles plutôt dépendantes de la fibre et celles plutôt dépendantes de la matrice. Le Tableau I-9 est en partie issu d'une classification proposée par les auteurs.

Propriété mécanique	Dominée par la fibre	Dominée par la matrice
Traction longi.	Oui	Non
Compression longi.	Oui	Oui
Traction transv.	Non	Oui
Compression transv.	Non	Oui
Cisaillement plan	Oui	Oui
Cisaillement hors plan	Non	Oui

Tableau I-9 : Classification par prédominance des effets de la fibre, ou de la matrice, sur différentes propriétés mécaniques, inspirée de (Liu et Chen, 2016)

Plusieurs études ont montré que les propriétés mécaniques fortement dépendantes des propriétés de la matrice sont les plus impactées par la présence de porosité (Harper *et al.*, 1987 ; Olivier *et al.*, 1995 ; Zhu *et al.*, 2011 ; Liu *et al.*, 2018).

Pour un stratifié carbone / époxy (fibres Thornel®50 - 390 GPa), (Lenoe, 1970) a proposé le Graphique I-20, exposant ainsi les propriétés les plus impactées par la porosité, pour ce type de composite.



Graphique I-20 : Estimation des effets de la porosité sur quelques essais mécaniques (Thorne!®50/époxy $V_f = 52\%$) - (Lenoe, 1970)

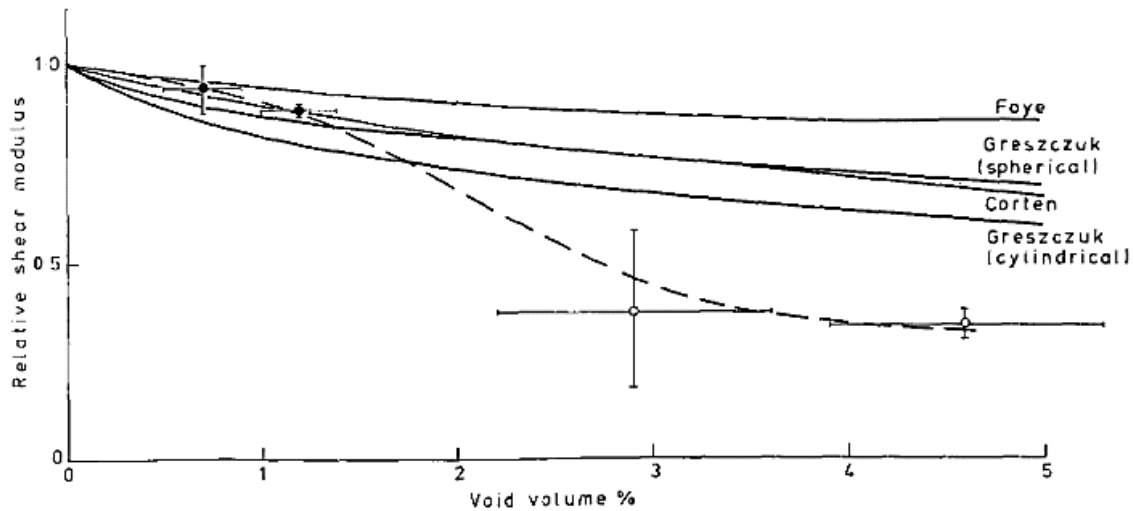
I.4.5.2.a Influence de la porosité sur le module de cisaillement (G)

Comme le montre les modèles de prédiction de la résistance en compression (cf. § I.4.3), le module de cisaillement plan de l'UD (G) a une influence importante sur la prédiction. Ceci s'explique par le mécanisme de microflambage plastique détaillé dans le § I.4.2.1.

(Stone et Clarke, 1975) ont démontré qu'il existait une corrélation linéaire entre le taux d'absorption des ondes, obtenu lors d'un contrôle ultrasons, et le taux de porosité présent dans l'échantillon concerné. (Rubin et Jerina, 1994) se sont alors appuyés sur cette observation pour mesurer l'évolution de différents modules en fonction du taux d'absorption. Ils ont constaté une décroissance d'environ 2,5 % du module de cisaillement plan (G) par % de porosité, sur une plage comprise entre 2,5 % et 10,5 % de porosité.

(Hancox, 1977) a fabriqué des barres à section circulaire contenant différents taux de porosité. Il a confirmé l'observation de (Stone et Clarke, 1975) concernant la corrélation linéaire entre le taux d'absorption d'ondes ultrasonores et le taux de porosité, mesurer par mesure de densité selon ASTM D2734. Il a ensuite réalisé des essais de torsion sur ces éprouvettes, lui permettant ainsi d'observer l'évolution du module de cisaillement plan (G) en fonction du taux de porosité.

Le Graphique I-21 reporte ses résultats ainsi que les résultats que l'auteur a repris de la littérature de l'époque.



Graphique I-21 : Evolution du module de cisaillement plan (G) en fonction du taux de porosité (Hancox, 1977)

On constate sur le Graphique I-21 que les travaux de (Hancox, 1977) conduisent à une dégradation du module de cisaillement en fonction du taux de porosité nettement plus importante que les autres auteurs reportés sur ce même graphique. (Hancox, 1977) précise qu'il a rencontré quelques difficultés à caractériser les porosités, pour différentes raisons expérimentales. Globalement, on retiendra du Graphique I-21 que pour un taux de porosité de 5 %, la dégradation du module de cisaillement plan est de l'ordre de 30 %.

Les travaux expérimentaux récents s'intéressant à la dégradation de G en présence de porosité sont peu nombreux. (Selmi, 2014) a quant à lui proposé un modèle numérique à l'échelle micromécanique (VER) constitué d'une cellule unitaire de type hexagonal, comme illustrée sur la Figure I-37. Les calculs sont réalisés en deux étapes. D'abord, l'auteur s'appuie sur un second modèle VER, constitué seulement de matrice et de pores de forme ellipsoïde parfait (longueur = 2500 μm et diamètre = 10 μm) dont la répartition est aléatoire. Ce premier modèle permet d'obtenir les propriétés homogènes équivalentes de la matrice contenant ces pores. Ensuite, ces propriétés élastiques de matrice « poreuse » sont introduites dans le modèle VER de type hexagonal contenant la fibre et la matrice et un calcul d'homogénéisation est réalisé.

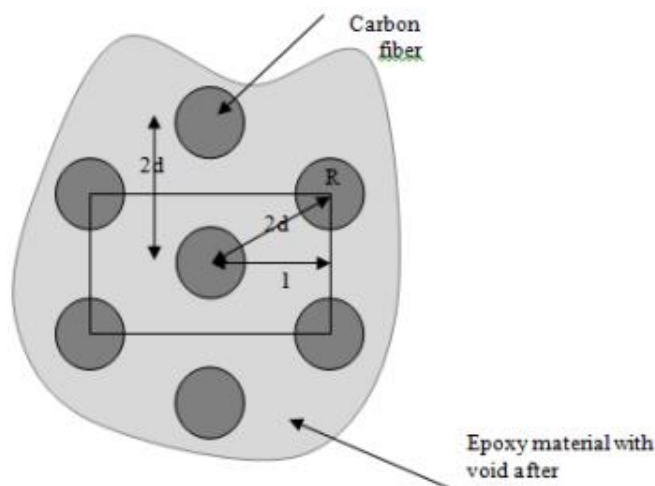
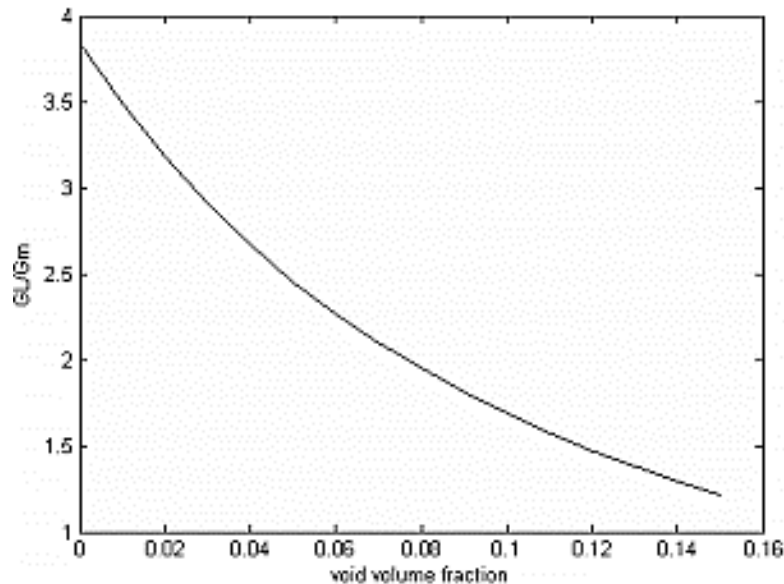


Figure I-37 : Modélisation d'une cellule unitaire (VER) de type hexagonal (Selmi, 2014)

Cette modélisation en deux étapes a permis d'obtenir l'évolution de différents modules élastiques en fonction du taux de porosité contenu dans la matrice. Le Graphique I-22 représente l'évolution du module de cisaillement plan (normalisée par rapport à G_m) en fonction du taux de porosité. On retiendra que pour 5 % de porosité, le module de cisaillement a diminué de 34 %, en accord avec les observations expérimentales du Graphique I-21.



Graphique I-22 : Evolution du module de cisaillement plan (normalisée par rapport à G_m) en fonction du taux de porosité ($V_f = 60\%$ - Fibres HR) (Selmi, 2014)

On note que le Chapitre III utilisera également un modèle numérique à l'échelle du VER. Seulement, à la différence des travaux présentés ici, celui-ci permettra de simuler le comportement non-linéaire de l'UD en cisaillement. En effet, comme évoqué dans le § I.4.3, la résistance en compression n'est pas seulement dépendante des propriétés linéaires élastiques mais également du comportement non-linéaire de l'UD sous chargement de cisaillement.

On note qu'il est également possible de prendre en compte l'influence de la porosité directement à l'échelle du pli (méso.) mais cette méthode ne sera pas détaillée ici.

I.4.5.2.b Influence de la porosité sur la résistance en compression

Quelques auteurs se sont intéressés de manière directe à l'évolution de la résistance en compression en fonction du taux de porosité. C'est notamment le cas de (Almeida et Neto, 1994) qui ont fabriqué quatre plaques, chacune constituées de douze plis préimprégnés tissés $[(0,90)_{12}]$ en carbone/époxy Hexcell F584 (fibres T650 - 255 GPa). Lors de la cuisson, les conditions aux bords de ces quatre plaques ont été modifiées, comme le montre la Figure I-38 et la Figure I-39. Cette méthode de fabrication, initialement proposée par (Browning, 1986), permet de faire varier le taux de porosité moyen dans la plaque en fonction des conditions aux bords.

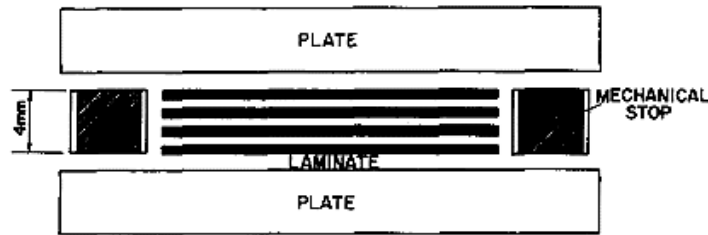


Figure I-38 : Condition aux bords des plaques lors de la cuisson (vue de face) (Almeida et Neto, 1994)



Figure I-39 : Condition aux bords des plaques lors de la cuisson (vue de dessus) (Almeida et Neto, 1994)

(Almeida et Neto, 1994) ont, eux aussi, confirmé les observations de (Stone et Clarke, 1975) en réalisant pour chaque plaque un contrôle ultrasons et une mesure du taux de porosité par densité, selon la norme ASTM D2734. Cette dernière méthode a permis d'obtenir la relation linéaire entre le taux d'absorption des ondes ultrasonores et le taux de porosité dans les plaques.

Le taux de porosité moyen pour chacune des plaques a été mesuré, il est reporté dans le Tableau I-10.

Plaque	Epreuves					V _{poro. moy.} [%]
	1	2	3	4	5	
1	1,39	1,28	1,46	1,22	1,33	1,34
2	4,26	4,33	4,34	3,83	4,32	4,22
3	5,41	5,78	5,37	5,12	4,87	5,31
4	5,81	6,02	5,69	6,06	5,74	5,86

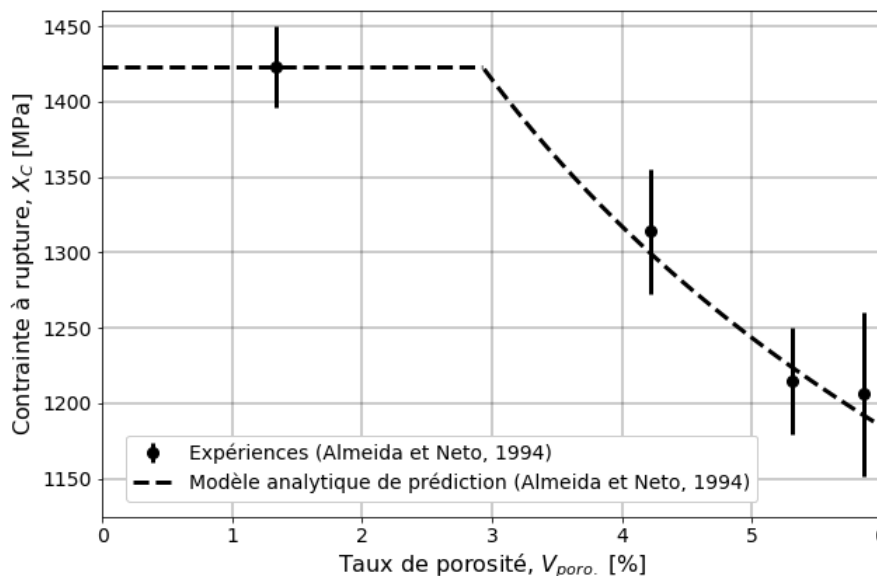
Tableau I-10 : Taux de porosité moyens dans chacune des plaques (Almeida et Neto, 1994)

On note que (Cinquin *et al.*, 2007) ont quant à eux présenté deux méthodes originales pour introduire de la porosité de manière relativement contrôlée. La première permet d'introduire de la porosité inter-plis grâce à l'utilisation du produit Expansel® de Huntsman. Il s'agit de microbilles thermoplastiques introduites lors du drapage. La seconde permet de créer de la porosité intra-plis en introduisant un agent moussant (DY5054 et AIBN) permettant d'avoir une porosité répartie de manière homogène.

(Almeida et Neto, 1994) ont extrait cinq éprouvettes par plaque, puis les ont testées en flexion 4 points suivant la norme ASTM D790. Les auteurs précisent que l'ensemble des ruptures ont eu lieu sur la face en compression. Les résultats sont reportés dans le Tableau I-11 et illustrés sur le Graphique I-23.

Plaque	$V_{\text{poro. moy.}}$ [%]	Epreuves					$X_{C \text{ moy.}}$ [MPa]
		1	2	3	4	5	
1	1,34	1403	1451	1457	1416	1388	1423
2	4,22	1319	1360	1260	1274	1357	1314
3	5,31	1190	1219	1280	1209	1177	1215
4	5,86	1167	1257	1138	1263	-	1206

Tableau I-11 : Résultats de résistance en compression, obtenus en flexion 4 points selon ASTM D790, pour différents taux de porosité (Almeida et Neto, 1994)



Graphique I-23 : Evolution de la résistance en compression en fonction du taux de porosité obtenue expérimentalement par (Almeida et Neto, 1994) et corrélée avec un modèle analytique de prédiction

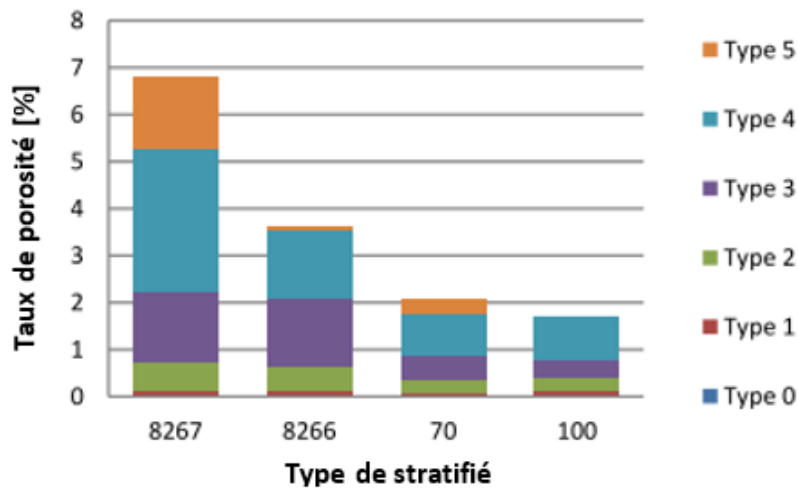
Ces résultats indiquent que, lorsque le taux de porosité passe de 1,34 % (plaque 1) à 5,86 % (plaque 4), la résistance en compression diminue de 15,2 %. Ces résultats seront réutilisés et comparés à ceux fournis par le protocole de prédiction de résistance en compression, développé dans le § III.4.2.3.

Le modèle analytique de prédiction proposé par les auteurs fait l'hypothèse qu'il existe un seuil critique de porosité, ici environ 2,9 %, en dessous duquel il n'y a pas de dégradation de la résistance en compression. Cette hypothèse est soutenue par plusieurs auteurs (Tang *et al.*, 1987 ; Jeong, 1997 ; Costa *et al.*, 2005 ; Chambers *et al.*, 2006).

(Suhot et Chambers, 2014) ont réalisé des essais de flexion 3 points et des essais de flexion 4 points, selon la norme ASTM D790, pour évaluer l'influence du taux de porosité sur la résistance en compression. Les éprouvettes ont été fabriquées avec des plis préimprégnés de 500 g/m² provenant du fournisseur GURIT. La caractérisation du taux de porosité a été réalisée par analyse d'images. Les pores ont été classés en fonction de leur taille selon la classification du Tableau I-12. Les résultats de cette classification sont présentés sur le Graphique I-24.

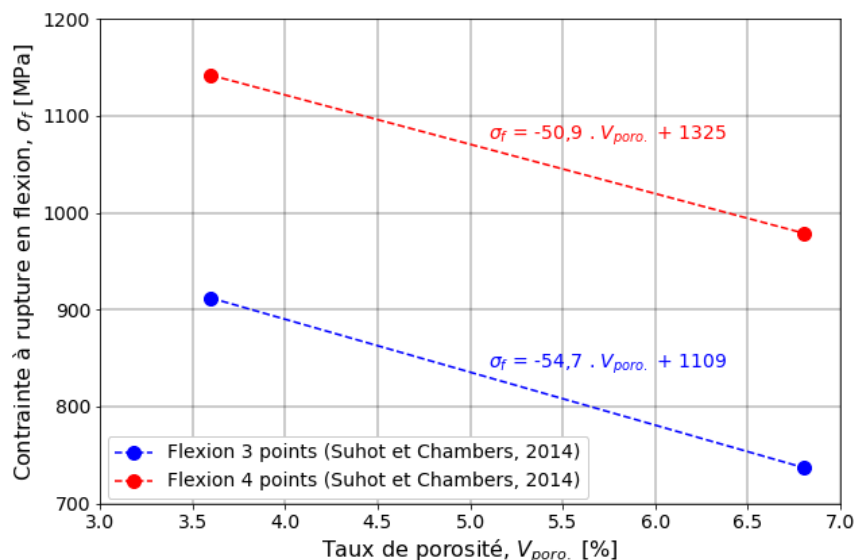
Void type	Lower size limit (μm^2)	Upper size limit (μm^2)
0	0.0	0.9
1	1.0	9.9
2	10	99
3	100	999
4	1000	9999
5	10000	-

Tableau I-12 : Classification des tailles de pores (Suhot et Chambers, 2014)



Graphique I-24 : Classifications des pores observées dans les différents échantillons (8266 : compacté ; 8267 : non compacté ; 70 : 70 % de taux de vide à la cuisson ; 100 : 100 % de taux de vide à la cuisson) (Suhot et Chambers, 2014)

Les résultats des essais expérimentaux sont présentés sur le Graphique I-25. Les auteurs rapportent que les faciès de rupture observés sont caractéristiques de ruptures en compression qui s’initient sous le rouleau, dans le cas de la flexion 3 points. Ils ont donc réalisé en complément des essais de flexion 4 points pour éliminer l’influence de la concentration de contrainte causée par le rouleau central, dans le cas de la flexion 3 points.



Graphique I-25 : Evolution de la contrainte à rupture en flexion en fonction du taux de porosité (Suhot et Chambers, 2014)

L'évolution de la résistance en flexion en fonction du taux de porosité suit une tendance similaire dans les deux configurations avec une dégradation de la résistance comprise entre 14 % et 19 % sur une plage de porosité comprise entre 3,6 % et 6,8 %. Cette tendance est en accord avec les résultats de (Almeida et Neto, 1994).

D'autres auteurs ont réalisé des essais de flexion 3 points afin d'observer l'évolution de la résistance de flexion en fonction du taux de porosité. Ces résultats offrent une indication à propos de la tendance mais le mécanisme de rupture n'est pas toujours clairement identifié, on ne peut donc pas garantir avec certitude qu'il s'agisse d'une rupture en compression. On peut par exemple citer (Zhan-Sheng Guo *et al.*, 2009) qui ont observé une dégradation d'environ 19 % de la résistance en flexion pour un taux de porosité passant de 0,1 % à environ 3,5 %. (Siver, 2014) n'observe pas d'évolution des charges à rupture en flexion pour les trois configurations dont le taux de porosité est inférieur à 2 %. Au-delà, la dégradation de la charge à rupture en flexion est d'environ 4 % par 1 % de porosité sur une plage de mesure comprise entre 2 % et 6,5 %. Enfin, (Stamopoulos *et al.*, 2016) mesure une dégradation de 16,6 % pour un taux de porosité passant de 0,8 % à 3,43 %. Dans la plupart des cas, la dispersion des résultats augmente avec l'augmentation du taux de porosité, comme l'indiquent (Chambers *et al.*, 2006).

Dans cette partie, nous avons succinctement évoqué les sources potentielles de l'apparition de porosité, les principaux moyens de contrôle de cette dernière puis son influence sur la résistance en compression. L'ensemble des résultats expérimentaux semblent indiquer que pour un taux de porosité de 5 %, la dégradation de la résistance en compression est de l'ordre de 20 % ± 5 %. Dans la partie suivante, l'influence d'un chargement cyclique sur cette dernière ainsi que l'influence d'un couplage entre la présence de porosité et de chargement cyclique sera discutée.

I.4.6 Influence d'un chargement cyclique sur la résistance en compression

Les structures composites d'un voilier sont soumises à des chargements variables en direction et en intensité. Dans ces conditions, des phénomènes de fatigue peuvent apparaître. On peut alors s'interroger : les mécanismes intervenant dans le microflambage plastique sont-ils sensibles aux phénomènes de fatigue ? Si tel est le cas, la porosité joue-t-elle un rôle ?

Cette partie a pour but d'apporter des éléments de réponse à ces questions en s'appuyant sur quelques travaux issus de la littérature. Hormis la Figure I-40, les notions de bases concernant la fatigue ne seront pas reportées ici, le lecteur peut par exemple consulter (Konur et Matthews, 1989 ; Reifsnider, 1991 ; Degrieck et Van Paepegem, 2001 ; Alam *et al.*, 2019) pour de plus amples informations.

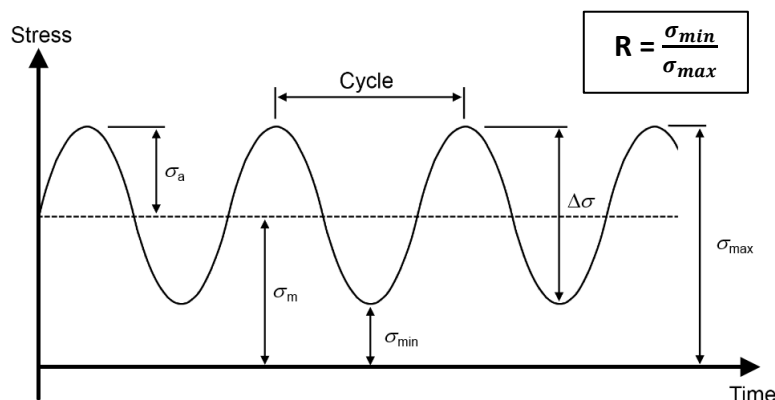
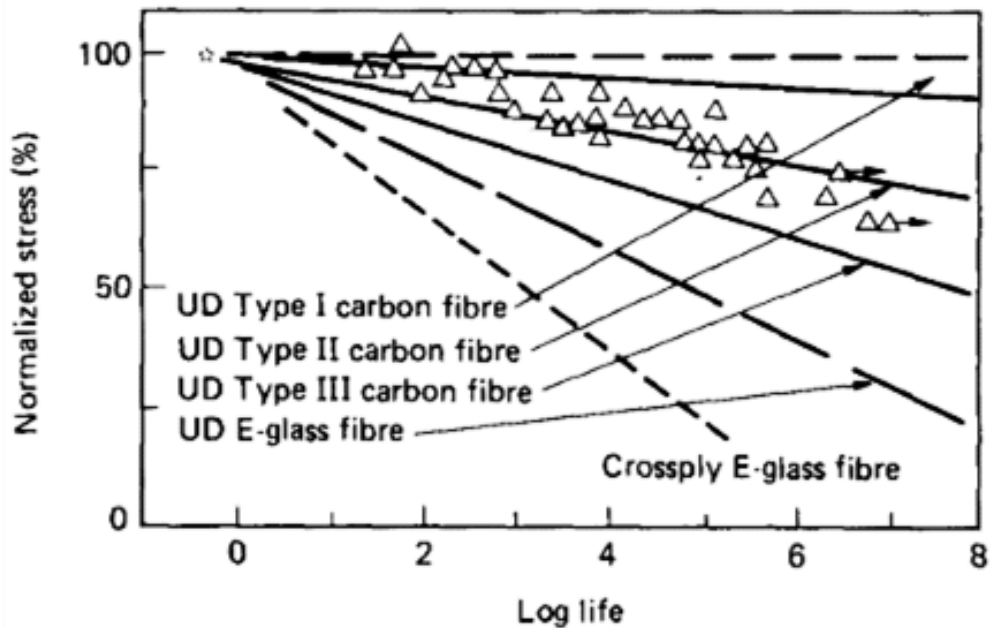


Figure I-40 : Notions élémentaires d'un graphique de fatigue

I.4.6.1 Fatigue des CFRP

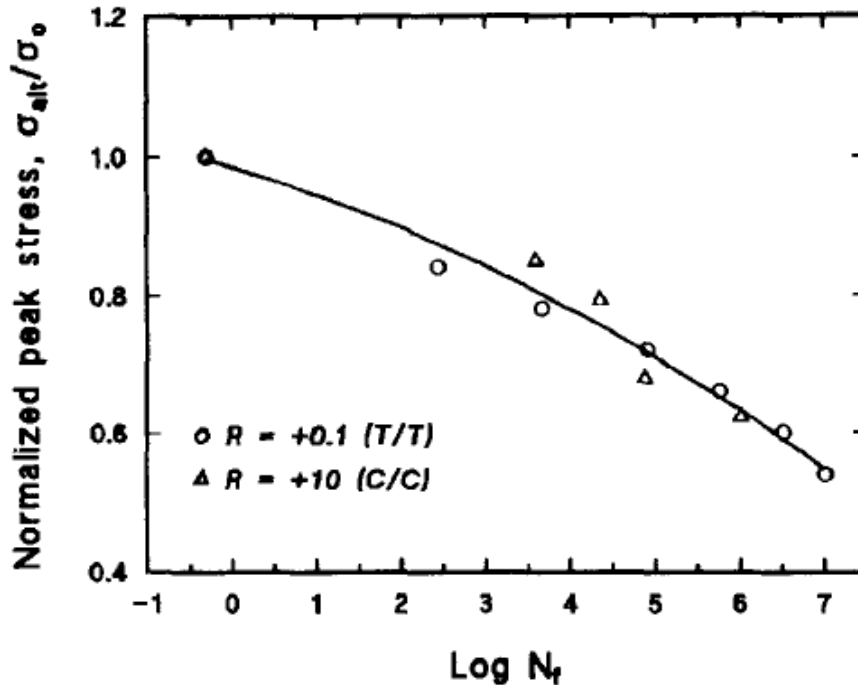
(Konur et Matthews, 1989) se sont intéressés à l'influence des constituants sur la performance en fatigue des composites. Ils reportent le Graphique I-26, issu de (Jones *et al.*, 1984), qu'ils ont complété avec les travaux de différents auteurs. On note que les fibres utilisées dans le secteur du nautisme de compétition sont majoritairement des fibres de type IM et HM. Le Graphique I-26 permet de situer ces fibres par rapport aux autres, au regard des phénomènes de fatigue. On constate qu'elles sont relativement peu sensibles aux phénomènes de fatigue en traction-traction par rapport à des fibres ayant des modules axiaux moindre.



Graphique I-26 : Influence du type de fibre sur la courbe SN de fatigue en traction-traction
 Type I : fibre HM ; Type II : fibre IM ; Type III : fibre HR
 Δ : résultats expérimentaux de (Jones *et al.*, 1984) sur stratifié à fibres IM ($[0^{\circ}, 90^{\circ}]_n$)
 Graphique issu de (Konur et Matthews, 1989)

Dans notre cas, on s'intéresse davantage aux phénomènes de fatigue sous chargement de compression. Quelques travaux expérimentaux sont disponibles dans la littérature, généralement avec des fibres de type HR, très utilisées dans le secteur de l'aéronautique.

(Gathercole *et al.*, 1994) ont mené plusieurs campagnes de fatigue dont une sous chargement de compression-compression pour un stratifié $([\pm 45^\circ, 0_2^\circ]_2)_s$ fabriqué à partir d'un préimprégné T800H/5245C (fibres IM) avec $V_f = 69\%$ et cuisson en autoclave. Les essais de compression sont réalisés en compression axiale avec un dispositif anti-flambement. Les résultats sont présentés sur le Graphique I-27.

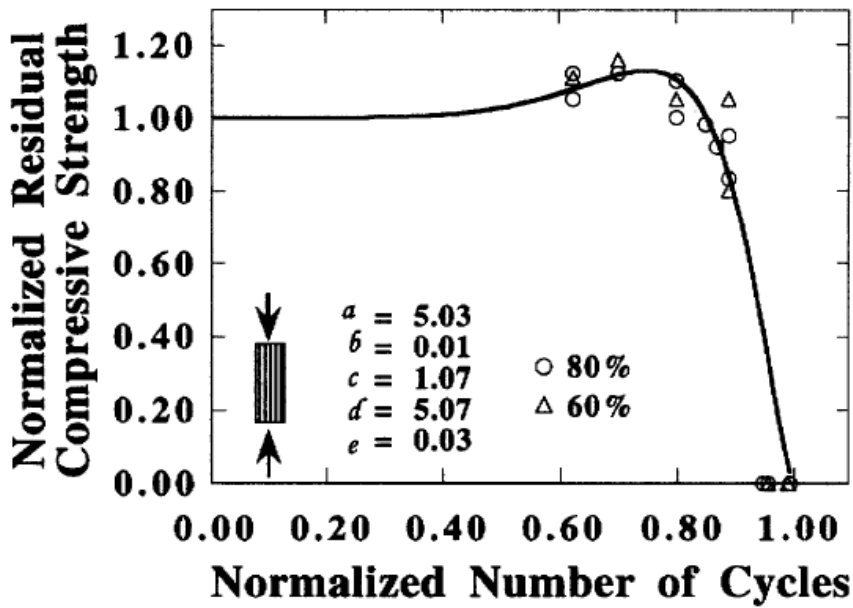


Graphique I-27 : Evolution de la contrainte normalisée par rapport à la contrainte avant fatigue en fonction du nombre de cycles à rupture (Gathercole *et al.*, 1994)
T/T : essais de traction-traction ; C/C : compression-compression

Le Graphique I-27 indique une augmentation du nombre de cycles à rupture avec la diminution du niveau de chargement. Cette tendance est similaire pour les essais menés en traction-traction et en compression-compression. Pour une diminution de l'ordre de 50 % du niveau de chargement, la durée de vie est alors de 10^7 cycles.

Ces résultats sont en désaccord avec ceux obtenus par (Shokrieh et Lessard, 2000). En effet, dans le cadre d'un vaste projet de caractérisation du matériau AS4/3501-6 (fibres HR), une campagne expérimentale de fatigue en compression-compression sur un stratifié $[0^\circ]_{24}$ a été menée. Cette campagne avait pour objectif de confronter les résultats avec le modèle progressif d'endommagement en fatigue, développé par les auteurs ((Shokrieh et Lessard, 2000a)). Un montage de compression axiale utilisant des mors hydrauliques a été conçu et décrit dans (Milette, 1995). Cette campagne a été menée en résistance résiduelle avec une fréquence de sollicitation de 10 Hz et un ratio $R = 10$ pour deux niveaux de chargement : 60 % et 80 % de la contrainte maximale obtenue en statique.

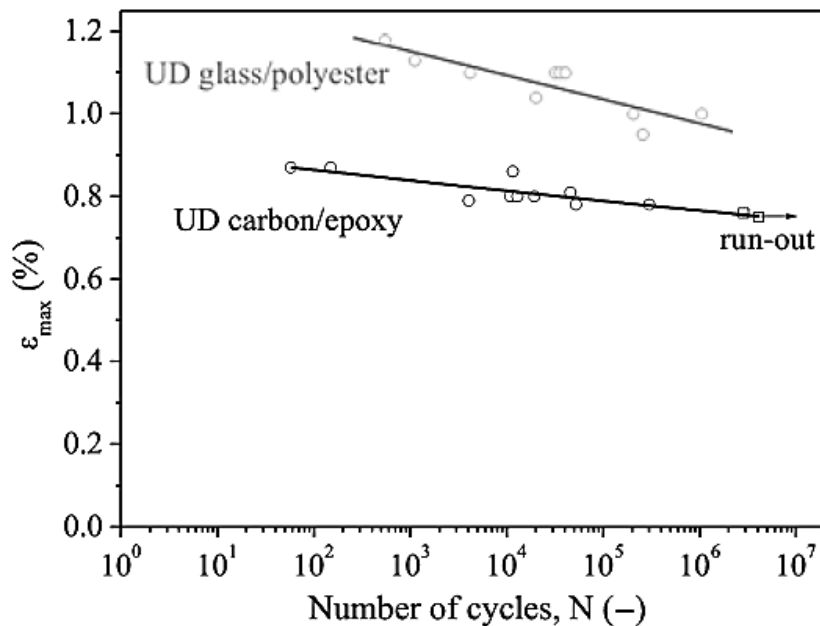
Les résultats expérimentaux, ainsi que la corrélation avec un modèle analytique de prédiction, sont illustrés sur le Graphique I-28.



Graphique I-28 : Evolution de la résistance résiduelle (normalisée) en fonction du nombre de cycles appliqués en compression-compression, pour différents niveaux de chargement (Shokrieh et Lessard, 2000)

Contrairement au Graphique I-27, on observe sur le Graphique I-28 qu'aucune dégradation progressive de la résistance résiduelle n'a été mesurée pour aucun des chargements. Les auteurs reportent d'ailleurs, pour les deux cas de chargement, une augmentation de celle-ci d'environ 8 % à 10 %, après un certain nombre de cycles.

Les travaux de (Bech *et al.*, 2011) sont illustrés sur le Graphique I-29. Ils ont été réalisés dans le cadre de la validation du développement d'un montage de fatigue en compression axiale. Le stratifié est constitué de 15 plis préimprégnés UD (à 0°) SIGRAFIL® CE 1007 (fibres HR). La déformation moyenne à rupture est égale à 1,07 %, mesurée par huit essais statiques (Coeff. de var. = 10 %). La fréquence de sollicitation est de 7 Hz et R = 10.



Graphique I-29 : Evolution de la déformation maximale appliquée en fatigue en fonction du nombre de cycles à rupture (Bech et al., 2011)

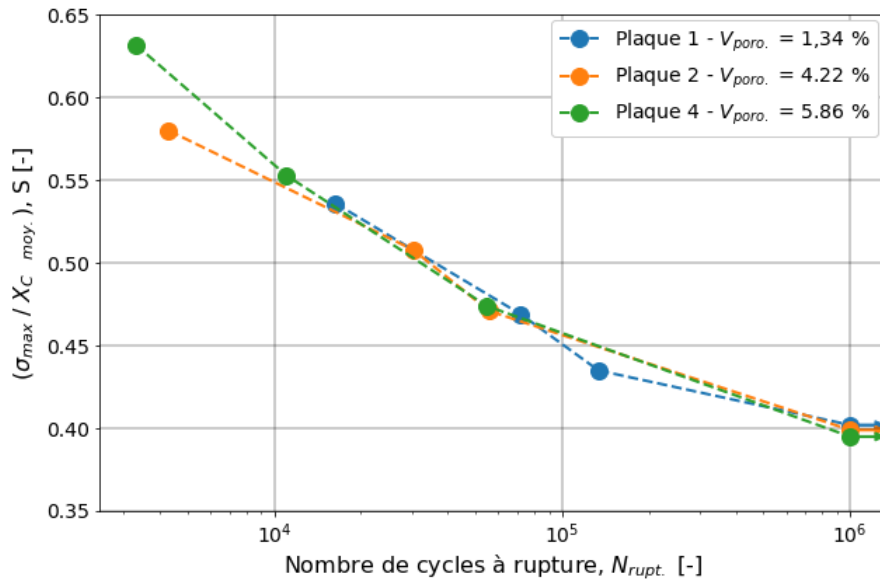
L'analyse du Graphique I-29 montre que, pour les CFRP, le niveau de chargement maximum utilisé par les auteurs est de 78 % de la résistance moyenne maximale tandis que le niveau de chargement minimum est de 72 % de celle-ci. Cette faible variation du niveau de chargement conduit à une forte augmentation du nombre de cycles à rupture. Ces résultats montrent donc une importante sensibilité du nombre de cycles à rupture au niveau de chargement appliqué lors du cyclage.

L'ensemble de ces résultats laisse penser que d'autres facteurs importants ont probablement été négligés, notamment concernant la qualité de chacun de ces composites. (Gathercole *et al.*, 1994) ont utilisé trois plaques différentes fabriquées à partir de deux lots de préimprégné. Les essais statiques menés sur l'ensemble de ces éprouvettes conduisent à un coefficient de variation d'environ 11 %. Les auteurs expliquent que l'une des plaques a été drapée à un moment différent des deux autres et que la résistance en compression moyenne de celle-ci est environ 15 % inférieure à celle des deux autres plaques. Comme on l'a vu précédemment, la présence de porosité pourrait expliquer ces résultats. On peut donc s'interroger sur l'influence de la porosité sur la performance en fatigue du matériau composites.

I.4.6.2 Influence de la porosité sur le comportement en fatigue

Dans leur résumé sur le sujet de la porosité dans les CFRP (Liu et Chen, 2016) écrivent que théoriquement, les CFRP ne sont pas très sensibles aux phénomènes de fatigue mais qu'en présence de porosité, cette sensibilité augmente. Afin de quantifier l'influence du taux de porosité sur le nombre de cycles à rupture, (Almeida et Neto, 1994) ont réalisé une campagne de fatigue sur les plaque 1, 2 et 4 présentées précédemment dans le Tableau I-11. Celle-ci a été menée en flexion 4 points avec un $R = 0,1$ et une fréquence de 30 Hz.

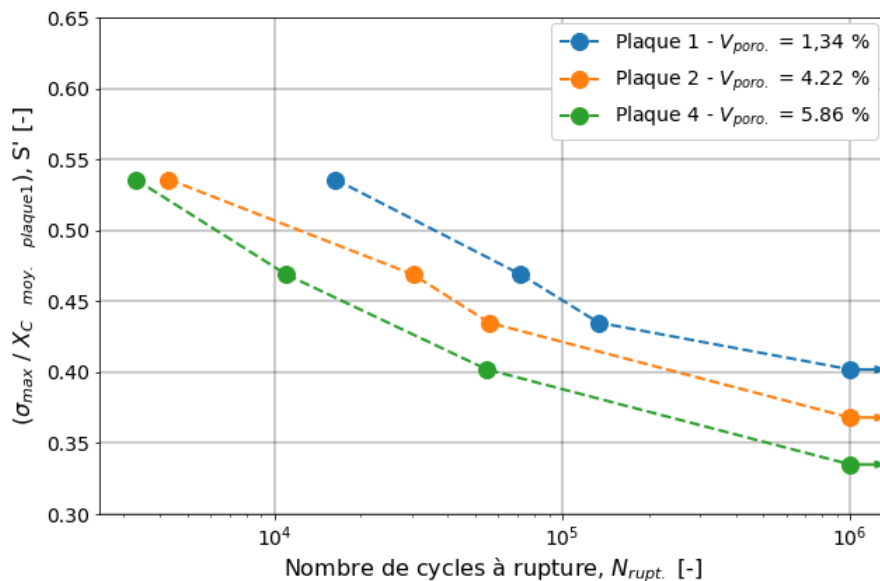
On note que cette fréquence de sollicitation est relativement élevée pour ce type de matériaux. Une synthèse des fréquences de sollicitation en fatigue a été réalisée par (Méchin, 2017). Celle-ci rapporte des fréquences allant jusqu'à 10 Hz pour des CFRP et rarement au-delà. Par exemple (Shokrieh et Lessard, 2000), dont les essais ont été présentés précédemment, ont toujours utilisé une fréquence de sollicitation inférieure à 10 Hz. (Sihn et Tsai, 2005) ont utilisé une fréquence de 10 Hz sur des stratifiés dit Quasi-isotrope ($[0^\circ, 45^\circ, 90^\circ]_n$) (fibres T300 et AS4) lors d'essais de fatigue en traction/compression axiale. (Kawai et Koizumi, 2007) ont fait le même choix pour des essais similaire mais avec un stratifié $[0^\circ, 90^\circ]_n$ (fibres T800). Sur les CFRP le principal risque d'une fréquence de sollicitation trop élevée est l'apparition d'un phénomène d'auto-échauffement pouvant conduire à une rupture prématurée des échantillons. Pour plus de détails, les travaux expérimentaux de (Barron *et al.*, 2001) pourront être consultés.



Graphique I-30 : Courbe SN pour différents taux de porosité (Almeida et Neto, 1994)

Le Graphique I-30 montre qu’il existe une relation linéaire entre la contrainte normalisée (S) et le nombre de cycles à rupture $N_{rupt.}$ et que celle-ci semble être indépendante du taux de porosité. Cependant, cela ne signifie pas que la performance en fatigue d’une structure contenant un fort taux de porosité sera identique à celui contenant un faible taux de porosité pour un chargement donné. La subtilité se trouve dans la définition de la contrainte normalisée (S).

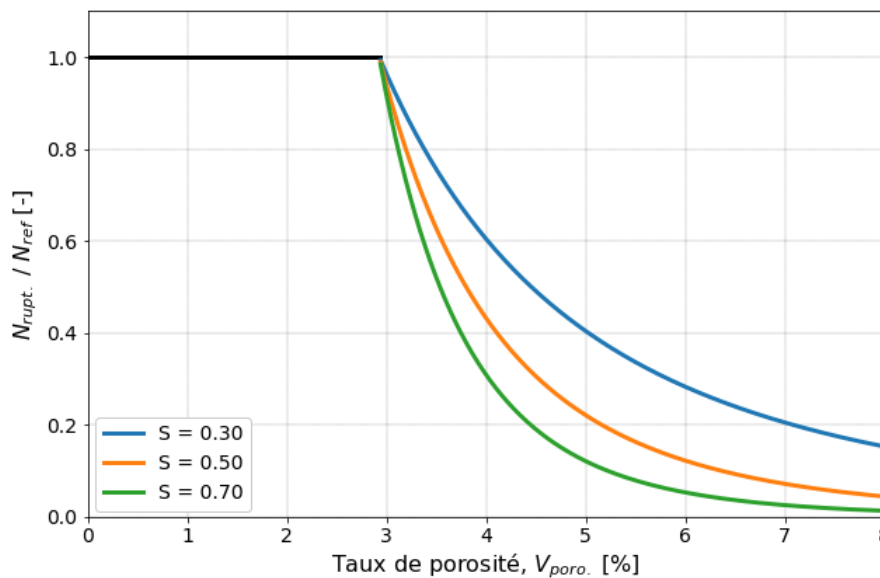
En effet, soit on considère comme sur le Graphique I-30, que S est le rapport entre la contrainte maximale vue pendant le cyclage et la résistance moyenne de la plaque considérée (avec son taux de porosité). Soit on se place davantage dans une approche de bureau d’étude, où la résistance moyenne considérée est celle d’une plaque référence, contenant un taux minimum de porosité. Avec cette seconde approche, on obtient alors le Graphique I-31.



Graphique I-31 : Courbe S’N pour différents taux de porosité d’après les résultats de (Almeida et Neto, 1994)
Sur ce graphique, la définition de S a été modifiée par rapport aux travaux initiaux de (Almeida et Neto, 1994) pour utiliser la résistance en compression de la plaque contenant le taux de porosité le plus faible comme référence

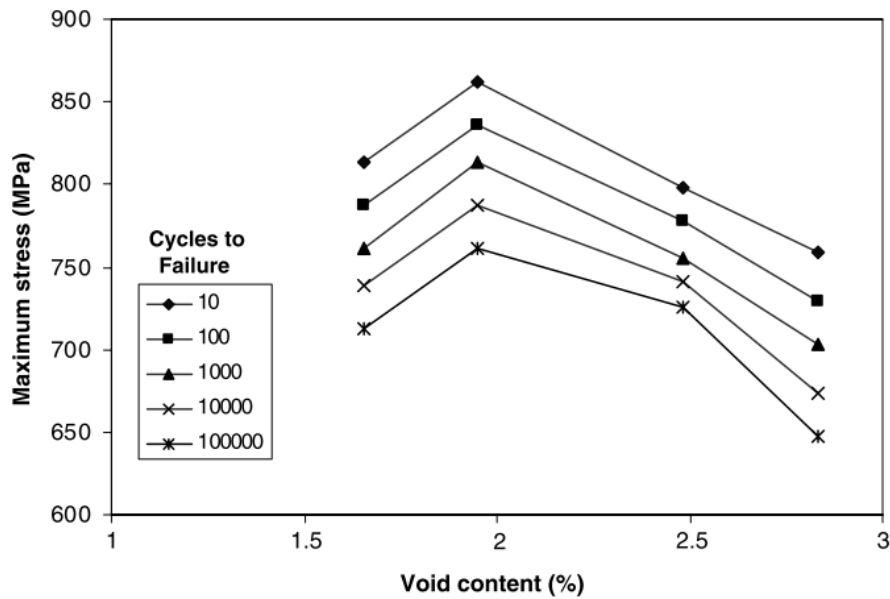
(Almeida et Neto, 1994) ont proposé un modèle analytique permettant d'estimer le nombre de cycles à rupture en fonction de la contrainte maximale de cyclage et de la prédiction analytique de la résistance en compression, tenant compte du taux de porosité (cf. Graphique I-23). Ce modèle leur a notamment permis d'estimer la dégradation des performances en fatigue en fonction du taux de porosité, comme l'illustre le Graphique I-32.

On note que $N_{rupt.}$ et $N_{ref.}$ sont calculés à l'aide du modèle analytique d'estimation proposé par les auteurs. La différence entre ces deux variables se trouve dans la définition de la contrainte normalisée, comme expliqué précédemment. Ce modèle et l'ensemble de ces travaux seront détaillés dans le § III.4.2 afin d'être comparés aux résultats fournis par le protocole de prédiction de résistance en compression, développé au cours de la thèse.



Graphique I-32 : Dégradation de la performance en fatigue en fonction du taux de porosité (Almeida et Neto, 1994)

Les travaux de (Chambers *et al.*, 2006), utilisant du préimprégné UD SPRINT, ont confirmé l'influence de la porosité sur le nombre de cycles à rupture. La variation du taux de porosité pour les différentes plaques a été obtenue en faisant varier le taux de vide lors de la cuisson. Ils ont réalisé des essais de flexion 3 points selon l'ASTM D790 à une fréquence de 4 Hz et $R = 0,1$. Plusieurs contraintes maximales de cyclage ont été appliquées, dont la plus importante à 90 % de la résistance moyenne mesurée lors des essais statiques (pour un taux de porosité donné). Les résultats de ces travaux sont reportés sur le Graphique I-33.



Graphique I-33 : Evolution du nombre de cycles à rupture en fonction du niveau de chargement et du taux de porosité (Chambers et al., 2006)

Ces résultats confirment les tendances vues précédemment. Pour un niveau de chargement donné, le nombre de cycles à rupture décroît lorsque le taux de porosité croît. Aussi, pour un taux de porosité donné, le nombre de cycles à rupture décroît lorsque le niveau de chargement croît.

L'ensemble des résultats présentés dans cette partie montre que la présence de porosité exerce une influence significative sur la durabilité des structures sollicitées par un chargement cyclique de compression. Plusieurs auteurs évoquent un seuil en dessous duquel cette influence serait moindre, voire inexistante. Un taux de porosité seuil à 1,5 % ou 2 % est reporté par plusieurs d'entre eux. On note que ce seuil serait difficile à confirmer expérimentalement du fait de l'ensemble des dispersions qui interviennent, allant des aléas de fabrication jusqu'aux essais mécaniques en passant par les mesures du taux de porosité.

Il est donc difficile de quantifier une tendance claire. Cependant, on peut dire que la performance d'une structure en fatigue décroît avec l'accroissement du taux de porosité. Il semblerait également que le niveau de chargement joue un rôle qui prend de plus en plus d'importance lorsque le taux de porosité croît. Ces éléments permettront d'alimenter la réflexion à propos du modèle numérique de prédiction de résistance en compression, intégrant des notions de porosité et de durabilité, présenté dans le § 0. Ils motivent également la décision de réaliser une campagne expérimentale de fatigue en compression sur les matériaux issus des chantiers nautiques. Le Chapitre IV de ce manuscrit proposera donc la validation d'un montage expérimental permettant de faire cela.

I.5 Discussion et objet de la thèse

Ce premier chapitre de manuscrit a débuté par une présentation de l'écosystème dans lequel s'est déroulée cette thèse. Cet écosystème local s'articule autour d'un secteur porteur qui n'a cessé de croître durant ces dernières années : la course au large. Les voiliers de compétition sont majoritairement construits avec des matériaux composites à fibres de carbone et à résine époxy, ce chapitre fût donc l'occasion de présenter un certain nombre de notions concernant ce type de matériau. Le souhait croissant d'optimisation des structures fabriquées à partir de ces matériaux hautes performances, suivant des protocoles qui génèrent obligatoirement des défauts, demande sans cesse de mieux appréhender leur comportement et la tenue de celles-ci en condition de service.

Cette évolution est portée in-fine par les bureaux d'études en charge du dimensionnement de ces structures. Ceux-ci sont confrontés, du fait de la spécificité de ces dernières et de leurs chargements, à une problématique ancienne mais toujours sources de débats et de discussions : le dimensionnement en compression. Pour y répondre, il est évidemment essentiel de maîtriser le mécanisme qui intervient lors d'une rupture en compression et l'influence des différents paramètres qui le gouverne. Ces éléments ont été détaillés et appuyés par une revue bibliographique. On a également pu s'intéresser aux différents modèles de prédiction de résistance en compression ainsi qu'aux moyens d'essais permettant sa caractérisation. Toutefois, les confrontations de mesures expérimentales avec les modélisations issues de la littérature restent assez limitées et sont toujours tronquées quant à la prise en compte des paramètres physiques qui influencent le mécanisme. Sans prétention d'atteindre l'exhaustivité, il semble nécessaire de pousser cette confrontation et d'évaluer les modèles analytiques adaptés aux bureaux d'études. De plus, c'est un passage obligé dans l'objectif de les utiliser dans le dimensionnement de structures qui subissent des contraintes complexes tout au long de leur service. Avoir des modèles qui prédisent correctement la résistance sous un chargement croissant est un préalable qui constitue le minimum requis pour la conception des structures.

Sur la base de l'analyse du mécanisme de rupture en compression, il apparaît très rapidement que les défauts au sein de la matière vont jouer un rôle non négligeable. Soit il est pris le parti de réaliser des composites en minimisant ceux-ci (ce qui était le cas dans les années 1980-1990 pour les avions de chasse), soit il faut les intégrer dans l'analyse. Le premier d'entre eux, qui est le métronome, est le défaut d'ondulation initiale des fibres. Il est pris en compte dans les modèles analytiques et reste souvent une variable d'ajustement que nous avons essayé de mieux cadrer. Cette partie fait l'objet du Chapitre II, où les principales données d'entrées du modèle de prédiction analytique de la résistance en compression (modèle de Grandidier), ont été obtenues expérimentalement sur neuf couples de matrices / fibres différents. Il s'agit, d'une part, d'identifier le comportement non-linéaire de l'UD en cisaillement et, d'autre part, d'appliquer une méthode permettant de mesurer localement le défaut d'ondulation initiale des fibres. Parallèlement à cela, la résistance en compression de chacun des couples de matériaux est identifiée expérimentalement via une campagne de flexion 4 points. Une confrontation des prédictions analytiques avec les résultats expérimentaux de résistance en compression est alors réalisée. L'analyse de ces résultats montre qu'il existe un lien entre le défaut d'ondulation initiale des fibres considéré et le module de cisaillement de l'UD. Sur la base de cette analyse, une modification du modèle analytique qui améliore sensiblement ses prédictions est proposée.

Appréhender la résistance demande un nombre d'essais pas simple à réaliser, bien qu'au terme de ces travaux ils peuvent être très limités, l'utilisation du modèle par les bureaux d'études est donc adossée à des plans d'expériences coûteux. De plus comme souligné précédemment, si les défauts de fabrication de type ondulation de fibre sont les principaux acteurs, d'autres comme la porosité modifie

les raideurs et sont des sources potentielles d'endommagement. En s'appuyant sur des travaux issus de la littérature, la notion de défaut de type porosité et son influence sur la résistance en compression ont donc été explicités. Pour intégrer l'influence de cette famille de défauts la difficulté est expérimentale car, générer des porosités calibrées réparties dont on maîtrise le champ de distribution est peut-être envisageable, mais demanderait énormément d'investissements et des moyens lourds. Dans le contexte de transfert industriel et d'utilisation de critères de dimensionnement, il apparaît opportun de proposer une approche numérique de type micromécanique. Elle a l'avantage de rapidement évaluer les couples matrices / fibres et d'intégrer des variabilités matériaux et plus spécifiquement de quantifier l'impact de la porosité sur cette résistance. Cette voie est développée dans le Chapitre III où le développement d'un protocole de prédiction de l'évolution de la résistance en compression est décrit et validé, au travers d'une confrontation expérimentale, pour un couple matrice / fibres. Un cas d'étude est ensuite proposé. Les prédictions générées seront confrontées à la base de données et des abaques d'influence des défauts seront générés. Il est important de souligner que la consistance de cette partie est directement dépendante de la qualité du modèle de prédiction de la résistance en compression, analysé et amélioré dans le chapitre II. Le dernier point est bien plus prospectif car très peu abordé dans la littérature, il traite de la question de la performance en fatigue de structures sollicitées en compression, tenant compte de la présence d'éventuelle porosité. Cette question est ouverte, aussi bien du point de vue expérimental que de la connaissance des mécanismes et, par voie de conséquence, de leur modélisation. L'outil de micromécanique est utilisé pour faire de la prédiction adressant les effets de la fatigue sur le comportement en cisaillement en intégrant le couplage avec la porosité. Si c'est une proposition élégante présentée ici, sa validation expérimentale ne peut s'appuyer sur aucune donnée.

En prenant du recul, si réaliser de bons essais de caractérisation en compression n'est pas simple, les mener en cyclage à des niveaux proches de la rupture pour étudier l'impact des éventuelles dégradations sur la résistance résiduelle est un enjeu scientifique et technique à relever. De plus, c'est un passage obligé pour étudier les mécanismes, les identifier, les caractériser et évaluer leur impact sur la résistance en compression. Ceci permettra alors de valider l'approche micromécanique du chapitre III, ou de proposer des critères qui intègrent l'effet d'une fatigue sur le comportement résiduel. Cette information est attendue par les bureaux d'études et s'avère majeure pour assurer la tenue des futures structures, ou afficher la durée « restante » d'un bateau de compétition. Dans le chapitre IV cette problématique est abordée en deux temps. D'abord, par l'adaptation et le dimensionnement d'un dispositif expérimental dédié à la réalisation de campagne de fatigue à grand nombre de cycles et sous forte sollicitation. Ensuite, une validation expérimentale complète de celui-ci est proposée sous chargement quasi-statique pour garantir que, dans ces conditions, la rupture de l'éprouvette apparaît bien par rupture des UD en compression. Celle-ci est finalement complétée par une campagne de fatigue sur une trentaine d'éprouvettes ayant vu entre 10^5 et 10^7 cycles sous une contrainte maximale en cyclage de 76 % de la résistance en compression avant fatigue.

Chapitre II :
Modèle analytique de prédiction de résistance en
compression : confrontation expérimentale

Table des matières

II.1	Introduction	95
II.2	Matériaux et protocole d'essai	97
II.2.1	Matériaux et éprouvettes	97
II.2.1.1	<i>Matériaux</i>	<i>97</i>
II.2.1.2	<i>Eprouvettes de traction bibiais</i>	<i>99</i>
II.2.1.3	<i>Eprouvettes de flexion 4 points</i>	<i>99</i>
II.2.2	Dispositif d'essai et protocole.....	101
II.2.2.1	<i>Traction bibiais</i>	<i>101</i>
II.2.2.2	<i>Flexion 4 points.....</i>	<i>101</i>
II.2.2.3	<i>Mesure de l'angle d'ondulation initiale de la fibre par la méthode de Yurgartis.....</i>	<i>102</i>
II.2.3	Méthode de dépouillement	103
II.2.3.1	<i>Mesure de l'angle d'ondulation initiale de la fibre par la méthode de Yurgartis.....</i>	<i>103</i>
II.2.3.2	<i>Traction bibiais</i>	<i>107</i>
II.2.3.3	<i>Flexion 4 points.....</i>	<i>110</i>
II.3	Résultats expérimentaux	112
II.3.1	Méthode de Yurgartis : mesure de l'angle d'ondulation initiale des fibres	112
II.3.2	Traction bibiais : identification du comportement non-linéaire de l'UD en cisaillement.....	114
II.3.3	Flexion 4 points : caractérisation expérimentale de résistance en compression	120
II.4	Discussions et analyses	122
II.4.1	Résistance en compression : confrontation prédiction / expérience.....	122
II.4.2	Proposition de modification du modèle analytique de prédiction de résistance en compression	126
II.5	Conclusion	131

II.1 Introduction

Dans le cadre de la conception de nouveaux foils pour un voilier de la classe Ultime, le client a souhaité réaliser une étude expérimentale comparative sur sept différents couples matrices / fibres. L'objectif est de trouver celui offrant le meilleur compromis pour la réalisation des foils.

Lors de la conception de telles structures, les critères de choix sont principalement :

- la résistance en compression : elle intervient notamment lorsque le bateau vole grâce à la portance qui s'applique sur la partie « Tip » du foil (Figure II-1). Plus elle est élevée et plus la structure conçue sera légère,
- la résistance au délaminage inter-laminaire : notée ILTS, aussi appelé traction hors plan, elle intervient lorsque le foil « au vent » (foil non immergé) se retrouve soudainement immergé, par exemple lorsque la houle est importante. Ou, le cas le plus critique : lorsque le vol s'interrompt brusquement, se traduisant par une immersion de l'avant du flotteur et de la coque centrale, freinant de manière brutale l'avancée du voilier. Dans ce cas, c'est le foil « sous le vent » (immergé) qui subit une inversion de portance et est donc sujet au délaminage dans sa partie appelée « coude » (Figure II-1),
- disponibilité du produit sur le marché,
- prix du produit,
- spécificités du produit liées à sa mise en œuvre,
- ...

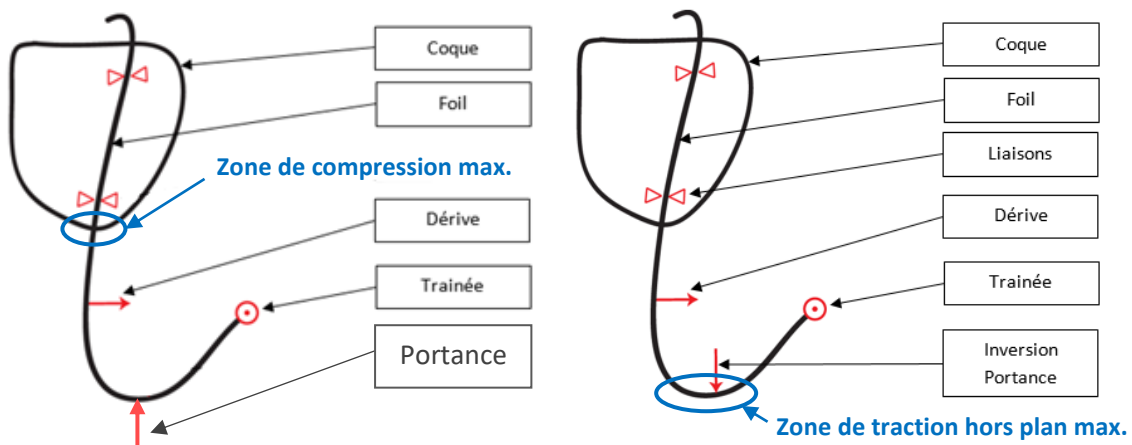


Figure II-1 : Cas de navigation en vol (à gauche) et cas d'inversion de portance (à droite)

Dans le nautisme de compétition, les foils sont généralement fabriqués avec des fibres de type IM ou HM, parfois avec une combinaison des deux, ce que l'on appellera alors « bi-modules ». Le choix du type de fibre est majoritairement fonction du type de bateau, de la configuration de celui-ci et de la stratégie adoptée par l'équipe de courses au large. En effet, on peut par exemple différencier un voilier destiné à concourir à la Coupe de l'America qui est constituée de régates, d'un voilier appartenant à la classe Ultime et destiné à concourir à des courses au large (longues durées).

- **Voilier type Coupe de l'America** : possède généralement un budget plus conséquent et une durée de vie « en course » nettement plus réduite. L'objectif principal de celui-ci est la performance, parfois au détriment de la durabilité dans le temps et souvent au détriment du

confort à bord. Dans ce cas, les équipes s'orientent donc généralement vers des foils bi-modules ou de type HM. L'objectif est d'avoir des foils légers et très raides, capable de retransmettre un maximum d'énergie et ainsi optimiser la plage où le voilier est capable de voler. Cette raideur conduit à un très faible amortissement des irrégularités de l'environnement marin. L'ensemble du bateau subira donc davantage d'efforts dynamiques par rapport à des foils moins raides.

- **Voilier de la classe Ultime** : a généralement une durée de vie qui peut-être de dix ans et plus, avec des modifications pour rester compétitif (par exemple le Sodebo Ultim mise à l'eau en 2007 puis acheté et exploité par Actual Leader jusqu'en 2019). L'objectif de ces bateaux est d'allier la performance, la fiabilité et la polyvalence d'utilisation afin de répondre aux exigences de la course au large. Dans ce cas, les équipes s'orientent donc généralement vers des foils fabriqués avec des fibres de type IM ou bi-modules IM et HM. Cette configuration permettra d'avoir un foil plus souple, améliorant la vie à bord et absorbant davantage les irrégularités de l'environnement marin. La performance est néanmoins impactée.

Les campagnes expérimentales de ce chapitre ont été réalisées dans le cadre de différents projets. L'ensemble des campagnes concernant les fibres IM ont été réalisées dans le cadre du projet de foils d'Ultime évoqué ci-dessus. Les campagnes expérimentales sur fibres HM ont été réalisées dans le cadre d'autres projets, dont la thèse de Pierre-Yves Méchin (Méchin, 2017). L'ensemble des résultats de ces dernières campagnes ont été revisités lors de cette étude.

Le § I.4.2.1.a a montré que la limite de résistance en compression est liée à une instabilité locale appelée microflambage plastique. Aussi, il est admis que l'ondulation initiale des fibres UD a une place importante dans l'apparition de ce mécanisme de rupture (cf. § I.4.2.1.c). En effet, celle-ci conduit à l'introduction d'un cisaillement local de la matrice lorsque l'UD est soumis à une sollicitation de compression. L'instabilité locale de flambement de la fibre apparaît lorsque les limites en cisaillement de la matrice sont atteintes. C'est ainsi que (Budiansky et Fleck, 1993) ont construit leur modèle analytique de prédiction de résistance en compression, détaillé dans le § I.4.3.

(Grandidier *et al.*, 2012) ont ensuite ajouté une partie concernant l'effet de structure. Celle-ci permet de tenir compte de l'épaisseur consécutive des UD, de l'influence du gradient de déformation qui les traverse ainsi que de l'influence des plis voisins sur la prédiction de résistance en compression (cf. § I.4.2.2).

Dans ce chapitre, l'objectif est de confronter la prédiction fournie par le modèle analytique de Grandidier à la résistance en compression obtenue expérimentalement, par un essai de flexion 4 points.

L'utilisation du modèle analytique requiert deux entrées principales :

- le comportement non-linéaire de l'UD en cisaillement,
- l'angle d'ondulation initiale des fibres dans les UD.

Comme décrit dans le § I.4.2.2, l'effet de structure du modèle analytique nécessite également d'avoir des données matériaux comme le module des constituants, le diamètre des fibres ou encore le volume de fibre. Cependant, ces informations sont considérées comme secondaires au regard de leur influence sur les résultats de prédiction du modèle analytique. En effet, pour ce type de stratifié sollicité en flexion 4 points, la part de l'effet de structure sur la résistance globale est d'environ 15%. De ce fait, les données matériaux intervenant dans l'effet de structure seront majoritairement issus

des certificats matière ou des fiches techniques provenant des fabricants. Dans le cadre de ces travaux ces données n'ont, dans la majorité des cas, pas été validées expérimentalement.

Ce chapitre s'intéressera particulièrement à l'identification expérimentale des deux entrées principales du modèle analytique : le comportement non-linéaire de l'UD en cisaillement et l'angle d'ondulation initiale des fibres.

Concernant le comportement non-linéaire de l'UD en cisaillement, deux méthodes seront présentées et confrontées dans ce manuscrit.

- Expérimentalement : par des essais de traction sur stratifié dont les plis sont orientés à $\pm 45^\circ$ (appelé bibiais),
- Numériquement : par identification du comportement en cisaillement à partir d'un modèle numérique micromécanique, à l'échelle des constituants.

La méthode expérimentale sera traitée dans ce chapitre tandis que la méthode numérique fera l'objet du Chapitre III. Les mesures expérimentales de l'angle d'ondulation initiale des fibres dans les UD ont été obtenues par une méthode inspirée de celle développée par (Yurgartis, 1987). Celle-ci a été mise en place dans le cadre de travaux de recherche communs avec (Grabow, 2021).

Une fois éprouvé, l'utilisation du modèle analytique pourra alors être envisagée, soit pour réaliser des études exploratrices sur l'influence de la porosité sur la prédiction de la résistance en compression (cf. § III.4.2.2), soit dans le cadre de projets où le client souhaite présélectionner certains produit préimprégnés sans essais trop coûteux³.

II.2 Matériaux et protocole d'essai

II.2.1 Matériaux et éprouvettes

II.2.1.1 Matériaux

Lors de la campagne d'essais sur fibres IM, sept préimprégnés à matrice époxy ayant une température de transition vitreuse de 120°C, ont été testés. Cette campagne s'inscrivant dans un projet de conception de foils, les éprouvettes IM ont toutes été fabriquées par le chantier nautique choisi par le client pour ses foils : CDK Technologies (Lorient). On note que pour ces fibres IM, le module axial est de l'ordre de 290 GPa.

Les éprouvettes ont été fabriquées via un procédé de fabrication le plus équivalent possible à celui utilisé lors de la fabrication des foils. La cuisson a été réalisée en autoclave sous une pression de 6 bars. Toutes les éprouvettes sont ensuite découpées par une machine de découpe jet d'eau.

Pour chacune des séries, le préimprégné utilisé pour les éprouvettes servant à déterminer le comportement de l'UD en cisaillement, via un essai de traction bibiais, provient des mêmes lots de préimprégné que celui utilisé pour déterminer la résistance maximale de l'UD en compression, via un essai de flexion 4 points.

³ L'identification expérimentale des paramètres les plus influents du modèle analytique de prédiction de résistance en compression coûte environ 5 fois moins qu'une identification expérimentale de la résistance en compression via les essais de flexion 4 points usuellement réalisés dans le nautisme de compétition.

L'ensemble de ces informations est également applicable à la campagne sur fibres HM, excepté pour la série 11, qui a été fabriquée par le chantier nautique néerlandais Hall Spars (cf. Tableau II-2). Cette série se distingue aussi par son type de fibre puisqu'il s'agit de fibres HM460 dont le module axial est de l'ordre de 430 GPa. Les autres séries HM utilisent des fibres HR40 (HM400) dont le module axial est de l'ordre de 370 GPa. Il est également à noter que la série 11 utilise des plis préimprégnés de 150 g.m⁻² tandis que toutes les autres séries utilisent des plis de 300 g.m⁻². Malgré toutes ces différences, le choix a été fait de conserver cette série 11 au sein du panel de confrontation des estimations du modèle analytique aux résultats expérimentaux.

Le Tableau II-1 présente les caractéristiques principales des sept préimprégnés avec fibres IM de cette étude.

N° Série	Série 1	Série 2	Série 3	Série 4	Série 5	Série 6	Série 7
Fournisseur (imprégnateur)	STRUCTIL	STRUCTIL	GURIT	GURIT	VITECH	SHD	HEXCEL
Fibre	T800HB	T800HB	IM2C	IM2C	IMS65	T800SC	IM2C
Fabricant	Toray	Toray	Hexcel	Hexcel	Teijin	Toray	Hexcel
Nombre de filaments	12K	12K	12K	12K	24K	24K	12K
Matrice	R374-1	R367-2	SE84 LV	SE84 Nano	XB3515	MTC9810	M79
Taux d'imprégnation th. en masse résine <i>En vert : issues d'un contrôle qualité</i> <i>Sinon : ± 3 % [%]</i>	38,8	37	35,2	35,7	37,6	36	36

Tableau II-1 : Caractéristiques des sept préimprégnés à fibres IM utilisés

Le Tableau II-2 présente les caractéristiques principales des quatre préimprégnés avec fibres HM. On remarque que seul le type de fibre est connu dans le cas de série 11, il s'agit probablement⁴ d'une fibre Mitsubishi HS40 ou d'une fibre Toray M46J.

N° Série	Série 8	Série 9	Série 10	Série 11
Fournisseur (imprégnateur)	STRUCTIL	GURIT	STRUCTIL	Newport
Fibre	HR40	HR40	HR40	HM460
Fabricant	Mitsubishi	Mitsubishi	Mitsubishi	?
Nombre de filaments	12K	12K	12K	12K
Matrice	R367-2	SE84 Nano	XR373-1	Newport 301
Taux d'imprégnation th. en masse résine <i>à ± 3 % [%]</i>	38	36	39	31

Tableau II-2 : Caractéristiques des quatre préimprégnés à fibres HM utilisés

⁴ Ces deux fibres ont un diamètre moyen de 5 µm, ce qui ne permet pas de les différencier.

II.2.1.2 Eprouvettes de traction bibiais

La norme NF EN ISO 14129 (NF EN ISO, 1998) décrivant la méthode permettant d'identifier le comportement en cisaillement d'un UD par un essai de traction bibiais préconise des éprouvettes parallélépipédiques de $250 \times 25 \times 2 \text{ mm}^3$ et équipées de talons dont la constitution peut être identique à celle du matériau testé.

Les éprouvettes fabriquées s'inspirent de cette norme mais y dérogent sur certains points. D'abord, la norme préconise un empilement symétrique équilibré avec des plis orientés successivement à $+45^\circ$ et -45° . Or, pour des raisons d'économies matière, les éprouvettes ne sont constituées que de six plis de 300 g.m^{-2} . Le choix a été fait d'avoir un empilement antisymétrique équilibré : $[+45^\circ ; -45^\circ]_3$. A titre comparatif, quelques éprouvettes ont été réalisées en respectant la norme et aucune influence significative sur la caractérisation du comportement en cisaillement n'a pu être observé.

Concernant les talons, le procédé habituel du nautisme a été réalisé, c'est-à-dire que les éprouvettes possèdent des talons de 50 mm de long en quasi-isotrope ($0^\circ ; +/-45^\circ ; 90^\circ$) dont 25 mm de dégressif. Ces talons ont une épaisseur maximale d'environ 2 mm et sont collés aux extrémités des éprouvettes.

II.2.1.3 Eprouvettes de flexion 4 points

Les éprouvettes de flexion 4 points sont des parallélépipèdes de $500 \times 30 \times \approx 10 \text{ mm}^3$ dont l'empilement de plis de 300 g.m^{-2} est défini dans le Tableau II-3 ci-dessous. Le terme de « bloc » est utilisé pour désigner soit un pli, soit un ensemble de plis consécutifs ayant une orientation identique.

Nom du bloc	Orientation [°]	Nombre de plis [-]	Numéro du bloc de plis
Bloc 1	$+45^\circ$	1	1 (coté bâche)
Bloc 2	0°	9	2
Bloc 3	-45°	1	3
Bloc 4	0°	11	4
Bloc 5	-45°	1	5
Bloc 6	0°	9	6
Bloc 7	$+45^\circ$	1	7 (coté moule)

Tableau II-3 : Empilement des éprouvettes de flexion 4 points

Comme expliqué précédemment, la série 11 est différente puisqu'elle a été drapée avec des plis de 150 g.m^{-2} . La séquence d'empilement du Tableau II-3 reste donc vraie mais avec deux fois plus de plis pour chacune des orientations.

Les dimensions de ces éprouvettes sont issues des différents travaux de R&D GSea Design et ce sont les dimensions et l'empilement historiquement utilisées pour le secteur du nautisme de compétition. La conservation de cet empilement de référence permet de constituer une base de données où celles-ci peuvent être directement comparées entre elles.

Les épaisseurs moyennes de pli pour chaque plaque sont reportées dans le Tableau II-4 pour les IM et dans le Tableau II-5 pour les HM. Ces données sont nécessaires lors du dépouillement présenté au § II.2.3.3. Il est intéressant de noter que, dans la plupart des cas, les blocs de plis du côté moule sont légèrement plus épais que du côté bêche. L'hypothèse la plus couramment utilisée pour expliquer ce phénomène repose sur l'absorption de résine par les éléments utilisés du côté bêche, lors de la cuisson, afin de garantir la possibilité du retrait de la bêche après cuisson. Il s'agit notamment du tissu de délaminage.

Fibre IM	Épaisseur moyenne par bloc de plis [mm]						
Nom du bloc	Série 1	Série 2	Série 3	Série 4	Série 5	Série 6	Série 7
Bloc 1	0,26	0,31	0,28	0,28	0,32	0,31	0,38
Bloc 2	2,75	2,57	2,70	2,70	2,92	2,81	2,61
Bloc 3	0,31	0,30	0,30	0,30	0,32	0,32	0,29
Bloc 4	3,73	3,33	3,50	3,50	3,00	3,74	3,22
Bloc 5	0,33	0,31	0,30	0,30	0,30	0,31	0,31
Bloc 6	2,86	2,72	2,75	2,75	3,00	2,96	2,72
Bloc 7	0,27	0,30	0,30	0,30	0,34	0,30	0,32

Tableau II-4 : épaisseur moyenne des blocs de plis pour les séries IM

Fibre HM	Épaisseur moyenne par bloc de plis [mm]			
Nom du bloc	Série 8	Série 9	Série 10	Série 11
Bloc 1	0,32	0,27	0,33	0,28
Bloc 2	2,56	2,45	2,80	2,47
Bloc 3	0,31	0,30	0,33	0,26
Bloc 4	3,24	2,91	3,42	3,00
Bloc 5	0,32	0,31	0,35	0,26
Bloc 6	2,62	2,51	2,80	2,51
Bloc 7	0,37	0,29	0,32	0,28

Tableau II-5 : épaisseur moyenne des blocs de plis pour les séries HM

La Figure II-2 présente un exemple d'observation ayant permis d'obtenir une épaisseur de pli moyen par bloc d'UD, à l'aide d'outils dédiés à l'analyse d'images (ImageJ).

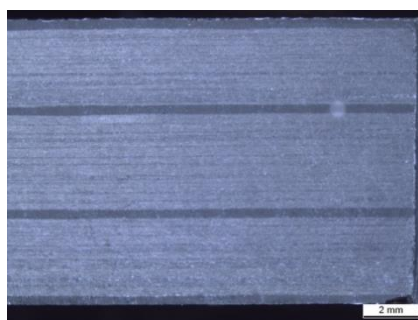


Figure II-2 : exemple d'observation ayant permis de déterminer l'épaisseur moyenne des blocs de plis pour la série n°10

II.2.2 Dispositif d'essai et protocole

Les essais mécaniques ont tous été réalisés sur une machine de traction Instron 5567 équipée d'une cellule de charge de 30 kN. Le logiciel de contrôle de la machine est un système Bluehill et les jauges sont toutes des jauges fournies par KYOWA dont la résistance est de 120 ohms. Le système d'enregistrement des signaux de jauges est constitué d'un boîtier d'acquisition HBM Spider 8 couplé au logiciel HBM CATMAN.

II.2.2.1 Traction biaxia

Des mors auto-serrant sont utilisés pour réaliser ces essais. Comme le préconise la norme, une jauge de déformation biaxiale est utilisée afin de mesurer la déformation longitudinale notée ϵ_L (dans l'axe de l'éprouvette) et la déformation transversale notée ϵ_T (perpendiculaire à l'axe de l'éprouvette).

La norme NF EN ISO 14129 (NF EN ISO, 1998) préconise une vitesse d'essai de $2 \text{ mm}\cdot\text{min}^{-1}$, c'est donc ce qui est utilisée. La force, le déplacement de traverse ainsi que les déformations ϵ_L et ϵ_T sont enregistrés. Cinq éprouvettes au minimum sont testées afin d'obtenir un comportement moyen par série.

II.2.2.2 Flexion 4 points

Le dispositif de flexion 4 points est constitué d'un palonnier inférieur ayant une distance entre rouleaux de 460 mm et un palonnier supérieur ayant une distance entre rouleaux de 90 mm. Sous ces deux rouleaux centraux de 25 mm de diamètre, introduisant les efforts, deux plaques en polyéthylène (PE) de $50 \times 30 \times 3 \text{ mm}^3$ ont été insérées afin de diminuer la concentration de contrainte sous les appuis. Ces plaques, dont les arêtes vives sont adoucies, sont couramment appelées « patins ». Les dimensions, ainsi que les principaux éléments qui composent le montage de flexion 4 points sont décrit sur la Figure II-3.

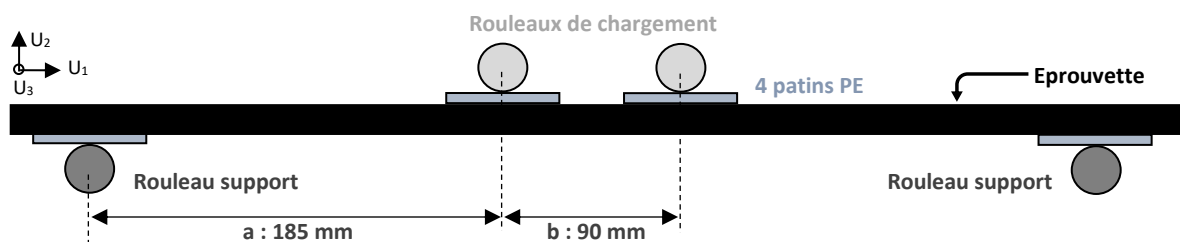


Figure II-3 : représentation schématique du montage

Ces essais de flexion 4 points se sont inspirés de la norme ASTM D6272 (ASTM, 2008). Cependant, il convient de signaler que les matériaux composites hautes performances étudiés ici, n'entrent pas parfaitement dans le cadre de cette norme ASTM mais que celle-ci permet d'avoir des bases.

La vitesse de déplacement de traverse est de $5 \text{ mm}\cdot\text{min}^{-1}$. Les signaux de force, de déplacement de traverse ainsi que la déformation longitudinale mesurée au centre de l'éprouvette, sur la face en compression (ϵ_c) et sur la face en traction (ϵ_t), sont enregistrés. Six éprouvettes au minimum sont testées afin d'obtenir un comportement moyen par série.

II.2.2.3 Mesure de l'angle d'ondulation initiale de la fibre par la méthode de Yurgartis

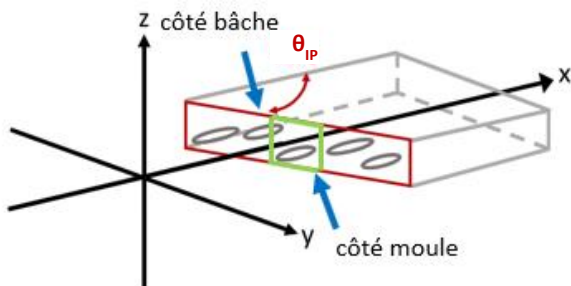
Comme expliqué dans le § I.4.2.1.c, les fibres contenues dans les UD possèdent une ondulation initiale, supposée de forme sinusoïdale. Il est admis que ce défaut d'ondulation initiale exerce une influence significative sur la contrainte critique de microflambage et donc la résistance en compression. (Yurgartis, 1987) a proposé une méthode permettant, via des coupes transverses, l'observation et la quantification de ces défauts.

Dans le cadre de travaux de recherche communs, cette méthode a été appliquée par (Grabow, 2021) sur les éprouvettes de flexion 4 points décrites précédemment.

Les étapes de la méthode de Yurgartis se résument ainsi :

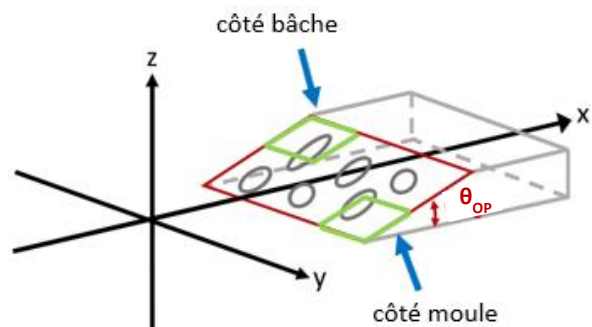
- 1) Découper l'éprouvette pour en extraire des échantillons coupés sous des angles de $\theta_{IP} \text{ (In Plane)} = 10^\circ$ et $\theta_{OP} \text{ (Out-of-Plane)} = 15^\circ$ comme le décrit la Figure II-4 :

Découpe suivant la largeur de l'éprouvette :



⇒ Angle d'ondulation dans le plan

Découpe suivant l'épaisseur de l'éprouvette :



⇒ Angle d'ondulation hors plan

Figure II-4 : Schématisation des plans de découpe des éprouvettes dans le cadre de la méthode de (Yurgartis, 1987)
(Source : travaux de (Grabow, 2021))

- 2) Enrober les échantillons dans la résine pour ensuite polir translucide les surfaces à observer
- 3) Prendre des images à l'aide d'un microscope optique : dans ce manuscrit, nous avons fait le choix de traiter pour chacun des cas (Dans le plan : moule et bâche et Hors du plan : moule et bâche) 1000 ellipses. Ces 1000 ellipses ont conditionné le nombre d'images à réaliser.

Le dépouillement de ces images permettra alors de calculer l'angle d'ondulation initiale de fibre. Ce dépouillement sera détaillé dans le § II.2.3.1. On note que le prélèvement de ces images a été réalisé dans les UD du bloc 2 pour le côté bâche et dans les UD du bloc 6 pour le côté moule.

II.2.3 Méthode de dépouillement

II.2.3.1 Mesure de l'angle d'ondulation initiale de la fibre par la méthode de Yurgartis

Le protocole permettant d'obtenir les images microscope pour déterminer l'angle d'ondulation initiale a été décrit dans II.2.2.3. Le post-traitement de ces images peut ensuite être réalisé à l'aide d'un outil de traitement d'image. Ici, l'outil ImageJ a été utilisé.

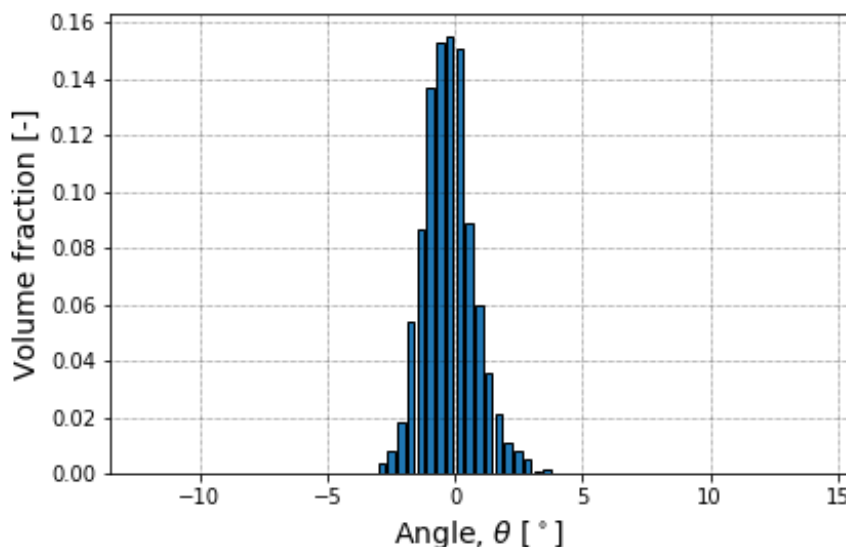
Lors de cette étape, on vient observer les fibres qui, du fait de l'ondulation initiale et de l'angle de découpe, apparaissent comme étant des ellipses. Le post-traitement consiste à détecter un grand nombre d'ellipses et à en mesurer les dimensions de l'axe majeur (notée M_i) et de l'axe mineur (notée m_i). On distingue les mesures provenant du côté moule de celles provenant du côté bêche, ainsi que l'ondulation dans le plan (images issues de l'échantillon découpé suivant la largeur, à 10°) de celles hors plan (images issues de l'échantillon découpé suivant l'épaisseur, à 15°). Dans le cadre des travaux présentés ici, au minimum 1000 ellipses, pour chacun des quatre cas (Dans le plan : moule - bêche et hors plan : moule - bêche), ont été observées.

De la mesure de ces axes, et sous certaines hypothèses (cf. (Yurgartis, 1987)), on en déduit l'angle précis de notre découpe selon l'éq. (8). On fait notamment l'hypothèse que dans le cas de fibres parfaitement droites, sans ondulation, l'ensemble des ellipses devraient avoir la même dimension. Ce n'est pas le cas. On calcule donc, pour chaque ellipse un hypothétique angle de découpe. Cet ensemble d'angles de découpe forme, pour l'ensemble des cas traités ici, une loi normale caractérisée par une valeur moyenne (μ) et un écart type (σ). Le Graphique II-1 présente cette loi normale, issue du dépouillement de la série 3 du côté moule et dans la direction hors plan.

$$\theta_i = \arcsin\left(\frac{m_{moyen}}{M_i}\right) \quad (8)$$

Avec :

- θ_i : angle constitué de l'angle de découpe et de l'angle d'ondulation de fibre [°],
- m_{moyen} : moyenne des m_i pour une configuration donnée [mm],
- M_i : dimension de l'axe majeur de l'ellipse considérée [mm].



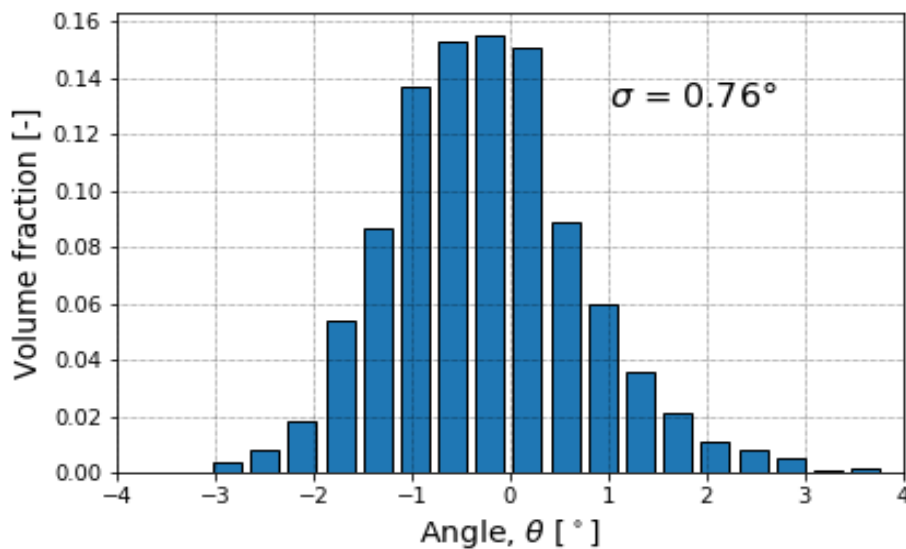
Graphique II-1 : Répartition des calculs de l'angle de découpe par ellipse pour la série 3 en hors plan du côté moule

On note que l'éq. (8) peut être déclinée sous différentes formes, notamment concernant sont numérateur, m_{moyen} . Dans ses travaux, Yurgartis utilise, à la place de m_{moyen} , le diamètre moyen de fibre obtenu par imagerie, après avoir découpé des éprouvettes perpendiculairement à l'axe des fibres. Cependant, cette opération nécessite davantage de découpes et d'observation et n'offre aucune garantie d'avoir une mesure plus précise que celle réalisée sur l'axe mineur. Ainsi, dans le cadre de ce chapitre, le choix est fait d'utiliser la moyenne de l'axe mineur des ellipses, m_{moyen} , en guise de diamètre de fibre. Ceci permet de réduire le nombre de manipulations car les découpes perpendiculairement à l'axe des fibres ne serviront qu'à vérifier la circularité de ces dernières. Cette vérification nécessite peu d'images.

Ces deux méthodes ont été comparées dans le cas des séries IM. Il en résulte un écart relatif moyen entre la méthode de l'éq. (8) et la méthode proposée par (Yurgartis, 1987) de 2,4 % du côté moule et de 2,3 % du côté bêche. Ces écarts sont jugés acceptables, c'est donc la méthode de l'éq. (8) qui est adoptée dans la suite de ce manuscrit.

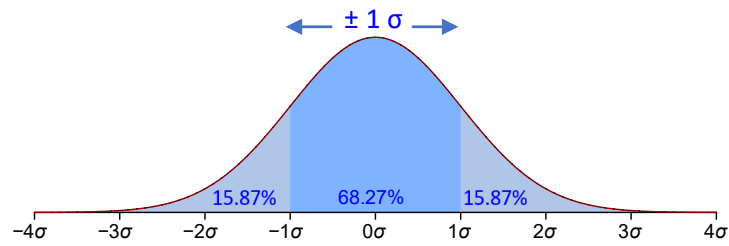
On note d'ailleurs qu'il n'y a pas vraiment d'argument privilégiant l'une ou l'autre des méthodes. De plus, dans notre cas, le nombre d'occurrences permettant d'obtenir le m_{moyen} est égale au nombre d'ellipses, soit supérieur à 1000 tandis que le nombre d'occurrences de diamètre de fibre mesuré sur des images issues de découpes perpendiculaires à l'axe des fibres n'est que de l'ordre de la centaine.

Après avoir obtenu la moyenne (μ) et l'écart type (σ) de la population de fibre observée, comme sur le Graphique II-1, (Yurgartis, 1987) fait l'hypothèse que μ représente l'angle de découpe « réel » et σ représente l'angle d'ondulation initiale des fibres. Ceci suppose que la loi normale représentant uniquement l'ondulation initiale des fibres est centrée en 0° . L'étape suivante consiste donc à centrer l'ensemble de la population autour de zéro en retranchant sa moyenne, μ . On obtient alors le Graphique II-2.



Graphique II-2 : Répartition de l'ondulation initiale par ellipse pour la série 3 en hors plan du côté moule

Le Graphique II-3 nous rappelle que, dans le cas d'une loi normale, l'intervalle $\mu \pm \sigma$ contient environ 68 % de la population.



Graphique II-3 : Exemple de loi normale (Par Jhguch, wikipedia.org)

Dans le cas de la série 3 hors plan du côté moule, les mesures indiquent donc qu'environ 68 % des fibres observées ont un angle d'ondulation initiale compris entre $-0,76^\circ$ et $+0,76^\circ$. Par conséquent, environ 32 % des fibres observées ont un angle d'ondulation initiale supérieur à $0,76^\circ$ (en valeur absolue).

Il convient de préciser que la méthode de (Yurgartis, 1987) fait l'hypothèse de fibres parfaitement circulaires. Cette hypothèse de circularité doit donc être vérifiée en amont, par exemple en réalisant une coupe perpendiculairement à l'axe des fibres et en observant la forme de celles-ci. Ces coupes ont été réalisées sur l'ensemble des échantillons. Les observations réalisées ont permis de constater que la fibre T800H ne satisfaisait pas la condition de circularité, comme en témoigne la Figure II-5.

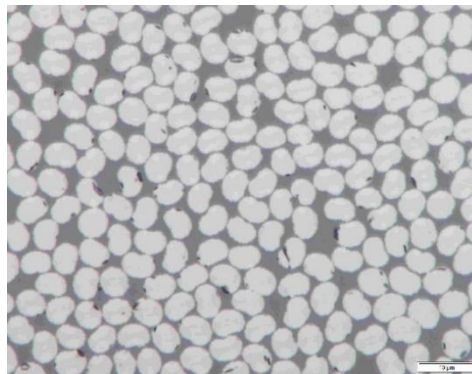


Figure II-5 : Observation d'une coupe perpendiculaire à l'axe des fibres, pour la série n°1, contenant des fibres T800H

Les autres fibres peuvent être considérées comme circulaires, comme on peut l'observer sur la Figure II-6, issue d'une observation de la série n°4.

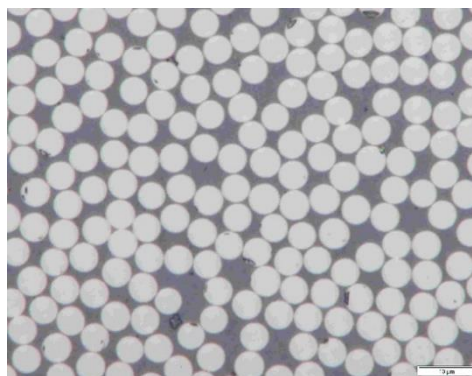


Figure II-6 : Observation d'une coupe perpendiculaire à l'axe des fibres, pour la série n°4, contenant des fibres IM2C

Il est intéressant de noter que la série n°6 possède une fibre très proche, la « T800 », comme l'indique le certificat de conformité du produit. Si on s'intéresse plus précisément aux fibres du fournisseur concerné, Toray (gamme Torayca®), on constate qu'il propose dans son catalogue deux fibres de cette catégorie : la T800HB et la T800SC. La première n'existe qu'en 6 000 (6K) ou 12 000 filaments (12K) tandis que la seconde est commercialisée en 12 000 (12K) et en 24 000 filaments (24K). Le certificat de conformité du préimprégné de la série n°6 précise qu'il s'agit d'une « T800 » en 24K, on peut donc en déduire qu'il s'agit de la fibre T800SC.

La fiche technique de la fibre T800SC (Torayca, 2018) indique que cette fibre est une alternative « bon marché » de la fibre T800HB. En effet, cette dernière possède un certain nombre de certifications destinées au secteur de l'aéronautique, la rendant plus chère. La T800SC possède une résistance en traction légèrement plus élevée et un traitement de surface différent de la T800HB. Les fiches techniques respectives nous apprennent notamment que le « sizing » de la fibre, que l'on peut traduire par « enrobage », est de 0,5 % par unité de masse pour la T800SC (en 24K) contre 1 % par unité de masse pour la T800HB (en 6K et 12K). De plus, sa composition diffère.

Concernant la signification de la dernière lettre de la dénomination commerciale, le site internet de Toray nous indique que :

- « B : Untwisted fiber (made from a twisted fiber through an untwisting process)
- C : Never twisted fiber »

Cette nuance de fabrication des fibres pourrait expliquer que les fibres T800HB (série n°1 et n°2) n'ont pas une section circulaire (Figure II-5) contrairement aux fibres T800SC, comme le montre la Figure II-7.

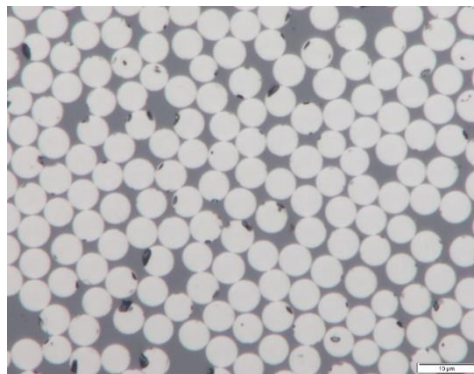


Figure II-7 : Observation d'une coupe perpendiculaire à l'axe des fibres, pour la série n°6, contenant des fibres T800SC

De plus, la fiche produit des fibres IM2C, dont la circularité est observée sur la Figure II-6 indique, comme pour les fibres T800SC, qu'elles sont de type « Never Twisted ». On peut donc faire l'hypothèse que les fibres issues d'un procédé consistant à « détwister » des fibres et qui sont donc qualifiée de « untwisted fiber » n'ont pas une section circulaire. Dans le cadre de notre étude, cette non-circularité de la fibre T800HB ne nous permet pas d'appliquer la méthode de Yurgartis et ainsi d'estimer un angle d'ondulation initiale de ces fibres. On note que la fibre IMS65 utilisée dans la série n°5 est également une fibre circulaire. On pourrait donc supposer qu'il s'agit d'une fibre du type « Never twisted ». Cependant, cette information n'a pas pu être confirmée.

Dans le cas des séries HM, la circularité des fibres a également été vérifiée. Pour des raisons de planning, seules les mesures d'angle d'ondulation initiale hors plan ont été réalisées, du côté bache et du côté moule. Dans le cadre de ce chapitre, on fera donc l'hypothèse que c'est l'angle d'ondulation initiale hors plan qui a le plus d'influence et qui entrainera le micro-flambage local des fibres.

Rappelons que le modèle numérique en 2D de (Drapier *et al.*, 2001) ne considérait également qu'une ondulation hors-plan. Ainsi le modèle analytique de Grandidier a été construit sous cette même hypothèse. Cependant, il s'agit là d'une hypothèse forte qui devra faire l'objet d'études complémentaires.

Les Tableau II-6 et Tableau II-7 résument les résultats quant aux observations de circularité des fibres.

N° Série	Série 1	Série 2	Série 3	Série 4	Série 5	Série 6	Série 7
Fibres circulaires ?	NON	NON	OUI	OUI	OUI	OUI	OUI

Tableau II-6 : Résumé des observations de circularité des fibres IM

N° Série	Série 8	Série 9	Série 10	Série 11
Fibres circulaires ?	OUI	OUI	OUI	OUI

Tableau II-7 : Résumé des observations de circularité des fibres HM

N'étant pas circulaire, les mesures d'angle d'ondulation initiale des fibres de la série 1 et de la série 2 n'ont pas pu être réalisées. La confrontation du modèle analytique de prédiction avec les essais expérimentaux de flexion 4 points ne pourront donc pas être réalisée pour ces deux séries.

II.2.3.2 Traction bibiais

La méthode de post-traitement est décrite dans la norme NF EN ISO 14129 (NF EN ISO, 1998) afin d'obtenir les éléments suivants :

- contrainte de cisaillement dans le plan (τ_{12}),
- déformation de cisaillement, aussi appelée glissement (γ_{12}),
- module de cisaillement de l'UD (G_{UD}).

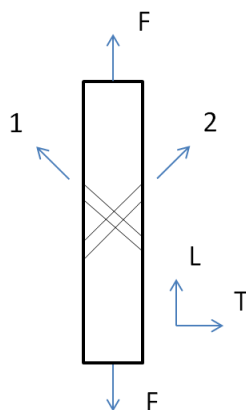


Figure II-8 : repère d'axes longitudinal et transversal

La contrainte de cisaillement dans le plan est la suivante :

$$\tau_{12} = \frac{F}{2 \cdot S} \quad (9)$$

Avec :

- τ_{12} : contrainte de cisaillement plan, dans l'UD [MPa],
- F : force appliquée par la machine [N],
- S : section initiale de l'échantillon (mesurée au pied à coulisse) [mm²].

Le glissement γ_{12} est défini comme étant la somme de la déformation longitudinale et de la déformation transversale :

$$\gamma_{12} = \varepsilon_L - \varepsilon_T \quad (10)$$

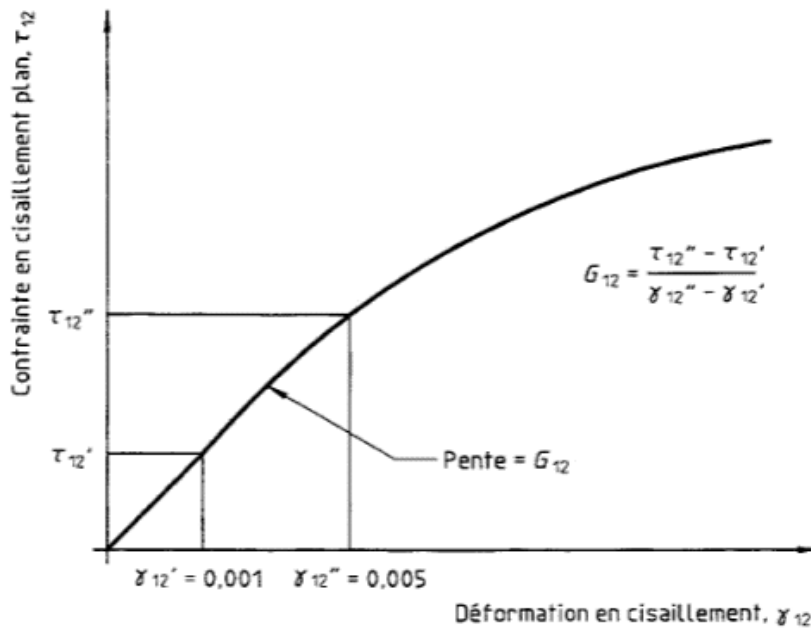
Avec :

- γ_{12} : déformation de glissement [m.m⁻¹],
- ε_L : déformation longitudinale [m.m⁻¹],
- ε_T : déformation transversale [m.m⁻¹].

Dans le cas d'un essai de traction bibiais, la déformation transversale est négative tandis que la déformation longitudinale est positive. Le calcul du module de cisaillement de l'UD (G_{12}) est décrit dans la norme NF EN ISO 14129 (NF EN ISO, 1998) :

$$G_{12} = \frac{\tau_{12''} - \tau_{12'}}{\gamma_{12''} - \gamma_{12'}} \quad (11)$$

Le Graphique II-4 permet de comprendre les différents termes de l'éq. (11).



Graphique II-4 : courbe représentative de l'évolution de la contrainte de cisaillement en fonction de la déformation de glissement (NF EN ISO, 1998)

Dans la suite de ce chapitre, la notation G_{UD} fera référence au module de cisaillement G_{12} déterminé par une régression linéaire entre $\gamma_{12''} = 0,001 \text{ m.m}^{-1}$ et $\gamma_{12'} = 0,005 \text{ m.m}^{-1}$, comme décrit sur le Graphique II-4.

La courbe représentative de l'évolution du glissement en fonction du cisaillement obtenue lors des essais de traction bibiais peut être modélisée, sur une certaine plage, par une loi de Ramberg-Osgood (notée RO) (cf. § I.4.3), comme suggérée par (Budiansky et Fleck, 1993).

Cette loi, de type élastique non-linéaire, peut être formulée de la manière suivante :

$$\gamma_{12} = \frac{\tau_{12}}{G_{UD RO}} \cdot \left(1 + \frac{3}{7} \cdot \left(\frac{\tau_{12}}{G_{UD RO} \cdot \gamma_{UD}^y} \right)^{n-1} \right) \quad (12)$$

Avec :

- γ_{12} : glissement en [m.m⁻¹],
- τ_{12} : contrainte de cisaillement [MPa],
- $G_{UD RO}^5$: module de cisaillement [MPa],
- γ_{UD}^y : glissement critique [m.m⁻¹],
- n : paramètre de la loi de Ramberg-Osgood [-].

On note que cette analyse non-linéaire n'est pas présente dans la norme citée précédemment.

Une régression non-linéaire s'appuyant sur la loi de Ramberg-Osgood permet donc d'identifier les trois paramètres : $G_{UD RO}$, γ_{UD}^y et n . Ces derniers permettent de décrire le comportement non-linéaire en cisaillement de l'UD (cf. Graphique I-16). Ils peuvent alors être utilisés dans le modèle analytique de prédiction de résistance en compression de Grandidier (cf. § I.4.3), dont la formule est rappelée par l'éq. (13).

$$X_C = \frac{G_{UD RO}}{1 + n \cdot \left(\frac{3}{7} \right)^{1/n} \cdot \left(\frac{\phi_0}{\gamma_{UD}^y \cdot (n-1)} \right)^{\frac{(n-1)}{n}}} + \frac{Cs}{e_b} \quad (13)$$

Avec :

- X_C : prédiction analytique de résistance en compression [MPa],
- $G_{UD RO}$: module de cisaillement [MPa],
- γ_{UD}^y : glissement critique [m.m⁻¹],
- n : paramètre « d'écroûissage » de la loi de Ramberg-Osgood [-],
- ϕ_0 : angle d'ondulation initiale de la fibre [rad],
- Cs : coefficient de structure défini ci-après [MPa.mm],
- e_b : dimension caractéristique, définie par (Drapier *et al.*, 1999) (cf. Tableau I-8) [mm].

$$Cs = (2 \cdot \Pi \cdot r_{gf}) \cdot \sqrt{\frac{E_M E_F}{(1 - \nu_M^2)} \cdot f \cdot (1 - f)} \quad (14)$$

Avec :

- r_{gf} : rayon de giration de la fibre [mm],
- E_M : module d'élasticité de la matrice [MPa],
- E_F : module d'élasticité de la fibre [MPa],
- ν_M : coefficient de poisson de la matrice [-],
- f : fraction volumique de fibre [-].

⁵ $G_{UD RO}$ est différent du module de cisaillement G_{UD} (norme). La norme le détermine sur une certaine plage de déformation en considérant une évolution linéaire du comportement sur celle-ci. $G_{UD RO}$ est issu de la régression non-linéaire du comportement en cisaillement par une loi de Ramberg-Osgood.

On rappelle que le premier terme de l'éq. (13) est la partie estimant l'apparition de l'instabilité de microflambage plastique à l'échelle micromécanique, issue du modèle de (Budiansky et Fleck, 1993). Le second terme est l'effet de structure, ajouté par (Grandidier *et al.*, 2012) afin de tenir compte de l'influence des paramètres liés à la structure (cf. § 1.4.3).

II.2.3.3 Flexion 4 points

Plusieurs méthodes peuvent être considérées pour dépouiller la contrainte dans les plis à 0°. Cependant, étant donné que ce chapitre a pour objectif la confrontation de résultats expérimentaux à un modèle de prédiction analytique, il est nécessaire que le dépouillement soit représentatif des hypothèses considérées lors de la formulation du modèle analytique et cohérent avec les utilisations faites en bureau d'études.

L'enjeu est dans le calcul pertinent du terme (I/v) représentant le rapport entre le moment quadratique de la section et la distance à la fibre neutre. La méthode décrite ici sera utilisée par la suite pour tout dépouillement en contrainte.

Les entrées pour le dépouillement sont :

- métrologie d'éprouvette : hauteur, largeur, épaisseur des blocs (cf. Tableau II-4 et Tableau II-5),
- métrologie du montage : distance entre les rouleaux,
- séquence d'empilement,
- modules d'élasticités dans la direction longitudinale des plis UD (pour les hors axe et les UD),
- signaux mesurés durant l'essai :
 - Charge [N],
 - Déplacement de traverse [mm],

En complément des jauges permettront de visualiser les courbes représentatives du comportement en traction et en compression (cf. § II.3.3) :

- Déformation au centre, sur la face en compression [$\mu\text{m}\cdot\text{m}^{-1}$],
- Déformation au centre, sur la face en traction [$\mu\text{m}\cdot\text{m}^{-1}$].

Calcul du moment quadratique de l'éprouvette :

1) Calcul du moment quadratique de chaque pli :

$$I_{\text{propre pli } i} = \frac{w \cdot e_i^3}{12} \quad (15)$$

Avec :

- $I_{\text{propre pli } i}$: moment quadratique « propre » d'un pli [mm^4],
- w : largeur de l'éprouvette [mm],
- e_i : épaisseur du pli i considéré [mm].

2) Calcul du transport de Huygens :

$$I_{global\ pli\ i} = I_{propre\ pli\ i} + w \cdot e_i \cdot (Z_{milieu\ pli})^2 \quad (16)$$

Avec :

- $I_{global\ pli\ i}$: moment quadratique rapporté au plan médian du stratifié ($= \frac{e_{éprouvette}}{2}$) [mm⁴],
- $Z_{milieu\ pli}$: distance entre le plan médian et la demi-épaisseur du pli considéré [mm].

3) Calcul du moment quadratique global, ramené aux UD :

$$I_{global/UD} = \frac{\sum(E_i \cdot I_{global\ pli\ i})}{E_{UD}} \quad (17)$$

Avec :

- E_i : module d'élasticité longitudinal du pli considéré [MPa],
- E_{UD} : module d'élasticité longitudinal des UD [MPa].

Calcul de la contrainte dans l'UD :

$$\sigma_L^{UD} = \frac{Mf}{\frac{I_{global/UD}}{Z_{UD\ ext.\ comp.}}} \quad (18)$$

Avec :

- σ_L^{UD} : contrainte de compression longitudinale dans les UD [MPa],
- Mf : moment de flexion entre les appuis centraux [N.mm],
- $Z_{UD\ ext.\ comp.}$: distance entre le plan médian du stratifié et l'UD le plus en compression [mm].

Ce dépouillement simple permet d'avoir une bonne approximation de la contrainte à rupture en compression. De plus, il correspond aux hypothèses du modèle analytique de prédiction de résistance en compression puisqu'il considère un comportement linéaire élastique des UD en traction et en compression. (Keryvin *et al.*, 2020) ont proposé une version plus complète du dépouillement en compression, considérant notamment le comportement non-linéaire des UD en traction et en compression.

II.3 Résultats expérimentaux

II.3.1 Méthode de Yurgartis : mesure de l'angle d'ondulation initiale des fibres

Le Tableau II-8 (IM) et le Tableau II-9 (HM) présentent les résultats des angles d'ondulation initiale (ϕ_0) moyens, obtenus par la méthode de Yurgartis, pour les différentes séries. Ces résultats sont accompagnés d'un écart type obtenu par la dispersion observée sur les mesures du diamètre des fibres, que l'on a considéré comme étant l'axe mineur mesuré sur les ellipses, lors de l'application de la méthode de Yurgartis.

		Série 3	Série 4	Série 5	Série 6	Série 7
Hors plan	Angle d'ondulation initiale moyen - Bâche	0,91 ± 0,03	1,15 ± 0,05	1,14 ± 0,07	1,32 ± 0,10	1,25 ± 0,05
	Angle d'ondulation initiale moyen - Moule	0,82 ± 0,03	0,66 ± 0,03	1,01 ± 0,06	0,79 ± 0,03	0,96 ± 0,03
Dans le plan	Angle d'ondulation initiale moyen - Bâche	1,24 ± 0,06	1,06 ± 0,06	1,37 ± 0,10	1,53 ± 0,12	1,34 ± 0,05
	Angle d'ondulation initiale moyen - Moule	0,78 ± 0,03	0,91 ± 0,05	1,52 ± 0,11	1,65 ± 0,07	1,74 ± 0,07

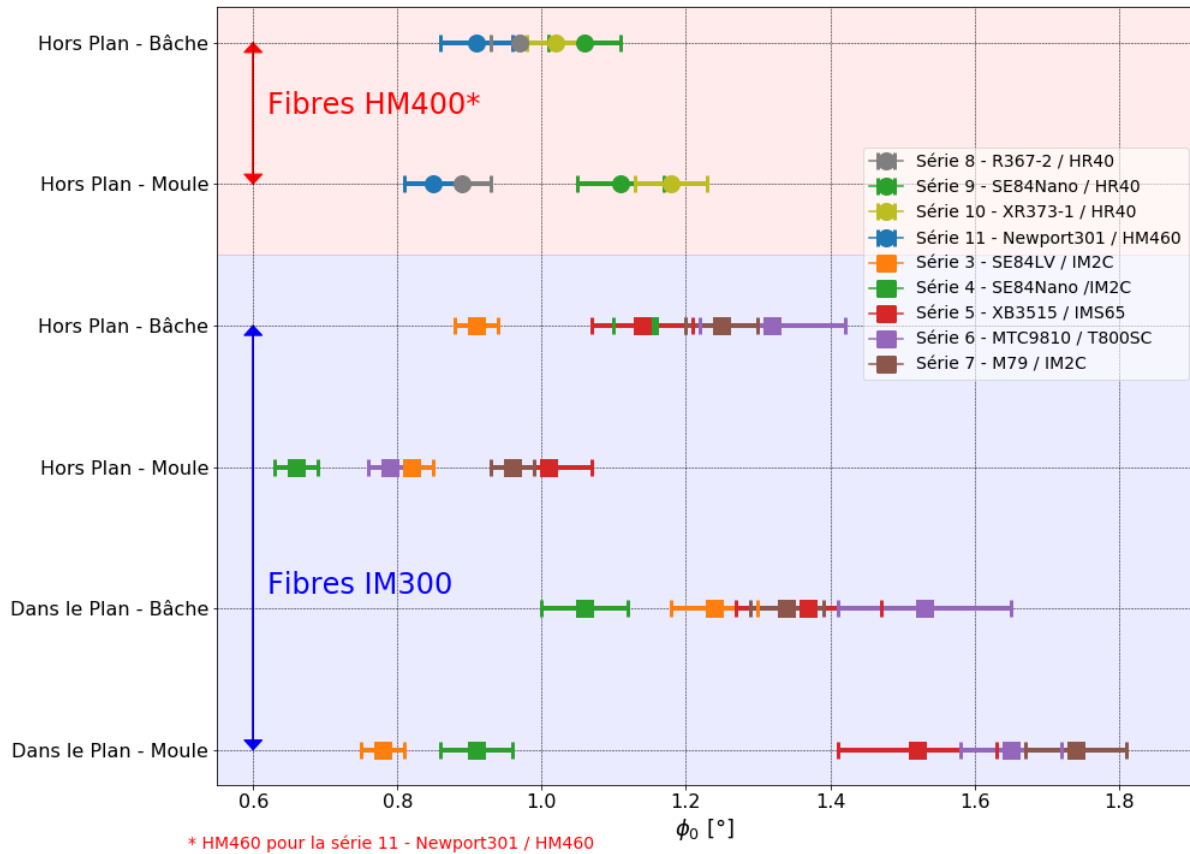
Tableau II-8 : Synthèse des angles d'ondulation initiale (en degré) mesurés par la méthode de (Yurgartis, 1987) pour les séries IM

		Série 8	Série 9	Série 10	Série 11
Hors plan	Angle d'ondulation initiale moyen - Bâche	0,96 ± 0,04	1,06 ± 0,05	1,02 ± 0,04	0,91 ± 0,05
	Angle d'ondulation initiale moyen - Moule	0,89 ± 0,04	1,11 ± 0,06	1,18 ± 0,05	0,85 ± 0,04
Dans le plan	Angle d'ondulation initiale moyen - Bâche	Non mesurés			
	Angle d'ondulation initiale moyen - Moule				

Tableau II-9 : Synthèse des angles d'ondulation initiale (en degré) mesurés par la méthode de (Yurgartis, 1987) pour les séries HM

Le Graphique II-5 reprend les résultats du Tableau II-8 et du Tableau II-9. Les mesures d'angle d'ondulation initiale n'ont pas été réalisées pour les angles « dans le plan » pour les séries HM. En effet, les mesures sont issues de campagnes plus anciennes où l'angle d'ondulation initiale dans le plan était considéré comme étant moins influent. Le premier constat est qu'en moyenne, dans le cas des séries IM, le ϕ_0 moyen dans le plan est plus grand que ϕ_0 moyen hors plan. Si l'on s'intéresse à l'ondulation hors plan, elle est plus faible du côté moule par rapport au côté bâche pour les séries IM. Dans le cas des fibres HM, les angles d'ondulation sont globalement égaux du côté moule et du côté bâche.

II.3 Résultats expérimentaux

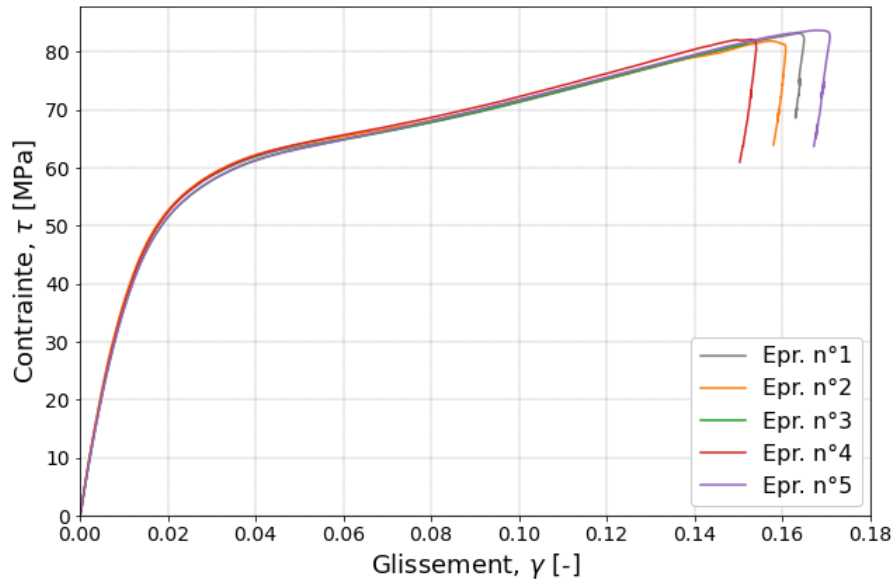


Graphique II-5 : angles d'ondulation initiale moyens, mesurés par la méthode de (Yurqartis, 1987) pour chacune des séries

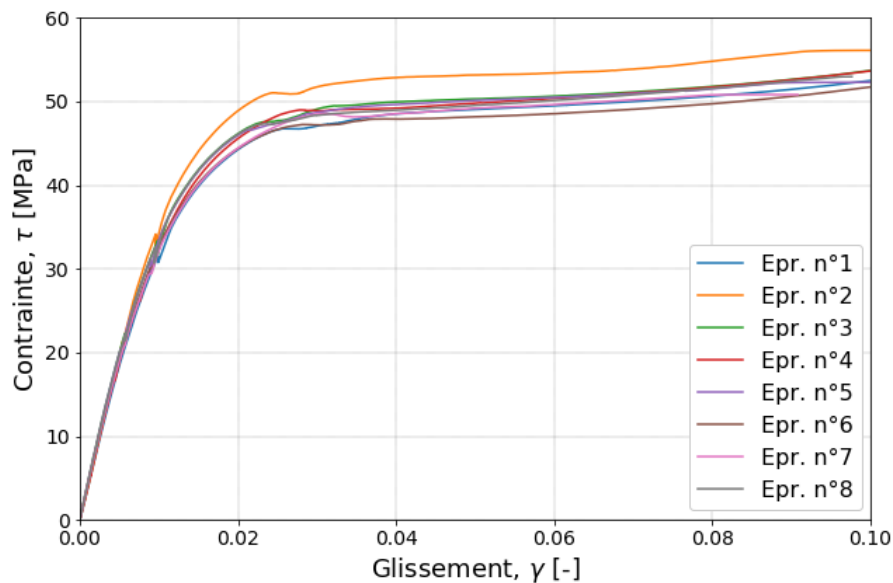
Pour les séries HM l'angle d'ondulation initiale est moins variable, à la fois entre les différents côté (bâche et moule) mais également entre les séries. Le constat global est que sur l'ensemble des séries, l'angle d'ondulation initiale moyen (ϕ_0 moyen) est compris entre $0,66^\circ$ et $1,74^\circ$. Ces résultats sont en accords avec les mesures de (Paluch, 1994) (cf. Tableau I-7) sur fibres de carbone.

II.3.2 Traction bibiais : identification du comportement non-linéaire de l'UD en cisaillement

Des essais de traction bibiais ont été menés pour l'ensemble des séries⁶. Ces essais présentent globalement une bonne reproductibilité, comme on peut le voir sur le Graphique II-6 pour la série 6 (IM) et sur le Graphique II-7 pour la série 8 (HM).



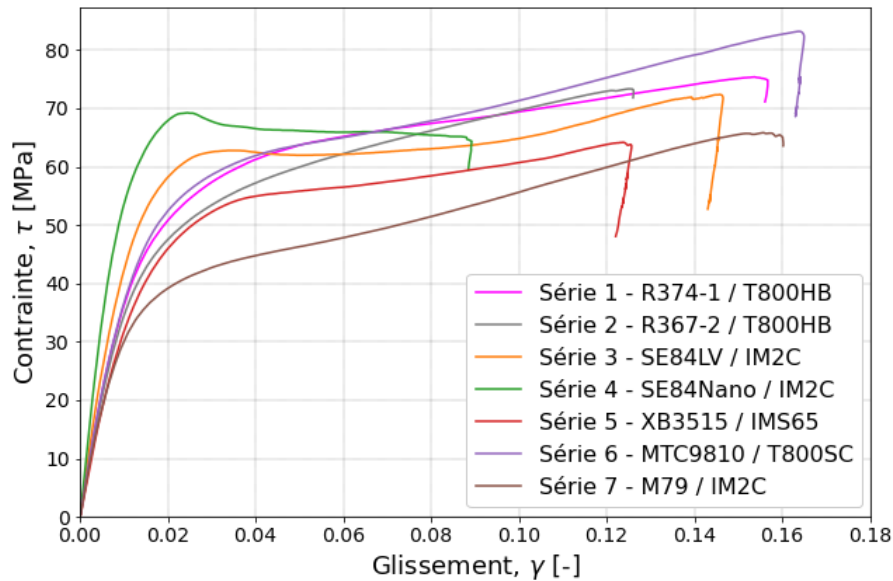
Graphique II-6 : évolution de la contrainte de cisaillement en fonction du glissement pour la série 6 (IM)



Graphique II-7 : évolution de la contrainte de cisaillement en fonction du glissement pour la série 8 (HM)

Le Graphique II-8 présente le comportement « moyen » de chacune des séries IM et le Graphique II-9 présente le comportement « moyen » de chacune des séries HM. Pour des raisons de clarté, une seule éprouvette (représentative du lot) de chaque série a été sélectionnée pour le Graphique II-8 et le Graphique II-9. Les résultats d'identification des paramètres de la loi de Ramberg-Osgood portent à minima sur une moyenne de trois éprouvettes, comme l'indiquent le Tableau II-14 et Tableau II-15.

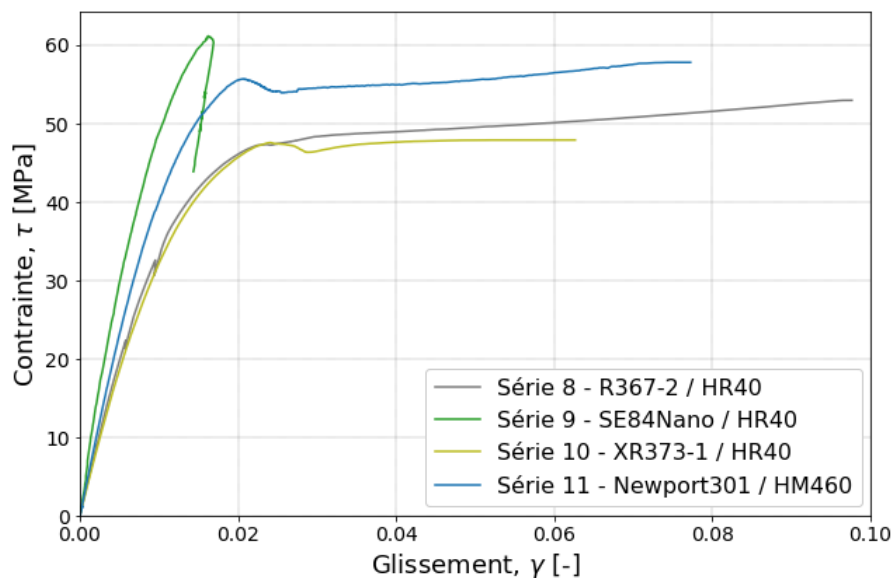
⁶ Dans le cadre d'un projet avec deux étudiants du Master Génie Mécanique et Matériaux de l'UBS : Etienne Barraud et Walid Fezai.



Graphique II-8 : évolution de la contrainte de cisaillement en fonction du glissement pour une éprouvette représentative, pour chacune des séries IM

On observe sur le Graphique II-8 que certains couples matrice / fibre se distinguent particulièrement. En effet, la SE84Nano / IM2C possède le G_{UD} le plus élevé tandis que le couple M79 / IM2C a le G_{UD} le plus faible. On constate également que deux comportements se distinguent :

- Les couples avec les matrices SE8Nano ; SE84LV ; XB3515 ont un palier de contrainte, ce qui se traduit par un module tangent nul, voire négatif,
- Les autres couples voient leur module tangent diminuer progressivement jusqu'à environ 3 % ou 4 % de glissement, pour ensuite se stabiliser autour d'un module tangent compris entre 100 et 250 MPa.



Graphique II-9 : évolution de la contrainte de cisaillement en fonction du glissement pour une éprouvette représentative, pour chacune des séries HM

Le Graphique II-9 montre que les séries contenant des fibres HM ont, soit un palier de contrainte, soit une rupture brutale, comme c'est le cas pour le couple SE84Nano / HR40. Le palier de contrainte se traduit par un module tangent nul, voir négatif. Concernant la rupture brutale du couple SE84Nano / HR40, des images tomographiques d'une zone de rupture en compression, reportées dans (Mechin *et al.*, 2020), ont démontré des zones importantes de décohésion entre les fibres et la matrice, pour ce couple matériau comparativement aux couples (SE84LV / IM2C ; SE84Nano / IM2C ainsi que SE84LV / HR40). Ceci pourrait traduire une faible interface de cohésion entre la fibre et la matrice et coïncider avec la rupture brutale observée lors des essais de traction bibiais.

Le Tableau II-10 et le Tableau II-11 indiquent le nombre d'éprouvettes valides par rapport au nombre d'éprouvettes testées. L'éprouvette est considérée comme invalide lorsque, par exemple, les talons collés ont glissé très tôt au cours du chargement. Ceci se traduit généralement par un comportement moyen différent du comportement moyen du reste de la série.

N° Série	Série 1	Série 2	Série 3	Série 4	Série 5	Série 6	Série 7
Nombre d'éprouvettes valides	5/6	3/5	5/7	5/5	4/7	5/5	4/5

Tableau II-10 : Nombre d'éprouvettes valides par rapport au nombre testées pour les séries IM

N° Série	Série 8	Série 9	Série 10	Série 11
Nombre d'éprouvettes valides	4/8	5/8	6/8	5/8

Tableau II-11 : Nombre d'éprouvettes valides par rapport au nombre testées pour les séries HM

Le comportement non-linéaire de l'UD en cisaillement peut en partie être modélisé par une loi de Ramberg-Osgood, comme expliqué précédemment. La pertinence de cette approche est dépendante de l'étendue de la plage de comportement que l'on souhaite modéliser. En effet, une telle modélisation ne permet pas, par exemple, d'appréhender les comportements où le module tangent devient négatif. Ainsi, pour l'ensemble des couples de matériaux, la plage de régression non-linéaire doit être choisie de manière à être maximale, tout en restant pertinente en termes de modélisation.

Dans un premier temps, la plage de régression non-linéaire cible pour chacune des séries a été estimée en utilisant la formule décrivant γ_{UD}^{Stab} et proposée dans (Budiansky et Fleck, 1993) :

$$\gamma_{UD}^{Stab} = \gamma_{UD}^y \cdot \left(\left[\frac{7}{3} \left(\frac{\phi_0 / \gamma_{UD}^y}{n-1} \right) \right]^{1/n} + \left(\frac{\phi_0 / \gamma_{UD}^y}{n-1} \right) \right) \quad (19)$$

On peut formuler comme première hypothèse que, dans l'idéal, la borne de régression non-linéaire maximale doit être supérieure à γ_{UD}^{Stab} . Le Tableau II-12 répertorie l'ensemble des γ_{UD}^{Stab} calculé pour chacune des séries du côté moule et du côté bêche, excepté la série 1 et la série 2, pour lesquelles l'angle d'ondulation initiale n'a pas pu être déterminé.

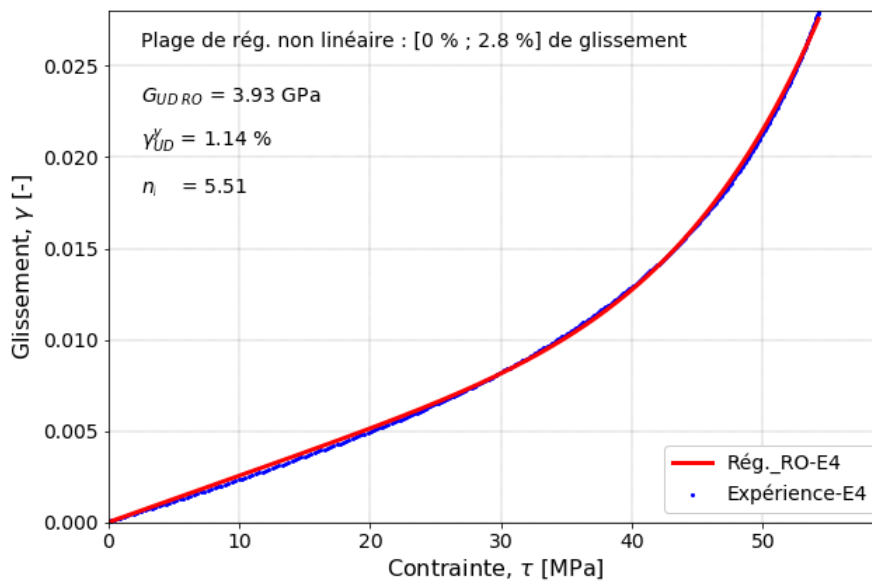
γ_{UD}^{Stab}	Moule (%)	Bâche (%)
Série 1	N.C.	N.C.
Série 2	N.C.	N.C.
Série 3	2,31	2,37
Série 4	1,88	2,15
Série 5	2,64	2,74
Série 6	2,52	2,89
Série 7	2,14	2,31
Série 8	2,46	2,51
Série 9	2,21	2,18
Série 10	2,76	2,66
Série 11	2,61	2,66

Tableau II-12 : Valeur de γ_{UD}^{Stab} pour chacune des séries, du côté moule et du côté bâche

Afin de garantir que la plage soit la plus étendue possible, il est choisi d'utiliser la valeur maximale entre le côté moule et le côté bâche. En effet, l'identification des paramètres de Ramberg-Osgood se faisant via une régression non-linéaire sur les essais de traction biaxiaux, on fait l'hypothèse que le comportement en cisaillement de l'UD est similaire, peu importe le côté.

Le Graphique II-10 présente un exemple de régression non linéaire selon une loi de Ramberg-Osgood entre 0 et 2,8 % de glissement. Il représente également la qualité de régression non linéaire qui a été recherchée graphiquement pour chacune des séries.

Dans certains cas (série 10 et série 11), la valeur maximale obtenue dans le Tableau II-12 ne peut pas être atteinte sans dégrader la qualité de la régression non-linéaire. Le Tableau II-13 fournit les bornes maximales, obtenues graphiquement, de la plage de régression pour chacune des séries afin de préserver la qualité de celle-ci tout en essayant de tendre au maximum vers la valeur maximale du Tableau II-12.



Graphique II-10 : Exemple d'une courbe représentative de l'évolution de la déformation de glissement en fonction de la contrainte de cisaillement (entre 0 et 2,8 % de glissement) pour l'éprouvette n°4 de la série 5

	Max. γ_{UD}^{Stab}	Borne optimale (%)
Série 1	N.C.	3,00
Série 2	N.C.	3,00
Série 3	2,37	2,37
Série 4	2,15	2,20
Série 5	2,74	2,80
Série 6	2,89	2,89
Série 7	2,31	2,31
Série 8	2,51	2,60
Série 9	2,21	2,30
Série 10	2,76	2,45
Série 11	2,66	2,30

Tableau II-13 : Plage maximale de régression non-linéaire déterminée comme la valeur maximale de γ_{UD}^{Stab} et via une identification graphique

On constate dans le Tableau II-13 que la valeur maximale de γ_{UD}^{Stab} n'a pas pu être atteinte pour la série 10 et la série 11. Il s'agit de deux séries constituées de fibres HM et ayant un comportement de l'UD en cisaillement où le module tangent passe par une valeur nulle puis devient localement négatif (Graphique II-9).

Le Tableau II-14 et le Tableau II-15 présentent les résultats du post-traitement ainsi que les écarts types et les coefficients de variation pour chaque série.

	Série 1 R374-1/T800HB	Série 2 R367-2/T800HB	Série 3 SE84LV/IM2C	Série 4 SE84 Nano/IM2C	Série 5 XB3515/IMS65	Série 6 MTC9810/T800SC	Série 7 M79/IM2C
G_{UD RO} moyen [GPa]	4,04	3,96	4,75	6,57	3,78	4,01	3,69
Ecart type [GPa]	0,13	0,03	0,1	0,13	0,16	0,06	0,07
Coeff. de variation [%]	3,29	0,78	2,15	1,99	2,68	1,79	1,81
Glissement critique γ_{UD}^y moy. [%]	1,19	1,08	1,10	0,90	1,17	1,24	0,94
Ecart type [%]	0,04	0,02	0,01	0,02	0,03	0,02	0,02
Coeff. de variation [%]	2,52	2,78	1,46	3,32	2,39	1,46	1,39
Exposant n moyen [-]	5,40	5,93	6,61	7,27	5,40	6,27	6,58
Ecart type [-]	0,14	0,02	0,25	0,39	0,07	0,1	0,19
Coeff. de variation [%]	2,63	3,38	3,78	5,36	1,30	1,24	2,90

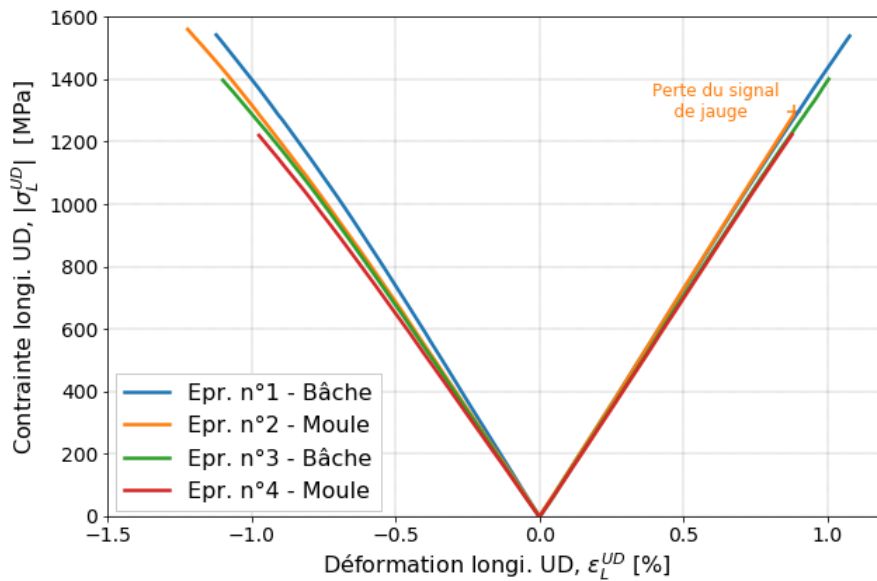
Tableau II-14 : paramètres de Ramberg-Osgood pour les séries IM

	Série 8 R367-2/HR40	Série 9 SE84Nano/HR40	Série 10 XR373-1/HR40	Série 11 Newport301/HM460
G_{UD RO} moyen [GPa]	3,58	6,35	3,50	4,12
Ecart type [GPa]	0,071	0,36	0,03	0,12
Coeff. de variation [%]	1,98	5,71	0,94	2,99
Glissement critique γ_{UD}^y moy. [%]	1,17	0,90	1,26	1,27
Ecart type [%]	0,03	0,03	0,02	0,07
Coeff. de variation [%]	2,90	3,34	1,50	5,11
Exposant n moyen [-]	7,22	5,93	7,61	6,33
Ecart type [-]	0,44	0,42	0,72	0,60
Coeff. de variation [%]	6,10	7,05	9,40	9,42

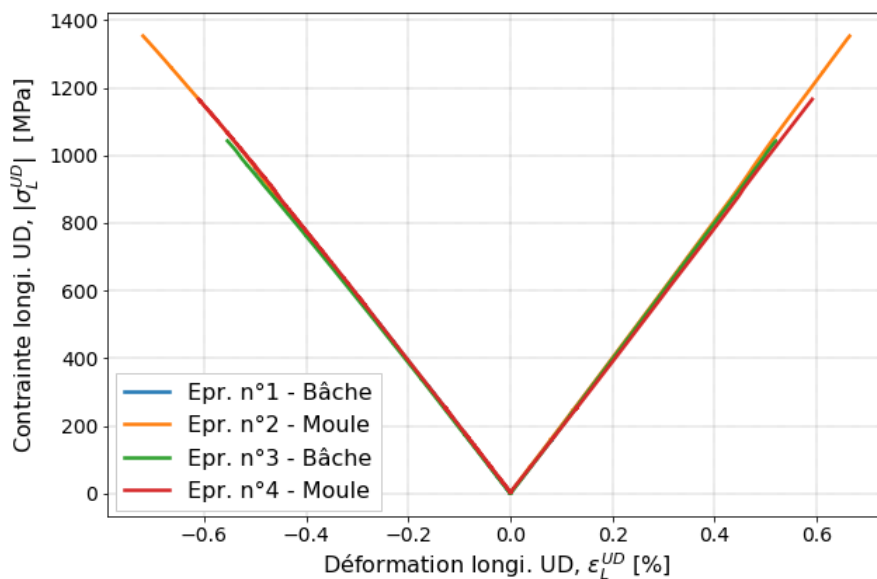
Tableau II-15 : paramètres de Ramberg-Osgood pour les séries HM

II.3.3 Flexion 4 points : caractérisation expérimentale de résistance en compression

Le Graphique II-11 et le Graphique II-12 sont des exemples de comportements qui ont pu être observés lors des essais de flexion 4 points.



Graphique II-11 : Evolution de la contrainte longitudinale dans les UD en fonction de leur déformation longitudinale
Série 6 (IM - MTC9810 / T800SC)



Graphique II-12 : Evolution de la contrainte longitudinale dans les UD en fonction de leur déformation longitudinale
Série 8 (HM - R367-2 / HR40)

Globalement, ces essais montrent une bonne répétabilité, à la fois en termes de comportement que de contrainte à rupture. On constate cependant que cette dernière est généralement plus faible du côté bâche que du côté moule. Le côté bâche peut aussi avoir un coefficient de variation plus important que le côté moule. Dans le cas des séries IM, le coefficient de variation moyen du côté bâche est de 4,5 % tandis qu'il est de 3,3 % du côté moule. Pour les séries HM, le coefficient de variation moyen du côté bâche est de 7,2 % tandis qu'il est de 5 % du côté moule.

Le Tableau II-16 indique le nombre d'éprouvettes testées pour les séries IM et reporte les résultats de contrainte et de déformation à rupture en compression (cf. § II.2.3.3), en distinguant le côté bêche du côté moule.

Série IM	Nb. d'éprouvettes valides / nb. total		Contrainte à rupture (en valeur absolue) [MPa]		Déformation à rupture [%]	
	Bêche	Moule	Bêche	Moule	Bêche	Moule
Série 1	6/7	4/6	1345 ± 30	1398 ± 25	- 1,09 ± 0,03	- 1,18 ± 0,04
Série 2	4/4	4/4	1300 ± 84	1314 ± 87	- 0,94 ± 0,07	- 0,99 ± 0,07
Série 3	4/4	4/4	1546 ± 66	1684 ± 82	- 1,00 ± 0,04	- 1,11 ± 0,06
Série 4	4/4	4/4	1673 ± 41	1692 ± 42	- 1,06 ± 0,04	- 0,91 ± 0,02
Série 5	4/4	3/3	1310 ± 109	1410 ± 18	- 0,92 ± 0,06	- 1,04 ± 0,02
Série 6	4/4	4/4	1436 ± 84	1491 ± 56	- 1,09 ± 0,03	- 1,18 ± 0,03
Série 7	4/4	4/4	1400 ± 26	1555 ± 36	- 0,81 ± 0,03	- 0,97 ± 0,04

Tableau II-16 : valeurs de contrainte et déformation à rupture en compression, calculées à partir des données expérimentales de flexion 4 points pour les séries IM

De la même manière, le Tableau II-17 indique le nombre d'éprouvettes testées pour les séries HM et reporte leurs résultats de contrainte et de déformation à rupture, en distinguant le côté bêche du côté moule.

Série HM	Nb. d'éprouvettes valides / nb. total		Contrainte à rupture (en valeur absolue) [MPa]		Déformation à rupture [%]	
	Bêche	Moule	Bêche	Moule	Bêche	Moule
Série 8	4/6	4/4	1116 ± 53	1212 ± 85	- 0,59 ± 0,03	- 0,64 ± 0,04
Série 9	5/5	5/5	1283 ± 108	1315 ± 60	- 0,70 ± 0,05	- 0,69 ± 0,02
Série 10	5/5	5/5	1164 ± 50	1210 ± 43	- 0,65 ± 0,02	- 0,67 ± 0,02
Série 11	5/5	5/5	1351 ± 152	1476 ± 69	- 0,56 ± 0,05	- 0,69 ± 0,03

Tableau II-17 : valeurs de contrainte et déformation à rupture en compression, calculées à partir des données expérimentales de flexion 4 points pour les séries HM

Comme on peut le voir, la majorité des éprouvettes sont considérées comme valides. Les éprouvettes exclues le sont généralement du fait d'une rupture en dehors des appuis centraux ou un faciès indiquant clairement que le mécanisme à l'origine de la rupture n'est pas un mécanisme de compression (délaminage, concentration de contrainte sous un appui, ...).

II.4 Discussions et analyses

II.4.1 Résistance en compression : confrontation prédiction / expérience

Dans cette partie, le modèle analytique de prédiction de résistance en compression de Grandidier (cf. § II.2.3.2) a été appliqué. Pour cela, les résultats expérimentaux (cf. § II.3) de traction biaxiaux (Tableau II-14 (IM) - Tableau II-15 (HM)), ainsi que les mesures d'angles d'ondulation initiale moyens des fibres (Tableau II-8 (IM) - Tableau II-9 (HM)), ont été utilisés.

Le Tableau II-18 retranscrit les résultats de prédiction de résistance en compression, en décomposant pour chaque série la contribution du modèle de microflambage plastique (cf. § II.3.2 - Modèle de (Budiansky et Fleck, 1993)) et la contribution liée à l'effet de structure. Rappelons que la prédiction de résistance en compression obtenue avec le modèle de Grandidier est la somme de ces deux contributions. Le modèle de prédiction analytique a été appliqué pour le côté moule et pour le côté bêche, puisque chacun de ces côtés possède son angle d'ondulation initiale (cf. Graphique II-5). Ces résultats utilisent exclusivement l'angle d'ondulation initiale qualifié de « hors plan ».

Ces prédictions de résistance en compression sont également associées à un intervalle de tolérance. Celui-ci provient à la fois, de la dispersion expérimentale observée lors de la régression non linéaire sur chacun des trois paramètres du modèle de Ramberg-Osgood (cf. § II.3.2 - Tableau II-14 et Tableau II-15), ainsi que de la dispersion expérimentale issues des mesures de l'angle d'ondulation initiale des fibres (cf. § II.3.1 - Tableau II-8 et Tableau II-9). Dans chacun de ces cas, un seul écart type a été considéré. L'ensemble de ces dispersions interviennent dans la partie liée au calcul de microflambage plastique. Etant donné que la partie du modèle ajoutant l'effet de structure a une contribution inférieure à 15 % de la prédiction et qu'elle se base essentiellement sur des propriétés matériaux issues de fiches techniques fournisseurs, le choix a été fait de négliger sa dispersion. De ce fait, l'intervalle de tolérance s'appliquant au modèle de Budiansky et Fleck (noté B&F) est directement transposé au modèle de Grandidier.

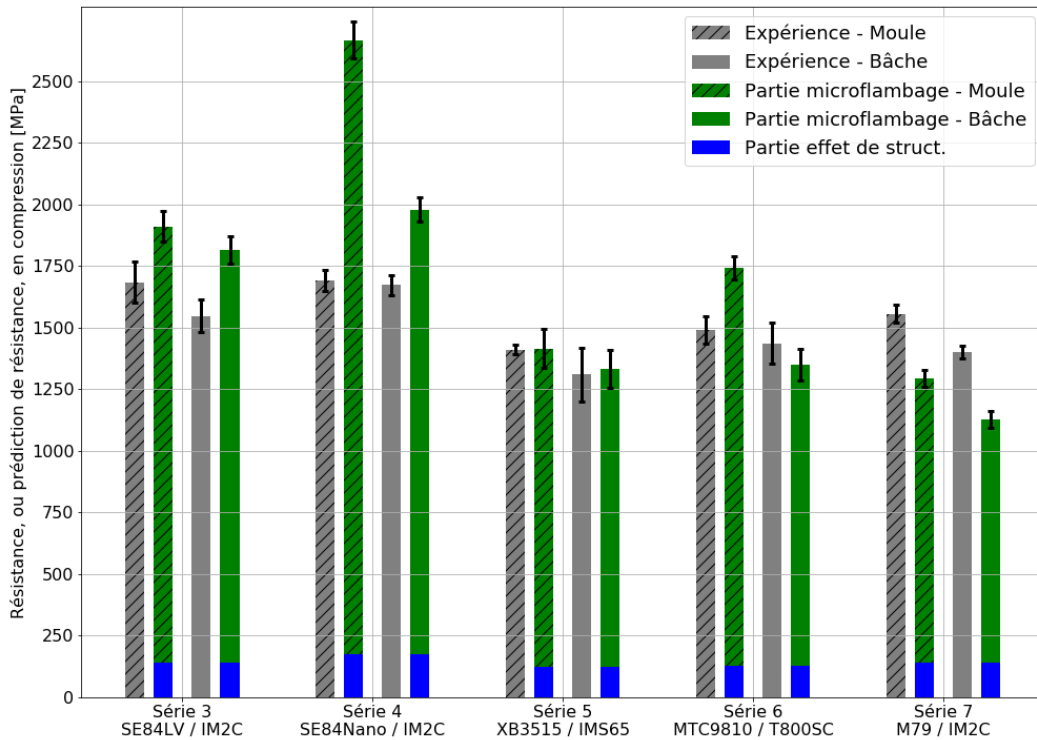
Le Tableau II-19 contient les résultats expérimentaux de résistance en compression de l'ensemble des séries dont la confrontation avec le modèle est possible. Rappelons que ces résultats ont été obtenus en flexion 4 points et sont associés à une dispersion, calculée sur l'ensemble du lot testé (cf. § II.3.3). Dans ce même tableau est reporté l'écart relatif de la prédiction moyenne de résistance en compression, obtenues avec le modèle de Grandidier, par rapport à la résistance moyenne obtenue expérimentalement. Une échelle à trois couleurs est proposée afin de faciliter la lecture des résultats. Lorsque la valeur absolue de l'écart relatif est égale ou inférieure à 10%, la case est verte, lorsque celle-ci est égale ou inférieure à 20 % (et > 10 %) la case est orange, lorsque celle-ci est supérieure à 20 %, la case est rouge. On note qu'il s'agit là d'un modèle analytique dit « ingénieur » dont la vocation, selon les auteurs de celui-ci, est d'intervenir en phase de préconception où des modèles plus complexes ne seraient pas adaptés. Ainsi, les auteurs ont souhaité qu'il reste relativement simple avec un nombre limité de paramètres à identifier. De ce fait, et compte tenu que sur ce type de matériaux, associés à ce type d'essai, les coefficients de variation sont généralement compris entre 5 % et 10 %. Il semble donc acceptable d'avoir une prédiction avoisinant les 15 % d'écart relatif.

		Côté de l'éprouvette	Mod. de B&F [MPa]	Partie effet de struct. [MPa]	Mod. de Grandidier [MPa]
Fibres IM	Série 3	Moule	1771 ± 64	139	1910 ± 64
		Bâche	1674 ± 59		1813 ± 59
	Série 4	Moule	2493 ± 54	173	2666 ± 54
		Bâche	1805 ± 40		1978 ± 40
	Série 5	Moule	1292 ± 55	123	1415 ± 55
		Bâche	1210 ± 47		1333 ± 47
	Série 6	Moule	1616 ± 49	127	1743 ± 49
		Bâche	1222 ± 39		1349 ± 39
	Série 7	Moule	1153 ± 43	142	1295 ± 43
		Bâche	983 ± 30		1125 ± 30
Fibres HM	Série 8	Moule	1330 ± 49	146	1476 ± 49
		Bâche	1272 ± 43		1418 ± 43
	Série 9	Moule	1771 ± 117	223	1994 ± 117
		Bâche	1820 ± 114		2043 ± 114
	Série 10	Moule	1154 ± 44	153	1307 ± 44
		Bâche	1253 ± 42		1405 ± 42
	Série 11	Moule	1580 ± 60	152	1732 ± 60
		Bâche	1525 ± 64		1677 ± 64

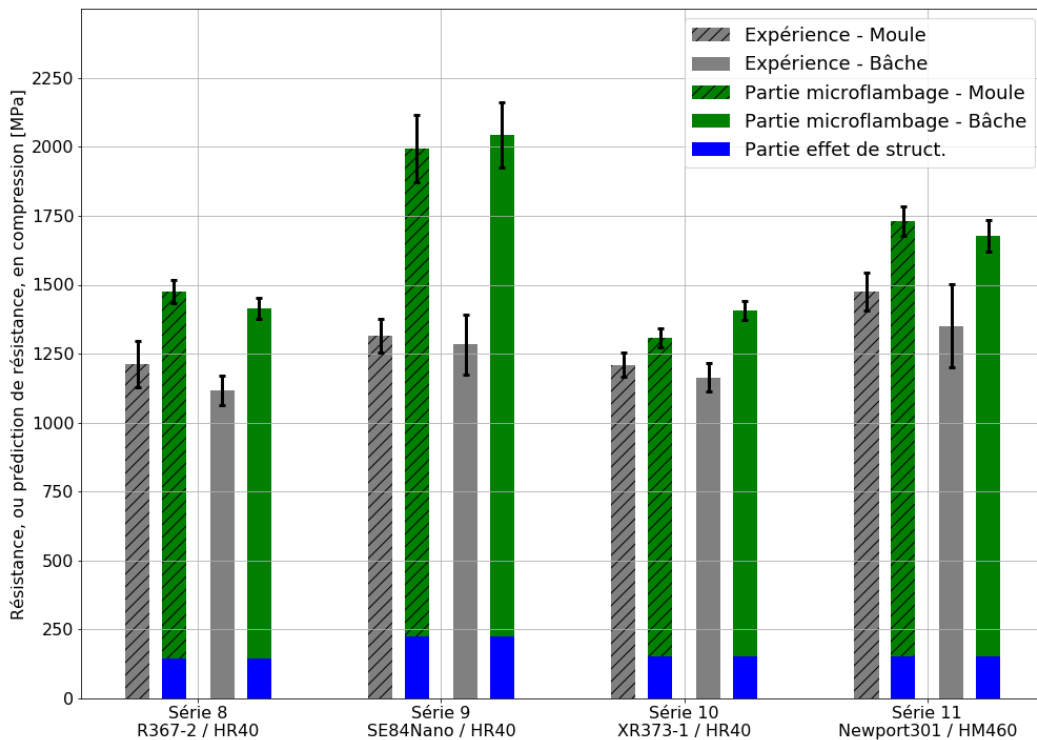
Tableau II-18 : Prédiction de la résistance en compression selon le modèle analytique de (Budiansky et Fleck, 1993) et selon le modèle de (Grandidier et al., 2012)

		Côté de l'éprouvette	Résistance en compression expérimentale [MPa]	Ecart relatif du modèle de Grandidier par rapport à l'expérience [%]
Fibres IM	Série 3	Moule	1684 ± 82	13,4
		Bâche	1546 ± 66	17,3
	Série 4	Moule	1692 ± 42	57,6
		Bâche	1673 ± 41	18,2
	Série 5	Moule	1410 ± 18	0,4
		Bâche	1310 ± 109	1,7
	Série 6	Moule	1491 ± 56	16,9
		Bâche	1436 ± 84	-6,0
	Série 7	Moule	1555 ± 36	-16,7
		Bâche	1400 ± 26	-19,6
Fibres HM	Série 8	Moule	1212 ± 85	21,8
		Bâche	1116 ± 53	27,1
	Série 9	Moule	1315 ± 60	51,6
		Bâche	1283 ± 108	59,3
	Série 10	Moule	1210 ± 43	8,0
		Bâche	1164 ± 50	20,7
	Série 11	Moule	1476 ± 69	17,3
		Bâche	1351 ± 152	24,1

Tableau II-19 : Résistance en compression expérimentale et écart relative du modèle de Grandidier par rapport à celle-ci



Graphique II-13 : Comparaison des résultats expérimentaux de résistance en compression aux prédictions analytiques pour les séries IM



Graphique II-14 : Comparaison des résultats expérimentaux de résistance en compression aux prédictions analytiques pour les séries HM

Le Tableau II-19, le Graphique II-13 ainsi que le Graphique II-14 révèlent des écarts non négligeables entre les résultats expérimentaux et les prédictions analytiques. Ceci est particulièrement vrai dans le cas des séries HM. En effet, sur les quatre séries HM et donc les huit prédictions (moule / bâche), six ont un écart supérieur à 20 % et, dans le cas de la série 9, ces écarts sont supérieurs

à 50 %. Dans le cas des séries IM, c'est plus satisfaisant puisque la plupart des écarts relatifs sont inférieurs à 20 %. La moitié des prédictions ont un écart relatif compris entre 15 % et 20 %.

Plus globalement, il semble que le modèle de prédiction analytique ne soit pas en mesure de distinguer clairement la prédiction des séries IM et celle des séries HM. Pourtant les résultats expérimentaux montrent, de manière générale, une résistance en compression plus élevée pour les séries IM. De plus, dans la majorité des cas (15/18 prédictions), le modèle analytique surestime la résistance en compression. Toutes les prédictions des séries HM sont surestimées.

On note que la littérature contient quelques données concernant la modélisation du comportement non-linéaire de ce type de matériaux. Cependant, elle ne contient que très peu de données concernant l'angle d'ondulation initiale de la fibre, qui a pourtant une influence d'ordre 1 sur la prédiction de résistance en compression. Les auteurs souhaitant appliquer des modèles de prédiction, comme c'est le cas ici, utilisent généralement des valeurs comprises entre $0,5^\circ$ et $2,5^\circ$ en se référant généralement aux travaux de (Yurgartis, 1987) ou de (Paluch, 1994) (cf. § I.4.2.1.c).

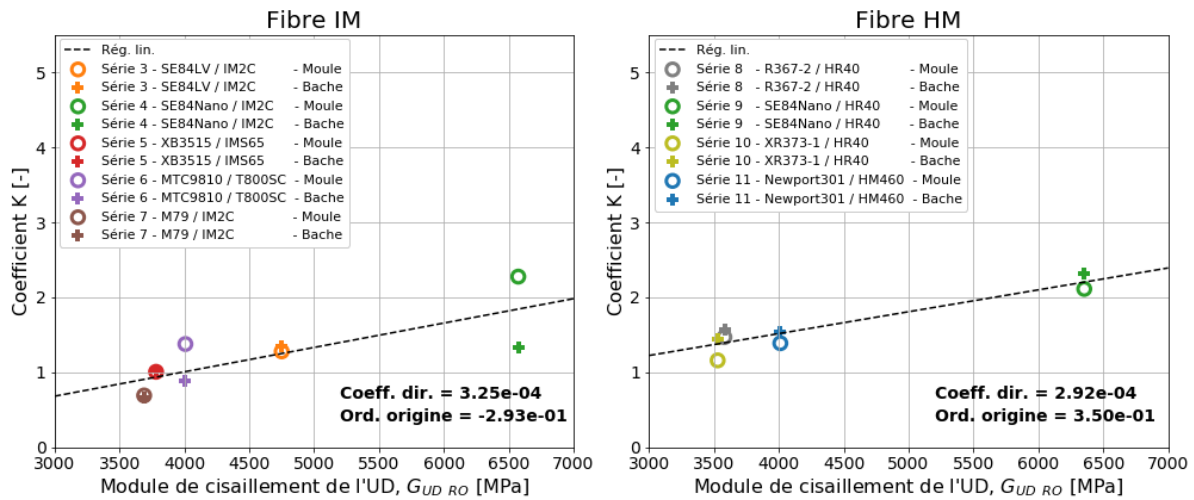
La méconnaissance de cet angle d'ondulation initiale a conduit ces auteurs à utiliser ce dernier comme une sorte de variable d'ajustement, jugée acceptable, tant que l'on reste entre les bornes évoquées ci-dessus. La collaboration menée entre GSea Design, les laboratoires IRDL et Pprime ainsi qu'avec (Grabow, 2021), doctorante à l'IRDL, a ainsi permis d'obtenir l'angle d'ondulation initiale moyen pour chacune des séries présentées ici (cf. Graphique II-5). Cet apport vient combler un manque important de la littérature. Il permet, associé à la caractérisation du comportement non-linéaire de l'UD en cisaillement et de la caractérisation expérimentale en flexion 4 points de la résistance en compression, d'apporter un regard nouveau sur la prédiction de résistance en compression fourni par le modèle de Grandidier.

Lorsqu'on s'intéresse à un phénomène de flambement, on s'intéresse à une instabilité qui conduit généralement à atteindre des limites. Ainsi, dans le cas du microflambage plastique, la question est de savoir : quelle part de la population de fibres doivent être suffisamment désalignées (du fait de leur ondulation), pour entraîner le flambement à l'échelle microscopique des fibres ? On rappelle que d'après les mesures d'angles d'ondulation initiale de fibre réalisées dans le § II.2.3.1, la répartition de ces derniers se fait selon une loi normale (Graphique II-1). Ainsi, comme évoqué dans le § II.2.3.1, lorsqu'on considère que l'angle d'ondulation initiale est la valeur d'un écart type, on considère donc que ce sont les $\approx 32\%$ de fibres qui ont, statistiquement, un angle d'ondulation supérieur à la valeur de notre écart type considérée, qui conduiront à initier le microflambage plastique.

(Mechin *et al.*, 2019) s'interrogent sur la part de cette population suffisamment désalignée pour entraîner le microflambage plastique. La première considération a été d'utiliser un seul écart type et donc d'utiliser de manière directe les angles d'ondulation initiaux du § II.3.1, dans le modèle analytique de prédiction de résistance en compression. Cette approche conduit aux résultats discutés précédemment (cf. Tableau II-19), dont les écarts relatifs par rapport aux résultats expérimentaux sont relativement importants.

Dans un second temps, comme suggéré dans (Mechin *et al.*, 2019), l'influence de la part de la population la plus désalignée est explorée. Pour ce faire, le paramètre ϕ_0 décrivant l'angle d'ondulation initiale dans le modèle, est multiplié par un coefficient, noté K. Une optimisation portant sur la minimisation de la valeur absolue de l'écart relatif entre la prédiction et l'expérience a permis de déterminer, dans chacun des cas, un paramètre K théorique qui constituerait un facteur de ϕ_0 optimum. L'analyse des résultats a alors permis de dégager une tendance sur l'ensemble des séries à disposition. En effet, il semble exister une corrélation entre le coefficient K théorique optimum avec le

paramètre $G_{UD\ RO}$. Le Graphique II-15 met en évidence cette corrélation dans le cadre d'un dépouillement en contrainte, considérant que les UD ont un comportement linéaire élastique.



Graphique II-15 : Evolution du coefficient K en fonction du module de cisaillement de l'UD pour chacune des séries

On a expliqué précédemment, via le Graphique II-3, que considérer un seul écart type comme angle d'ondulation initiale conduit à considérer que statistiquement $\approx 32\%$ des fibres ont un angle d'ondulation supérieur à celui considéré. Ceci revient aussi à considérer que c'est cette part de la population de fibre qui permettra l'initiation du mécanisme de microflambage. Le Graphique II-15 nous indique que ceci est plutôt correct dans le cas d'une fibre IM et d'un UD ayant un $G_{UD\ RO}$ autour de 4 GPa. Pour un $G_{UD\ RO}$ équivalent dans le cas de fibre HM, il faudra multiplier l'écart type par 1,5, ce qui revient à considérer que $\approx 13\%$ de la population de fibre conduiront à initier le microflambage. Ainsi, à iso module de cisaillement d'UD, le microflambage sera initié par une population plus réduite pour les fibres HM.

Pour les deux types de fibre, le coefficient K augmente avec le module $G_{UD\ RO}$. On peut donc en déduire que plus le module de cisaillement de l'UD est important, plus la population susceptible d'entraîner le microflambage sera faible en proportion. C'est en considérant cette dépendance du coefficient K, et donc de l'angle d'ondulation initiale, avec le module de cisaillement de l'UD qu'une modification du modèle de Grandidier est proposée dans la partie suivante.

II.4.2 Proposition de modification du modèle analytique de prédiction de résistance en compression

Pour rappel, voici la forme initiale du modèle de Grandidier :

$$X_C = \frac{G_{UD\ RO}}{1 + n \cdot \left(\frac{3}{7}\right)^{1/n} \cdot \left(\frac{\phi_0}{\gamma_{UD}^y \cdot (n-1)}\right)^{\frac{(n-1)}{n}}} + \frac{C_s}{e_b} \quad (20)$$

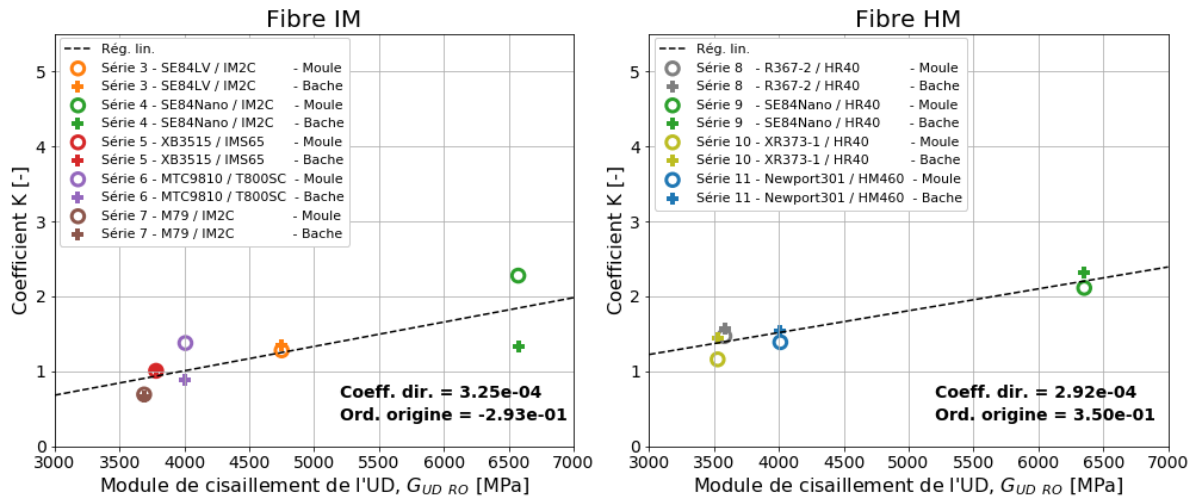
La dépendance entre le module de cisaillement de l'UD ($G_{UD\ RO}$) et l'angle d'ondulation initiale de fibre (ϕ_0) a été considérée comme ayant une évolution linéaire, comme cela a été modélisée sur le Graphique II-15.

Le modèle analytique de prédiction de résistance en compression devient alors :

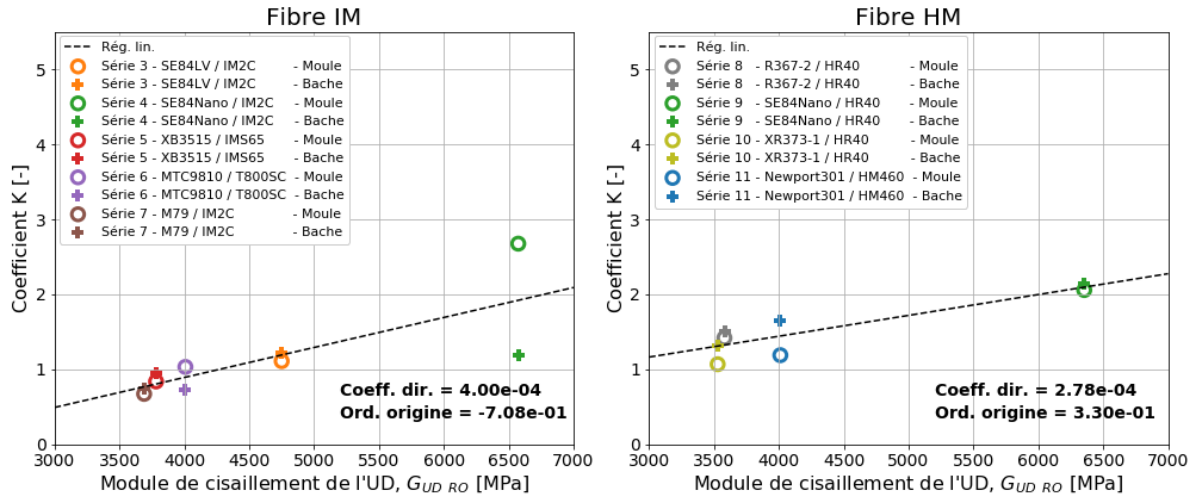
$$X_C = \frac{G_{UD RO}}{1 + n \cdot \left(\frac{3}{7}\right)^{1/n} \cdot \left(\frac{(a_i \cdot G_{UD RO} + b_i) \cdot \phi_0}{\gamma_{UD} \cdot (n-1)}\right)^{\frac{(n-1)}{n}}} + \frac{C_s}{e_b} \quad (21)$$

Une identification des coefficients a_i et b_i a été réalisée pour différents cas de dépouillement. En effet, le modèle analytique initial, ainsi que le modèle revisité, peuvent être utilisés lors d'un dépouillement en contrainte mais aussi lors d'un dépouillement en déformation. Dans ce dernier cas, la contrainte prédite par le modèle est divisée par le module de compression des UD, obtenu expérimentalement. L'avantage du raisonnement en déformation est de réduire les hypothèses du dépouillement expérimental. La déformation à rupture dans les UD peut directement être interpolée de la déformation mesurée par la jauge, en considérant une déformation linéaire dans l'épaisseur (cf. § II.3.3). L'inconvénient est de s'éloigner du « standard » généralement utilisés par les ingénieurs en bureau d'études, c'est-à-dire un raisonnement en contrainte à rupture.

Considérant l'ensemble de ces éléments, l'identification des paramètres a_i et b_i a été menée pour chacun des deux dépouillements présentés : en contrainte et en déformation. Ces résultats sont reportés sur le Graphique II-16, le Graphique II-17 et sont synthétisés dans le Tableau II-20.



Graphique II-16 : Identification des paramètres a_i et b_i pour les séries IM (à gauche) et pour les séries HM (à droite) dans le cadre d'un dépouillement en contrainte



Graphique II-17 : Identification des paramètres a_i et b_i pour les séries IM (à gauche) et pour les séries HM (à droite) dans le cadre d'un dépouillement en déformation

Type de dépouillement	Fibres IM		Fibres HM	
	a_{IM} [MPa^{-1}]	b_{IM} [-]	a_{HM} [MPa^{-1}]	b_{HM} [-]
En contrainte et LMAT ⁷	$3,25 \cdot 10^{-4}$	-0,29	$2,92 \cdot 10^{-4}$	0,35
En déformation et LMAT	$4,00 \cdot 10^{-4}$	-0,71	$2,78 \cdot 10^{-4}$	0,33

Tableau II-20 : Identification des coefficients de régression linéaire obtenus via une optimisation cherchant à minimiser les écarts avec l'ensemble des coefficients K , pour un type de fibre donné

L'ensemble des prédictions de résistance en compression ont été réitérées en utilisant la nouvelle version du modèle analytique, qu'on nommera modèle de Grandidier version 2, et en distinguant chacun des dépouillements discutés précédemment. Ces nouvelles prédictions utilisent les coefficients a_i et b_i identifiés pour un type de fibre et un dépouillement donné et reportés dans le Tableau II-20. Les résultats de cette nouvelle itération sont présentés sous forme d'écarts relatifs par rapport aux résultats expérimentaux dans le Tableau II-21. La même échelle de couleur que dans le Tableau II-19 est utilisée afin de faciliter la comparaison des résultats.

	Côté de l'éprouvette	Ecart relatif du modèle de Grandidier version 2 par rapport à l'expérience [%]			
		En contrainte	En déformation		
Fibres IM	Série 3	Moule	1,2	-3,6	
		Bâche	4,3	1,4	
	Série 4	Moule	13,1	21,8	
		Bâche	-17,9	-25,5	
	Série 5	Moule	3,6	1,9	
		Bâche	5,1	8,9	
	Série 6	Moule	16,3	6,8	
		Bâche	-6,6	-9,8	
	Série 7	Moule	-12,5	-6,2	
		Bâche	-15,3	-2,0	
	Fibres HM	Série 8	Moule	2,8	3,6
			Bâche	6,9	7,3
Série 9		Moule	-2,4	-1,0	
		Bâche	2,7	1,1	
Série 10		Moule	-8,9	-10,2	
		Bâche	2,4	-0,3	
Série 11		Moule	-4,6	-9,3	
		Bâche	0,6	7,4	

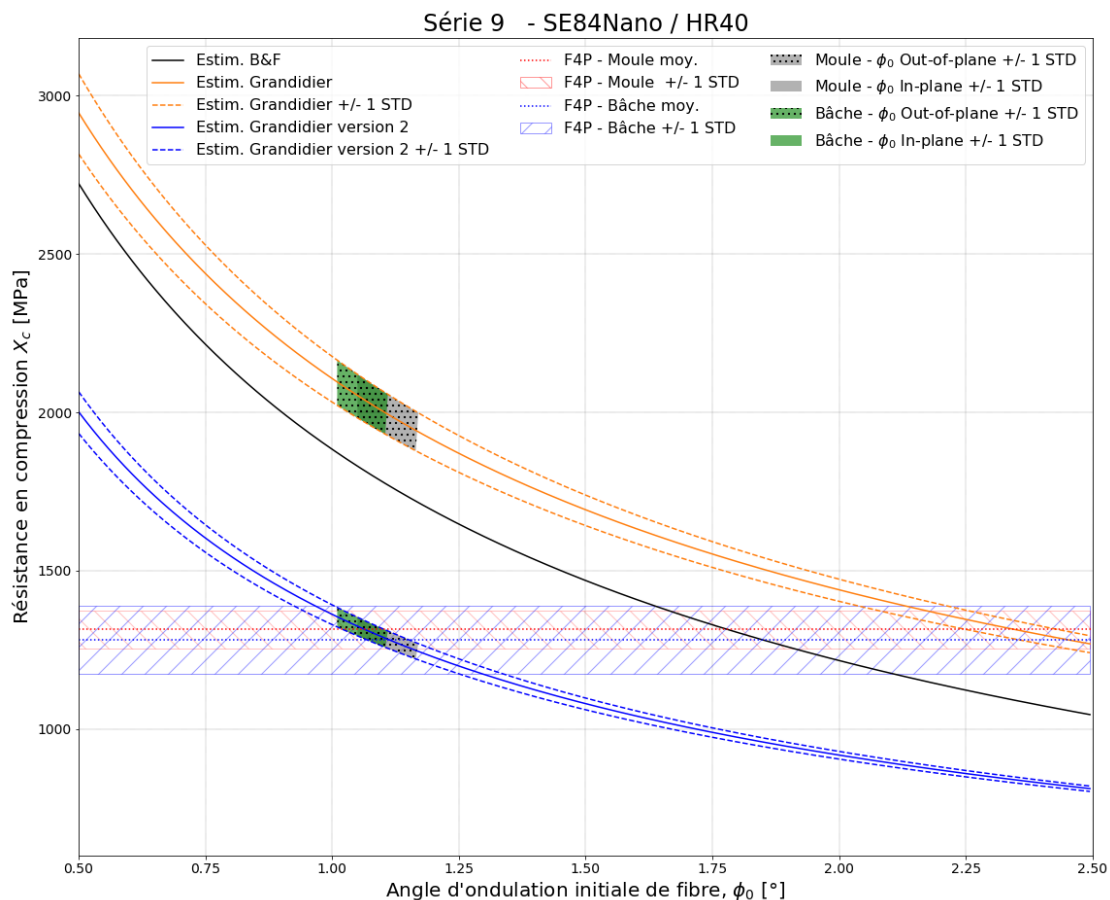
Tableau II-21 : Ecarts relatifs des prédictions analytiques du modèle de Grandidier version 2 (ég. (21)) par rapport aux résultats expérimentaux présentés dans II.3.3

Le Tableau II-21 permet d'apprécier, en termes d'écart relatifs par rapport aux résultats expérimentaux, l'apport de la modification apportée au modèle analytique de prédiction de résistance en compression, dans le cadre d'un raisonnement en contrainte. Ces apports sont globalement du même ordre pour le raisonnement en déformation.

⁷ LMAT (Linéaire MATériau) : le comportement des UD est considéré comme élastique linéaire

Dans le cas du raisonnement faisant office de référence dans le cadre d'une utilisation en bureau d'études, c'est-à-dire un raisonnement en contrainte, on passe d'un écart relatif maximum de 59,8 % dans le Tableau II-19 à un écart relatif maximum, en valeur absolue, de 17,9 % dans le Tableau II-21 utilisant la version 2 du modèle de Grandidier. On élimine ainsi tous les écarts supérieurs à 20 % et donc, toutes les cases rouges. Aussi, les modifications apportées au modèle de Grandidier permettent d'améliorer considérablement la prédiction, notamment lorsqu'il s'agit de fibres HM. En effet, l'ensemble des prédictions pour les séries contenant des fibres HM ont un écart relatif, par rapport aux expériences, inférieur à 10 % en valeur absolue. Pour la version initiale du modèle, elles étaient de 75 % à avoir une prédiction supérieure à 20 % en valeur absolue dont deux supérieures à 50 %.

La comparaison du modèle analytique initial avec sa version 2, ainsi que la confrontation avec les résultats expérimentaux, peut être réalisée graphiquement, comme proposé avec le Graphique II-18.



Graphique II-18 : Confrontation des modèles analytiques et des résultats expérimentaux en fonction de l'angle d'ondulation initiale de la fibre

Les équivalents du Graphique II-18, pour chaque série, sont présentés en annexe A.

En observant les résultats du Tableau II-21 on peut s'interroger sur les fondements de cette modification du modèle de Grandidier, et donc du modèle de (Budiansky et Fleck, 1993), puisque la modification intervient sur la partie microflambage plastique. La version 2 de ce modèle est-elle purement phénoménologique ?

Des éléments de réponses se trouvent dans (Budiansky et Fleck, 1993). En effet, le modèle de microflambage plastique présenté dans le § I.4.3, et qui a été repris dans le modèle de Grandidier, est un cas particulier de leurs travaux. En effet, il s'agit du cas où l'angle d'inclinaison de la bande de pliage, $\beta = 0^\circ$. La Figure II-9 rappelle les grandeurs associées à la bande de pliage.

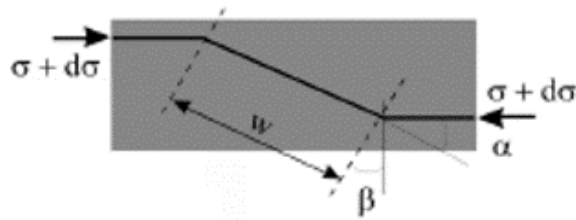


Figure II-9 : Description de la bande de pliage et illustration des grandeurs associées (Drapier, 1996)

(Budiansky et Fleck, 1993) ont formulé un modèle complet considérant le paramètre β afin d'intégrer la création de cette bande de pliage. Le modèle complet est présenté éq. (22).

$$X_C = \frac{G_{UDRO} \cdot (1 + R^2 \cdot \tan^2 \beta)}{1 + n \cdot \left(\frac{3}{7}\right)^{1/n} \cdot \left(\frac{\phi_0}{\gamma_{UD}^y \cdot (n-1)} \cdot \sqrt{1 + R^2 \cdot \tan^2 \beta}\right)^{\frac{(n-1)}{n}}} \quad (22)$$

Avec :

- R^2 : variable définie égale à : $\frac{E_T}{G_{UDRO}}$ [-],
- E_T : module transverse de l'UD (direction perpendiculaire à l'axe des fibres) [MPa],
- β : angle de la bande de pliage (cf. Figure II-9) [rad].

Ce modèle est basé sur une modélisation analytique à l'échelle micromécanique. Il considère des fibres inextensibles et sans rigidité de flexion. (Budiansky et Fleck, 1993) ont constaté qu'il conduit à un X_C minimum pour $\beta = 0^\circ$, lorsque tous les autres paramètres sont fixés. Ceci est problématique puisque cela signifie qu'en théorie, selon ce modèle, il ne devrait pas y avoir de création d'une bande de pliage car l'instabilité apparaît pour $\beta = 0^\circ$. Cependant, expérimentalement, la bande de pliage a été observée par de nombreux auteurs (Effendi, 1993 ; Gutkin *et al.*, 2010 ; Jumahat, 2011). Le choix a donc été fait par (Grandidier *et al.*, 2012) de conserver la version du modèle simplifiée, indépendante de β ($\beta = 0^\circ$) (cf. § 1.4.3).

En observant l'éq. (22), on constate un point commun avec le modèle de Grandidier version 2, présenté éq. (21). En effet, dans ces deux modèles, un coefficient dépendant de G_{UDRO} est ajouté comme multiplicateur du terme $\left(\frac{\phi_0}{\gamma_{UD}^y \cdot (n-1)}\right)$. On peut faire l'hypothèse que les observations expérimentales ayant conduit à la proposition du modèle de Grandidier version 2, ne sont pas seulement phénoménologiques mais sembleraient pouvoir trouver une explication par une analyse des mécanismes à l'échelle micromécanique. Ce travail n'a pour le moment pas été mené et mériterait d'être approfondi pour consolider cette proposition.

II.5 Conclusion

L'objectif de cette partie était de confronter la prédiction de résistance en compression, fourni par le modèle analytique de Grandidier, aux résultats expérimentaux obtenus par des essais de flexion 4 points. Cette confrontation a été réalisée sur un panel de neuf séries de matériaux différents, dont cinq séries contenant des fibres de type IM et quatre séries contenant des fibres de type HM. Même si cette étude ne peut être considérée comme exhaustive, il est à souligner que l'on trouve rarement dans la littérature une telle palette de matériaux.

L'application du modèle de prédiction nécessite de connaître principalement quatre paramètres, dont trois sont liés au comportement en cisaillement de l'UD, et un est lié au procédé de fabrication (ondulation de fibre). Des campagnes expérimentales, permettant d'identifier chacun de ces paramètres pour l'ensemble du panel, ont été réalisées. Chacune des séries a été soumise à des essais de traction sur empilement de plis à $\pm 45^\circ$, et à la méthode développée par (Yurgartis, 1987) pour déterminer l'angle d'ondulation initiale des fibres dans les UD. Aussi, la caractérisation de la résistance en compression des neuf séries a été effectuée en utilisant un essai de flexion 4 points.

Après avoir obtenu l'ensemble des données nécessaires, la confrontation a pu être menée. Les résultats, ont montré l'incapacité du modèle analytique initial à réaliser une prédiction convenable, dans le cadre des séries contenant des fibres de type HM. Pour les séries contenant des fibres de type IM, les résultats sont acceptables avec un écart relatif moyen, en valeur absolue, de 16,5 %.

Ces observations, ainsi que l'analyse des résultats de confrontation, ont permis de proposer une modification du modèle analytique de prédiction de résistance en compression. Cette modification introduit une dépendance de l'angle d'ondulation initiale de fibre avec le module de cisaillement de l'UD. Cette dépendance se traduit par une pondération de l'angle d'ondulation initiale de fibre par un coefficient noté K , linéairement dépendant de $G_{UD RO}$.

Le modèle analytique de Grandidier ainsi modifié (version 2) conduit à des prédictions nettement améliorées. L'ensemble des prédictions a un écart relatif, en valeur absolue, inférieur à 20%. Cet apport est particulièrement marqué dans le cas de fibres de type HM puisque désormais, toutes les prédictions ont un écart relatif, en valeur absolue, inférieur à 10%.

Considérant l'ensemble des résultats de ce chapitre, on conclut que le modèle analytique, incluant la proposition de modification présentée dans II.4.2, permet de prédire avec une précision satisfaisante la résistance en compression. C'est un premier apport majeur de ce travail, qui permet de confirmer trente années de recherche et qui sera donc intégré dans le protocole de prédiction de résistance en compression, présenté dans le chapitre suivant.

Chapitre III :

Développement d'un outil de prédiction de résistance en compression

Etude de l'influence de défauts et durabilité des structures

Table des matières

III.1	Introduction	137
III.2	Conception du modèle micromécanique	140
III.2.1	Choix de la géométrie du VER.....	140
III.2.2	Définition des lois de comportement pour chacun des constituants	144
III.2.2.1	<i>Matrice</i>	<i>144</i>
III.2.2.2	<i>Fibre.....</i>	<i>145</i>
III.2.3	Maillage.....	145
III.2.4	Conditions aux limites.....	147
III.2.5	Cas de chargement	149
III.2.5.1	<i>Chargements pour l'homogénéisation</i>	<i>149</i>
III.2.5.2	<i>Chargement spécifique pour la prédiction de la résistance en compression</i>	<i>150</i>
III.2.6	Notion de changement d'échelles	151
III.3	D'une traction bibiais expérimentale à une traction bibiais numérique.....	153
III.3.1	Quelles propriétés pour les constituants ?.....	153
III.3.1.1	<i>Identification du comportement non-linéaire de la matrice</i>	<i>154</i>
III.3.1.2	<i>Quelles propriétés pour la fibre ?</i>	<i>159</i>
III.3.2	Les cas de chargement.....	160
III.3.3	Confrontation simulations/expériences	160
III.3.3.1	<i>1^{ère} confrontation.....</i>	<i>160</i>
III.3.3.2	<i>Influence du volume de fibre</i>	<i>162</i>
III.3.3.3	<i>Influence de la distribution des fibres sur la réponse en élasticité.....</i>	<i>164</i>
III.4	Etude de cas : mât de voilier	165
III.4.1	Contexte et données d'entrées	165
III.4.2	Estimation de l'influence de la porosité	168
III.4.2.1	<i>Conception d'un modèle intégrant des porosités.....</i>	<i>168</i>
III.4.2.2	<i>Influence du taux de porosité sur la résistance en compression</i>	<i>169</i>
III.4.2.3	<i>Confrontation avec une méthode issue de la littérature.....</i>	<i>174</i>
III.4.3	Estimation de la durabilité d'une structure composite	178
III.4.3.1	<i>Introduction d'une variable de dommage.....</i>	<i>178</i>
III.4.3.2	<i>Nombre de cycles à rupture constant.....</i>	<i>180</i>
III.4.3.3	<i>Vers un nombre de cycles à rupture plus évolué</i>	<i>182</i>
III.4.4	Résumé et conclusion de l'étude de cas.....	186
III.5	Conclusion.....	189

III.1 Introduction

Dans le Chapitre II, la possibilité de prédire la résistance en compression d'UD carbone/époxy via un modèle analytique a été validée. Dans ce Chapitre III l'intégration de ces travaux au sein d'un protocole de prédiction de la résistance en compression, utilisable en bureau d'études, va être discutée. Une étude de cas, s'intéressant à l'influence de la porosité sur la résistance en compression et abordant la question de la durabilité des structures composites, sera proposée.

Le dimensionnement de structures composites, sous chargement quasi-statique, peut se résumer à appliquer un chargement à l'échelle de la structure (du stratifié - Macro), et d'optimiser l'empilement (pli - méso) afin de garantir un coefficient de sécurité dans chacun des plis, pour chacun des cas de chargement. Cette approche est suffisante dans un cadre de sollicitations quasi-statiques n'entraînant aucun endommagement de la structure. Sous réserve d'une utilisation adaptée et d'une qualité de fabrication suffisante, les matériaux composites ne sont généralement pas sujets à l'apparition d'endommagement sous faible niveau de sollicitations ($\approx < 50\%$ de la rupture) comme l'indique (Almeida and Neto, 1994) ; (Vassilopoulos and Keller, 2011) ; (Liu and Chen, 2016).

Les coefficients de sécurité utilisés dans l'industrie permettent généralement de rester dans ce cadre et ainsi de réaliser le dimensionnement en conservant l'hypothèse d'un chargement quasi-statique. Les coefficients de sécurité qu'utilise GSea Design sont au nombre de trois, et sont des facteurs de méconnaissance de :

- chargement : C_{dyn} ,
- matériau : C_{mat} ,
- durabilité : C_{fat} .

Le premier coefficient, C_{dyn} , intervient car les chargements d'un voilier, notamment les chargements dynamiques, sont rarement connus avec précision. Ils peuvent être plus ou moins fréquents, variables en intensité et en direction. Le second coefficient, C_{mat} , tient compte de la variabilité des propriétés mécaniques du matériau. Cette variabilité est corrélée à la qualité du préimprégné utilisé et au chantier en charge de la fabrication du bateau. Le dernier coefficient est là pour anticiper des phénomènes d'endommagements progressifs au sein de la structure, il sera alors nommé coefficient de sécurité en fatigue. Celui-ci est notamment utilisé lors de sollicitation où le comportement de la structure est dominé par le comportement de la matrice et de l'interphase (ex : traction hors plan).

Le choix est fait de discrétiser en trois coefficients différents afin d'affiner au plus juste le dimensionnement. Des coefficients empiriques/expérimentaux sont généralement proposés par GSea Design selon la structure à dimensionner. Ensuite, un échange entre l'équipe de course au large et les ingénieurs du bureau d'études permet de déterminer les coefficients à utiliser en fonction de la configuration du bateau, du niveau de performance visé par l'équipe ou encore du chantier en charge de la fabrication du bateau.

L'objectif est donc de proposer un protocole de prédiction capable de fournir des tendances concernant l'évolution de la résistance en compression en fonction de la qualité du matériau, et donc des défauts qu'il contient, ainsi qu'aborder la notion de durabilité des structures composites. Cet outil d'aide au dimensionnement permettra donc, à terme, d'affiner les coefficients de sécurité C_{mat} et C_{fat} .

Dans une première approche, on s'intéressera à la présence de porosité dans le matériau composite et à l'influence de celle-ci sur la résistance en compression. Pour rappel, la Figure III-1 schématise ce qui a été validé dans le Chapitre II.

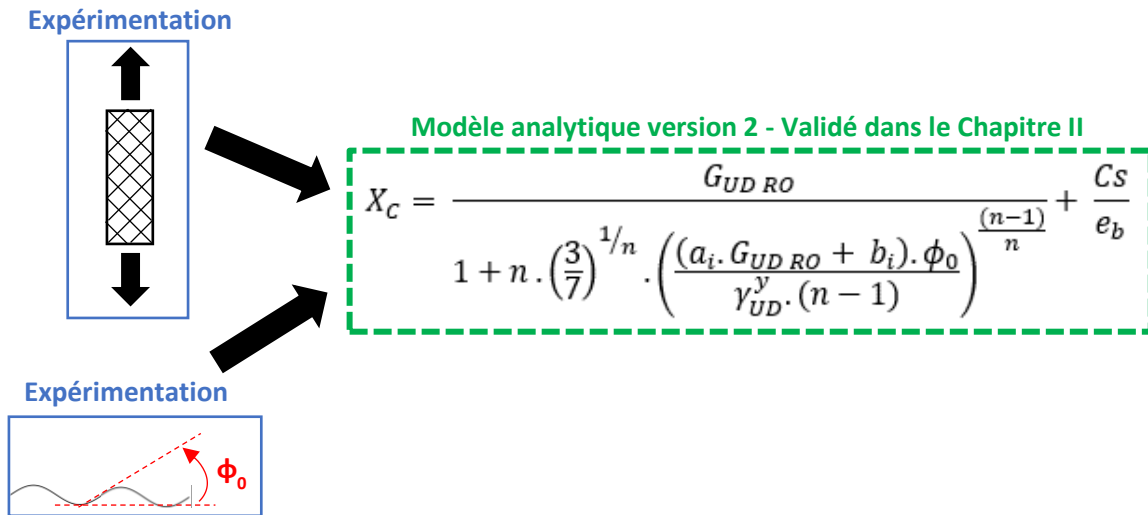


Figure III-1 : Rappel des principales notions du Chapitre II

L’objectif de ce Chapitre III est donc de proposer un outil numérique multi-échelles qui permette de remplacer les essais de traction bibiais du Chapitre II et, dans un cadre plus global, d’apporter des éléments qui permettront d’affiner les différents coefficients de sécurité évoqués précédemment. L’outil pourra également être utilisé comme outil d’aide à la décision, c’est d’ailleurs dans ce cadre qu’une étude de cas sera proposée au § III.4.

Le paramètre d’ondulation initiale de la fibre sera, quant à lui, issu des résultats présentés dans le chapitre précédent (cf. § II.3.1). En d’autres termes, l’outil devra permettre d’exploiter au maximum les essais déjà réalisés et se rapprocher de l’échelle des constituants afin de prendre en compte, de manière numérique, l’influence de défauts de type porosité dans la matrice, ou une dégradation de ses propriétés élastiques. En effet, (Liu *et al.*, 2018) ont montré l’influence de défauts de type porosité sur les propriétés en fatigue et ont mis en évidence la propagation de ces défauts au sein de la matrice et de l’interface.

Le choix a donc été fait de concevoir un modèle micromécanique, à l’échelle des constituants, pour être au plus proche des mécanismes. Le modèle conçu s’appuie sur un Volume Élémentaire Représentatif (noté VER) d’un pli unidirectionnel (UD). Ce VER découle de l’approche multi-échelles, présentée succinctement dans le § I.3, et dont les notions principales sont rappelées en Figure III-2.

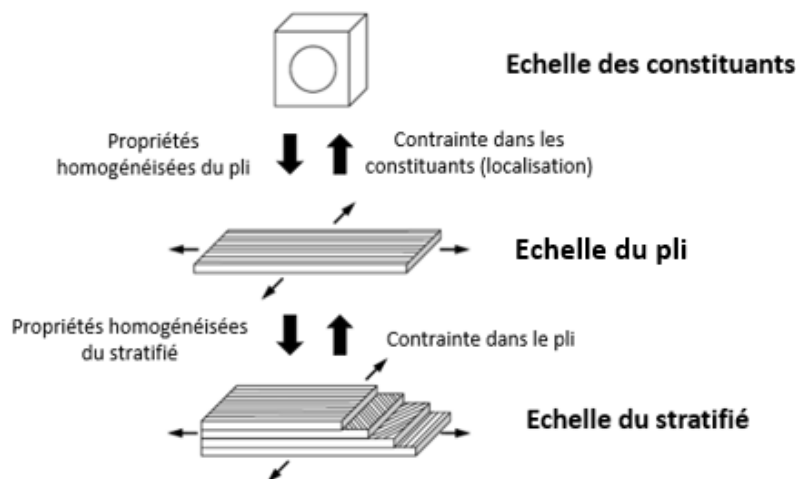


Figure III-2 : Schématisation des trois échelles d’un composite, inspirée de (Jin *et al.*, 2008)

Le modèle numérique micromécanique nous permettra de simuler le comportement de l'UD en cisaillement, à l'échelle du pli, à partir des propriétés des constituants du préimprégné. Il remplacera donc l'essai de traction bibiais. La Figure III-3 permet de schématiser le contenu abordé dans ce chapitre III.

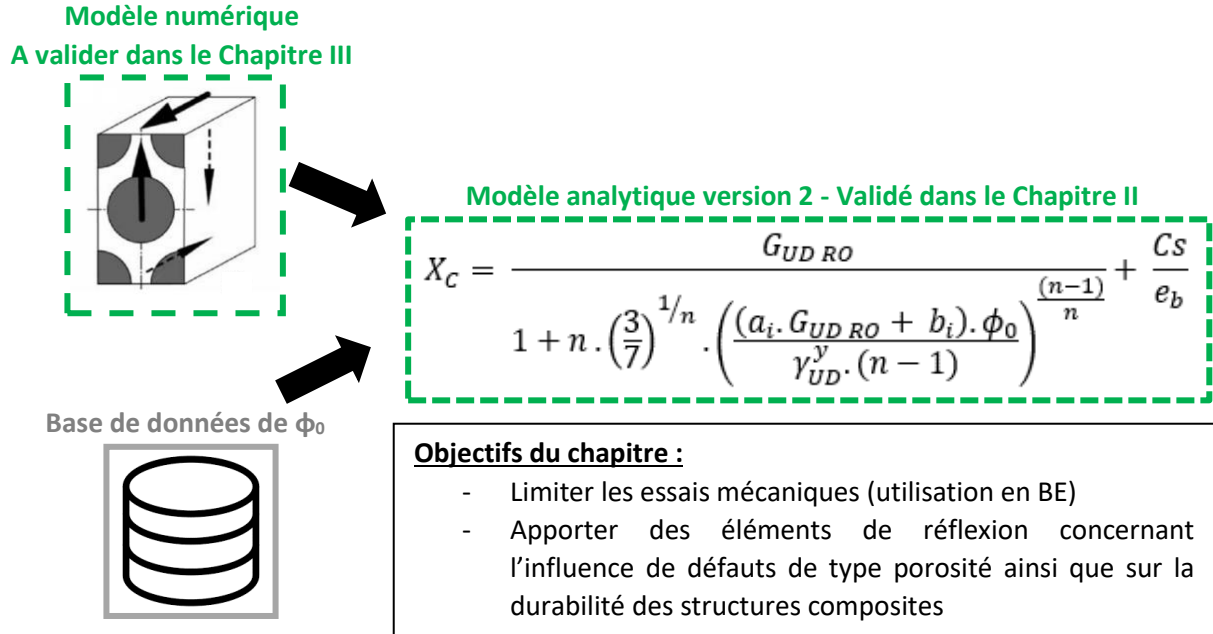


Figure III-3 : schématisation du contenu abordé dans le Chapitre III

III.2 Conception du modèle micromécanique

Cette partie s'intéresse à la conception du modèle numérique micromécanique à l'échelle d'un VER. Cette conception a débuté, pour la société GSea Design, lors de la thèse de Pierre-Yves Méchin (Méchin, 2017). J'ai d'abord contribué à ce travail en tant que stagiaire puis je l'ai poursuivi dans ce travail de thèse. La majorité des étapes a préalablement été réalisée avec le logiciel Abaqus™ version 6.13 puis a été, au fur et à mesure, implémentée au sein d'un logiciel interne à la société et présenté dans le premier chapitre : Alamo. Ce fonctionnement permet, dans un premier temps, de s'affranchir des difficultés liées à l'implémentation et donc à l'écriture de code en langage C# pour se concentrer sur la conception et l'analyse mécanique du protocole de prédiction.

Le terme de protocole de prédiction est utilisé car les résultats fournis par le modèle numérique ne représentent qu'une étape puisqu'ils sont couplés à différents modèles analytiques pour obtenir un résultat. L'ensemble de cette boucle de calcul, constituée d'entrées et de sorties, forme donc ce que l'on appelle : le protocole de prédiction de résistance en compression.

Les détails de la conception ayant déjà été reportés dans la thèse citée précédemment, seules les grandes étapes seront retranscrites ici. On se concentrera sur l'aspect mécanique du projet, pour rester en cohérence avec l'ensemble du manuscrit, bien que l'implémentation en C# via la bibliothèque éléments finis CM2™ a également représenté un travail conséquent.

On note que le logiciel Alamo fait partie d'une suite de logiciels internes à GSea Design, celui-ci doit donc respecter un certain nombre de contraintes en termes de développement, d'interface utilisateur, etc... On souligne également que cette première version s'intègre dans un cadre de R&D en PME, l'objectif a donc été de fournir une première version simple de l'outil contenant l'ensemble des briques sous forme de modules. Celle-ci doit être utilisable par les ingénieurs projet pour permettre d'observer des tendances. Un développement et une validation plus approfondis de chaque module pourra être réalisés ultérieurement.

III.2.1 Choix de la géométrie du VER

Classiquement lorsqu'une technique d'homogénéisation est utilisée ou développée, se posent les questions suivantes :

Quels choix réaliser, lors de la conception, afin que le Volume Élémentaire soit le plus Représentatif de la structure macroscopique du stratifié ?

Quel volume devrait être modélisé afin de représenter le plus fidèlement la microstructure réelle ? Quel agencement de fibres adopter ?

Comme on peut l'observer sur la Figure III-4 (a), l'agencement des fibres au sein d'un composite ne suit pas un schéma précis. Certaines zones ont une densité de fibre importante, celles-ci sont bords à bords, tandis que pour d'autres zones, la densité est nettement moins importante et les fibres sont espacées.

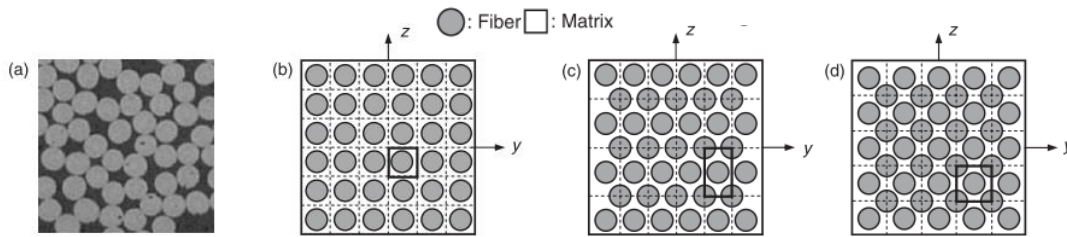


Figure III-4 : Quelques notions d'agencement des fibres - (a) observation d'une microstructure « réelle » ; (b) modélisation de type carré ; (c) modélisation de type hexagonale ; (d) modélisation de type diamant

Dans un composite, cet agencement sera fonction de multiples paramètres dont voici quelques exemples :

- dimension et forme de la section de fibre,
- procédé de fabrication des plis préimprégnés,
- taux de fibre,
- procédé de mise en œuvre du stratifié (compactage, mode de cuisson, défauts, ...).

Dans la littérature, les modélisations utilisées vont du plus simple, comme illustrées sur la Figure III-4 (b) - (c) - (d), à des modélisations plus complètes directement issues d'observations de la microstructure, comme l'illustre la Figure III-5. Cette dernière inclut, entre autres, l'hétérogénéité en densité de fibre et la variabilité de leur diamètre.

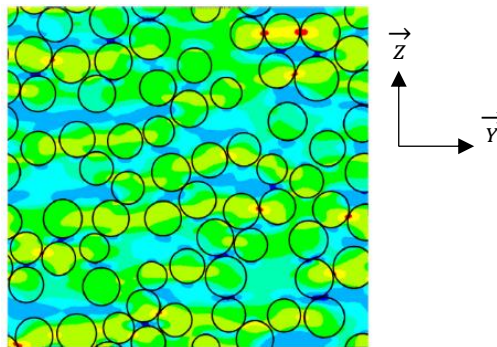


Figure III-5 : Exemple d'un champ de contrainte (σ_{yy}) lors d'une traction transverse suivant Y sur un VER avec des conditions aux limites périodiques (Maragani et al., 2018)

Tenant compte des considérations évoquées au début de ce chapitre, le choix de la géométrie du VER s'est orienté vers les modélisations les plus simples présentées sur la Figure III-4 (b) - (c) - (d).

Dans l'outil numérique Alamo, le développement a été réalisé sous forme de module, comme c'est le cas dans la plupart des logiciels commerciaux d'éléments finis. Ceci permet de rendre la géométrie et le maillage indépendant des autres modules tels que l'application des conditions aux limites, l'application des cas de chargement ou encore le module de calcul. De cette manière, l'évolution de chaque module peut se faire de manière indépendante, ce qui permettra par exemple de complexifier la géométrie si nécessaire.

Par souci de simplification seule la géométrie de type hexagonal (Figure III-4 (c)), a été utilisée dans le cadre de ces travaux. En effet, l'étude de (Jin et al., 2008) comparant les trois types de VER (Figure III-4 (b) - (c) - (d)), a permis de montrer que la modélisation de type hexagonal est la seule permettant de vérifier la relation d'isotropie transverse de l'éq. (23).

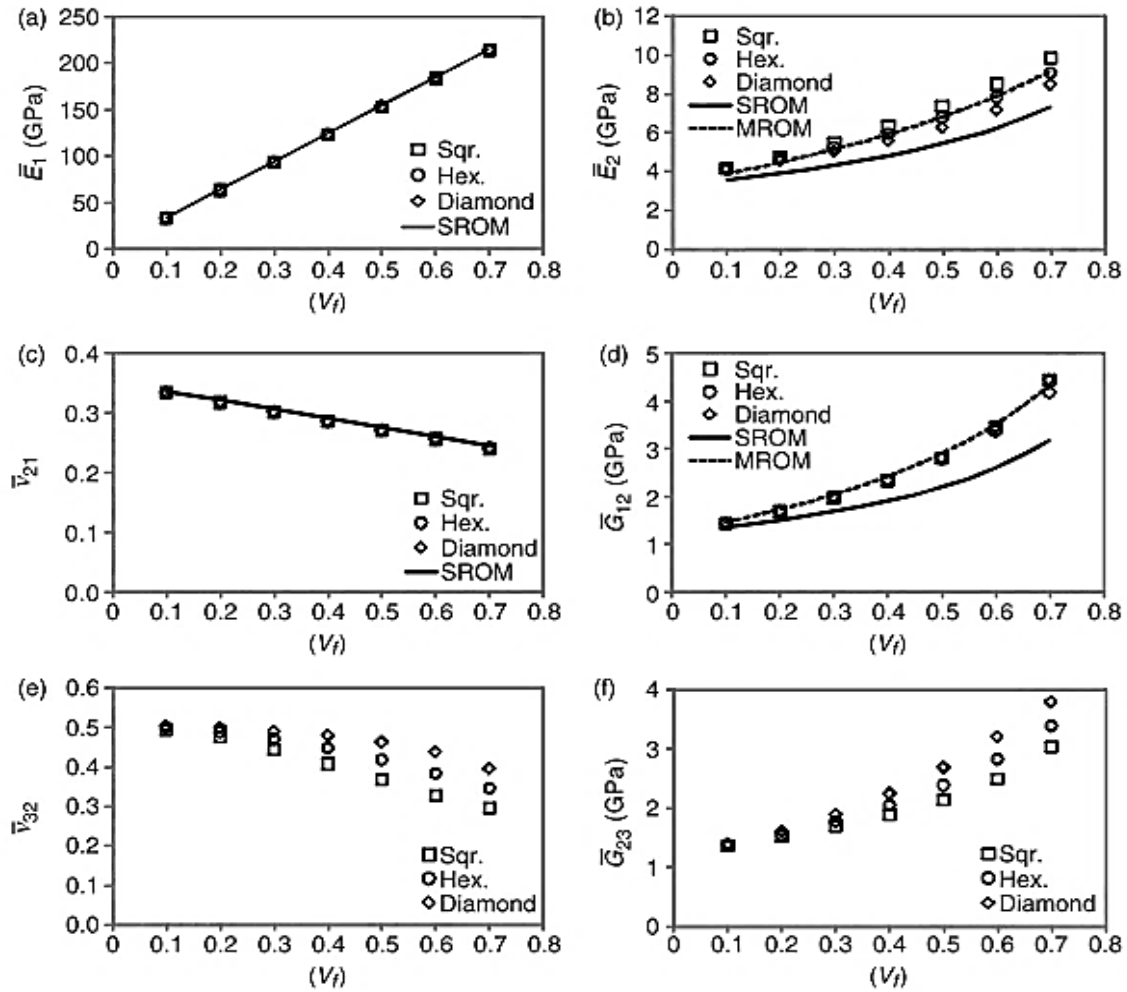
$$G_{YZ} = \frac{E_Y}{2 \cdot (1 + \nu_{YZ})} \quad (23)$$

Ceci permet d'obtenir un comportement homogène équivalent décrit par cinq constantes élastiques indépendantes, aussi appelées constantes de l'ingénieur.

Dans un repère à l'échelle du pli, où la direction 1 correspond à la direction de la fibre, ces constantes sont les suivantes :

- E_1 : module de Young dans la direction de la fibre,
- E_2 : module de Young dans une direction perpendiculaire à l'axe de la fibre,
- G_{12} : module d'élasticité en cisaillement dans le plan 12,
- ν_{12} : coefficient de Poisson dans le plan 12,
- ν_{23} : coefficient de Poisson dans le plan 23.

Les autres types de modélisation, du fait de leur agencement différent des fibres, conduiront à un comportement homogène équivalent nécessitant plus de cinq constantes élastiques. Cette même étude a comparé les propriétés élastiques obtenues par différentes méthodes d'homogénéisation. Les résultats sont reportés sur le Graphique III-1. On y constate que la modélisation hexagonale fournit globalement des propriétés élastiques « moyennes », par rapport aux deux autres modélisations numériques. C'est également celle qui est le plus en accord avec la relation analytique de Halpin-Tsai (MROM) pour E_2 et G_{12} .



Graphique III-1 : Propriétés élastiques obtenues par homogénéisation périodique numérique ou analytique, en utilisant la loi des mélanges (SROM : Simple Rule of Mixture) et la relation de Halpin-Tsai (MROM : Modified Rule of Mixture) - (Jin et al., 2008)

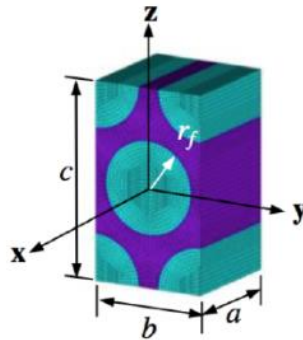


Figure III-6 : Modélisation d'un VER de type hexagonal - (Jin et al., 2008)

Considérant l'ensemble de ces informations, la modélisation hexagonale « parfaite », a été privilégiée pour l'ensemble des études présentées dans ce chapitre. Un exemple en trois dimensions est présenté Figure III-6. Le taux volumique de fibre (V_f) contenu dans le VER hexagonal est donné par la relation de l'éq. (24).

$$V_f = 2 \cdot \frac{\pi \cdot r_f^2}{b \cdot c} \tag{24}$$

Avec r_f le rayon de fibre, b et c les dimensions géométriques décrites sur la Figure III-6. L'information connue est généralement le taux volumique de fibre. On utilise donc l'éq. (24) pour en déduire les dimensions géométriques b et c . Arbitrairement, la dimension notée a , a été fixée telle que $a = b$. L'éq. (24) et l'éq. (25) permettent de calculer b et c pour un V_f et un r_f donnés.

$$c = \sqrt{3} \cdot b \quad (25)$$

L'ordre de grandeur du volume d'un VER hexagonal tel qu'il est représenté sur la Figure III-6, en considérant $V_f = 55\%$ et $r_f = 2,5 \mu\text{m}$ est d'environ $450 \mu\text{m}^3$. On note qu'usuellement, le préimprégné utilisé dans le nautisme à un taux volumique de fibre d'environ $55\% \pm 5\%$ et les fibres de carbone courantes ont un diamètre qui varie entre $4 \mu\text{m}$ et $6 \mu\text{m}$.

III.2.2 Définition des lois de comportement pour chacun des constituants

Au-delà des lois de comportement des constituants, la difficulté réside généralement dans l'obtention des constantes élastiques pour chacun d'eux. En effet, l'approvisionnement de résine pure et de fibres sèches, en faible quantité, est difficile à réaliser. Cependant, dans le cadre de ce projet, un bloc de résine pure a pu être approvisionné et testé. C'est l'objet du § III.3.1.1.

Concernant la fibre, des essais de caractérisation ont également été menés lors de la thèse précédente (Mechin *et al.*, 2019). Le module de Young longitudinal pour deux types de fibres a ainsi pu être vérifié. Cependant, la majeure partie des propriétés de ce constituant seront issues de la littérature.

L'interface est, quant à elle, considérée comme parfaite (infiniment rigide) dans cette première version de l'outil. Son influence est source de débats scientifiques et, dans les conditions qui nous intéressent, semble être du second ordre.

III.2.2.1 Matrice

Le comportement de la matrice (époxy) a été modélisé afin d'intégrer la partie non-linéaire de celui-ci. Pour cela, une loi de Ramberg-Osgood a été utilisée, dont l'expression en cisaillement a été présentée dans le chapitre précédent et dont l'expression en traction uniaxiale est rappelée par l'éq. (26).

$$E_m^{RO} \cdot \varepsilon = \sigma + \alpha \cdot \left(\frac{|\sigma|}{\sigma_m^y} \right)^{n_m - 1} \cdot \sigma \quad (26)$$

Avec :

- σ : contrainte de traction,
- ε : déformation longitudinale,
- E_m^{RO} : module de Young de la matrice identifié selon une loi de Ramberg-Osgood,
- α : coefficient d'ajustement de la limite d'élasticité,
- σ_m^y : limite d'élasticité au sens où quand $\sigma = \sigma_m^y$, $\varepsilon = (1 + \alpha) \cdot \frac{\sigma_m^y}{E_m^{RO}}$
- n_m : coefficient d'écroissage de la matrice.

L'implémentation de la loi de Ramberg-Osgood, au sein des logiciels de calculs, est généralement réalisée sous la forme de l'éq. (26). Ceci est lié au fait que l'essai de traction uniaxiale est

majoritairement utilisés pour caractériser ce type de matériau. C'est également cet essai mécanique qui a été réalisé dans le cadre de ce chapitre et dont les résultats seront présentés dans le § III.3.1.1.

III.2.2.2 Fibre

La fibre de carbone est, quant à elle, modélisée par un comportement isotrope transverse élastique linéaire.

Les cinq constantes élastiques sont :

- E_{fl} : module de Young dans la direction longitudinale à la fibre,
- E_{ft} : module de Young dans la direction transversale à la fibre,
- G_{ft} : module de cisaillement transverse de la fibre,
- ν_{fl} : coefficient de Poisson longitudinal de la fibre,
- ν_{ft} : coefficient de Poisson transverse de la fibre.

III.2.3 Maillage

Dans le cadre d'un modèle numérique micromécanique de type périodique, le maillage possède certaines particularités. En effet, les conditions aux limites qui permettront de simuler la périodicité de la géométrie dans l'espace : les conditions périodiques, peuvent s'appliquer sur les nœuds du maillage. C'est la méthode qui sera utilisée dans cette modélisation. Celle-ci nécessite d'avoir un maillage périodique, caractérisé par des vecteurs de périodicité. Il y a autant de vecteurs qu'il y a de dimension géométrique. Dans ce travail, le modèle est à trois dimensions, il y a donc trois vecteurs périodiques ayant chacun pour norme l'une des dimensions a , b ou c de la Figure III-6. Leurs directions sont parallèles aux trois normales de chacun des plans principaux de l'espace 3D. Leurs sens sont toujours orientés vers l'intérieur de la matière, c'est-à-dire suivant une normale entrante au modèle.

Ainsi, un maillage périodique à trois dimensions est un maillage dont les nœuds de chaque face possède un nœud pair sur la face opposée. Un schéma de principe est présenté sur la Figure III-7.

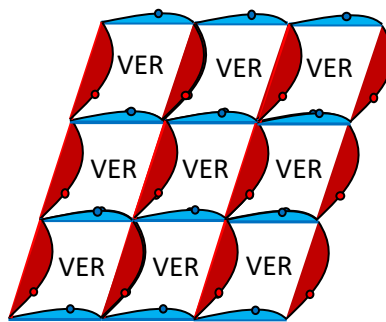


Figure III-7 : Schéma de principe des "nœuds pairs" dans un cas 2D

Les nœuds pairs ont comme point commun qu'ils n'ont qu'une seule coordonnée différente. La différence des valeurs absolues de celle-ci est égale à la norme du vecteur de périodicité. La partie suivante, concernera les conditions aux limites et permettra d'apporter des précisions aidant à la compréhension de ce point particulier du maillage.

La discrétisation de la géométrie est généralement un compromis entre finesse de maillage et rapidité de calcul. Dans la première version de l’outil, la taille du maillage a été choisi à l’issue d’une étude de convergence en maillage. Cette étude ne sera pas détaillée ici.

Les éléments de maillage sont des hexaèdres à vingt nœuds et à vingt-sept points d’intégration (Figure III-8). L’élément quadratique a été préféré à l’élément linéaire contenant moins de nœuds et de points d’intégration afin de mieux respecter les formes géométriques courbes pour un nombre d’éléments donné. Ceci sera particulièrement vrai lorsque des singularités sphériques de petites dimensions, par rapport à la fibre, seront intégrées dans le § III.4.2.1.

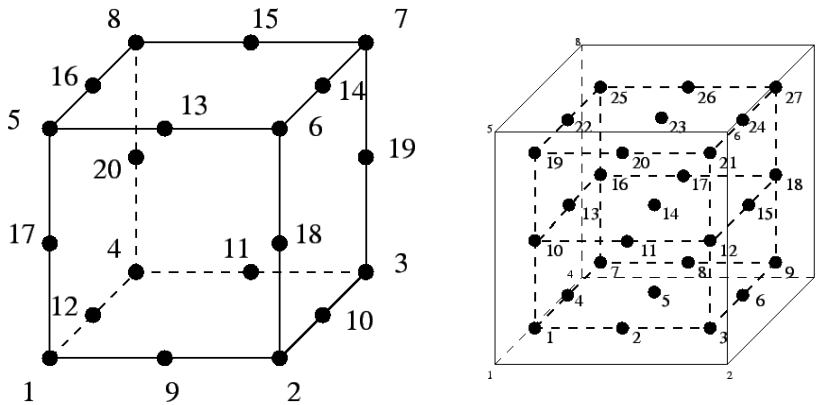


Figure III-8 : Hexaèdre à vingt nœuds (à gauche) et vingt-sept points d’intégration (à droite) (source : web.mit.edu)

Le Tableau III-1 présente quelques résultats issus de l’étude de sensibilité au maillage, réalisée dans le cadre du § III.4.2.2.

Nombre de nœuds [-]	Ecart relatif sur $G_{UD,RO}$ [%]
29331	≈ 1
72619	≈ 0,1
147135	Référence

Tableau III-1 : Influence du nombre total de nœuds du maillage sur le module GUD, pour le modèle de la partie III.4

On constate que les écarts relatifs, calculés sur $G_{UD,RO}$, sont faibles pour ces différents maillages. Cependant, puisque le paramètre $G_{UD,RO}$ a une forte influence sur les résultats qui seront présentés et que les différentes configurations de calcul entraînent des variations de l’ordre de 10 % sur celui-ci, c’est le maillage représenté sur la Figure III-9, contenant environ 72619 nœuds qui a été préféré.

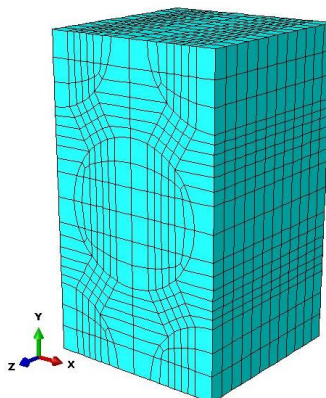


Figure III-9 : Représentation d’un maillage du modèle numérique contenant environ 72619 nœuds (15 000 éléments)

Sur la Figure III-9, on note qu'il existe des zones maillées plus finement. Ceci est lié au fait que ce maillage a été prévu pour permettre l'introduction de singularités sphériques de petites dimensions (porosités) dans ces zones au maillage raffiné.

III.2.4 Conditions aux limites

Le sujet des conditions aux limites et plus particulièrement de l'application de conditions périodiques a été traité en 2015, lors des précédents travaux de thèse de (Méchin, 2017), auquel j'ai participé en qualité de stagiaire. L'étude complète ne sera donc pas détaillée ici, seules les notions principales seront abordées.

Plusieurs auteurs ont contribué à alimenter la théorie des modèles à l'échelle micromécanique. On citera notamment (Suquet, 1985) qui retrace et fournit le développement des notions théoriques sur le sujet. On constate ainsi que la majorité des développements, à l'échelle micromécanique, cite les travaux de cet auteur, référence française reconnue mondialement. Un bref résumé théorique est présenté ci-dessous. Il découle des travaux de (Suquet, 1985) mais aussi de leur compréhension et mise en application par différents auteurs (Xia *et al.*, 2003) et (Linde *et al.*, 2010).

L'homogénéisation prend pour point de départ le gradient de transformation F . Cette matrice est définie par l'éq. (27). X et x sont respectivement les positions du nœud considéré avant et après la transformation Ω (Figure III-10).

$$F(X, t) = \frac{d\Omega}{dX} \tag{27}$$

$$\Omega(X, t) = x$$

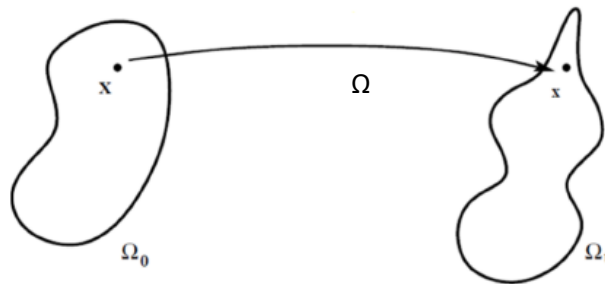


Figure III-10 : Représentation de la transformation Ω

Cette matrice est appliquée en chaque point du VER, permettant de relier les positions initiales et finales des nœuds (éq. (28)) :

$$x^M = F \cdot X^M \tag{28}$$

En passant à l'échelle microscopique (intra VER), il convient d'ajouter un terme qui correspond à la micro-fluctuation (éq. (29)⁸).

$$x^m = F \cdot X^m + \bar{\omega} \tag{29}$$

⁸ Les indices "m" indiquent l'échelle microscopique, tandis que les indices "M" indiquent l'échelle mésoscopique.

Sur les limites du VER, entre deux nœuds à lier i et j , on aura la même micro-fluctuation car chacun des nœuds appartient à différents VER.

$$\begin{aligned}\bar{\omega}^i &= \bar{\omega}^j \\ x^i - x^j &= F \cdot (X^i - X^j) \\ \Delta x^{ij} - \Delta X^{ij} &= (F - Id) \cdot \Delta^{ij}\end{aligned}\tag{30}$$

Avec :

- X^n : position initiale du nœud n ,
- x^n : position finale du nœud n ,
- $\Delta x^{ij} = x^i - x^j$,
- $\Delta X^{ij} = X^i - X^j$,
- Id : la matrice identité.

Avec $u^i = x^i - X^i$, on obtient l'équation :

$$u^i - u^j = (F - Id) \cdot \Delta X^{ij}\tag{31}$$

Connaissant le gradient de transformation et la position initiale des nœuds, on peut imposer l'équation précédente au différents nœuds concernés.

Prenons un exemple avec le cas test de la Figure III-11.

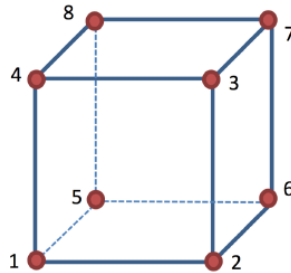


Figure III-11 : Représentation des positions de nœuds du cas test

$$\begin{aligned}u^2 - u^1 &= (F - Id) \cdot \Delta^{21} \\ u^3 - u^1 &= (F - Id) \cdot \Delta^{31} \\ u^4 - u^1 &= (F - Id) \cdot \Delta^{41} \\ u^5 - u^1 &= (F - Id) \cdot \Delta^{51} \\ u^6 - u^1 &= (F - Id) \cdot \Delta^{61} \\ u^7 - u^1 &= (F - Id) \cdot \Delta^{71} \\ u^8 - u^1 &= (F - Id) \cdot \Delta^{81}\end{aligned}\tag{32}$$

De la sorte, les chargements introduits sont dépendants de la matrice de transformation. Afin de gérer les cas particuliers liés aux sommets et éviter les mouvements de corps rigide, un déplacement nul est imposé au nœud d'un sommet de référence.

On obtient $x^i = F(X^i - X^i) + X^i$. Le déplacement imposé à l'un des sommets implique que l'on puisse imposer directement la position finale de chacun des nœuds plutôt que la relation entre leurs déplacements.

En 2015, afin de montrer la faisabilité, le choix a été fait de développer le modèle numérique micromécanique sous Abaqus™ version 6.13. Ceci a permis de réaliser différents cas tests sans avoir le développement important qu'aurait nécessité la solution Alamo. L'état de l'art des outils permettant d'introduire des conditions périodiques avait alors conduit à s'intéresser aux travaux de (Lejeunes et Bourgeois, 2011). Lors d'échanges avec les auteurs, ils nous avaient confié être en cours de développement d'un plug-in open source directement intégré à Abaqus™ : Homtools.

Ne connaissant pas précisément la date de disponibilité de ce plug-in, un script en langage python a été développé afin de lier chaque paire de nœuds, comme décrit dans l'éq. (31) et l'exemple ci-dessus. De nombreux cas tests avaient été réalisés. Dans sa version la plus aboutie, le modèle permettait de retrouver les résultats de (Jin *et al.*, 2008) ainsi que ceux de (Plaisant *et al.*, 2011).

C'est ainsi qu'a été validé notre premier outil permettant d'appliquer des conditions périodiques sous Abaqus™. Quelques semaines plus tard, le plug-in Homtools était finalement disponible. Une validation identique a été réalisée avec cet outil afin de retrouver les résultats de (Jin *et al.*, 2008) et de (Plaisant *et al.*, 2011). La suite des études sous Abaqus™ ont été réalisées avec ce plug-in car celui-ci offre davantage de flexibilité par rapport au script python.

Le développement des conditions périodiques dans Alamo se sont quant à elles inspirées du script python et donc de l'éq. (31). Une validation similaire aux précédentes a été réalisée. De plus, une méthode d'homogénéisation a été mise en place et a permis de comparer les propriétés élastiques fournies par Alamo avec celles d'autres logiciels commerciaux tel que le module « Micromechanics » (Dassault système - Abaqus™). Cette étude est présentée dans l'annexe B.

III.2.5 Cas de chargement

Les cas de chargement que l'on appliquera sur le VER sont dépendants de ce que l'on souhaite en faire. Techniquement, il est possible d'appliquer n'importe quel cas de chargement. Nous détaillerons donc simplement quelques cas, en fonction de l'utilisation visée.

III.2.5.1 Chargements pour l'homogénéisation

Dans le cadre d'une homogénéisation, dont la méthode sera présentée dans III.2.6, six cas de chargement sont appliqués en contrainte, trois sollicitation unitaires normales et trois sollicitations unitaires de cisaillement. Le taux de contrainte est déterminé afin d'obtenir une contrainte macroscopique unitaire dans la direction de sollicitation. Les six cas sont représentés en Figure III-12.

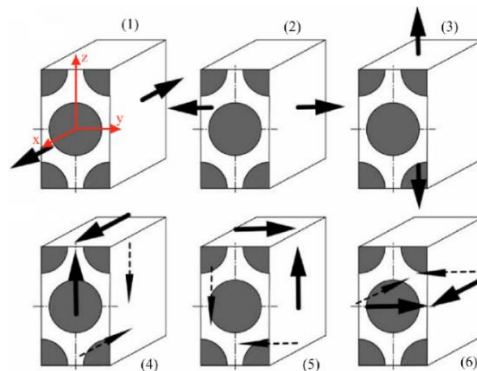


Figure III-12 : Représentation des six cas de chargement unitaires utilisés pour l'homogénéisation (Cai *et al.*, 2008)

III.2.5.2 Chargement spécifique pour la prédiction de la résistance en compression

Dans le cas de l'utilisation du VER pour simuler une traction bibiais numérique et ainsi obtenir le comportement non-linéaire de l'UD en cisaillement, le pilotage se fait en déformation. La difficulté qui s'est posée a été de connaître précisément l'état de déformation auquel est soumis un VER lors d'un essai de traction bibiais. Dans cette première version de l'outil, le choix a été fait d'utiliser l'état de déformation mesuré par les jauges, lors des essais de traction bibiais, comme chargement imposé. Cet état de déformation est connu à l'échelle de la structure, c'est-à-dire à l'échelle du stratifié bibiais. Afin de replacer cet état de déformation dans le repère du pli et ainsi dans le repère mésoscopique, on utilise la matrice de rotation des déformations, de la manière décrite sur la Figure III-13. On note que ceci est correct uniquement dans le cadre des hypothèses de petites perturbations (HPP). Le modèle micromécanique ne sera donc utilisé que dans ce cadre HPP.

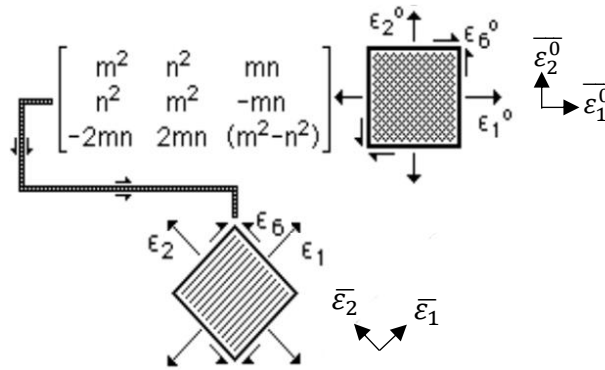


Figure III-13 : Matrice de passage du stratifié au repère du pli (Tsai, 1992)

Avec :

- m : $\cos \theta$
- n : $\sin \theta$
- θ : angle d'orientation du pli, ici 45°

On peut ainsi passer d'un repère macroscopique, lié à la structure $(\bar{\varepsilon}_1^0 ; \bar{\varepsilon}_2^0 ; \bar{\varepsilon}_6^0)$ à un repère mésoscopique, lié au pli $(\bar{\varepsilon}_1 ; \bar{\varepsilon}_2 ; \bar{\varepsilon}_6)$ comme décrit par l'éq. (33).

$$\begin{bmatrix} 0,5 & 0,5 & 0,5 \\ 0,5 & 0,5 & -0,5 \\ -1 & 1 & 0 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \bar{\varepsilon}_1^0 \\ \bar{\varepsilon}_2^0 \\ \bar{\varepsilon}_6^0 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 0,5 \cdot \bar{\varepsilon}_1^0 + 0,5 \cdot \bar{\varepsilon}_2^0 + 0,5 \cdot \bar{\varepsilon}_6^0 \\ 0,5 \cdot \bar{\varepsilon}_1^0 + 0,5 \cdot \bar{\varepsilon}_2^0 - 0,5 \cdot \bar{\varepsilon}_6^0 \\ -\bar{\varepsilon}_1^0 + \bar{\varepsilon}_2^0 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \bar{\varepsilon}_1 \\ \bar{\varepsilon}_2 \\ \bar{\varepsilon}_6 \end{bmatrix} \quad (33)$$

Si l'on nomme $\bar{\varepsilon}_1$ et $\bar{\varepsilon}_2$, respectivement les déformations dans le sens des fibres et dans le sens transverse du pli, alors le pli UD voit un état de déformation bidimensionnel calculé par l'éq. (34) en traction et l'éq. (35) en cisaillement. On note que $\bar{\varepsilon}_6^0 = 0$.

$$\bar{\varepsilon}_1 = \bar{\varepsilon}_2 = 0,5 \cdot \bar{\varepsilon}_1^0 + 0,5 \cdot \bar{\varepsilon}_2^0 \quad (34)$$

$$\bar{\varepsilon}_6 = \bar{\varepsilon}_2^0 - \bar{\varepsilon}_1^0 \quad (35)$$

Ce pilotage est utilisé dans le modèle VER. Il est schématiquement représenté sur la Figure III-14.

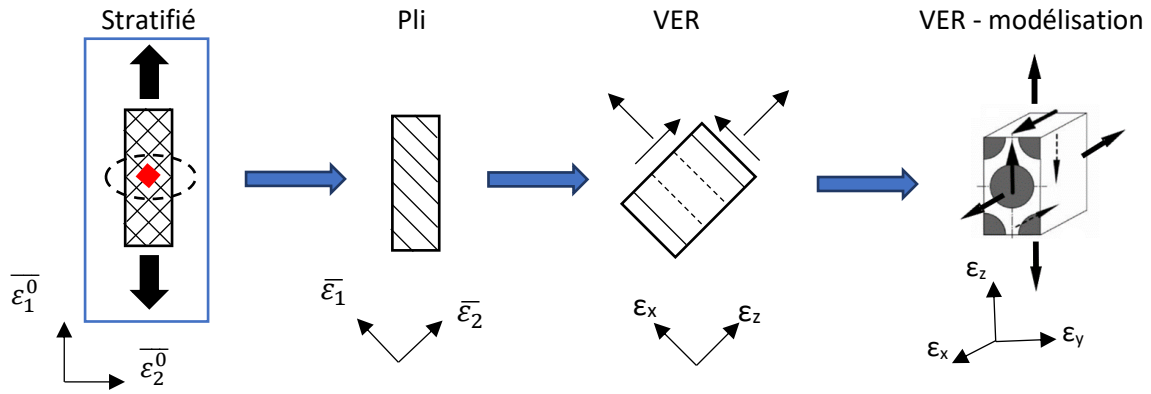


Figure III-14 : Schéma représentant l'état de déformation bidimensionnel du VER

Cet état de déformation bidimensionnel est fortement dépendant des propriétés mécaniques de la matrice. Une base de données pourra donc être constituée ultérieurement afin d'associer un état de déformation bidimensionnel à une matrice.

III.2.6 Notion de changement d'échelles

La particularité du calcul éléments finis à l'échelle d'un VER est qu'il faut différencier les champs à l'échelle microscopique (σ, ε) des champs à l'échelle mésoscopique ($\bar{\sigma}, \bar{\varepsilon}$). Prenons l'exemple d'une sollicitation unitaire, à l'échelle mésoscopique, dans une direction donnée. Les propriétés des constituants étant très différentes, des concentrations de contraintes vont apparaître localement à l'échelle microscopique et la contrainte locale au sein des constituants ne sera pas unitaire.

La première étape d'un calcul multi-échelles est donc de déterminer le lien entre celles-ci. Ce lien est assuré par les matrices de Facteurs d'Amplification de Contraintes (FAC) : M_σ et par les matrices de Facteurs d'Amplification de Déformations (FAD) : M_ε .

(Jin *et al.*, 2008) établissent ce lien par l'éq. (36) et l'éq. (37). Celles-ci supposent que les champs micro. (σ, ε), en chaque point du VER, sont linéairement dépendant des champs méso. ($\bar{\sigma}, \bar{\varepsilon}$).

$$\sigma = M_\sigma \cdot \bar{\sigma} \quad (36)$$

$$\varepsilon = M_\varepsilon \cdot \bar{\varepsilon} \quad (37)$$

L'éq. (36) peut aussi s'écrire sous la forme de l'éq. (38) avec M_{ij} les composantes de la matrice des Facteurs d'Amplification de Contraintes (notée FAC).

$$\begin{pmatrix} \sigma_{xx} \\ \sigma_{yy} \\ \sigma_{zz} \\ \sigma_{yz} \\ \sigma_{xz} \\ \sigma_{xy} \end{pmatrix} = \begin{bmatrix} M_{11} & M_{12} & M_{13} & M_{14} & 0 & 0 \\ M_{21} & M_{22} & M_{23} & M_{24} & 0 & 0 \\ M_{31} & M_{32} & M_{33} & M_{34} & 0 & 0 \\ M_{41} & M_{42} & M_{43} & M_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & M_{55} & M_{56} \\ 0 & 0 & 0 & 0 & M_{65} & M_{66} \end{bmatrix} \begin{pmatrix} \bar{\sigma}_1 \\ \bar{\sigma}_2 \\ \bar{\sigma}_3 \\ \bar{\sigma}_4 \\ \bar{\sigma}_5 \\ \bar{\sigma}_6 \end{pmatrix} \quad (38)$$

Ainsi, dans le cas d'une contrainte mésoscopique unitaire, par exemple $\bar{\sigma}_1 = 1 \text{ MPa}$, et connaissant les composantes du tenseur de contrainte micro., grâce au calcul éléments finis, on peut identifier certaines des composantes de la matrice des FAC, comme décrit dans l'éq. (39).

$$\begin{pmatrix} \sigma_{xx} \\ \sigma_{yy} \\ \sigma_{zz} \\ \sigma_{yz} \\ \sigma_{xz} \\ \sigma_{xy} \end{pmatrix} = \begin{bmatrix} M_{11} \\ M_{21} \\ M_{31} \\ M_{41} \\ 0 \\ 0 \end{bmatrix} \quad (39)$$

En appliquant cette même méthode pour chacune des composantes du tenseur de contrainte méso. il est donc possible d'identifier l'ensemble des composantes de la matrice de FAC pour chacun des éléments finis constituant le modèle VER. De la même manière, la matrice M_ϵ des Facteurs d'Amplification de Déformations (notées FAD) est obtenue en appliquant à tour de rôle une déformation unitaire à chacune des composantes du tenseur de déformation méso.

L'éq. (40) relie la contrainte méso. et la déformation méso. avec la matrice de souplesse \bar{S} du VER.

$$\bar{\epsilon}_i = \bar{S}_{ij} \cdot \bar{\sigma}_i \quad (40)$$

En appliquant la même méthode que précédemment, c'est-à-dire l'application successive de contrainte méso. unitaire ($\bar{\sigma}_i$), l'éq. (41) est vérifiée. L'ensemble des composantes \bar{S}_{ij} de la matrice de souplesse du VER peuvent ainsi être calculées. La forme complète de la matrice de souplesse est représentée par l'éq. (42).

$$\bar{\epsilon}_i = \bar{S}_{ij} \text{ pour } \bar{\sigma}_i = 1 \quad (41)$$

$$\bar{S}_{ij} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_1} & -\frac{\nu_{21}}{E_2} & -\frac{\nu_{31}}{E_3} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{12}}{E_1} & \frac{1}{E_2} & -\frac{\nu_{32}}{E_3} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{13}}{E_1} & -\frac{\nu_{23}}{E_2} & \frac{1}{E_3} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{23}} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{13}} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{12}} \end{bmatrix} \quad (42)$$

Ainsi, l'ensemble des étapes précédentes permettent de faire le lien entre l'échelle des constituants (micro.) et l'échelle du pli (méso.). C'est ainsi que ce modèle est utilisé afin de prédire le comportement en cisaillement d'un pli UD à partir des propriétés de ses constituants. La partie suivante confrontera le comportement prédit par le modèle numérique au comportement en cisaillement obtenu lors de la campagne expérimentale de traction bibiais, décrite dans le chapitre précédent.

III.3 D'une traction bibiais expérimentale à une traction bibiais numérique

La conception du modèle VER de Alamo a été validée, entre autres, par comparaison de ses résultats d'homogénéisation avec des résultats de la littérature et par comparaison avec d'autres outils numériques. Cette étape franchie, il est désormais possible d'appliquer le cas de chargement présenté en III.2.5.2, dans le cas d'une utilisation du modèle VER pour estimer une résistance en compression. Préalablement à cela, il convient de s'interroger sur les données d'entrées du modèle VER. Trois données d'entrées se distinguent :

- Le volume de fibre,
- Les propriétés des constituants,
- Le chargement appliqué au modèle.

Quand le document est disponible, le volume de fibre est issu du certificat matière du préimprégné. Sinon il est estimé par calcul inverse d'une loi des mélanges, lorsque le module de Young sans fibre est connu.

Concernant les propriétés des constituants, ainsi que le chargement appliqué au modèle VER, nous avons fait le choix de sélectionner un couple matrice / fibre sur lequel nous avons le maximum d'informations. Il s'agit de la matrice Structil R367-2 associée à des fibres de carbone haut module fabriquées par le groupe Mitsubishi et dont la référence est HR40. Dans la suite de cette partie, on s'intéressera notamment à l'identification de certains des paramètres et, lorsque l'identification n'a pas été réalisée pour diverses raisons, on s'appuiera sur la littérature.

III.3.1 Quelles propriétés pour les constituants ?

Dans le cas où l'on utilise le modèle VER pour estimer la résistance en compression d'un UD, c'est le comportement non-linéaire en cisaillement de celui-ci que l'on cherche à caractériser. Comme expliqué dans III.2.2.1, ce comportement en cisaillement est fortement dépendant des propriétés de la matrice considérée.

Il existe principalement deux méthodes qui permettent d'estimer les propriétés des constituants d'un préimprégné. La première est la méthode « directe » qui consiste à se procurer chacun des constituants de ce préimprégné et à réaliser des essais de caractérisation sur ces derniers. La première difficulté de celle-ci est de parvenir à se procurer les constituants auprès des fournisseurs. Diverses raisons font que ce type de demande reste généralement sans réponse. La seconde méthode, « indirecte », consiste à réaliser une analyse inverse : connaissant les propriétés homogènes équivalentes d'un UD, les propriétés des constituants sont déduites. Des méthodes hybrides ont également été développées (Caous *et al.*, 2017), s'appuyant sur le maximum d'informations (échelle micro et méso) afin de diminuer les incertitudes.

Dans cette partie, c'est la méthode « directe » qui est utilisée. On présentera succinctement les essais qui ont été menés dans (Méchin, 2017) pour caractériser le comportement des constituants. L'ensemble des dépouillements ont été repris pour validation.

III.3.1.1 Identification du comportement non-linéaire de la matrice

Un bloc de résine pure (100 x 100 x 20 mm³) a été obtenu auprès de la société Structil. Il s'agit de la référence R367-2 (Figure III-15), très utilisée dans le secteur du nautisme de compétition jusqu'en 2016, fin de sa production. Elle a été remplacée par la référence R374-1 répondant à de nouvelles exigences en termes de volatiles CMR (Carcinogenic, Mutagenic or toxic to Reproduction) et de résistance au feu. La résine R367-2 est déjà apparue dans le chapitre II, associées à des fibres HR40, pour former des éprouvettes de tractions bibiais. Les résultats de ces traction bibiais permettront de réaliser des corrélations en vue d'une validation du modèle VER.



Figure III-15 : Blocs de résine Structil R367-2

Les essais de caractérisation du comportement non-linéaire de la résine sont réalisés en s'inspirant de la norme ISO 527-1 et ISO 527-2. Les dimensions des éprouvettes correspondent à celles décrites par la norme et reportées sur la Figure III-16 et dans le Tableau III-2.

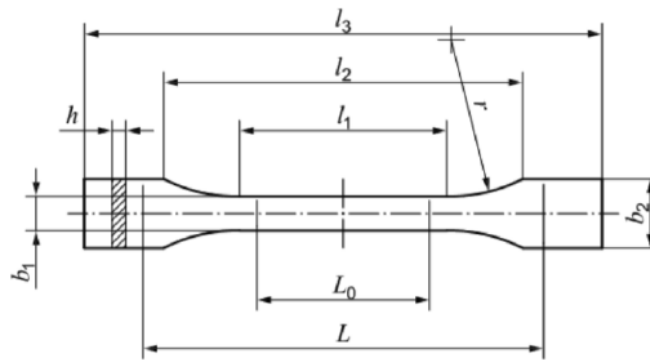


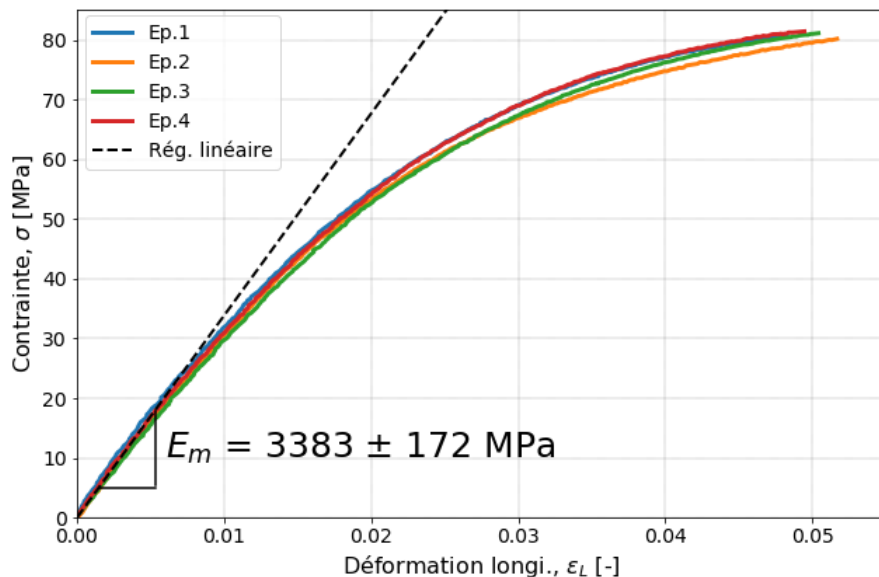
Figure III-16 : Plan de définition des éprouvettes de traction

Variable	Description	Valeur	Unité
l_3	Longueur totale	≥ 75	mm
l_1	Longueur de la partie étroite à faces parallèles	$30,0 \pm 0,5$	mm
r	Rayon	≤ 30	mm
l_2	Distance entre les parties larges à faces parallèles	58 ± 2	mm
b_2	Largeur aux extrémités	$10,0 \pm 0,5$	mm
b_1	Largeur de la partie étroite	$5,0 \pm 0,5$	mm
h	Epaisseur	≤ 2	mm
L_0	Longueur de référence	$25,0 \pm 0,5$	mm

Tableau III-2 : Définition des dimensions de la Figure III-16

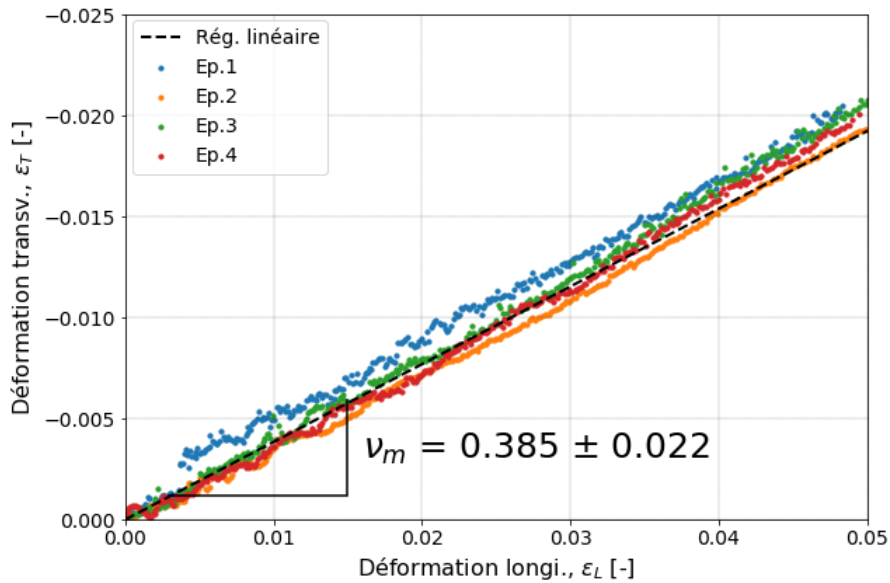
La machine utilisée pour ces essais est une Instron 5567 équipée d'une cellule de force de capacité maximale de 30 kN et de mors auto-serrant. Le pilotage est réalisé avec le logiciel Bluehill. Le champ de déplacement plan est mesuré dans la zone utile, là où ce champ est homogène, par corrélation d'images via un système Aramis. Le champ de déformations planes est ensuite déduit. Les signaux de charge et de déplacement de traverse sont également enregistrés. Connaissant la force et la section initiale, la contrainte dite « ingénieur » peut alors être calculée. Quatre éprouvettes ont pu être extraites dans chacun des blocs. Elles ont été testées en traction monotone uni-axiale à une vitesse de 1 mm.min^{-1} . Le Graphique III-2 permet de constater que les essais de traction sur la résine R367-2 sont plutôt répétables et que le comportement non-linéaire est clairement visible.

Suivant la norme ISO 527-1, le module d'élasticité en traction est obtenu par régression linéaire entre 0,05 % et 0,25 % de déformation dans la direction du chargement, que l'on nommera déformation longitudinale (ϵ_L). Dans notre cas, l'objectif est de caractériser le comportement non-linéaire de la matrice, ce module d'élasticité en traction suivant la norme n'est donc déterminé qu'à titre comparatif avec le paramètre de la loi de Ramberg-Osgood, dépendant de l'élasticité, qui sera identifié par la suite.



Graphique III-2 : Courbes représentatives du comportement en traction et résultat du calcul du module d'élasticité en traction pour la résine Structil R367-2

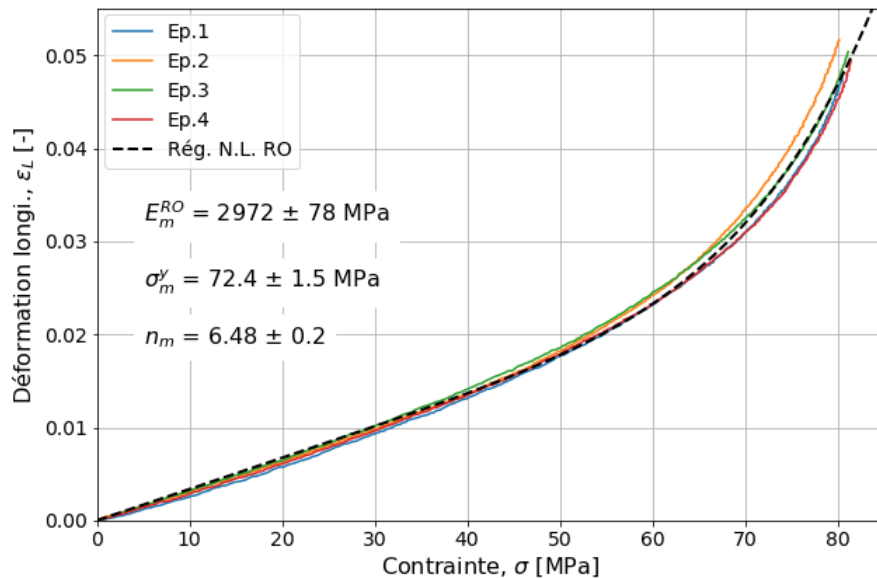
Ensuite, la norme indique que le coefficient de Poisson ne doit pas être calculé dans la même plage de déformation mais plutôt entre 0,3 % et 1,5 % de déformation longitudinale. Le bruit étant relativement important pour Ep.1 lorsque la déformation longitudinale est inférieure à 0,4 %, c'est cette borne inférieure de régression linéaire qui a été utilisée pour cette éprouvette. Le résultat est présenté sur le Graphique III-3.



Graphique III-3 : Courbe représentative de l'évolution de la déformation transversale en fonction de la déformation longitudinale et résultat du calcul du coefficient de Poisson pour la résine Structil R367-2

L'objectif est de modéliser le comportement non-linéaire de la résine suivant une loi de Ramberg-Osgood, dont l'expression en traction uniaxiale a été donnée par l'éq. (26) dans III.2.2.1.

Les trois paramètres E_m^{RO} ; σ_m^y ; n_m ont été identifiés pour chaque éprouvette à l'aide d'une régression non linéaire, suivant l'éq. (26). Une représentation est proposée sur le Graphique III-4 et le résultat moyen de chacun des paramètres est reporté dans le Tableau III-4.



Graphique III-4 : Dépouillement des paramètres de la loi de Ramberg-Osgood pour la résine Structil R367-2

Résine	E_m [MPa] (ISO 527-1)	ν_m [-] (ISO 527-1)
Structil R367-2	3373 ± 171	0,385 ± 0,022

Tableau III-3 : Caractéristiques élastiques obtenues expérimentalement suivant ISO 527-1 pour la résine Structil R367-2

Résine	E_m^{R0} [MPa]	σ_m^y [MPa]	n_m [-]
Structil R367-2	2972 ± 78	72,4 ± 1,5	6,48 ± 0,2

Tableau III-4 : Caractéristiques non-linéaires, selon une loi de Ramberg-Osgood, obtenues expérimentalement pour la résine Structil R367-2

L'ensemble de ces propriétés pourront alors être utilisée lors de la corrélation entre la traction bibiais réalisée numériquement, avec le modèle VER, et une traction bibiais expérimentale (Cf. III.3.3). Afin d'anticiper ce point, on peut se poser la question de l'implémentation d'une telle loi non-linéaire pour le constituant « matrice », dans Abaqus™ et dans la librairie CM2™ utilisée dans Alamo.

Dans la librairie CM2, la loi n'était pas présente et a été développée à notre demande suivant le même standard que Abaqus™. Dans ce dernier, la loi de Ramberg-Osgood est implémentée de la manière suivante :

*Deformation plasticity

<E>, <v>, < σ^y >, <n>, < α >

La documentation Abaqus™ nous indique que la généralisation de cette loi à un état de contrainte multiaxial est donnée par l'éq. (43).

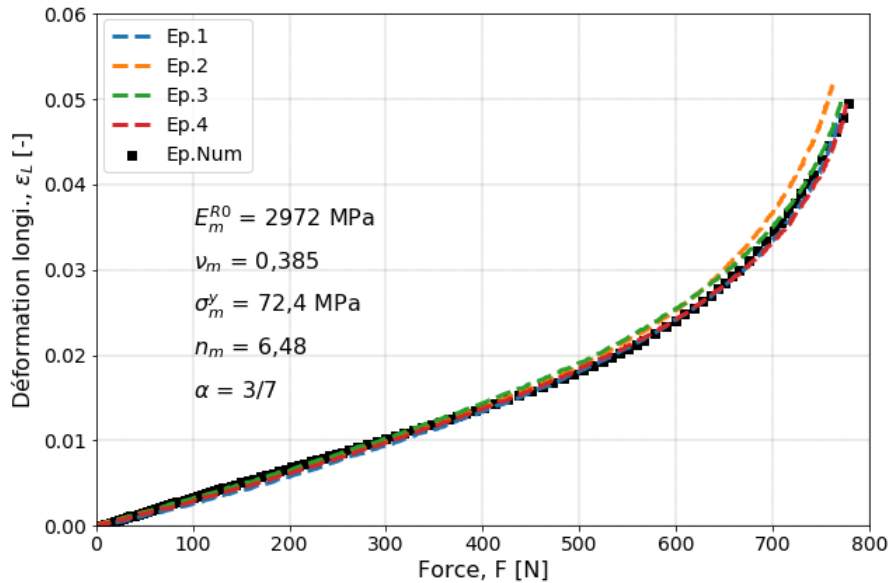
$$E \cdot \underline{\underline{\varepsilon}} = \underline{\underline{\tau}} - (1 - 2\nu) p \underline{\underline{i}} + \frac{3}{2} \alpha \left(\frac{q}{\sigma^y} \right)^{n-1} \underline{\underline{\tau}} \quad (43)$$

Avec :

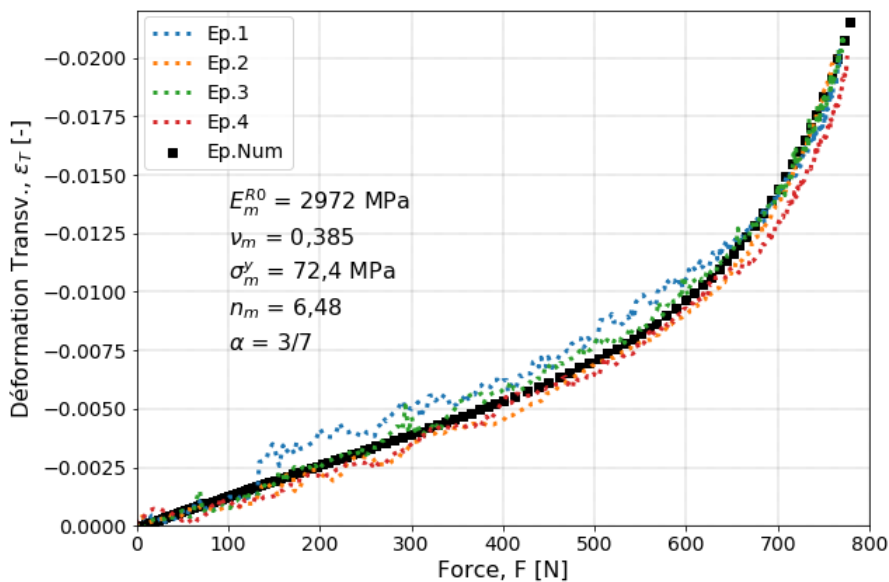
- E : module de Young,
- $\underline{\underline{\varepsilon}}$: tenseur des déformations,
- $\underline{\underline{\tau}}$: tenseur des cisaillements (partie déviatrice de $\underline{\underline{\sigma}}$) : $\underline{\underline{\tau}} := \underline{\underline{\sigma}} + p \underline{\underline{i}}$,
- $\underline{\underline{\sigma}}$: tenseur des contraintes,
- p : pression hydrostatique (premier invariant de $\underline{\underline{\sigma}}$) : $p := -\frac{1}{3} \text{tr } \underline{\underline{\sigma}}$,
- v : coefficient de Poisson,
- α : coefficient de décalage pour la limite d'élasticité,
- q : second invariant des contraintes : $q := \sqrt{\frac{3}{2} \cdot \underline{\underline{\tau}} : \underline{\underline{\tau}}}$,
- σ^y : limite d'élasticité au sens où lorsque $\sigma = \sigma^y$, $\varepsilon = (1 + \alpha) \cdot \frac{\sigma^y}{E}$,
- n : coefficient d'écrouissage.

Les deux premiers termes forment la partie « élastiques » qui peut être compressible si $\nu \neq 0,5$ alors que le troisième terme constitue une « plasticité » qui sera incompressible (écoulement plastique associé). Le comportement non-linéaire de la résine peut donc être décrit par quatre paramètres : E ; v ; σ^y ; n. Le paramètre supplémentaire α est fixé en fonction du cadre d'utilisation de la loi, il sera fixé à $\frac{3}{7}$ ici, puisque c'est cette valeur qui a été utilisée par (Budiansky et Fleck, 1993) dans le cadre de la formulation du modèle analytique de prédiction de la résistance en compression, présentée et utilisée dans le chapitre II.

Pour vérifier la cohérence des paramètres identifiés, un essai de traction uniaxiale, identique aux essais expérimentaux, a été modélisé avec Abaqus™. La modélisation est simple et ne sera pas détaillée ici. Celle-ci a permis de comparer l'évolution des déformations longitudinales et transversales calculées numériquement à celles mesurées expérimentalement, en fonction de la force. Les résultats sont présentés sur le Graphique III-5 et sur le Graphique III-6.



Graphique III-5 : Corrélation entre l'expérience (Ep.i) et le modèle num. (Ep .Num) de l'évolution de la déformation longitudinale en fonction de la force, pour un essai de traction sur résine R367-2



Graphique III-6 : Corrélation entre l'expérience (Ep.i) et le modèle num. (Ep .Num) de l'évolution de la déformation transversale en fonction de la force, pour un essai de traction sur résine R367-2

Le Graphique III-5 et le Graphique III-6 permettent de confirmer que l'identification des paramètres sont cohérents avec les mesures de déformations réalisées expérimentalement, à la fois pour la déformation longitudinale et la déformation transversale.

III.3.1.2 Quelles propriétés pour la fibre ?

La fibre de carbone est généralement considérée comme ayant un comportement isotrope transverse. Des essais de traction dans la direction longitudinale de fibres sèches (HR40) ont été menés. Ces essais ont permis de déterminer le module d'élasticité $E_{fL} = 361 \pm 51$ GPa (Mechin *et al.*, 2019). Le coefficient de variation de ces essais est d'environ 14 %, ce qui est élevé. Le fournisseur annonce quant à lui $E_{fL} = 375$ GPa, les essais sont donc en accord avec la fiche technique de la fibre.

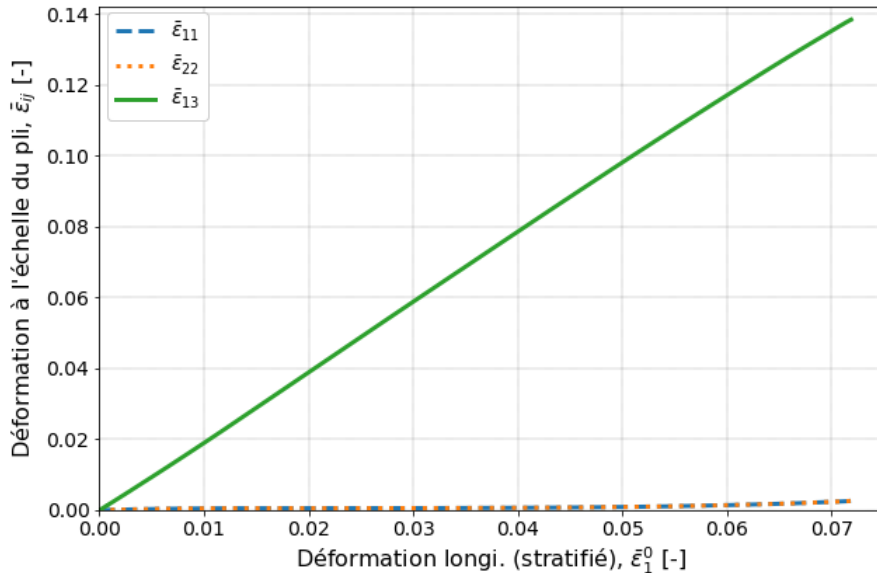
Les autres propriétés de la fibre sont plus complexes à caractériser. En effet, elles font appel à des moyens expérimentaux spécifiques. Ce sont donc les propriétés issues de la bibliographie et reportées dans le Tableau III-5 qui sont utilisées. On note que E_{fT} et G_{fLT} ont été identifiés au sein du laboratoire IRDL par (Guruprasad *et al.*, 2021) grâce à des essais de nano-indentation. Les échantillons utilisés pour les essais de (Guruprasad *et al.*, 2021) sont identiques (même matériau, même chantier) à ceux de la campagne expérimentalement de traction bibiais qui seront utilisés ici pour confrontation avec le modèle VER.

Propriété	Valeur référence	Source
E_{fL} [GPa]	375	Fiche technique HR40
E_{fT} [GPa]	14,5	(Guruprasad <i>et al.</i> , 2021)
G_{fLT} [GPa]	22,9	(Guruprasad <i>et al.</i> , 2021)
ν_{fLT} [-]	0,25	(Ballard <i>et al.</i> , 2014)
ν_{fTT} [-]	0,35	(Ballard <i>et al.</i> , 2014)

Tableau III-5 : Propriétés élastiques utilisées pour la fibre de carbone Mitsubishi HR40

III.3.2 Les cas de chargement

Comme expliqué dans III.2.5.2 le chargement appliqué sur le modèle VER provient des essais de traction sur stratifié bibiais $[+45^\circ/-45^\circ]_3$. Le Graphique III-7 représente l'évolution des déformations planes à l'échelle du pli ($\bar{\varepsilon}_{ij}$) en fonction de la déformation longitudinale imposée au stratifié (ε_1^0). Ce sont ces déformations qui ont été imposées au VER. Comme on peut le voir, la sollicitation est majoritairement en cisaillement ($\bar{\varepsilon}_{13}$).

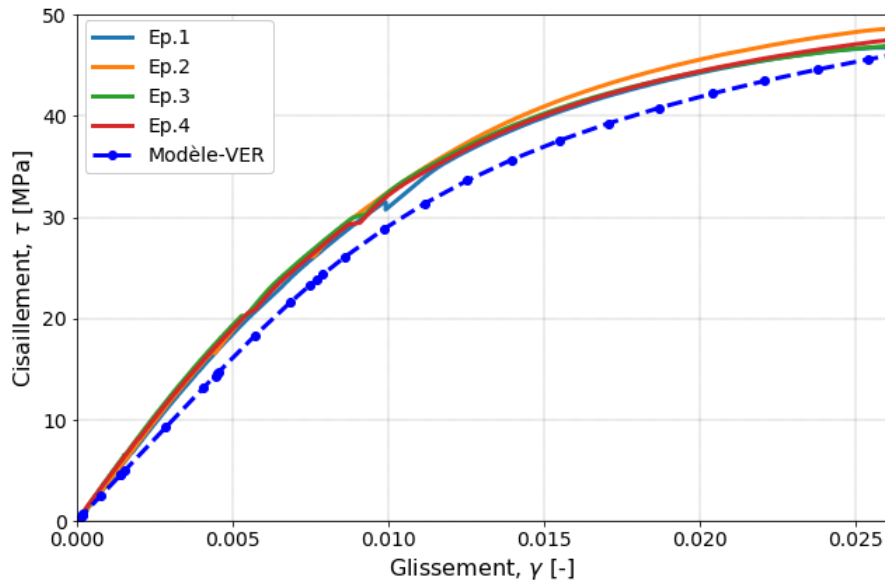


Graphique III-7 : Courbe représentative de l'évolution des déformations $\bar{\varepsilon}_{ij}$ à l'échelle du pli en fonction de la déformation longitudinale appliquée au stratifié bibiais lors de l'essai de traction, pour le couple R367-2/HR40

III.3.3 Confrontation simulations/expériences

III.3.3.1 1^{ère} confrontation

Dans le cas de ce couple R367-2 / HR40, le certificat matière n'a pas été fourni par le chantier, on a donc peu d'information sur le volume de fibre. On sait seulement que la commande du chantier nautique à son fournisseur a porté sur du préimprégné ayant un taux massique de résine de $37\% \pm 3\%$. Ces commandes sont réalisées en fonction des disponibilités chez le fournisseur avec des intervalles de tolérance importants, ce qui permet généralement d'avoir des prix plus avantageux. Cependant des essais de flexion 4 points sur des éprouvettes ayant été fabriquées avec le même lot de préimprégné ont permis de calculer le module de Young de l'UD. La valeur moyenne de ce dernier est de $E_{UD} = 207 \text{ GPa} \pm 3 \text{ GPa}$, ce qui conduit à un volume de fibre d'environ $55\% \pm 1\%$ (soit $\approx 36\%$ en masse résine). Cette valeur a donc été utilisée dans la conception du VER ayant permis de confronter les résultats numériques aux résultats expérimentaux. Ceux-ci sont exposés sur le Graphique III-8. Les propriétés des constituants sont celles présentées dans III.3.1.



Graphique III-8 : Confrontation du modèle numérique à l'échelle du VER avec les essais expérimentaux de traction bibiais concernant l'évolution de la contrainte de cisaillement, en fonction du glissement pour $V_f = 55\%$

Le Graphique III-8 montre un écart entre la modélisation numérique et les essais expérimentaux. On constate cependant que l'allure de la courbe est correcte, ce qui indique que globalement le comportement non linéaire en cisaillement de l'UD est correctement restitué par le modèle numérique. Le Tableau III-6 reporte les paramètres de Ramberg-Osgood moyens, identifiés expérimentalement (interpolation) pour ce couple R367-2 / HR40, et les paramètres obtenus par la simulation numérique.

A noter que dans le cadre de l'utilisation de la loi de Ramberg-Osgood pour modéliser un comportement en cisaillement, on préférera sa forme exprimée en déformation déjà présentée dans le chapitre II et rappelée par l'éq. (44).

$$\gamma_{xz} = \frac{\tau_{xz}}{G_{UD\ RO}} \cdot \left(1 + \frac{3}{7} \cdot \left(\frac{\tau_{xz}}{G_{UD\ RO} \cdot \gamma_{UD}^y} \right)^{n-1} \right) \quad (44)$$

Avec :

- γ_{xz} : glissement dans l'UD [$m \cdot m^{-1}$],
- τ_{xz} : contrainte de cisaillement dans l'UD [MPa],
- $G_{UD\ RO}$: module de cisaillement de l'UD [MPa],
- γ_{UD}^y : limite d'élasticité en glissement de l'UD [$m \cdot m^{-1}$],
- n : paramètre d'écroutissage de l'UD [-].

Couple matrice / fibre	Moyen utilisé	$G_{UD\ RO}$ [MPa]	γ_{UD}^y [%]	n [-]
R367-2 / HR40	Expérience	3580 ± 71	$1,17 \pm 0,03$	$7,22 \pm 0,44$
	Simulation	3226	1,23	5,53

Tableau III-6 : Caractéristiques non-linéaires, selon une loi de Ramberg-Osgood, obtenues pour le couple R367-2/HR40

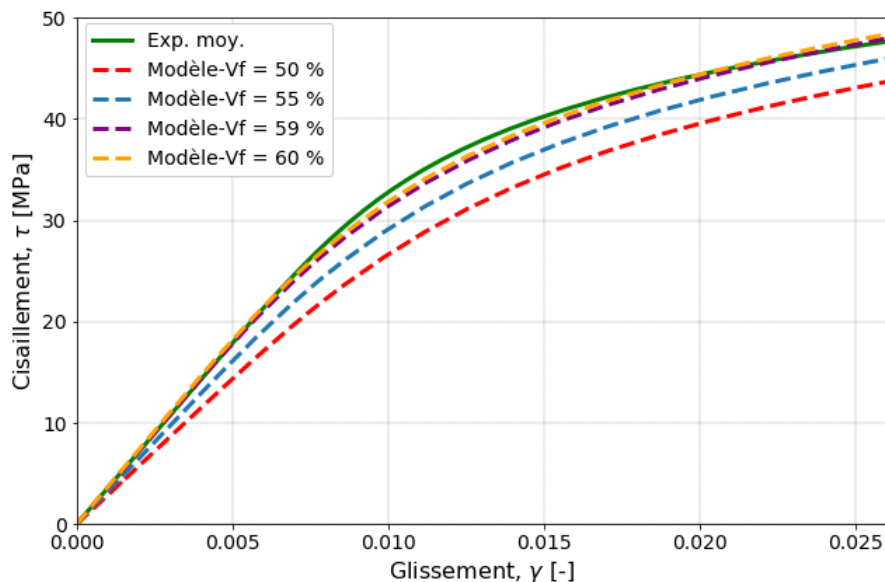
Le Tableau III-6 montre que $G_{UD\ RO}$ et n sont sous-estimés tandis que γ_{UD}^y est surestimé. Les propriétés des constituants les plus influentes sur le comportement en cisaillement sont : E_m^{RO} ; ν_m et $G_{f\ LT}$. Celles-ci ont toutes été déterminées expérimentalement avec un niveau de confiance dans les résultats qui est plutôt bon.

On souligne que les volumes sur lesquels sont mesurés les grandeurs (γ , τ) sont différents. Expérimentalement, la mesure de déformation est réalisée sur un volume d'environ $10 \times 10 \times 1,8 \text{ mm}^3$ puisqu'on utilise des jauges de 10 mm de longueur. La contrainte est, quant à elle, une moyenne sur l'ensemble de l'éprouvette. A l'inverse, numériquement, notre modèle est réduit à l'équivalent de seulement deux fibres dans son volume. Cette différence concernant les volumes pourrait, en partie, être une piste d'explication des écarts constatés.

On peut aussi faire l'hypothèse que les sources des écarts observés entre l'expérience et la simulation peuvent être imputés, soit au volume de fibre choisi dans le cadre de la simulation, soit aux choix de la géométrie du VER (nombre de fibre, distribution). Chacune de ces hypothèses sera alors développée dans la suite de cette partie.

III.3.3.2 Influence du volume de fibre

Afin d'évaluer l'influence du volume de de fibre, plusieurs modélisations numériques ont été réalisées avec les propriétés constituants proposées dans III.3.1 et un volume de fibre variant entre 50 % et 60 %. Les résultats de cette étude sont reportés sur le Graphique III-9 et dans le Tableau III-7.



Graphique III-9 : Étude sur l'influence du volume de fibre sur le comportement en cisaillement, simulé numériquement, et confrontation avec le comportement moyen calculé à partir des expériences

Couple matrice/fibre	Moyen utilisé	V_f [%]	G_{UDRO} [MPa]	γ_{UD}^y [%]	n [-]
R367-2 / HR40	Expérience	$\approx 55\%$?	3580 ± 71	$1,17 \pm 0,03$	$7,22 \pm 0,44$
	Simulation	50	2870	1,36	5,47
	Simulation	55	3226	1,23	5,53
	Simulation	59	3578	1,13	5,58
	Simulation	60	3650	1,11	5,59

Tableau III-7 : Caractéristiques non-linéaires, selon une loi de Ramberg-Osgood, obtenues pour le couple R367-2/HR40

Comme on peut le voir sur le Graphique III-9 et dans le Tableau III-7, le volume de fibre influe d'abord sur G_{UDRO} , puis sur γ_{UD}^y et enfin dans une bien moindre proportion sur le paramètre n . Parmi les configurations réalisées, c'est pour un volume de fibre $V_f = 59\%$ que le set de paramètres de Ramberg-Osgood issus de la simulation est le plus proche de ceux calculés expérimentalement.

Si l'on fait l'hypothèse que les écarts observés pour un volume de fibre $V_f = 55\%$ sont liés à un écart sur celui-ci, alors quelles en seraient les sources potentielles ?

Le volume de fibre a été déterminé par un calcul inverse selon une loi des mélanges, à partir du module d'élasticité dans la direction des fibres, obtenu sur des essais de flexion 4 points. Deux biais principaux apparaissent alors.

D'abord, le module d'élasticité dans la direction des fibres considérés pour le calcul de V_f est celui donné par le fournisseur : $E_{fL} = 375$ GPa. Des essais de traction sur ce type de fibre, réalisés par (Mechin *et al.*, 2019), ont conduit à $E_{fL} = 361$ GPa \pm 51 GPa. En considérant cette dernière valeur pour le calcul de V_f , le volume de fibre serait alors de $\approx 57\% \pm 1\%$. Ainsi le E_{fL} moyen du lot considéré constitue le premier biais.

Ensuite, le matériel de cuisson (tissu de délaminage) a généralement tendance à absorber un peu de résine. Ce phénomène est généralement négligé. Cependant les éprouvettes de traction bibiais ne contiennent que 6 plis tandis que les éprouvettes de flexion 4 points contiennent 33 plis. Il est alors possible que l'influence de ce phénomène soit plus importante sur les éprouvettes de traction bibiais et donc que le V_f moyen soit, lui aussi, plus important.

Ces deux sources d'explications montrent qu'il est possible que les écarts entre le comportement obtenu par simulation et le comportement issu des expériences pour un volume de fibre $V_f = 55\%$ est potentiellement imputable à ce dernier. Pour clarifier ce point, il serait possible de calculer un volume de fibre expérimentalement, par exemple par attaque chimique ou par imagerie. Ce travail n'a pas été réalisé dans le cadre de ce manuscrit.

Aussi, il semble intéressant d'ajouter que le modèle analytique de prédiction de résistance en compression, dans sa version 2 du chapitre précédent, est très peu sensible au volume de fibre, comme en témoigne le Tableau III-9. On constate qu'il l'était d'ailleurs davantage dans sa version initiale. A titre de comparaison, les résultats expérimentaux issus du chapitre précédent sont rappelés dans le Tableau III-8.

Couple matrice / fibre	Moyen utilisé	ϕ_0 [°]	V_f [%]	X_c [MPa]
R367-2 / HR40	Expérience Moule	0,89	$\approx 55\%$?	1212 ± 85
	Expérience Bâche	0,96	$\approx 55\%$?	1116 ± 53

Tableau III-8 : Rappel des résultats expérimentaux de résistance en compression obtenus pour le couple R367-2/HR40 dans le chapitre II

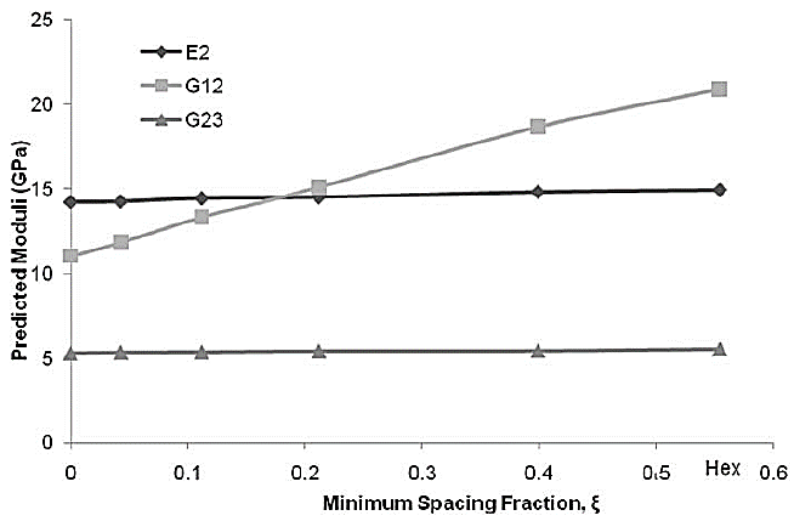
Couple matrice/fibre	Moyen utilisé	V_f [%]	X_c version init. [MPa]	X_c version 2 [MPa]
R367-2 / HR40	Simulation	50	1240	1146
	Simulation	55	1316	1178
	Simulation	59	1399	1185
	Simulation	60	1386	1187

Tableau III-9 : Influence du volume de fibre V_f sur la prédiction de résistance en compression au travers du modèle de Grandidier, dans sa version initiale et dans sa version 2 du chapitre II (hypothèse de $\phi_0 = 0,93^\circ$)

Le Tableau III-9 permet donc de relativiser les écarts observés lors de la 1^{ère} confrontation, en cisaillement, de la simulation numérique pour un VER contenant 55 % de fibre, par rapport aux résultats expérimentaux (III.3.3.1). La modification apportée dans la version 2 du modèle permet de réduire l'influence de $G_{UD RO}$, et donc celle de V_f , sur la prédiction de résistance en compression. On constate que la corrélation entre les prédictions du Tableau III-9, obtenues via la version 2 du modèle analytique, avec les résultats expérimentaux du Tableau III-8, est excellente.

III.3.3.3 Influence de la distribution des fibres sur la réponse en élasticité

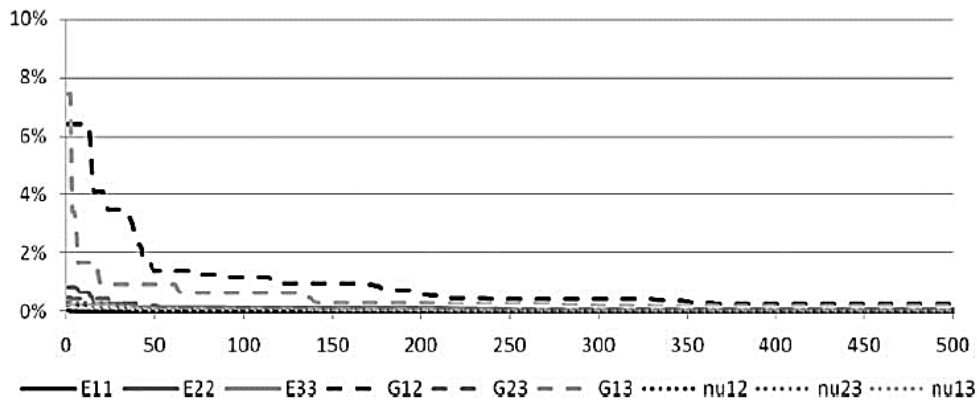
Le choix de modélisation, dans cette première version de l'outil, s'est porté sur une configuration simple dite « hexagonale » où la distance entre les fibres est constante. Le volume de deux fibres est contenu dans le VER. (Ballard *et al.*, 2014) ont souligné la grande sensibilité au volume de fibre, des propriétés élastiques en cisaillement longitudinal, obtenues par homogénéisation sur ce type de VER. Ils ont également établi qu'il existait une importante dépendance de G_{12} avec la microstructure modélisée dans le VER, notamment le taux d'espacement minimum entre les fibres, comme le montre le Graphique III-10. La modélisation hexagonale est mentionnée sur l'axe des abscisses par « Hex », pour une fraction entre $\xi = 0,5$ et $\xi = 0,6$. Le module de Young dans la direction des fibres et le coefficient de Poisson longitudinal n'ont pas été représentés car leur variation est inférieure à 0,3 %.



Graphique III-10 : Prédiction du module de Young transverse ainsi que des modules de cisaillement longitudinal et transversal, en fonction du taux d'espacement minimum entre les fibres (T635-35/PMR-15)

Le Graphique III-10 montre que la modélisation d'un VER de type hexagonal ($\xi = \text{Hex}$) a tendance à être une borne supérieure concernant le module de cisaillement longitudinal. Ceci va plutôt à l'encontre de nos observations de III.3.3.1.

Les auteurs ont également démontré à l'aide d'une modélisation numérique d'un VER contenant trente fibres, réparties de manière pseudo-aléatoire, qu'il était nécessaire de réaliser une moyenne sur un grand nombre de calcul afin d'obtenir une convergence des propriétés élastiques. C'est particulièrement le cas pour les propriétés de cisaillement longitudinal, comme en témoigne le Graphique III-11. Sur ce graphique, l'écart relatif des propriétés élastiques est donné par rapport à leurs valeurs de référence, obtenues pour un nombre de boucle de calcul supérieur à neuf-cents.



Graphique III-11 : Ecart relatif entre les propriétés élastiques moyennes et le nombre de boucles de calcul réalisées, par rapport à la référence

Les écarts observés dans III.3.3.1 pourraient ainsi trouver des sources d'explications dans les choix qui ont été réalisés concernant la taille du VER et la distribution des fibres dans celui-ci. Cependant, on s'intéresse au comportement global de l'UD en cisaillement et non pas seulement au paramètre G_{UD} . D'après III.3.3.2, le fait d'utiliser le modèle analytique de Grandidier dans sa version 2 nous permet de conserver une prédiction de résistance en compression pertinente.

La conception d'un VER composé de plusieurs fibres réparties de manière aléatoire est une perspective de développement intéressante.

III.4 Etude de cas : mât de voilier

III.4.1 Contexte et données d'entrées

Le modèle numérique à l'échelle du VER, présenté précédemment, a été conçu afin d'être couplé au modèle analytique de prédiction de la résistance en compression (version 2), détaillé dans le chapitre II. L'objectif est d'être capable d'avoir une boucle numérique complète de prédiction de résistance en compression, à partir des données d'entrée suivantes :

- volume de fibre (V_f),
- diamètre de la fibre,
- angle d'ondulation initiale de la fibre (ϕ_0),
- propriétés de la matrice : E_m^{RO} ; ν_m ; σ_m^y ; η_m ,
- propriétés de la fibre : E_{fL} ; E_{fT} ; G_{fLT} ; ν_{fLT} ; ν_{fTT} .

L'étape suivante est d'intégrer la prise en compte, avec l'outil numérique, de la présence de défauts de type porosité dans la prédiction de la résistance en compression. Ensuite, une notion de durabilité d'une structure sollicitée en compression cyclique sera ajoutée. Cette partie sera présentée sous forme d'un cas d'étude réalisé à l'aide des outils développés durant la thèse.

Le protocole de prédiction de la résistance en compression a pour vocation d'être utilisé dès la phase de dimensionnement de structures composites. En effet, pendant longtemps GSea Design a évolué dans le nautisme de compétition, où la qualité du composite est très satisfaisante. La politique de diversification du bureau d'études, qui a débuté il y a quelques années, a conduit à s'adapter au cahier des charges du client industriel, pour qui la fonctionnalité est plus importante que la

performance. C'est ainsi qu'il a été nécessaire d'avoir des éléments de réflexion permettant d'adapter davantage les méthodes de dimensionnement en fonction du cahier des charges des différents clients.

Comme discuté précédemment, le dimensionnement de structures composites dans le nautisme de compétition s'appuie sur des cas de chargements statiques auxquels viennent s'ajouter différents coefficients de sécurité. Parmi eux, le coefficient C_{mat} intègre différentes notions comme la variabilité des propriétés de résistance et de rigidité inhérentes au matériau, le procédé de mise en œuvre ou encore le savoir-faire du chantier. Il arrive que des clients consultent GSea Design sur des questions très spécifiques en lien avec ce coefficient de sécurité matériau.

On peut citer deux exemples :

- Une structure composite travaillant essentiellement en compression est fabriquée. Son contrôle qualité (ultrasons) en sortie de fabrication indique que son taux de porosité excède le taux maximum indiqué dans le cahier des charges. Peut-elle naviguer ? Si oui, combien de temps ? Faut-il réparer et ou renforcer ? Dans ce cas les questionnements sont nombreux, avec des enjeux financiers parfois conséquents. A noter que les enjeux sont également sur la responsabilité qu'accepte de prendre chacun des acteurs, tout en gardant en mémoire la notion de planning de courses.
- Une structure composite travaillant essentiellement en compression a rompu. GSea Design est mandatée comme expert judiciaire pour comprendre les causes qui ont engendré cette rupture et apporter des éléments permettant de déterminer la responsabilité des parties prenantes.

Ces activités ne sont pas nouvelles mais le protocole développé permet d'apporter des éléments de réflexion complémentaire à l'expertise qui était menée jusqu'alors.

Pour illustrer la manière dont ce protocole peut être utilisé, on s'appuiera sur la demande d'une équipe de course au large ayant fait fabriquer un mât par un chantier nautique Lorientais. A la livraison du mât, le contrôle qualité réalisé à l'aide d'ultrasons révèle une zone poreuse dans la partie supérieure du mât. Ce type de contrôle est basé sur du comparatif avec des échantillons étalons. En fonction du taux d'absorption des ondes, le contrôleur est donc capable de dire si on dépasse le critère établi dans le cahier des charges. Celui-ci est généralement fixé à un taux maximum de 1,5 % de porosité. Dans certains cas, le contrôleur est également capable de donner une estimation très approximative du taux de porosité. Pour le cas discuté ici, localement, le taux de porosité a été estimé à environ 5 %. Le client souhaite donc savoir si le mât peut naviguer en l'état et, si oui, pour combien de temps. Si non, quelles sont les solutions de réparation.

Ce genre de situation n'est pas exceptionnel et demande généralement une réponse rapide. En effet, comme discuté précédemment, les plannings des projets de courses au large sont très compacts et laissent peu de marge. La variable d'ajustement, en cas d'imprévu, porte souvent sur la prise en main, la fiabilisation et l'entraînement de l'équipe avec son nouveau bateau. Les imprévus peuvent donc avoir d'importantes conséquences sur le projet.

Pour apporter une réponse la plus pertinente possible dans le délai imparti, les questions suivantes devront être traitées :

- *Quelle est l'influence de la porosité sur la résistance en compression ?*
- *Tenant compte de l'influence de la porosité sur la résistance en compression, le coefficient de sécurité minimum indiqué dans le cahier des charges est-il toujours respecté pour les cas de dimensionnement ?*
- *Si oui, après combien de jour de navigation ce coefficient de sécurité minimum, en résistance, sera-t-il atteint ?*

Pour faire cela, voici les données d'entrées pour cette étude :

- volume de fibres : $V_f = 55 \%$,
- diamètre de fibre : $6 \mu\text{m}$,
- angle d'ondulation initiale de la fibre des UD : $0,93^\circ$ ⁹,
- propriétés de la matrice : R367-2 (Cf. III.3.1.1),
- propriétés de la fibre : HR40 (Cf. III.3.1.2),
- taux de porosité : 5% ,
- contrainte maximale vu par les UD sous chargement quasi-statique : 170 MPa ,
- coefficient de sécurité considérant les efforts dynamiques (C_{dyn}) : $1,25$,
- contrainte maximale vu par les UD sous chargement dynamique : 215 MPa ,
- coefficient de sécurité minimum acceptable dans les UD : 3 ,
- ratio de contrainte : $R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} = 1,7$.

La notion de durée de vie est également abordée, il convient donc de définir la durée de vie pour laquelle les structures sont conçues, dans les conditions habituelles d'utilisation.

Plus spécifiquement la durée de vie d'un voilier est difficile à déterminer, cependant on peut faire l'hypothèse que par an, un voilier de compétition type IMOCA ou Ultime navigue environ 120 jours. Si l'hypothèse d'une durée de vie de 10 ans est posée, ceci conduit à 1200 jours de navigation. On partira sur cette hypothèse dans le cadre de cette étude. Aussi, il est supposé qu'une fréquence de sollicitation de $0,1 \text{ Hz}$, représente une vague importante toutes les 10 secondes, ce qui représente environ 9000 cycles par jour de navigation.

On note que cet exemple concerne les voiliers de courses au large, les données d'entrées et les hypothèses réalisées seraient nettement différentes dans le cas d'un voilier destiné à des courses de régates, comme c'est par exemple le cas des class-AC (America's Cup).

⁹ *Cet angle d'ondulation initiale est une valeur moyenne de l'angle mesuré côté moule et l'angle mesuré côté bache dans le chapitre II, pour ce couple R367-2 / HR40.*

III.4.2 Estimation de l'influence de la porosité

Le développement du modèle numérique à l'échelle du VER a été décrit dans la première partie de ce chapitre. Cependant, pour répondre au questionnement de cette étude, la notion de défaut de type porosité doit être ajoutée à la modélisation du VER. De plus, pour appréhender l'influence que pourrait avoir un phénomène de fatigue, une dégradation des propriétés de la matrice en fonction du nombre de cycles a également été intégrée. Chacun de ces ajouts va être détaillé dans la suite de cette partie.

III.4.2.1 Conception d'un modèle intégrant des porosités

Des éléments issus de la littérature à propos de l'influence de la porosité sur la résistance en compression ont déjà été évoqués dans le chapitre I (cf. § I.4.5). Les travaux reportés ici sont à la fois expérimentaux et numériques et permettent d'observer une tendance.

Dans une première approche, avec les outils développés et présentés précédemment, nous avons fait le choix d'intégrer la modélisation de porosité dans le modèle numérique du VER. Ceci conduit à des hypothèses fortes. D'abord, ceci suppose une parfaite répartition de la porosité dans l'ensemble des UD. Or, de la même manière que pour la répartition des fibres, les porosités sont rarement réparties de manière totalement homogène. Ensuite, pour une question de simplicité, les dimensions géométriques des porosités ne doivent pas trop influencer le maillage afin que celui-ci conserve son caractère périodique. Le choix s'est porté sur l'introduction de porosités sphériques au sein du VER. Une modélisation contenant trente sphères dans le volume a été réalisée. Un plan de coupe de celle-ci est présenté sur la Figure III-17.

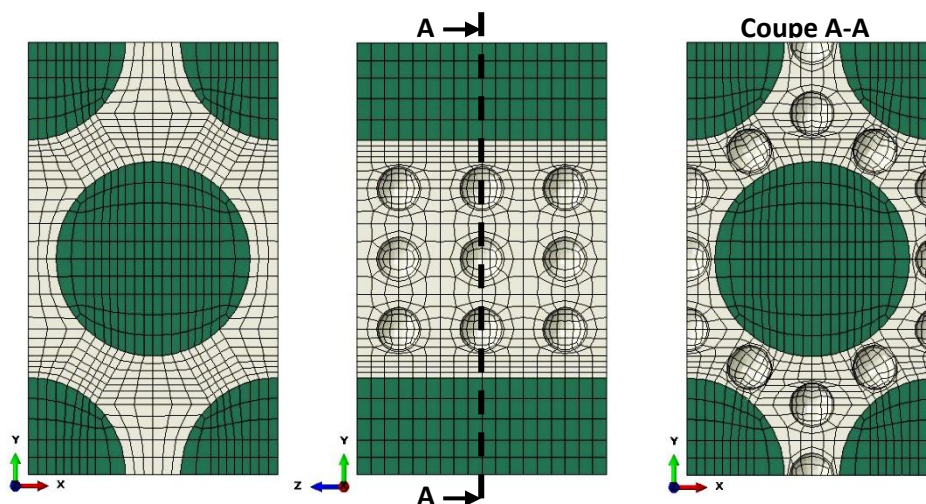


Figure III-17 : modèle numérique VER intégrant 5 % de porosité (diamètre des pores : 1,134 μm)

La taille des sphères a été ajustée afin de faire varier le volume de porosité de 1 à 5 % par rapport au volume total du VER. Si on se place dans un référentiel d'une fibre de carbone de 5 μm de diamètre, le diamètre des sphères pour les différents taux est situé entre 0,664 μm et 1,134 μm . Ce type de porosité peut être qualifié de « microporosité », qu'il serait très difficile de détecter expérimentalement, du fait de sa petite taille. On peut donc qualifier cette hypothèse de moyennement réaliste puisque, si de la microporosité est bien présente au sein du matériau, elle représente généralement une faible proportion (en volume) comparé aux porosités de taille plus

importantes (Suhot et Chambers, 2014). Il s'agit de porosité localisée à l'intérieur d'un pli. Ce sont généralement ces pores dont les dimensions sont les plus faibles et dont la création est liée à un environnement thermodynamique favorable (cf. § I.4.5.1). Cependant, on note que les pores intra pli représentent généralement une moindre proportion dans le volume total de porosité.

La modélisation proposée repose donc sur un certain nombre de simplifications. L'objectif est, dans un premier temps, d'observer des tendances sur l'influence du volume de porosité sur le comportement non linéaire en cisaillement. Ainsi, avant d'envisager d'intégrer dans le développement des éléments plus proches d'une microstructure « réelle », les choix présentés ici ont été considérés comme acceptables et ont été mis en place dans le cadre de cette étude.

Pour avoir une représentation géométrique la plus fidèle possible, les éléments utilisés sont des hexaèdres à 20 nœuds et à 27 points d'intégrations dont l'interpolation est quadratique. Trois maillages distincts ont été confrontés pour la configuration avec 30 sphères dans le volume et un taux de porosité de 5 %. Les résultats sont reportés dans le Tableau III-10.

Nombre de nœuds [-]	G_{UDRO} [MPa]	γ_{UD}^y [%]	n [-]
29331	2747	1,26	5,33
72619	2728	1,26	5,33
147135	2726	1,26	5,33

Tableau III-10 : Influence du nombre de nœuds dans le maillage sur les caractéristiques non-linéaires pour le couple R367-2/HR40 avec $V_f = 55\%$, 30 sphères et 5 % de porosité

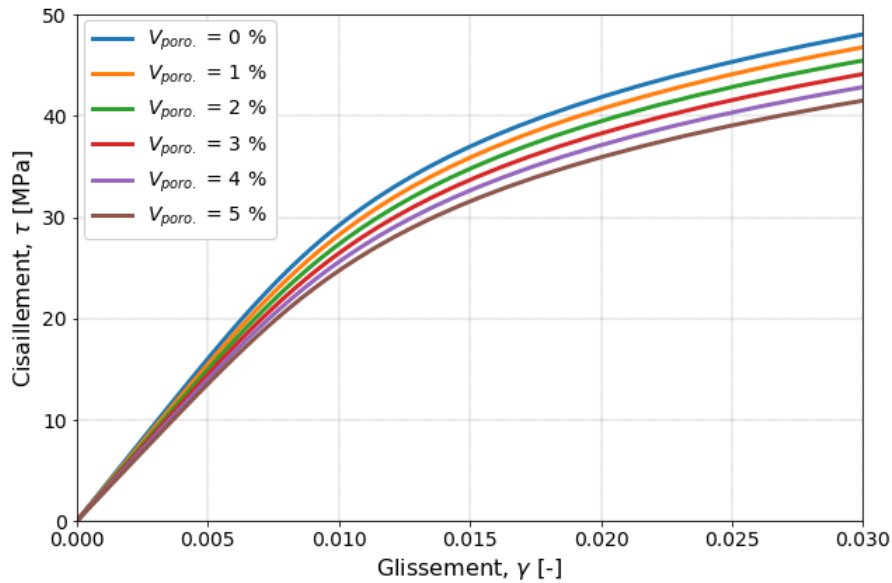
Le Tableau III-10 indique que le maillage contenant 72619 nœuds dans le modèle semble suffisant puisque doubler ce nombre de nœuds influe de manière non significative (< 0,1 % sur G_{UDRO}). Le maillage contenant 29331 nœuds montre également un écart relatif assez faible avec les deux autres ($\approx 1\%$ sur G_{UDRO}). Cependant au regard de l'étude qui va suivre sur l'influence de la porosité, présentée dans le Tableau III-11 (cf. § III.4.2.2), on préférera utiliser un maillage contenant 72619 nœuds puisque les variations recherchées ont une amplitude assez faible, de l'ordre de 15 % de variation sur G_{UDRO} pour un taux de porosité passant de 0 % à 5 %.

III.4.2.2 Influence du taux de porosité sur la résistance en compression

Différents modèles ont été conçus en faisant varier le diamètre des sphères et donc le taux de porosité dans le volume total du modèle. Le Tableau III-11 et le Graphique III-12 présentent les résultats.

Taux de porosité [%]	G_{UDRO} [MPa]	γ_{UD}^y [%]	n [-]
0	3229	1,23	5,53
1	3119	1,24	5,49
2	3015	1,25	5,45
3	2916	1,25	5,41
4	2822	1,26	5,37
5	2728	1,26	5,33

Tableau III-11 : Influence du taux de porosité sur les caractéristiques non-linéaires, selon une loi de Ramberg-Osgood, pour le couple R367-2/HR40 avec $V_f = 55\%$ et 30 sphères



Graphique III-12 : Influence du volume de porosité sur la prédiction du comportement en cisaillement d'un UD

Connaissant le comportement de l'UD en cisaillement en fonction de son taux de porosité, on peut appliquer le modèle analytique de prédiction de la résistance en compression, détaillé dans le chapitre précédent.

Taux de porosité [%]	Mod. de Grandidier initial [MPa]	Ecart relatif par rapport à la référence [%]	Mod. de Grandidier version 2 [MPa]	Ecart relatif par rapport à la référence [%]
0	1333	Référence	1180	Référence
1	1296	-2,8	1162	-1,5
2	1261	-5,4	1144	-3,0
3	1227	-8,0	1127	-4,5
4	1190	-10,7	1106	-6,3
5	1154	-13,4	1084	-8,1

Tableau III-12 : Influence du taux de porosité sur la prédiction de la résistance en compression pour le couple R367-2/HR40 avec $V_f = 55\%$ et 30 sphères selon deux modèles analytiques présentés dans le Chapitre II

Le Tableau III-12 compare l'influence de la porosité numérique sur la prédiction de la résistance en compression, au travers du modèle analytique de Grandidier initial et sa version 2 (rappelée éq. (45)), présentée dans le chapitre II.

$$X_C = \frac{G_{UD RO}}{1 + n \cdot \left(\frac{3}{7}\right)^{1/n} \cdot \left(\frac{(a_i \cdot G_{UD RO} + b_i) \cdot \phi_0}{\gamma_{UD}^y \cdot (n-1)}\right)^{\frac{(n-1)}{n}}} + \frac{C_s}{e_b} \quad (45)$$

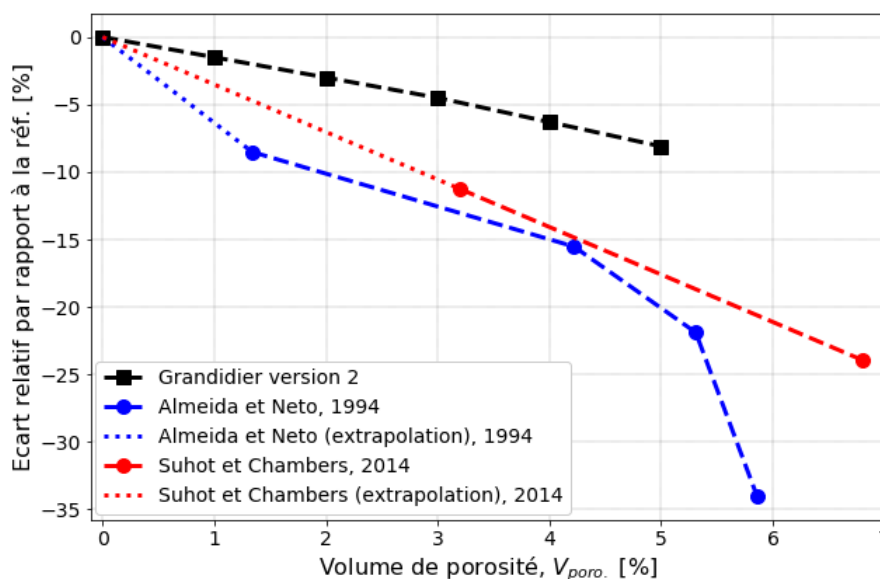
On constate que la modification apportée au modèle analytique conduit à réduire l'influence de la porosité sur la prédiction de la résistance en compression. Ceci est cohérent puisque la modification apportée s'apparente à une pondération du dénominateur par un facteur lié au numérateur ($G_{UD RO}$). Ainsi, lorsque le taux de porosité augmente et que le numérateur ($G_{UD RO}$) diminue, le dénominateur

diminue également du fait de la modification. C'est pourquoi l'influence du taux de porosité est réduite dans la version 2 du modèle.

L'inconvénient est qu'il semblerait que la littérature rapporte une influence du taux de porosité supérieure à ce qui est calculé par le modèle analytique version 2 tandis que celle-ci semble être plus en adéquation avec la prédiction du modèle analytique dans sa version initiale. Le Tableau III-13 et le Graphique III-13 apportent des éléments de comparaison, issus de la littérature.

Auteurs	Taux de porosité [%]	Résistance en compression [MPa]	Ecart relatif [%]
(Muller de Almeida et Nogueira Neto, 1994)	0,00	1555	Référence (extrapolation)
	1,34	1423	- 8,5
	4,22	1314	- 15,5
	5,31	1215	- 21,9
	5,86	1206	- 34,0
(Suhot et Chambers, 2014)	0,0	1287	Référence (extrapolation)
	3,2	1142	- 11,3
	6,8	979	- 23,9

Tableau III-13 : Extrait de la littérature traitant de l'influence du taux de porosité sur la résistance en compression



Graphique III-13 : Comparaison de résultats issus de la littérature et ceux obtenus avec le modèle de Grandidier version 2, concernant l'influence du taux de porosité sur la résistance en compression

On peut alors s'interroger sur les raisons de cette différence.

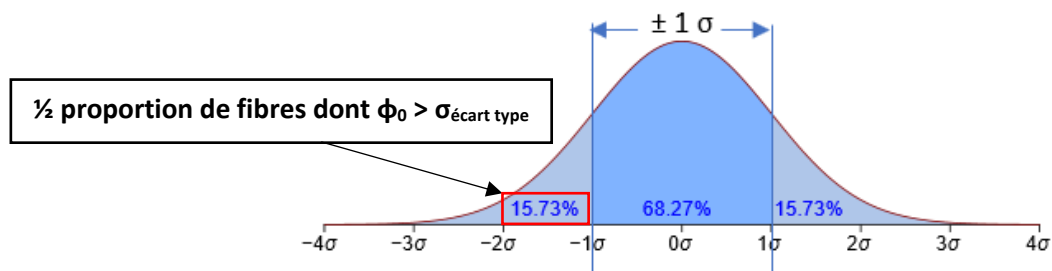
Pourquoi l'influence mesurée expérimentalement par (Almeida et Neto, 1994) ou encore (Suhot et Chambers, 2014) est plus importante que ce que l'on calcule avec le modèle numérique à l'échelle du VER intégrant cette notion de porosité ?

La modification apportée au modèle analytique permet-elle de prendre en compte la notion de porosité ?

Rappelons-nous que les paramètres a_i et b_i introduit dans le modèle analytique version 2 ont été identifiés expérimentalement (cf. § II.4.2). Aussi, l'ensemble des plaques ont été fabriquées par le même chantier nautique, suivant un procédé identique. Les plaques ayant servi à fabriquer les différentes éprouvettes sont assez simples à fabriquer, comparé à un hydrofoil.

Prenant en compte ces éléments, l'une des hypothèses envisagées est que les éprouvettes utilisées avaient toute un taux de porosité très faible. Ainsi, a_i et b_i , ont été identifiés pour un taux de porosité faible, estimé entre 0 % et 0,5 %. Pour simplifier la compréhension et le développement, ces éprouvettes serviront de référence et on considèrera un taux de porosité égal à 0 %.

Rappelons désormais que a_i et b_i interviennent, avec G_{UDRO} , en pondération de l'angle d'ondulation initiale de la fibre. Comme expliqué dans le chapitre II, cet angle est en réalité l'écart type d'un ensemble de mesure d'angles d'ondulation initiale. Pour faciliter la compréhension, le Graphique III-14 issu du Chapitre II est rappeler ici.



Graphique III-14 : Exemple de loi normale (Par Jhquch, wikipedia.org)

Les mesures d'angles d'ondulation initiale forment une loi normale (cf. Graphique II-1). L'écart type qu'ils forment a été utilisé par (Budiansky et Fleck, 1993) comme paramètre, noté ϕ_0 , dit « angle d'ondulation initiale », dans le modèle analytique portant leurs noms (cf. § I.4.3). La modification que nous avons apportée dans le Chapitre II, qui forme ce que l'on nomme le modèle analytique de Grandidier version 2, porte sur l'introduction d'un coefficient K venant pondérer ϕ_0 , et donc l'écart type. Il s'agit donc ici de s'interroger sur les paramètres pouvant influencer ce coefficient K .

On a vu dans le Chapitre II, à la suite d'observations expérimentales sur plusieurs couples de matériaux, que G_{UDRO} faisait partie de ces paramètres influençant le coefficient K . La tendance suivante a été observée pour un faible taux de porosité : lorsque G_{UDRO} augmente, le coefficient K augmente. Ceci signifie que la proportion de fibre dont l'angle d'ondulation initiale est supérieur à l'écart-type, et qui sont nécessaire au déclenchement du microflambage, sera moins importante. En d'autres termes, pour un taux de porosité faible, plus G_{UDRO} est élevé et moins il faudra de défauts « importants » pour déclencher la rupture.

En appliquant un raisonnement similaire, demandons-nous si le taux de porosité pourrait exercer une influence sur le coefficient K et si c'est le cas, quelle en serait la tendance. Comme le montre le Tableau III-11, la porosité influe sur le comportement en cisaillement d'un UD, notamment en dégradant son module de cisaillement G_{UDRO} . D'après les observations précédentes, on pourrait donc supposer que le coefficient K devrait lui aussi diminuer avec l'augmentation du taux de porosité puisqu'il suit la même tendance que G_{UDRO} .

Cependant, la porosité étant localisée dans la matrice et aux interfaces, ce sont les propriétés de celles-ci qui sont dégradées en sa présence. On a pu voir dans le Chapitre I que le mécanisme de microflambage en compression était dépendant des propriétés de la matrice et de l'interface, puisqu'elles ont pour rôle de contenir la fibre micro-ondulée. Ainsi, on pourrait supposer que le

coefficient K est dépendant du taux de porosité et que ces deux éléments devraient suivre une tendance similaire, c'est-à-dire que lorsque le taux de porosité augmente, le coefficient K augmente également. Ceci peut s'interpréter par le fait que la présence de porosité ajoute du défaut localement mais allant à l'encontre des observations précédentes basées sur $G_{UD RO}$, puisqu'en présence de porosité celui-ci diminue.

Une proposition de reformulation est donnée avec l'éq. (46). Elle crée un lien entre les paramètres a_i et b_i et le taux de porosité en pondérant chacun d'eux par le rapport $(\frac{G_{UD Ref}}{G_{UD RO}})$. De ce fait, on conserve les coefficients identifiés expérimentalement et considérés comme des références pour un taux de porosité à 0 % et on crée le lien avec la porosité. Il s'agit donc ici du modèle analytique de Grandidier dans sa version 3. Nous l'évoquerons ainsi dans la suite de ce manuscrit.

$$X_C = \frac{G_{UD RO}}{1 + n \cdot \left(\frac{3}{7}\right)^{1/n} \cdot \left(\frac{\left(a_i \cdot \frac{G_{UD Ref}}{G_{UD RO}} \cdot G_{UD RO} + b_i \cdot \frac{G_{UD Ref}}{G_{UD RO}} \right) \cdot \phi_0}{\gamma_{UD}^y \cdot (n - 1)} \right)^{\frac{(n-1)}{n}}} + \frac{C_s}{e_b} \quad (46)$$

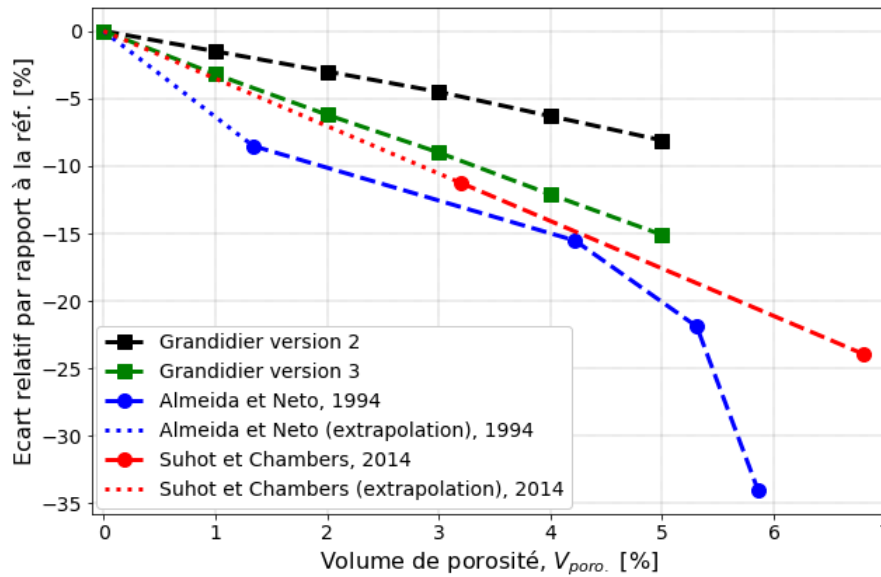
Avec :

- $G_{UD Ref}$: module de cisaillement de référence, obtenu pour une porosité équivalente à 0 %.

Taux de porosité [%]	Mod. de Grandidier version 3 [MPa]	Ecart relatif par rapport à la référence [%]
0	1180	Référence
1	1143	-3.2
2	1107	-6.2
3	1073	-9.0
4	1037	-12.1
5	1001	-15.1

Tableau III-14 : Influence du taux de porosité sur la prédiction de la résistance en compression pour le couple R367-2/HR40 avec $V_f = 55\%$ et 30 sphères selon le modèle analytique de Grandidier version 3

Le Tableau III-14 ainsi que le Graphique III-15 permettent de constater que, l'influence du taux de porosité fournie par le modèle de Grandidier dans sa version 3, est nettement plus en adéquation avec les résultats issus de la littérature que ceux obtenus avec le modèle dans sa version 2. En effet, les résultats de la version 3 conduisent à un coefficient directeur proche de ceux observés avec les résultats issus de la littérature, contrairement à celui de la version 2. De plus, on a considéré que l'identification des propriétés des constituants, et notamment de la matrice, a été réalisée avec 0 % de porosité. Cette information n'a pas pu être vérifiée mais elle s'avère peu probable. On peut donc supposer que l'ensemble des résultats obtenus avec le modèle analytique dans sa version 3 devraient se rapprocher de ceux issus de la littérature, si le taux de porosité dans la matrice ayant servi aux essais expérimentaux était considéré.



Graphique III-15 : Comparaison de résultats issus de la littérature avec ceux obtenus avec le modèle de Grandidier version 3, concernant l'influence du taux de porosité sur la résistance en compression

III.4.2.3 Confrontation avec une méthode issue de la littérature

(Stone and Clarke, 1975), (Costa *et al.*, 2001), (Zhan-Sheng Guo *et al.*, 2009) ont adapté l'équation de (Mar et Lin, 1977) afin de modéliser l'évolution de l'ILSS en fonction du taux d'absorption d'ondes, mesuré lors d'un contrôle par ultrasons. Ils ont tous établi que celui-ci évolue de manière linéaire avec le taux de porosité, permettant une déclinaison directe de l'évolution des propriétés en fonction du taux de porosité dans le matériau. Ces auteurs ont observé une très bonne corrélation avec leurs résultats expérimentaux.

D'autres auteurs comme (Almeida et Neto, 1994), (Costa *et al.*, 2005), (Zhan-Sheng Guo *et al.*, 2009) ont également adapté l'équation de (Mar et Lin, 1977) afin de représenter l'évolution de la résistance en compression, obtenue par des essais de flexion 4 points, en fonction du taux de porosité. Ils ont également observé d'excellentes corrélations avec les résultats expérimentaux. Cette adaptation est présentée éq. (47).

$$X_C^{poro.} = H. (\Psi)^{-m} \text{ pour } \Psi \geq \Psi_{cr} \quad (47)$$

Avec :

- $X_C^{poro.}$: prédiction de la résistance en compression [MPa] en fonction du taux de porosité,
- H : coefficient dépendant du stratifié [MPa.mm^m],
- Ψ : coefficient d'absorption des ondes ultrasons [dB.mm⁻¹]
- m : exposant dépendant des constituants matrice / fibre [-]

Lorsque Ψ tend vers zéro et donc que le taux de porosité tend vers zéro, l'éq. (47) tend vers l'infini. Ainsi, tous les auteurs cités précédemment supposent qu'il existe un seuil de porosité en dessous duquel l'influence de cette dernière, sur la résistance en compression, est négligeable. Ce seuil de porosité critique correspond à un coefficient d'absorption critique, déterminé à l'aide de l'éq. (48).

$$\log \Psi_{cr} = -\frac{1}{m} \cdot \log \left(\frac{X_{C0}}{H} \right) \quad (48)$$

Où :

- X_{C0} : résistance en compression pour un taux de porosité qui tend vers zéro [MPa],
- Ψ_{cr} : coefficient d'absorption critique [dB.mm⁻¹].

(Almeida et Neto, 1994) ont alors proposé de réécrire l'éq. (47) en intégrant le coefficient d'absorption critique déterminé par l'éq. (48). Cette nouvelle formulation est décrite par l'éq. (49).

$$X_C^{\text{poro.}} = \begin{cases} X_{C0} & \text{pour } \Psi < \Psi_{cr} \\ H \cdot (\Psi)^{-m} & \text{pour } \Psi \geq \Psi_{cr} \end{cases} \quad (49)$$

Les résultats expérimentaux obtenus par (Almeida et Neto, 1994) nous ont servi de référence concernant l'influence de la porosité sur la résistance en compression (cf. Graphique III-15). On a ainsi pu proposer une version 3 du modèle analytique de prédiction, comme décrit par l'éq. (46). Les résultats issus du protocole développé dans ce chapitre (Tableau III-14) seront donc comparés à la méthode proposée par (Almeida et Neto, 1994). Cependant, n'ayant pas de campagne expérimentale caractérisant l'évolution de X_C en fonction du taux de porosité, certaines hypothèses ont dû être réalisées afin d'identifier les paramètres de l'éq. (49). La résistance en compression pour une porosité de 0 % présentée dans le Tableau III-14 sera considérée comme la valeur de référence pour le paramètre X_{C0} . Ainsi, lorsque $\Psi < \Psi_{cr}$; $X_C^{\text{poro.}} = X_{C0} = 1180$ MPa.

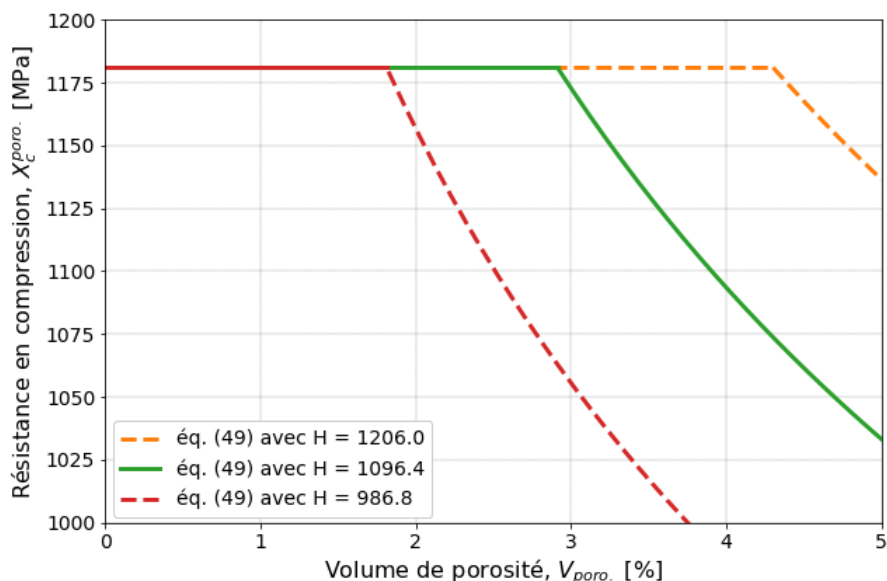
(Almeida et Neto, 1994) ont obtenu, après corrélation avec leurs expériences, $m = 0,305$ pour un stratifié $[0^\circ, 90^\circ]_{12}$ fabriqué à partir de plis préimprégnés tissés fournis par Hexcel sous la référence W4G282. Il s'agit d'un préimprégné avec une matrice Hexcel F584 et de fibres de carbone haute résistance. Les auteurs précisent que toutes les ruptures ont eu lieu sur la face en compression lors de leurs essais de flexion quatre points. Les auteurs reportent également que (Soriano, 1990) a, quant à lui, obtenu $m = 0,315$ avec le même matériau mais dans le cadre d'essais de traction. (Stone et Clarke, 1975) ont identifié un $m = 0,35$ pour un matériau carbon/époxy dans le cas d'une campagne expérimentale d'ILSS. Dans notre cas, nous considérerons arbitrairement que $m = 0,3$.

Le paramètre H ne pouvant être identifié expérimentalement, puisqu'il est normalement issu d'une corrélation de l'éq. (49) avec les résultats expérimentaux, le choix a été fait de conserver un ratio $\frac{X_{C0}}{H}$ identique à celui de (Almeida et Neto, 1994). Ainsi $H = 1096$ MPa.(dB.mm⁻¹)^{0,3}. Cette hypothèse est relativement importante et devra être vérifiée expérimentalement. (Mar et Lin, 1977) indique que le paramètre H peut être assimilé à la capacité d'une fissure à se propager dans la stratifié. Ainsi ils considèrent que pour un nombre de plis donné et une proportion d'UD donnée, un stratifié contenant seulement des plis à 0° et 90° aura un paramètre H inférieur à celui contenant des plis à 0° et 45° . (Almeida et Neto, 1994) ont obtenu leur paramètre H sur un stratifié $[0^\circ, 90^\circ]_{12}$. L'empilement du mât faisant l'objet de cette étude contient majoritairement des plis à 0° mais également quelques plis à 45° et à 90° . Il peut être supposé que le paramètre H pourrait être supérieur, augmentant ainsi le seuil critique de porosité. On note donc l'importance de ce paramètre H et la nécessité d'une caractérisation expérimentale afin de préciser toutes ces hypothèses.

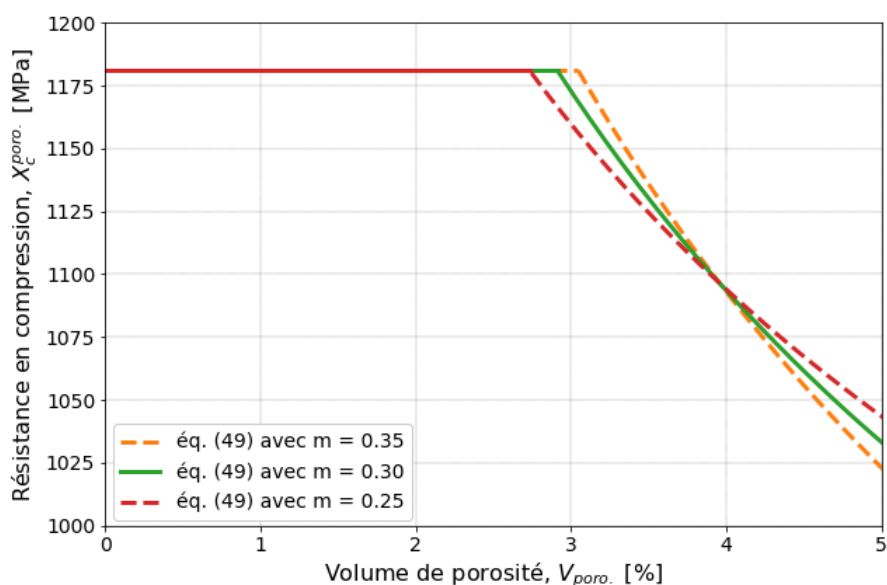
Connaissant les paramètres X_{C0} ; H et m , l'éq. (48) est appliquée, conduisant à obtenir $\Psi_{cr} = 0,78 \text{ dB.mm}^{-1}$. (Almeida et Neto, 1994) ont démontré la relation linéaire entre le taux d'absorption des ondes ultrasons et le taux de porosité. Ainsi, l'éq. (50) permet d'obtenir $V_{\text{porosité cr.}} = 2,9 \%$.

$$V_{\text{porosité}} = 4,758 \cdot \Psi - 0,801 \quad (50)$$

L'ensemble des paramètres ayant été déterminé, il est alors possible d'observer l'influence de H et de m sur la prédiction de résistance en compression en fonction du taux de porosité. Le Graphique III-16 montre l'influence d'une variation de $\pm 10 \%$ autour du paramètre H qui a été identifié. Le paramètre m est fixé à $0,3$.

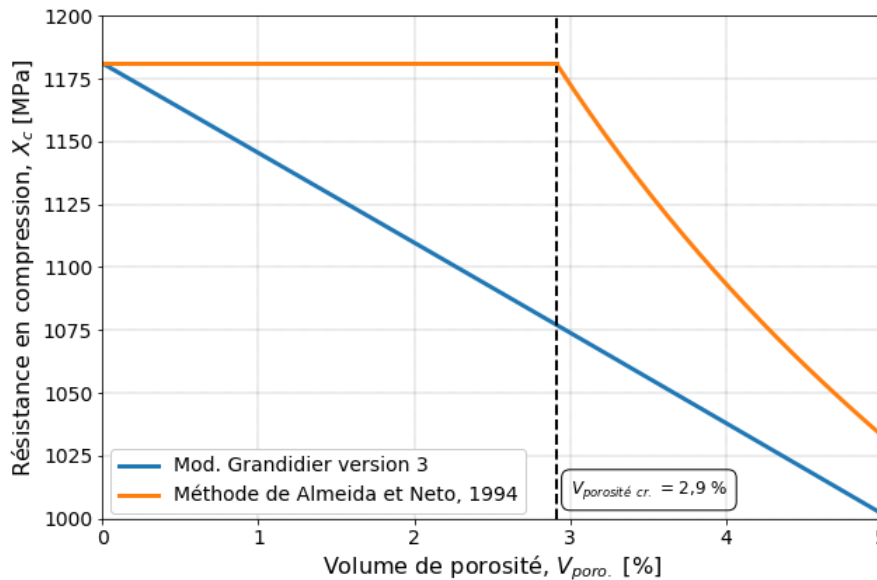


Graphique III-16 : Influence du paramètre H , à $\pm 10 \%$ autour de la valeur identifiée avec $m = 0,3$, sur la prédiction de résistance en compression



Graphique III-17 : Influence du paramètre m , à $\approx \pm 20 \%$ autour de la valeur identifiée avec $H = 1096 \text{ MPa} \cdot (\text{dB} \cdot \text{mm}^{-1})^m$, sur la prédiction de résistance en compression

Le Graphique III-16 et le Graphique III-17 nous permettent de constater que le paramètre H a nettement plus d'importance sur la prédiction de résistance en compression que le paramètre m. Dans le cas d'une identification expérimentale, c'est donc sur la caractérisation du paramètre H qu'il faudra mettre le plus d'efforts. Le Graphique III-18 permet quant à lui d'observer les différences entre les deux méthodes de prédiction de l'évolution de la résistance en compression en fonction du taux de porosité, en considérant l'ensemble des hypothèses émises tout au long de ce chapitre.



Graphique III-18 : Influence du taux de porosité sur la résistance en compression au travers de deux modélisations différentes

Le modèle de Grandidier dans sa version 3 tend à prédire une résistance en compression légèrement inférieure à celle fournie par l'éq. (49). De plus, dans le protocole développé, la notion de seuil critique de porosité n'a pas été introduite. La variation des paramètres de Ramberg-Osgood pouvant être considérée comme une variation linéaire en fonction de la porosité (cf. Tableau III-14), la prédiction de résistance suit la même tendance.

On peut alors s'interroger sur la nécessité d'introduire dans le protocole de prédiction de la résistance en compression un seuil de porosité critique, comme c'est le cas pour l'éq. (49). En observant le Graphique III-18 on constate qu'au seuil de porosité critique, la potentielle sous-estimation de la résistance en compression via le protocole, par rapport à l'éq. (49), est de l'ordre de 9 %. En considérant les difficultés à mesurer précisément le taux de porosité d'une éprouvette ainsi que la dispersion expérimentale d'une caractérisation de résistance en compression, il semble que ce seuil de porosité critique puisse être assez difficile à confirmer expérimentalement. Ainsi le choix a été fait de conserver le protocole de prédiction tel qu'il est, sans considérer de seuil de porosité critique.

III.4.3 Estimation de la durabilité d'une structure composite

III.4.3.1 Introduction d'une variable de dommage

La bibliographie réalisée dans le chapitre I, concernant les notions de fatigue associées à la présence de porosité, nous a conduit à introduire une variable de dommage dans notre protocole de prédiction de la résistance en compression. Celle-ci est introduite afin de retranscrire les phénomènes de fatigue que peut connaître la matrice. Ces phénomènes ont pour conséquence d'entraîner une diminution des propriétés mécaniques de cette dernière et donc celle de l'UD en cisaillement, entraînant ainsi une diminution de la résistance résiduelle en compression, en fonction du nombre de cycles.

Une loi de cumul linéaire de dommage (Miner, 1945) a ainsi été utilisée, comme décrit par l'éq. (51). Cette loi permet le cumul de p niveaux de chargement.

$$d = \sum_{i=1}^p \frac{N_i}{N_{rupt.}^p} \quad (51)$$

Avec :

- d : variable de dommage [-],
- N_i : nombre de cycles réalisés [-],
- $N_{rupt.}^p$: nombre de cycles conduisant à la rupture pour un chargement p [-].

Dans cette première version du protocole, le choix a été fait d'adopter une loi de dégradation simple dégradant linéairement, pour un chargement et un taux de porosité donné, le comportement en traction de la matrice. Ainsi, l'éq. (52) représente la loi d'évolution du module de Young de la matrice tandis que l'éq. (53) représente la loi d'évolution de la contrainte seuil de plasticité. On note que seul ces paramètres ont été modifiés.

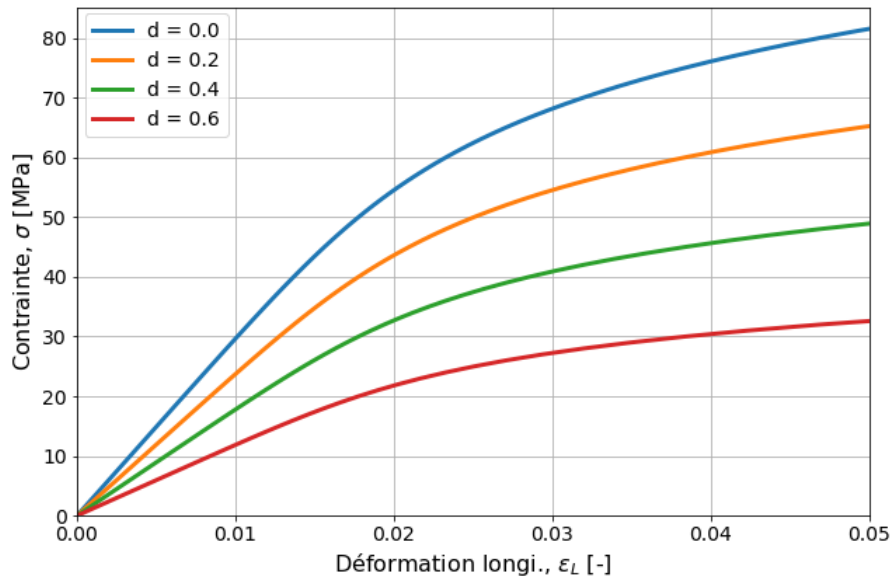
$$E_m^d = E_m^{RO} \cdot (1 - d) \quad (52)$$

$$\sigma_m^d = \sigma_m^y \cdot (1 - d) \quad (53)$$

Avec :

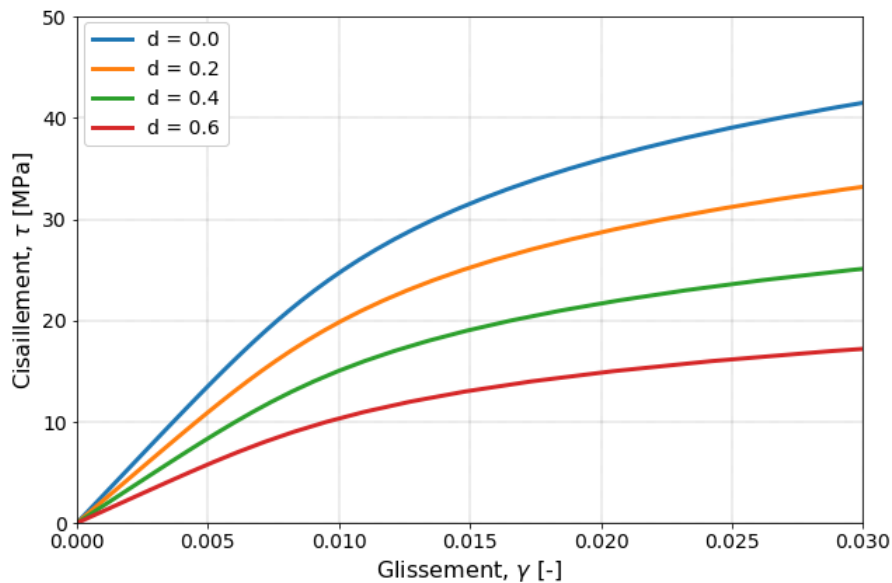
- E_m^d : module de Young de la matrice [MPa] en fonction de la variable de dommage d,
- σ_m^d : contrainte seuil de plasticité de la matrice [MPa] en fonction de la variable de dommage d

Le comportement de la matrice en traction, pour différentes valeurs de d, est présenté sur le Graphique III-19.



Graphique III-19 : Evolution du comportement de la matrice en traction pour différentes valeurs de la variable de dommage d

Connaissant le comportement de la matrice en traction en fonction de la variable de dommage d , il est également possible d'obtenir le comportement en cisaillement d'un UD, en utilisant le modèle numérique à l'échelle du VER, et ce pour n'importe quel taux de porosité. Le Graphique III-20 présente la simulation du comportement en cisaillement d'un UD contenant 5 % de porosité pour différentes valeurs de d .



Graphique III-20 : Evolution du comportement d'un UD, contenant 5 % de porosité, en cisaillement pour différentes valeurs de la variable de dommage d affectant le comportement du constituant matrice

L'éq. (51) nous a permis de définir l'évolution de la variable de dommage en fonction du niveau de chargement, du nombre de cycles réalisés et du nombre de cycles à rupture. L'éq. (51) sera simplifiée par l'éq. (54) en considérant un chargement cyclique dont la contrainte maximale est constante.

$$d = \frac{N_i}{N_{rupt.}} \quad (54)$$

Là encore, le manque de donnée expérimentale nécessite de poser des hypothèses fortes. Cependant, il est important de rappeler que l'objectif est de proposer un protocole complet permettant de prendre en compte l'influence de défauts de type porosité et d'observer des tendances sur la résistance en compression, dans le cadre d'un chargement cyclique. Si nécessaire on pourra, dans un second temps, entamer une étape de validation des hypothèses et d'identification expérimentale des différents paramètres.

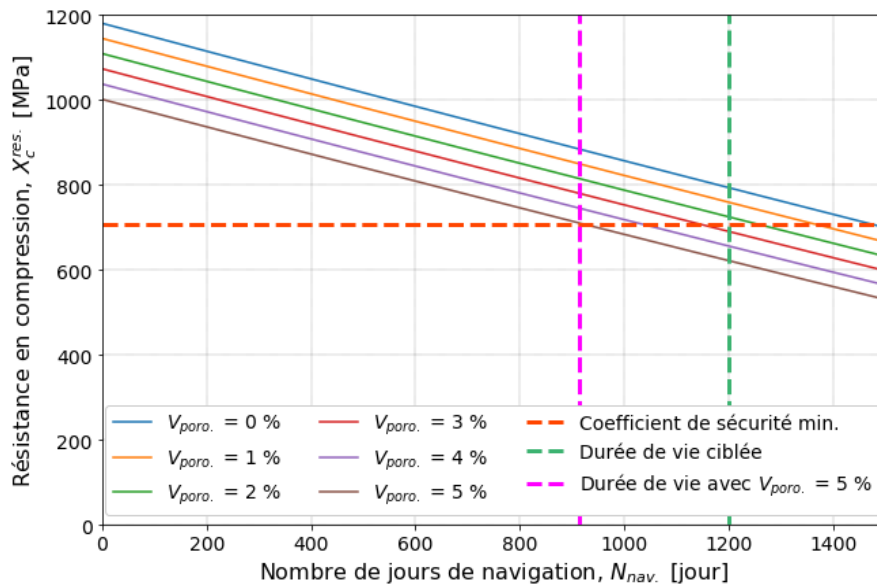
III.4.3.2 Nombre de cycles à rupture constant

La valeur de $N_{rupt.}$ est importante dans la définition de la variable de dommage. La littérature ne contient pas cette donnée expérimentale pour ce type de matériau. On s'appuiera donc sur les résultats d'une campagne expérimentale de fatigue menée en interne (Méchin, 2017). Celle-ci a été réalisée en compression-compression avec un montage de flexion 4 points. Les détails de cette campagne seront donnés dans le chapitre suivant, on note simplement ici que le matériau est identique à celui utilisé dans ce chapitre. Le principal résultat qui nous intéresse est que pour une contrainte maximale atteinte pendant le cyclage de 76 % de la résistance en compression initiale, à une fréquence de 10 Hz, aucune dégradation de la résistance résiduelle (noté par la suite : $X_C^{res.}$) n'a été constaté après 10^7 cycles. On note qu'on se place ici dans le cadre d'éprouvettes de très bonne qualité dont le taux de porosité est inférieur à 1 %. On considère donc que, pour ces éprouvettes, le taux de porosité est inférieur au seuil de porosité critique.

Les données d'entrées de l'étude de cas concernant le mât faisaient état d'une contrainte maximale vue par les UD de 215 MPa. Ainsi si on définit le niveau de chargement comme étant le rapport entre la contrainte maximale dans les UD et la résistance de ces derniers pour un taux de porosité nul, alors le niveau de chargement est de l'ordre de 20 % de la résistance des UD.

En considérant ces informations, l'hypothèse que $N_{rupt.} = 3.10^7$ cycles est posée. Ceci suppose que le nombre de cycles à rupture est triplé par rapport au nombre de cycle maximum atteint lors de la campagne de fatigue à 76 % de la résistance maximale. Cette hypothèse se justifie par la réduction du niveau de chargement de 76 % à 20 % de X_C ainsi que par l'absence de dégradation de $X_C^{res.}$.

L'influence de la variable de dommage sur $X_C^{res.}$ en fonction du nombre de jour de navigation (cf. § III.4.1 - hypothèse de 9000 cycles/jour de nav.), et pour différents taux de porosité, peut ainsi être observée sur le Graphique III-21. Ce dernier indique également le niveau de contrainte correspondant au coefficient de sécurité minimum du cahier des charges, fixé à 3.



Graphique III-21 : Influence de la variable de dommage sur $X_C^{res.}$ en fonction du nombre de jours de navigation, et pour différents taux de porosité

Le Graphique III-21 indique donc que, selon les hypothèses réalisées, le coefficient de sécurité minimum dans les UD sera atteint après 915 jours dans le cas où le taux de porosité est de 5 % et après environ 1500 jours dans le cas où celui-ci est de 0 %. Ainsi, selon les hypothèses réalisées ici, l'excès de porosité conduit à une durée de vie réduite de 25 % par rapport à la durée de vie ciblée lors du dimensionnement de la structure. Aussi, le Graphique III-21 nous informe que, pour respecter une durée de vie de 1200 jours de navigation avec ces conditions de chargement, le taux de porosité ne doit pas excéder 2 %.

La partie précédente et la littérature montrent que la résistance en compression est dépendant du taux de porosité initial. La variable de dommage, telle qu'introduite ici, considère que la dégradation de la résistance résiduelle en compression n'est dépendante que du nombre de jours de navigation réalisés par rapport au nombre de jours de navigation « potentiel ». Le taux de porosité n'intervient donc que sur la résistance en compression initiale avant navigation. Ceci induit qu'un matériau avec un taux de porosité proche de 0 % voit sa résistance en compression se dégrader aussi rapidement qu'un matériau avec 5 % de porosité. De plus, cette dégradation de $X_C^{res.}$ ne tient pas non plus compte du niveau de chargement de la structure. Afin d'affiner l'estimation de durée de vie de la structure composite, la partie suivante s'intéressera à une méthode permettant de préciser la définition du paramètre $N_{rupt.}$ pour créer une dépendance de la variable de dommage, d , avec le taux de porosité présent dans la structure, ainsi que son niveau de chargement.

III.4.3.3 Vers un nombre de cycles à rupture plus évolué

La définition de la variable de dommage par l'éq. (54) nécessite d'estimer le paramètre $N_{rupt.}$. Celui-ci peut être considéré constant, comme nous l'avons présenté dans la partie précédente, ou variable en fonction du taux de porosité et du niveau de chargement. (Almeida et Neto, 1994) ont démontré que celui-ci était variable et qu'il dépendait notamment du rapport entre la contrainte maximale atteinte durant les cycles et la résistance en compression initiale tenant compte de la porosité et définie par l'éq. (49). Ce rapport, noté S, est défini par l'éq. (55).

$$S = \frac{\sigma_{max\ cycles}}{X_C^{poro.}} \quad (55)$$

Avec :

- $\sigma_{max\ cycles}$: contrainte maximale de compression atteinte pendant les cycles,

Ils ont ainsi utilisé l'éq. (56) afin d'estimer le nombre de cycles nécessaire pour engendrer la rupture d'une éprouvette.

$$\log(N_{rupt.}) = \begin{cases} \log(N_{Ref}) & \text{pour } \Psi < \Psi_{cr} \\ A \cdot (1 - S) & \text{pour } \Psi \geq \Psi_{cr} \end{cases} \quad (56)$$

Avec :

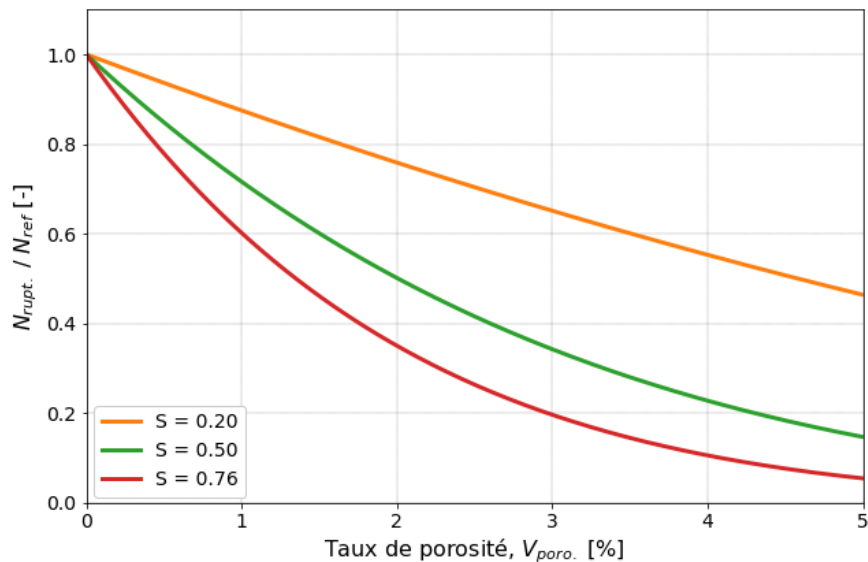
- N_{Ref} : nombre de cycles de référence, conduisant à la rupture pour $\Psi < \Psi_{cr}$
- A : coefficient obtenu par corrélation de l'éq. (56) avec des résultats expérimentaux.

La corrélation de l'éq. (56) avec les résultats expérimentaux a permis aux auteurs d'identifier le paramètre A, dont la valeur a été fixée à 9,1.

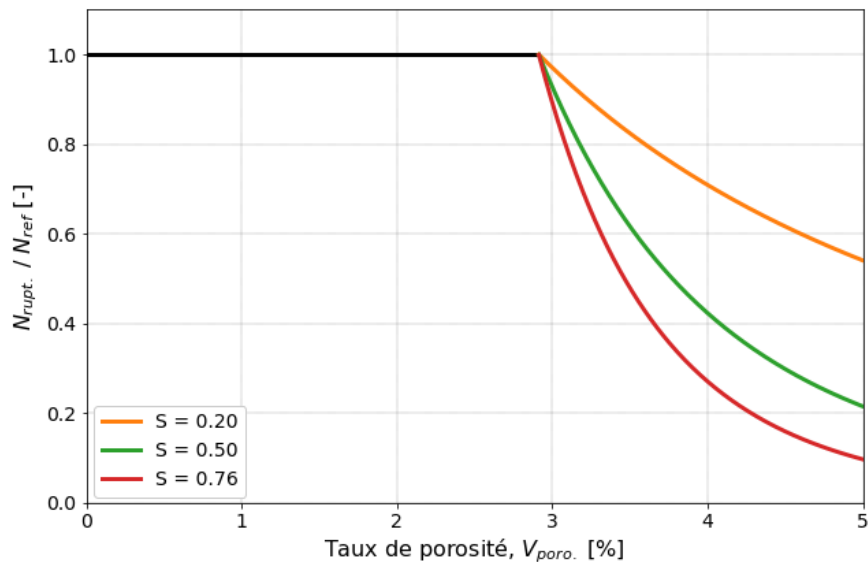
Cette équation induit une dépendance de $N_{rupt.}$ avec le niveau de chargement et avec le taux de porosité initial. En effet, pour une contrainte maximale de cyclage donnée ($\sigma_{max\ cycles}$), la contrainte normalisée S évoluera en fonction du taux de porosité, comme nous l'a montré le Graphique III-18. Ainsi, plus le taux de porosité augmente, plus la résistance en compression initiale est faible, ce qui induit une augmentation de S et donc une diminution du nombre de cycles à rupture.

Pour utiliser l'éq. (56), il est nécessaire d'effectuer l'identification du paramètre A. Comme indiqué dans le § III.4.3.2, les résultats expérimentaux indiquent qu'il n'y a pas de dégradation de la résistance résiduelle après $1 \cdot 10^7$ cycles à 10 Hz et à une contrainte maximale pendant les cycles de 76 % de la résistance en compression. Faisons alors la même hypothèse que précédemment (cf. § III.4.3.2), à savoir que pour un chargement maximum pendant le cyclage de 215 MPa, soit 20 % de la résistance en compression, le nombre de cycles à rupture est alors de $N_{Ref.} \approx 3 \cdot 10^7$. Si l'on considère que le taux de porosité est au seuil de porosité critique ($\Psi = \Psi_{cr}$), évoqué dans le § III.4.2.3 alors on a $N_{Ref.} \approx 3 \cdot 10^7 \approx 10^A \cdot (1-S)$ cycles. L'éq. (56) nous permet alors d'obtenir $A = 9,35$.

Ensuite $N_{rupt.} / N_{Ref}$ peut permettre d'observer l'influence de la porosité sur le nombre de cycles à rupture et pour différents niveaux de chargement, comme représenté sur le Graphique III-22 et le Graphique III-23. On note que le paramètre $X_C^{poro.}$, qui intervient dans l'éq. (55), peut être calculé selon l'éq. (49) proposé par (Almeida et Neto, 1994) ou être remplacé par X_C prédit par le protocole Grandidier version 3 : éq. (46). Ainsi le Graphique III-22 présente les résultats avec X_C estimée à partir du modèle de prédiction de Grandidier version 3 et le Graphique III-23 présente les résultats avec $X_C^{poro.}$, calculée à partir de l'équation issue des travaux de (Almeida et Neto, 1994) .



Graphique III-22 : Influence du taux de porosité sur le nombre de cycles à rupture pour différents niveaux de chargement, avec X_c définie selon Grandidier version 3 (ég. (46))



Graphique III-23 : Influence du taux de porosité sur le nombre de cycles à rupture pour différents niveaux de chargement, avec $X_c^{poro.}$ définie selon l'éq. (49), issue des travaux de (Almeida et Neto, 1994)

Les Graphique III-22 et Graphique III-23 offrent une base de réflexion intéressante. On constate sur le Graphique III-23 que le fait de considérer l'existence d'un seuil de porosité critique induit, lorsque le taux de porosité est inférieur au seuil de porosité critique, que le niveau de chargement et le taux de porosité n'ont plus d'influence sur $X_c^{res.}$. Ceci nous ramène au cas d'un $N_{rupt.}$ constant, développé dans le § III.4.3.2.

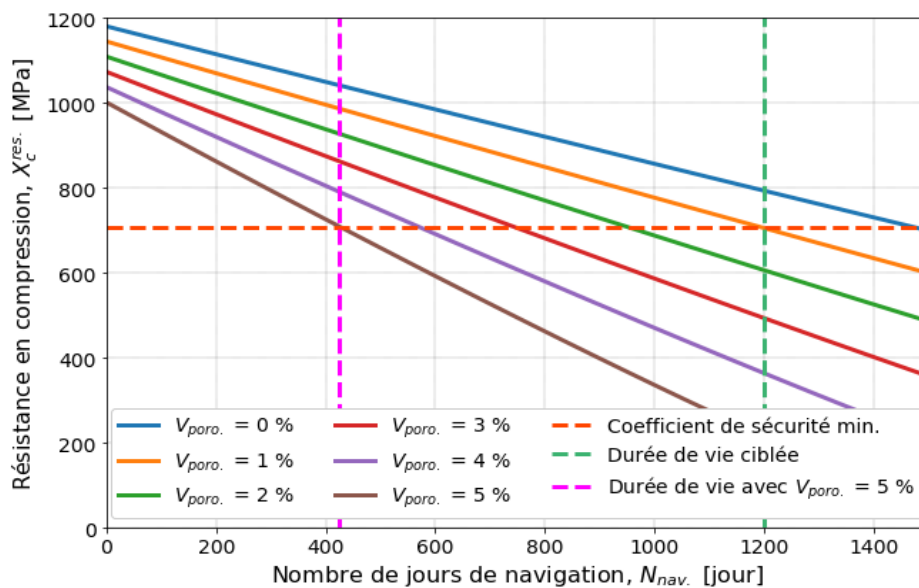
Les Graphique III-22 et Graphique III-23 indiquent que pour une structure contenant un taux de porosité de 5 %, le nombre de cycles à rupture sera divisé par un facteur d'environ 2 lorsque la contrainte maximale de cyclage est de 20 % de la résistance initiale X_{c0} . De la même manière, il sera divisé par environ 10 pour une contrainte maximale de cyclage de 76 % de X_{c0} .

Connaissant l'évolution du nombre de cycles à rupture en fonction du taux de porosité et du niveau de chargement, il nous est alors possible d'intégrer cette donnée dans la variable de dommage d définie par l'éq. (54). Le calcul de cette dernière nous permet alors de connaître le comportement de l'UD en cisaillement en fonction de d , obtenu grâce au modèle micromécanique et dont certains

résultats sont illustrés sur le Graphique III-20. A partir du comportement en cisaillement de l'UD, on peut alors appliquer le critère analytique d'estimation de la résistance en compression dans sa version 3.

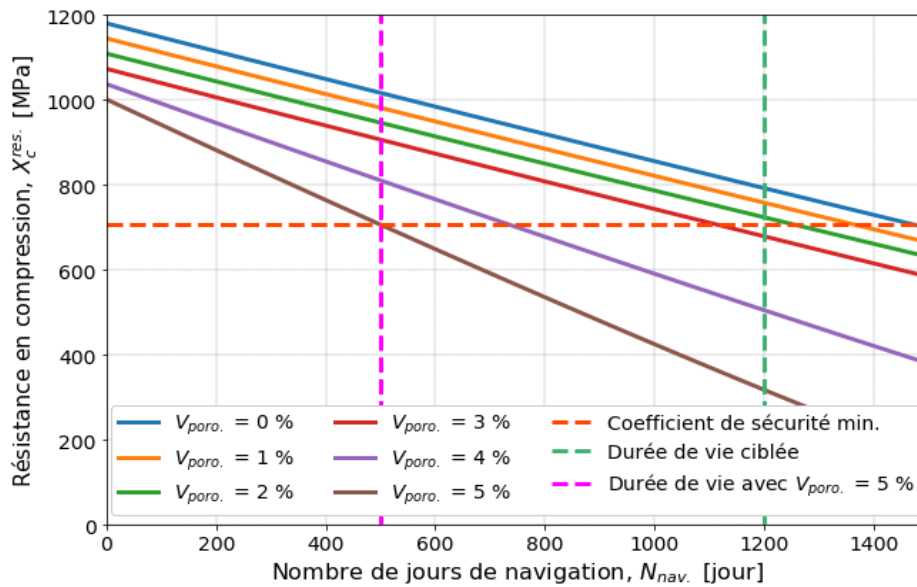
La mise en œuvre de l'ensemble de ces étapes permet d'obtenir le Graphique III-24 et le Graphique III-25, illustrant l'évolution de la résistance en compression ($X_C^{res.}$) en fonction du nombre de jours de navigation, pour différents taux de porosité. Comme précédemment, les deux méthodes de calcul de X_C ont été appliquées, pour comparaison.

La durée de vie estimative de 10 ans, qui a été considérée au début de cette étude, est également mise en évidence, ainsi que le niveau de résistance résiduelle correspondant au coefficient de sécurité minimum, issu du cahier des charges.



Graphique III-24 : Evolution de la résistance en compression ($X_C^{res.}$) en fonction du nombre de jours de navigation, pour différents taux de porosité, avec X_C définie selon Grandidier version 3 (ég. (46))

Le Graphique III-24 utilise le modèle de Grandidier dans sa version 3 pour estimer X_C . Il indique que dans les conditions décrites précédemment, la structure contenant 5 % de porosité atteindra son coefficient de sécurité minimum après 425 jours de navigation, contre 1200 jours pour une structure avec 1 % de porosité. Ainsi, selon ces hypothèses, l'excès de porosité conduit à une réduction de la durée de vie d'environ 66 %.



Graphique III-25 : Evolution de la résistance en compression ($X_c^{res.}$) en fonction du nombre de jours de navigation, pour différents taux de porosité, avec $X_c^{poro.}$ définie selon l'éq. (49), issue des travaux de (Almeida et Neto, 1994)

Le Graphique III-25 utilise l'équation issue de (Almeida et Neto, 1994) pour estimer $X_c^{poro.}$. Il indique que dans les conditions décrites précédemment, la structure contenant 5 % de porosité atteindra son coefficient de sécurité minimum après 500 jours de navigation, contre 1200 jours pour une structure avec moins de 2 % de porosité. Ainsi, selon ces hypothèses, l'excès de porosité conduit à une réduction de la durée de vie d'environ 60 %.

Le Graphique III-24 et le Graphique III-25 permettent de visualiser l'influence du taux de porosité sur l'estimation du nombre de jours de navigation qu'il sera possible de réaliser, tout en respectant le coefficient de sécurité minimum établi dans le cahier des charges.

La comparaison des deux graphiques, et donc des deux méthodes de calcul de X_c , tend à montrer que les résultats suivent la même tendance avec une estimation de la durée de vie relativement proche l'une de l'autre. Celles-ci sont nettement inférieures (lorsque $\Psi \geq \Psi_{cr}$) à celle utilisant un $N_{rupt.}$ constant, présentée dans le § III.4.3.2.

III.4.4 Résumé et conclusion de l'étude de cas

L'ensemble des étapes décrites dans le § III.4 a permis d'apporter un certain nombre d'éléments pour répondre à la problématique d'une zone poreuse dans un mât, en sortie de chantier. La Figure III-18 fournit un résumé schématique des étapes permettant d'estimer la résistance en compression en tenant compte de la porosité présente dans le matériau (cf. § III.4.2). La Figure III-19 expose quant à elle un résumé schématique des étapes permettant d'estimer la résistance résiduelle en compression en fonction du nombre de jours de navigation (cf. § III.4.3).

Ce travail a donc permis d'établir que la présence de cette zone, où le taux de porosité est estimé à environ 5 %, engendre dans les conditions et les hypothèses évoquées dans cette partie, une diminution de la durée de vie du mât d'environ 60 %. En effet, il a été établi que celui-ci pourra réaliser environ 500 jours de navigation au lieu des 1200 jours, pour un mât respectant les préconisations de dimensionnement, à savoir un taux de porosité inférieur à 1,5 %. Bien entendu, l'ensemble de ces informations reposent sur des hypothèses qu'il est important d'intégrer dans les analyses.

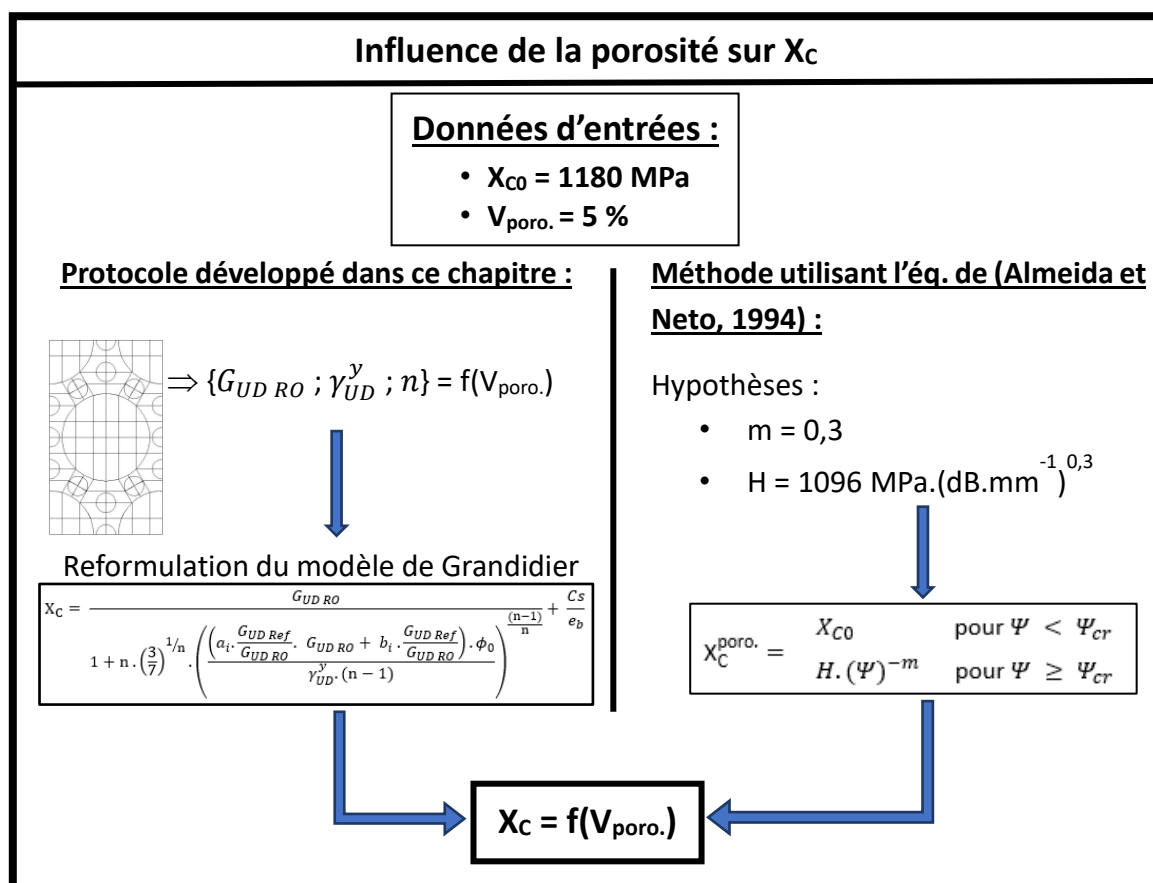


Figure III-18 : Résumé des étapes permettant de prendre en compte la porosité dans l'estimation de la résistance en compression, selon deux méthodes différentes développées dans le § III.4.2

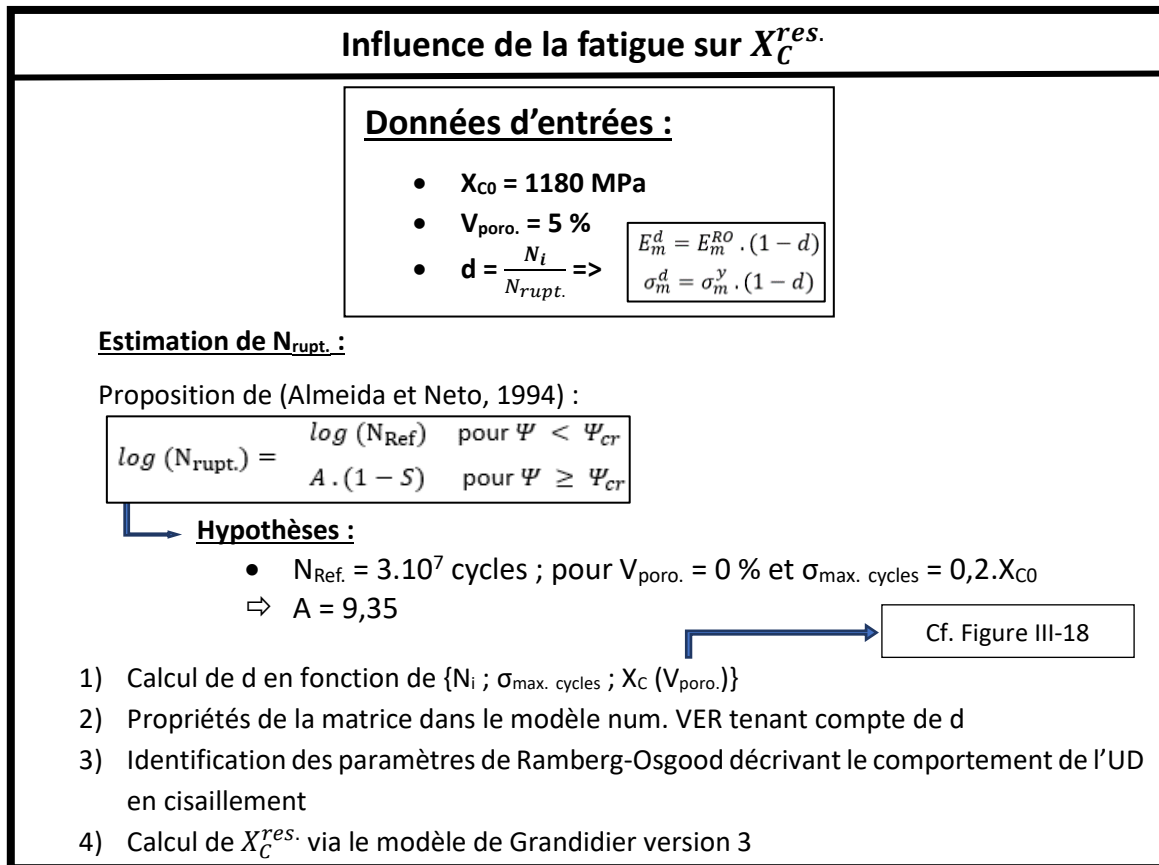


Figure III-19 : Résumé des étapes permettant d'apporter une notion de durabilité dans l'estimation de la résistance résiduelle en compression dont le développement est détaillé dans le § III.4.3

III.5 Conclusion

Dans ce chapitre, le développement d'un protocole de prédiction de la résistance en compression est exposé. D'abord la conception du modèle numérique micromécanique, permettant de simuler le comportement d'un UD en cisaillement à partir des propriétés des constituants, est détaillé. Des essais de traction sur résine pure ont permis d'identifier le comportement non-linéaire de cette dernière afin de l'intégrer dans le modèle. Les propriétés de la fibre sont quant à elles principalement issues de la littérature. Le chargement de cisaillement appliqué sur le modèle micromécanique est calculé à partir des mesures de déformations obtenues lors des essais de traction sur bibiais du chapitre II, pour le matériau concerné.

L'intégration de l'ensemble de ces éléments a permis de réaliser une validation par corrélation entre le comportement en cisaillement calculé avec le modèle micromécanique et celui obtenu expérimentalement, dans le cadre du chapitre II. Le comportement en cisaillement issu du modèle micromécanique a été utilisé pour prédire la résistance en compression, qui a été confrontée à la résistance de ce matériau, aussi caractérisée expérimentalement dans le chapitre II. Le résultat de cette confrontation est excellent.

Une étude de cas, issue des activités du bureau d'études, a été menée en intégrant à l'outil développé, d'une part, l'influence de la porosité sur la prédiction de résistance en compression et, d'autre part, l'apport d'élément quantitatif vis-à-vis de la durée de vie des structures composites. La porosité a été intégrée en modélisant des pores parfaitement sphériques au sein du modèle micromécanique. Ces pores permettent de simuler la présence de porosité locales intra-ply et ainsi de prendre en compte son influence sur le comportement non-linéaire en cisaillement de l'UD. Connaissant alors ce dernier, il a été possible de prédire la résistance en compression, tenant compte de la porosité, en utilisant le modèle de prédiction analytique (version 2 - cf. § II.4.2). C'est ainsi qu'une tendance de l'évolution de la résistance en compression, en fonction du taux de porosité, a pu être proposée. La confrontation de celle-ci avec les tendances observées dans la littérature, basées sur des essais expérimentaux, a montré qu'elle sous-estimait l'influence de la porosité sur la résistance en compression. Des hypothèses pouvant expliquer ce résultat ont été formulées et ont conduit à une nouvelle proposition de modification du modèle analytique, c'est le modèle de Grandidier version 3. Celui-ci est en accord avec les tendances observées expérimentalement dans la littérature, c'est-à-dire une diminution de la résistance en compression d'environ 15 % pour un taux de porosité d'environ 5 %.

La notion de durabilité a, quant à elle, été introduite à l'aide d'une loi de cumul linéaire de dommage dégradant progressivement le comportement non-linéaire de la matrice dans le modèle micromécanique. Le manque de données expérimentales de fatigue en compression concernant ces matériaux hautes performances a conduit à formuler certaines hypothèses concernant le nombre de cycles à rupture pour un niveau de chargement donné. Celles-ci devront être validées. Ces travaux ont permis d'obtenir une tendance concernant l'influence de la porosité sur l'évolution de la résistance en compression, en fonction du nombre de cycles réalisés par la structure. Celle-ci indique notamment que, pour répondre au cahier des charges et selon les hypothèses formulées, le taux de porosité maximum, dans le cas d'étude considéré, doit être d'environ 2 %. Si celui-ci est plus élevé les coefficients de sécurité minimum, fixés lors du dimensionnement de la structure, ne pourront être garantis tout au long de sa durée de vie.

Ce chapitre propose donc un protocole complet de prédiction de la résistance en compression, utilisable en bureau d'études, qui intègre le défaut d'ondulation, la présence de porosité ainsi qu'une

dégradation progressive des propriétés mécaniques de la matrice, en fonction du nombre de cycles réalisés par la structure. La partie défaut d'ondulation de la fibre ainsi que l'influence de la porosité ont été confrontés expérimentalement et fournissent d'excellents résultats. Le manque de données expérimentales en fatigue ne permet pas de confronter les tendances qu'offre le protocole de prédiction en durabilité des structures. C'est avec l'objectif de remédier à cela que le chapitre suivant s'intéresse à l'adaptation et au dimensionnement d'un montage dédié permettant de caractériser la résistance en compression d'UD soumis à un chargement cyclique.

Chapitre IV :
**Conception et validation d'un dispositif expérimental
de fatigue en compression - Analyse des premiers
résultats de fatigue**

Table des matières

IV.1	Introduction	195
IV.2	Conception du dispositif	195
IV.2.1	Cahier des charges	195
IV.2.2	Description détaillée du dispositif	196
IV.2.3	Fabrication des éprouvettes	197
IV.3	Dimensionnement du dispositif	199
IV.3.1	Choix de modélisation et bibliographie sur le Nomex®	199
IV.3.2	Prédimensionnement du montage par des méthodes analytiques	205
IV.3.2.1	<i>Propriétés des constituants de l'éprouvette</i>	<i>205</i>
IV.3.2.2	<i>Vérification de la tenue à la rupture.....</i>	<i>209</i>
IV.3.3	Dimensionnement du dispositif via un modèle éléments finis	213
IV.3.3.1	<i>Géométrie.....</i>	<i>213</i>
IV.3.3.2	<i>Propriétés des constituants de l'éprouvette.....</i>	<i>215</i>
IV.3.3.3	<i>Zones de contact.....</i>	<i>215</i>
IV.3.3.4	<i>Maillage.....</i>	<i>215</i>
IV.3.3.5	<i>Conditions aux limites et chargement.....</i>	<i>217</i>
IV.3.3.6	<i>Précisions sur les calculs.....</i>	<i>217</i>
IV.3.4	Discussion sur le comportement de la structure.....	218
IV.3.4.1	<i>Etude de l'influence de la non-linéarité géométrique et de la non-linéarité matérielle.</i>	<i>218</i>
IV.3.4.2	<i>Analyse des modes de rupture - Vérification par simulations numériques</i>	<i>219</i>
IV.4	Validation expérimentale du dispositif	226
IV.4.1	Campagne d'essais quasi-statiques	226
IV.4.1.1	<i>Dispositif expérimental et méthode</i>	<i>226</i>
IV.4.1.2	<i>Discussion sur le comportement des structures</i>	<i>229</i>
IV.4.1.3	<i>Confrontation des essais et de la simulation.....</i>	<i>242</i>
IV.4.2	Campagne d'essais en fatigue.....	247
IV.4.2.1	<i>Dispositif expérimental et méthode</i>	<i>247</i>
IV.4.2.2	<i>Discussion sur le comportement de la structure en fatigue</i>	<i>250</i>
IV.5	Conclusion.....	252

IV.1 Introduction

Dans le Chapitre I de ce manuscrit, la revue bibliographique a mis l'accent sur la complexité du mécanisme intervenant lors d'une rupture en compression. Il est notamment difficile d'appréhender expérimentalement l'influence des différents paramètres. Cependant, l'ensemble des auteurs s'accorde à dire que la résistance en compression est une propriété fonction de paramètres dépendant du matériau, mais aussi de la structure étudiée. Comme évoqué dans (cf. § I.4.2.2), cette spécificité de la résistance en compression a conduit à la conception de multiples montages permettant sa caractérisation (cf. § I.4.4).

Qu'en est-il lorsque l'on soumet une structure à un chargement cyclique en compression ? On peut s'interroger sur la conservation de l'influence de chacun des paramètres lors du passage d'un chargement quasi-statique à un chargement cyclique. L'approche numérique développée dans le Chapitre III a permis de concevoir une première version d'un protocole s'appuyant sur un modèle numérique micromécanique couplé à un modèle analytique de prédiction. Celui-ci a permis d'explorer l'influence théorique, d'abord en présence de défauts de type porosité, puis en fatigue via une hypothèse de dégradation des propriétés de la matrice, sur l'estimation de la résistance en compression. Afin de valider et d'améliorer cet outil, une confrontation à des résultats expérimentaux est souhaitable. C'est dans ce cadre que la conception d'un dispositif permettant de faire de la fatigue en compression a été réalisé. Ce chapitre a pour objectif de décrire les étapes de conception et de validation de ce dispositif.

IV.2 Conception du dispositif

IV.2.1 Cahier des charges

L'objectif global de cette étude est de présenter et de valider le dispositif conçu afin d'étudier la fatigue d'UD carbone / époxy haut module, sollicités en compression.

L'essai de flexion 4 points s'est rapidement imposé. Il permet de répondre aux objectifs de l'étude et a l'avantage d'être disponible, simple à mettre en œuvre et offre une bonne répétabilité. De plus, c'est un essai usuel dans le secteur du nautisme de compétition. Sa principale difficulté réside dans l'analyse de ses résultats afin de remonter à une caractéristique de résistance. Cependant, l'expérience acquise au sein des laboratoires IRDL et Pprime, notamment grâce à leurs travaux en lien avec le nautisme, a permis d'appréhender ce point.

Un essai de fatigue reprend souvent les difficultés d'un essai statique mais les amplifie et ajoute généralement quelques problématiques, comme par exemple, les phénomènes de glissement d'éprouvette lors du cyclage. L'objectif porte sur l'analyse de la résistance résiduelle après fatigue en compression-compression. Ainsi, contrairement à une étude de fatigue dite « alternée », le glissement de l'éprouvette au cours du cyclage n'est pas possible puisqu'elle est toujours chargée.

La conception de ce dispositif expérimental doit intégrer les contraintes suivantes :

- Avoir un champ de déformation maximum en une zone d'étude ciblée et le plus constant possible,
- Limiter toutes les autres concentrations pour éviter d'autres endommagements lors de la fatigue et limiter les frottements qui entraineraient une dissipation de chaleur,
- Avoir la métrologie adéquate pour la fatigue (capacité machine plus limitée),
- Eviter la fatigue des systèmes de charge,
- Avoir un empilement représentatif de l'application nautisme.

Les dimensions du montage, et notamment l'écartement des rouleaux, se sont inspirées des normes ASTM D6272 et D5467 ainsi que par « les habitudes » expérimentales liées au secteur du nautisme de compétition. La distance entre le rouleau supérieur et le rouleau inférieur peut être adaptée en fonction de la configuration des éprouvettes. Plus celle-ci augmente et moins le risque de rupture par cisaillement entre le rouleau supérieur et inférieur sera présent. Cependant, l'augmentation de celle-ci tend à augmenter la taille des éprouvettes et donc leur coût.

IV.2.2 Description détaillée du dispositif

Il est admis que la résistance en compression est une caractéristique dépendante de la structure (Grandsire-Vinçon, 1993), (Drapier *et al.*, 1996), (Anthoine-Rahier, 1998), (Grandidier, 1998), (Drapier *et al.*, 1999), (Grandidier *et al.*, 2012). Elle est liée à une configuration de montage et une configuration d'éprouvette. On parlera donc de « dispositif » pour parler de l'ensemble montage et éprouvette dans la configuration donnée.

Le dispositif d'essai étudié est donc constitué d'un montage de flexion 4 points, comprenant un palonnier inférieur ayant une distance entre rouleaux de 460 mm et un palonnier supérieur ayant une distance entre rouleaux de 90 mm. Sous ces deux rouleaux centraux de 25 mm de diamètre, introduisant les efforts, deux plaques en polyéthylène (PE) de 50 x 30 x 3 mm³ ont été insérées afin de diminuer la concentration de contrainte sous les appuis et ainsi répondre au cahier des charges. Ces plaques sont couramment appelées « patins ». Concernant l'éprouvette, il s'agit d'une éprouvette à structure sandwich. Ses dimensions sont de 600 x 28 x 16,6 mm³. La hauteur d'âme est de 12,9 mm et chacune des peaux a une épaisseur de 1,85 mm. Le choix de la structure sandwich a été fait afin d'avoir une peau en compression quasi pure et ainsi « isoler » la zone d'étude. Les peaux sont constituées de l'empilement suivant : [+45°_[150 g] | -45°_[150 g] | 0°_[300 g]]_s. Le montage est représenté sur la Figure IV-1.

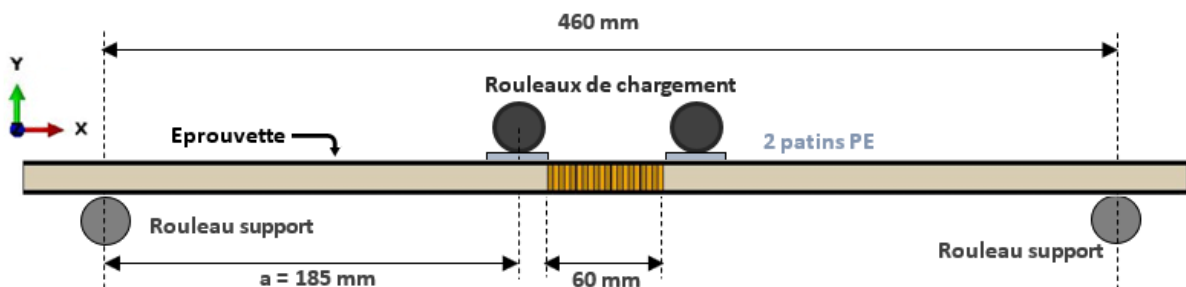


Figure IV-1 : Schéma du dispositif

Comme on peut le voir sur la Figure IV-1, suivant sa longueur l'éprouvette est divisée en deux zones qui peuvent être distinguées par la composition de leur âme. La zone centrale, de 65 mm de long, centrée par rapport à la moitié de la longueur de l'éprouvette, est constituée d'une âme en nid d'abeilles aramide. Plus connue sous son appellation commerciale : Nomex®, il s'agit d'un produit fourni par le groupe Hexcel dont la référence est HRH-10-4.8-48. Dans cette référence, HRH-10 correspond au matériau de type papier Nomex®, 4.8 correspond à la taille de cellule (cercle inscrit) et 48 correspond à la masse volumique en kg.m^{-3} .

De chaque côté de cette zone, l'âme est constituée de ce même Nomex mais dans lequel une mousse syntactique basse densité, ou mousse de densification, a été ajoutée. C'est une méthode utilisée, par exemple dans le nautisme, lorsqu'une zone est sollicitée en cisaillement. Les propriétés du Nomex en cisaillement sont très faibles. Dans ce cas, l'ajout de la mousse de densification, couramment appelé « densif », permet de multiplier par plus de trente la résistance au cisaillement de l'âme en passant de 0,7 MPa à 25 MPa. Cela permet également d'éviter les phénomènes d'endommagement dans cette zone et conduit à localiser la contrainte dans la zone d'étude, comme vont le montrer les simulations. L'âme de la zone d'étude est, quant à elle, constituée uniquement de Nomex®.

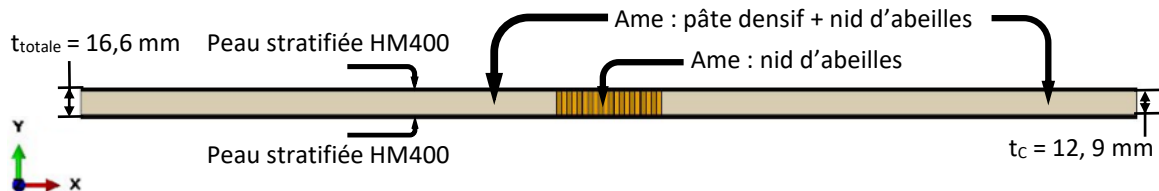


Figure IV-2 : Schéma de l'éprouvette

IV.2.3 Fabrication des éprouvettes

La fabrication des éprouvettes a été assurée par le chantier Multiplast, appartenant au Groupe Carboman, à Vannes. Il existe différentes méthodes de fabrication possibles pour ce type de plaque à structure sandwich. Il est par exemple possible de réaliser l'assemblage de toutes les parties (peaux et âme) avant cuisson et de tout cuire en une seule fois. Cette méthode a été expérimentée et conduit, du fait de la pression appliquée lors de la mise sous vide, à une ondulation importante des plis, notamment des plis proches de l'âme (Figure IV-3). Ce phénomène est appelé télégraphiage.



Figure IV-3 : Ondulation des plis de la peau supérieure collée sur du Nomex (télégraphiage) (Méchin, 2017)

Une seconde méthode consiste à cuire les constituants séparément (non-assemblés) puis à réaliser l'assemblage des peaux et de l'âme. Une cuisson supplémentaire est ensuite nécessaire pour garantir

le collage des peaux avec l'âme. Cette méthode permet de considérablement réduire le phénomène de télégraphiage et d'avoir une meilleure maîtrise de la géométrie et plus spécifiquement de l'épaisseur. C'est pour cette raison qu'elle a été mise en œuvre pour la fabrication des plaques qui ont servi aux essais.

Les étapes de fabrication sont les suivantes :

- Drapage d'une grande plaque avec l'empilement : [+45°_[150 g/m²] | -45°_[150 g/m²] | 0°_[300 g/m²]]_s,
- Un compactage à 0,8 bar pendant 10 minutes min. est réalisé après dépose de chaque pli,
- Un rouleau perforant est appliqué après le drapage du 1^{er} pli, du 4^{ème} pli et du 8^{ème} pli,
- Compactage à 0,9 bar pendant 30 minutes minimum avant cuisson,
- En parallèle, le Nomex (hauteur = 15 mm à cette étape) est séparé en 3 parties dont 2 seront densifiées :
 - o Etuver le Nomex pendant 2h à 90°C avant densification,
 - o Préparation de la mousse syntactique ISOBOND (SR1252 + KTA313),
 - o Disposition de la mousse syntactique (fraiche, prise rapide) à l'état visqueux dans récipient aux dimensions adaptées à l'insertion du Nomex,
 - o Insertion du Nomex dans la mousse syntactique en s'assurant qu'il ne cherche pas à remonter (disposition de petite masse sur le dessus),
 - o Micro-vibration de l'ensemble afin de faire remonter les bulles d'air emprisonnées,
 - o Laisser un temps de maturation de 24h avant cuisson,
- Cuisson mutualisée avec d'un côté la plaque carbone/époxy et de l'autre le Nomex densifié :
 - o Montée en température de 0,5°C/min jusqu'à 80₀⁺⁵°C,
 - o Palier de 1h minimum à 80₀⁺⁵ °C,
 - o Montée en température de 0,5°C/min jusqu'à 100₀⁺⁵°C,
 - o Palier de 5h minimum à 100₀⁺⁵°C,
 - o Descente en température de 0,5°C/min,
- L'ensemble solide Nomex densifié et la partie Nomex seule sont ensuite surfacés à l'aide d'une fraiseuse afin d'obtenir la hauteur d'âme souhaitée de 12,9 mm,
- Découpage de la plaque carbone/époxy en deux plaques de dimension identique, chacune constituera une peau,
- Préparation des peaux : ponçage et détourage,
- L'assemblage des peaux et de l'âme, en trois parties, est réalisé :
 - o Le choix est fait de mettre le côté bâche des plaques du côté interne au sandwich,
 - o Un film de colle ST1035 300 g.m⁻²¹⁰ est disposé sur chacune des peaux du côté bâche,
 - o Disposition de l'âme, en trois parties mises bout à bout, sur l'une de ces peaux,
 - o La peau supérieure est ensuite disposée sur le dessus de cet assemblage,
 - o L'ensemble est mis sous vide à 0,9 bar pendant 30 minutes minimum,
- Cuisson de l'ensemble selon recommandation fournisseur du film de colle ST1035,
- Les éprouvettes sont ensuite découpées avec une scie circulaire à lame diamant avec une longueur = 600 mm et largeur = 28 mm.

¹⁰ L'utilisation d'un film de colle de 300 g.m⁻² a permis d'obtenir des ménisques de colle visibles et réguliers dans la zone centrale où l'âme n'est constituée que de Nomex. La Figure IV-4 schématise les ménisques qu'il est préférable d'observer, nos ménisques sont jugés conformes à ce qui est attendu.

IV.3 Dimensionnement du dispositif

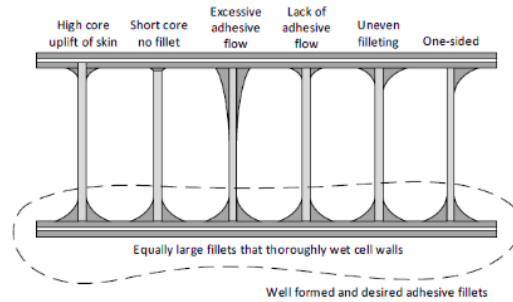


Figure IV-4 : Schéma décrivant les ménisques de colle à l'interface peau/âme (Seemann, 2020)

Lors de la réception des éprouvettes, un défaut a été constaté (Figure IV-5). Il s'agit d'une concavité de l'une des peaux, en zone centrale, où l'âme n'est constituée que de Nomex®. Cette concavité conduit à une réduction de l'épaisseur totale d'environ 1 % en zone centrale (environ 0,1mm).

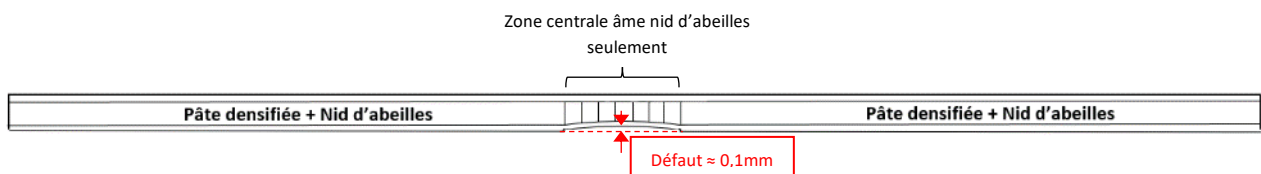


Figure IV-5 : schématisation du défaut de concavité positionné sur la peau en traction lors des essais

Cette concavité peut être due à la pression imposée par la mise sous vide et à la différence de raideur entre les zones où l'âme est densifiée et celle où elle ne l'est pas. Il est également possible que ce défaut provienne d'un défaut d'usinage du Nomex lors de l'étape de surfacage de la zone centrale. Afin de réduire l'influence de ce défaut sur l'étude, l'éprouvette a toujours été disposée de manière à ce que la peau avec le défaut soit celle sollicitée en traction.

IV.3 Dimensionnement du dispositif

IV.3.1 Choix de modélisation et bibliographie sur le Nomex®

Dans l'industrie du composite, lorsqu'une modélisation de structure type sandwich est réalisée, l'âme est généralement modélisée de manière simplifiée, comme étant un pli à part entière (B - Figure IV-6). Pour alimenter le code de calculs, les propriétés mécaniques de cette âme sont alors issues des fiches fournisseurs. L'intégrité de celle-ci est garantie par des modèles analytiques associés à des coefficients de sécurité généreux qui peuvent être affinés avec l'expérience (A - Figure IV-6). Lorsqu'une zone est jugée sensible, par exemple dans le cas d'une jonction de cloison avec un fond de coque, une modélisation un peu plus détaillée est envisagée comme c'est présenté en C sur la Figure IV-6. Lorsqu'on s'intéresse au comportement global de la structure, cette modélisation peut s'avérer suffisante. Ainsi, les premiers modèles qui ont permis la conception du dispositif présenté ici utilisaient cette modélisation. C'est aussi le choix qu'ont fait (Heimbs *et al.*, 2006) et (Zinno *et al.*, 2011) dans leurs travaux. Dans le cadre de notre étude, le modèle doit permettre de valider une conception de montage, c'est pourquoi la modélisation D présentée sur la Figure IV-6 a été utilisée. Celle-ci intègre une modélisation en éléments volumiques pour le densif et une modélisation en éléments plaques et coques pour l'ensemble des cellules du nid d'abeilles.

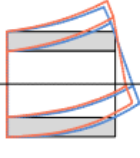
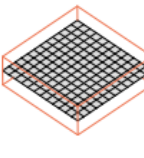
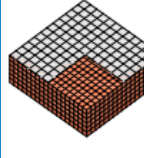
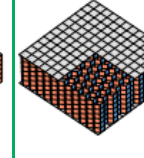
A	B	C	D
Simplified models	2D shell and plate models	3D-Continuum models	Detailed models
			
Analytical equations	Global approximation, discrete layer	e.g. Shell-Solid-Shell	Meso/Micro scale

Figure IV-6 : Illustration des différents niveaux de modélisation d'une structure sandwich (Seemann, 2020)

Lorsqu'on atteint ce niveau de détail, la difficulté que l'on rencontre est d'alimenter le modèle avec des caractéristiques matériaux précises. Concernant les peaux carbone/époxy, il n'y a pas vraiment de difficultés puisqu'elles sont relativement bien connues dans le secteur du nautisme et il existe plusieurs méthodes d'homogénéisation qui permettent d'estimer les propriétés difficiles à caractériser. Toutefois, la tâche est plus compliquée lorsqu'il s'agit du matériau constituant le nid d'abeilles. Un état de l'art succinct sera donc réalisé dans la suite de cette partie afin de permettre la formulation d'hypothèses de modélisation.

Les fiches techniques des fournisseurs de Nomex® ne donnent généralement que des propriétés « structure » obtenues par des essais sur plusieurs cellules. Ces propriétés conviennent pour les modélisations A, B et C de la Figure IV-6 mais ne sont pas appropriées pour une modélisation D. En effet, dans le cas où les cellules sont modélisées en 3D dans le modèle numérique, il est nécessaire de connaître les propriétés du matériau constituant ce nid d'abeilles.

Ce constituant, c'est le papier Nomex®, qui est une forme de polyamide aromatique, aussi appelé aramide. C'est une marque déposée de la société « DuPont de Nemours », notamment utilisé pour son excellente résistance au feu. Celui-ci est obtenu à partir de deux formes de polymères d'aramide, les « fibrides » (liant) et le « floc » (fibres courtes). Ces deux composants sont mélangés, avec entre autres de l'eau, puis transformés sous la forme d'une feuille continue par calandrage.

Ce calandrage à haute température conduit à un matériau sous forme de papier dense et mécaniquement solide. Au cours de ce processus de fabrication, les fibres les plus longues s'alignent radialement par rapport aux rouleaux de calandrage. Ceci conduit le papier à avoir des propriétés mécaniques de type orthotrope. Il est admis par (Foo *et al.*, 2007) ; (Roy *et al.*, 2014) ; (Roy *et al.*, 2014) ; (Seemann and Krause, 2014) ; (Seemann, 2020) que le module « Transverse », sens T sur la Figure IV-7, est inférieur au module suivant l'axe de déroulement, c'est-à-dire le sens L sur la Figure IV-7.

Avant d'être transformé sous sa forme finale (Figure IV-7), le papier aramide est trempé dans une résine phénolique afin d'obtenir un produit avec de meilleures propriétés mécaniques, c'est le papier Nomex®.

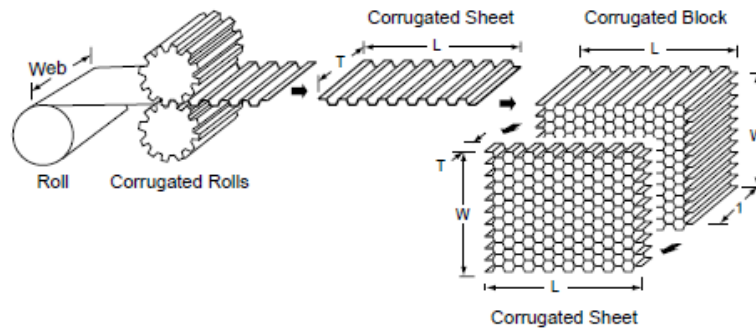
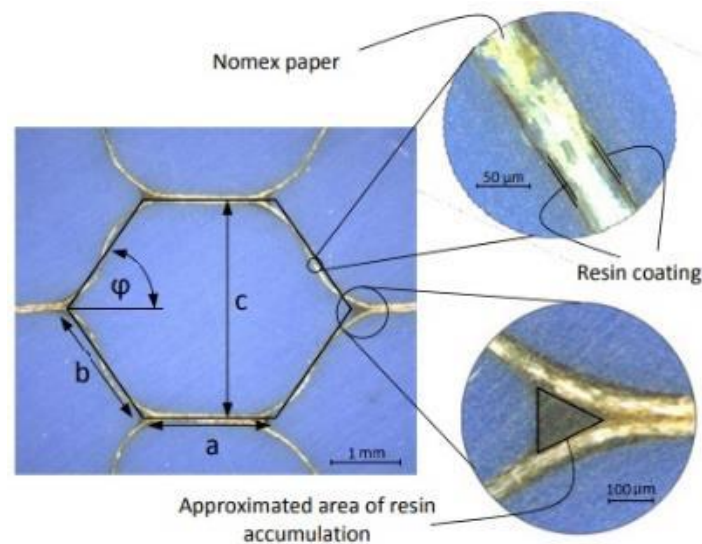


Figure IV-7 : Procédé de mise en forme du Nomex® à partir du papier Nomex® (HEXCEL, 2015)

Si on regarde plus en détail le produit final (Figure IV-8), il est possible de distinguer le papier aramide et la résine phénolique. Cette dernière est présente sur l'ensemble des parois du Nomex® formant ainsi une couche de protection pour le papier aramide. Elle forme également des amas localisés aux jonctions des cellules, comme le montre la Figure IV-8. Comme l'ont montré (Seemann, 2020) et (Aminanda *et al.*, 2005), ces concentrations de résine phénolique raidissent considérablement la structure Nomex® et affectent de manière significative la résistance du nid d'abeilles.



**Figure IV-8 : Image microscopique d'une section polie de Nomex®
Taille de cellule de 3,2mm - densité 48kg/m³ (Seemann, 2020)**

Il existe différents types de papier aramide. D'après la littérature (Foo *et al.*, 2007) ; (Roy *et al.*, 2014) ; (Seemann, 2020) les plus répandus sont les papiers provenant de la société Dupont de Nemours et portant les références suivantes : T410, T411 et T412. Chacun de ces produits se déclinent sous plusieurs références qui se différencient par l'épaisseur du papier.

L'ASTM D828, en accord avec la société Dupont de Nemours et reportées dans l'ouvrage de (Seemann, 2020), fournit dans le Tableau IV-1 les propriétés mécaniques pour différentes épaisseurs de papier aramide de type T412.

Nomex Type	Thick. [μm]	Density [g/cc]	E_1 [MPa]	E_2 [MPa]	s_1 [N/mm]	s_2 [N/mm]	d_1 [%]	d_2 [%]
2T412	47 - 65	0.54-0.94	3000	1700	3.63	1.23	6.1	3.5
3T412	71 - 91	0.67-0.91	3000	2000	6.01	2.33	6.7	5.1
4T412	94 - 117	0.72-0.94	3100	2200	6.13	1.70	8.0	5.3

Tableau IV-1 : Propriétés du papier aramide de type T412 (Seemann, 2020)

Avec :

- E_1 : correspond au module d'élasticité dans la direction L sur la Figure IV-7
- E_2 : correspond au module d'élasticité dans la direction T sur la Figure IV-7
- S_1 : résistance en traction dans la direction 1 (direction L)
- S_2 : résistance en traction dans la direction 2 (direction T)
- d_1 : allongement unitaire à rupture dans la direction 1
- d_2 : allongement unitaire à rupture dans la direction 2

Le second constituant, la résine phénolique, est un polymère synthétique dont la résistance en traction est nettement plus faible que la résistance en compression. Aucune propriété ou référence de résine n'a été trouvée concernant ce constituant dans les fiches fournisseurs. La littérature fournit les données du Tableau IV-2, synthétisées dans (Seemann, 2020).

Reference	Resin type	E [MPa]	s_r [MPa]	s_c [MPa]	v_{phen}	ρ_{resin} [g/cc]
Redjel [Red95]	84055 catalyzed by 3 per C 1650	5160	27	80	-	1.25
Roy et al. [Roy14]	Hirenol KRD-HM2	4940	-	-	0.389	1.34
Liu et al. [Liu15]	unknown	5800	60	180	0.389	1.38
Phenolic Resin Techn. Hand. [Nii07]	Moulded unfilled phenolic resin	6100	48-55	138-172	-	-

Tableau IV-2 : Quelques propriétés de la résine phénolique (Seemann, 2020)

On peut déduire du Tableau IV-2 que le module de la résine phénolique se trouve probablement entre 5 et 6 GPa, il est donc supérieur au module du papier de type T412.

Les travaux sur le nid d'abeilles sont très présents dans la littérature. La majorité des articles concernent la tenue à l'impact, le comportement en présence d'inserts ou la caractérisation de la structure Nomex®. On trouve aussi un certain nombre de travaux où des méthodes d'homogénéisation numériques sont appliquées sur une cellule de Nomex®. Dans ces derniers, l'objectif est généralement d'obtenir les propriétés mécaniques dites « structure » qui viennent généralement confirmer les propriétés fournies par la fiche de caractéristiques mécaniques du fournisseur. Cependant, dans ces travaux, il est rarement fait mention du matériau considéré initialement (Gornet *et al.*, 2005), (Ijaz *et al.*, 2017), (Balawi et Abot, 2008). Ces auteurs utilisent-ils les propriétés du papier aramide ? De la résine phénolique ? Réalisent-ils une méthode d'homogénéisation sur ces deux constituants ou considèrent-ils directement les propriétés du papier Nomex® issues d'une caractérisation expérimentale ? Puisqu'il manque certaines informations importantes et nécessaires dans ces articles, il semble très probable que les auteurs utilisent des propriétés de papier Nomex®. Mais alors quelles sont ces propriétés ? La littérature est effectivement assez peu fournie sur ce sujet. Peu d'auteurs ont réalisé des essais de caractérisation sur le papier Nomex. Il existe tout de même quelques articles de référence qui permettent d'avoir une bonne estimation de ces propriétés. Un état de l'art et des données chiffrées sont reportées dans le Tableau IV-3.

Référence	Méthode	Référence commerciale de Nomex®	Taille de cellule [mm]	Densité [Kg.m ⁻³]	E ₁ [GPa]	E ₂ [GPa]	G ₁₂ [GPa]	v ₁₂ [-]
(Tsuji et al., 1995)	Traction sur papier aramide T412 « pur »	Dupont de Nemours Papier T412	N.A.	N.A.	2,66	1,47	N.C.	N.C.
	Traction sur papier T412 imprégné de résine phénolique	Dupont de Nemours Papier T412 + résine phénolique	N.A.	N.A.	5,28	4,05	N.C.	N.C.
(Foo et al., 2007)	Traction sur papier Nomex®	Provenance Dupont, épaisseur du papier Nomex = 0,125mm	N.A.	N.A.	3,4	2,46	N.C.	N.C.
(Roy et al., 2014) (a)	Corrélation exp./num. sur un essai de traction sur papier Nomex®	Papier T410 (0,056 mm) imprégné de résine phénolique (0,0125 mm/face)	N.A.	N.A.	5,2	3,22	1,26	0,24
(Aminanda et al., 2005)	Corrélation exp/num sur méso modèle (essais d'écrasement)	N.C.	4,76	N.C.	3,07	2,34	0,8	0,4
(Asprone et al., 2013)	Etude num. sur l'influence de défaut : - variation du module E ₂ - variation de t (épaisseur de paroi du papier Nomex®)	Hexcel HRH 10-3.2-48	3,175	48	Hypothèse Num. : 3,5	Hypothèse Num. : 3,5	N.C.	N.C.
(Roy et al., 2014)	Corrélation exp/num sur méso modèle (Flat-wise tension test)	Hexcel HRH-10-3.2-48	3,175	48	4,57	3,52	1,68	0,204
(Roy et al., 2014) (b)	Corrélation des données fournisseurs avec un modèle méso => Parti de (a) puis ajustement de E ₂ et G ₁₂ pour retrouver les propriétés fournisseurs (Flat-wise tension test)	M.C. Gill Corporation : HD322	4,76	32	6,73	4,16	1,63	N.C.
		HD342	4,76	64	7,71	4,77	1,87	N.C.
		Hexcel : HRH-10-3.2-80	3,175	80	5,2	3,6	1,76	0,24

Tableau IV-3 : Etat de l'art sur les propriétés du papier Nomex®

N.A. : Non applicable

N.C. : Non communiquée

Ainsi, le Tableau IV-3 permet d'avoir une vision globale des travaux existants dans la littérature. Le § IV.3.2.1 détaillera les hypothèses utilisées pour les propriétés du Nomex® dans le modèle numérique, en s'appuyant sur cet état de l'art. Quelques auteurs évoquent un comportement non-linéaire du papier Nomex® (Andrews *et al.*, 1997), (Seemann, 2020). (Andrews *et al.*, 1997) ont utilisé une poutre PMMA sur laquelle ils ont collé des fibres aramides. Ils ont ensuite utilisé un essai de flexion 4 points couplé à la spectroscopie Raman afin d'aller observer la formation de bande en genou au sein des fibres aramides. Cette caractéristique non-linéaire du papier Nomex® n'est jamais pris en compte dans la littérature étudiée. A ce stade, nous ne considérerons pas cette non-linéarité.

En plus des propriétés d'élasticité, l'épaisseur de paroi des cellules est également une propriété importante lorsqu'on souhaite modéliser les cellules du Nomex® en 3D. Dans leur article (Roy *et al.*, 2014) ont constaté que, quel que soit le fournisseur de papier Nomex®, sa densité variait peu. Aussi, ils ont établi la formule suivante, permettant d'obtenir une épaisseur de paroi théorique (t_{th}) :

$$t_{th} = \frac{6}{16} \cdot H_N \cdot \frac{\rho_{core} \cdot 10^{-3}}{\rho_{mat}} \quad (57)$$

Avec :

- H_N : taille de cellule nominale du Nomex® [mm],
- ρ_{core} : masse volumique du Nomex® [$\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$],
- ρ_{mat} : masse volumique du papier Nomex® [$\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$].

Comme évoqué précédemment, le Nomex® utilisé est de type HRH-10-4.8-48, ainsi $H_N = 4,76$ mm et $\rho_{core} = 48$ $\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$. Le Tableau IV-4, issu de l'article de (Roy *et al.*, 2014), indique la valeur de $\rho_{mat} = 1,142$ $\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$ pour un produit venant du même fournisseur (Hexcel) dont la référence est

HRH-10-3.2-96. Comme on peut le constater, les densités du matériau de base (papier aramide + résine phénolique), ρ_{mat} , varie assez peu. On conservera donc la valeur de $\rho_{mat} = 1,142$ $\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$ pour le calcul de l'épaisseur théorique de paroi du papier Nomex® utilisé lors de cette étude.

Fabricant	H_N [mm]	ρ_{core} [$\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$]	Hauteur d'âme (t_c) [mm]	ρ_{mat} [$\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$]	t_{th} [mm]
McGill	3,18	51,7	8,85	1,114	0,0553
Hexcel	3,18	76,6	12,7	1,142	0,0800
Plascore	3,18	51,6	17,8	1,115	0,0552
McGill HD322	4,76	31,4	25,4	1,148	0,0489
McGill HD342	4,76	60,0	25,4	1,160	0,0924

Tableau IV-4 : Mesure de densité de différents Nomex® (Roy *et al.*, 2014)

On a alors : $t_{th} = 0,075$ mm via l'éq. (57).

Avec :

- $H_N = 4,76$ mm
- $\rho_{core} = 48$ $\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$
- $\rho_{mat} = 1,142$ $\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$

Les dimensions du Nomex® utilisées dans le cadre de cette étude sont présentées sur la Figure IV-9.

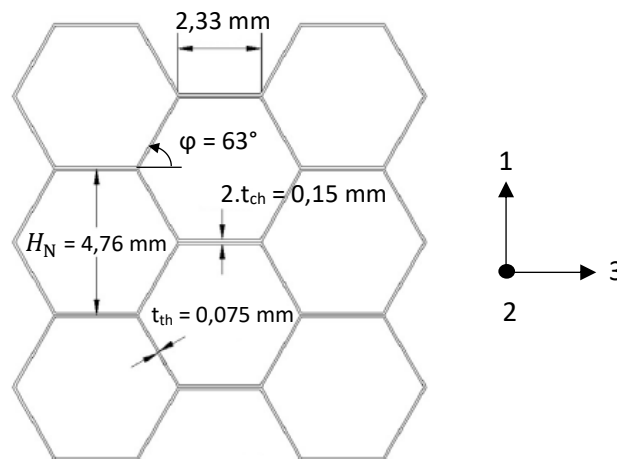


Figure IV-9 : Dimension des cellules de Nomex®

Dans la suite de ce chapitre, un prédimensionnement du montage par des méthodes analytiques puis un dimensionnement s'appuyant sur un modèle numérique va être réalisée. Ceux-ci s'appuieront sur les différents points abordés précédemment.

IV.3.2 Prédimensionnement du montage par des méthodes analytiques

IV.3.2.1 Propriétés des constituants de l'éprouvette

Cette partie résume les hypothèses qui ont été imposées concernant les propriétés de chacun des constituants de l'éprouvette. Les UD carbone/epoxy ainsi que le papier Nomex® (cf. § IV.3.1) ont été considérés comme étant des matériaux élastiques isotropes transverses :

Constituant	E ₁ [GPa]	E ₂ [GPa]	ν ₁₂ [-]	G ₁₂ [GPa]	G ₁₃ [GPa]	G ₂₃ [GPa]
UD – HR40/R367-2 (Structil - Vf = 52%)	180	5	0,28	3,2	3,2	2,4
Papier Nomex®	4,16	3,2	0,24	1,5	1,0	1,0

Tableau IV-5 : Propriétés d'élasticité de l'UD et du Nomex® (isotrope transverse)

Propriété	Pli UD	Papier Nomex®
E ₁	module d'élasticité longitudinal	module d'élasticité dans la direction de la longueur de l'éprouvette
E ₂	module d'élasticité transversal	module d'élasticité dans la direction de la hauteur de l'éprouvette (et des cellules)
ν ₁₂	coefficient de Poisson dans le plan du pli	coefficient de Poisson dans le plan du papier
ν _{i3}	coefficient de Poisson hors plan	coefficient de Poisson hors du plan du papier
G ₁₂	module d'élasticité en cisaillement dans le plan du pli	module d'élasticité en cisaillement dans le plan du papier
G _{i3}	module d'élasticité en cisaillement hors plan	module d'élasticité en cisaillement hors du plan du papier

Tableau IV-6 : Définition des repères matériaux

La fibre HR40 a un module d'environ 360 GPa (Mechin *et al.*, 2019), elle est produite par le groupe Mitsubishi. La résine R367-2 est produite par l'imprégnateur Structil (racheté depuis par le groupe Hexcel). C'est une résine époxy à basse température de transition vitreuse (120°C). L'UD R367-2/HR40 est couramment utilisé dans le secteur d'activité de GSea Design et a donc été caractérisé dans le cadre d'études précédentes, notamment par un essai de flexion 4 points sur des éprouvettes à structure monolithique cuites en étuve.

Le comportement de ce matériau est de type élastique non-linéaire. Dès lors que l'on souhaite valider un montage permettant de caractériser la résistance en compression d'UD carbone/époxy haut module, ce caractère non-linéaire du comportement ne doit pas être négligé.

(Wisnom, 1990) et (Keryvin *et al.*, 2020) ont modélisé cette évolution de la manière suivante :

$$E_1^{UD} = E_1^{initial} + k \cdot \varepsilon_L \quad (58)$$

Ce modèle permet d'obtenir une corrélation satisfaisante du comportement du matériau étudié pour une valeur de k dépendante du signe de la déformation.

On a alors :

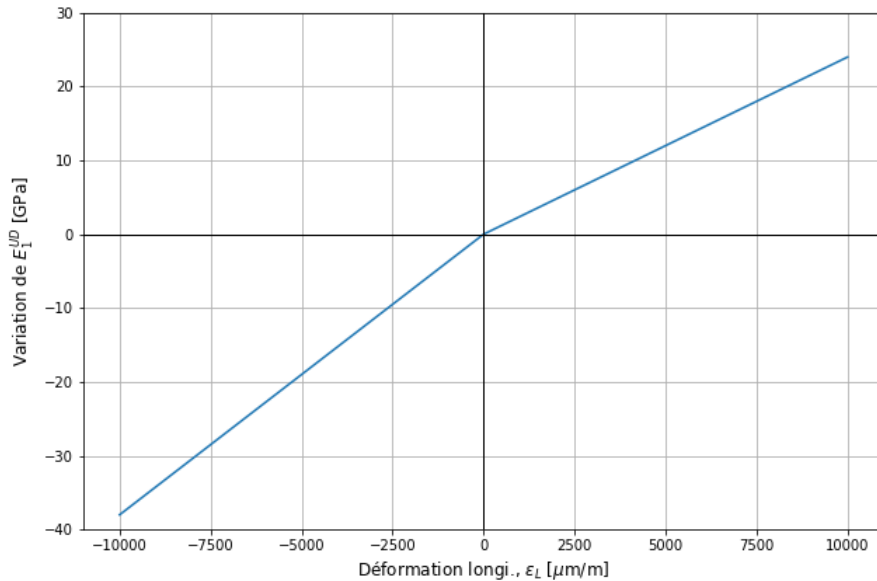
- $k = \beta_t$ lorsque $\varepsilon > 0$
- $k = \alpha_c$ lorsque $\varepsilon < 0$

Les paramètres β_t , α_c ont été identifiés par la méthode décrite par (Keryvin *et al.*, 2020) lors d'une campagne de flexion 4 points sur éprouvettes à structure monolithique du même matériau (R367-2/HR40).

L'identification a fourni les coefficients suivants pour α_c et β_t dans le cas d'UD avec un volume d'environ 55% de fibre :

- $\beta_t = 24$ GPa / % de déformation
- $\alpha_c = 38$ GPa / % de déformation

Le modèle décrit par l'éq. (58) a donc été implémenté dans le logiciel élément finis ABAQUS (cf. § IV.3.3) en utilisant une routine utilisateur afin de décrire le comportement élastique non-linéaire des plis. La variation du module dans la direction des fibres (E_1^{UD}) est linéaire en fonction de la déformation longitudinale du pli pour une sollicitation donnée (traction ou compression), comme décrit par le Graphique IV-1. La description est bornée entre -1 % et +1 % puisque la déformation à rupture en compression de ce type d'UD à fibres haut module est en moyenne autour de -0,65 %. La déformation à rupture en traction peut être légèrement supérieure à +1 % mais, dans le cadre de cette étude, la compression sera nettement dimensionnante.



Graphique IV-1 : Variation du module E_1^{UD} en fonction de la déformation longitudinale du pli

(Crasto et Kim, 1992) ont également observé une variation linéaire du module de compression. Ils ont obtenu, pour un couple UD AS4/3501-6 et pour un couple AS4/APC-2, un coefficient α_c de 38 GPa/% de déformation. La fibre AS4 (Hexcel) est une fibre ayant un module de 225 GPa, elle se classe donc parmi les fibres de type HR. La résine 3501-6 (Hercules, Inc) est une résine époxy ayant une température de transition vitreuse de 177°C tandis que la résine APC-2 (Fiberite) est une résine thermoplastique appartenant à la famille des PEEK (Poly-Ether-Ether-Ketone).

Dans cette même étude, des observations similaires ont été obtenues avec le couple IM8/3501-6 mais aucune valeur de α_c n'a été reportée. Cependant, d'après leur représentation graphique, le coefficient α_c semble être du même ordre de grandeur que celui de notre étude. La fibre IM8 se rapproche davantage de notre étude puisqu'elle possède un module longitudinal d'environ 310 GPa, contre environ 360 GPa pour la fibre HR40 étudiée ici.

(Allix *et al.*, 1994) ont obtenu, pour un couple T300/914, des valeurs de α_c entre 24 et 28 GPa/%.

Les propriétés du papier Nomex® sont issues de l'état de l'art (cf. § IV.3.1) et notamment de la partie supérieure du Tableau IV-3 où sont reportées les propriétés obtenues expérimentalement lors de différentes campagnes de caractérisation du papier Nomex®. (Seemann, 2020) a montré que le module dit « hors plan » du papier Nomex®, il s'agit du module E_2^{Nomex} (noté $E_2^{No.}$) dans le sens de la hauteur des cellules, a une forte influence sur les résultats numériques du modèle. Le Tableau IV-3 nous indique que (Tsuji *et al.*, 1995) ont obtenu $E_2^{No.} = 4,05$ GPa, (Foo *et al.*, 2007) ont obtenu $E_2^{No.} = 2,46$ GPa tandis que (Roy *et al.*, 2014) ont obtenu $E_2^{No.} = 3,22$ GPa. Le choix a été fait de prendre un module $E_2^{No.} = 3,2$ GPa correspondant à un module moyen par rapport aux modules obtenus par ces trois auteurs.

(Aminanda *et al.*, 2005), ainsi que (Roy *et al.*, 2014) ont considéré le ratio d'orthotropie suivant :

$$E_1^{No.} = 1,3 \cdot E_2^{No.} \quad (59)$$

En plus d'être utilisé par ces auteurs, ce ratio correspond aux résultats de (Tsuji *et al.*, 1995) et est également en accord avec les résultats de (Foo *et al.*, 2007) où le ratio d'orthotropie est de 1,38. Ainsi, le module $E_1^{No.}$ a été fixé en utilisant l'éq. (59).

Le coefficient de Poisson a quant à lui été identifié par (Roy *et al.*, 2014). Enfin, comme le ratio d'orthotropie est relativement faible, le module de cisaillement $G_{12}^{No.}$ a été calculé de la manière suivante :

$$G_{12}^{No.} = \frac{E_1^{No.} + E_2^{No.}}{4 \cdot (1 + \nu_{12}^{No.})} \quad (60)$$

C'est également l'hypothèse utilisé par (R. Roy *et al.*, 2014).

Les autres constituants ont été définis comme étant des matériaux élastiques isotropes dont les propriétés sont reportées dans le Tableau IV-7.

Constituant	E [GPa]	ν [-]
Densif	1,7	0,3
Patins PE	0,5	0,4
Rouleaux acier	210	0,3

Tableau IV-7 : Propriétés d'élasticité du densif, des patins PE et des rouleaux acier

Concernant les propriétés de résistance, les fiches techniques fournisseurs des constituants et l'expérience de GSea Design permet de dresser le Tableau IV-8, indiquant les contraintes admissibles pour chaque constituant modélisé.

Constituant	X [MPa]	X _c [MPa]	Y [MPa]	Y' [MPa]	S [MPa]
UD	2200	921 ¹¹	30	90	55
Densif	18	41	18	41	25
Papier Nomex ^{® 12}	90	105	60	90	44

Tableau IV-8 : Résistances par matériau

Avec :

- X : résistance en traction longitudinale
- X_c : résistance en compression longitudinale
- Y : résistance en traction transverse
- Y' : résistance en compression transverse
- S : résistance en cisaillement plan

¹¹ La bibliographie a montré que la résistance en compression sens fibres était une donnée difficile à caractériser pour plusieurs raisons (cf. § I.4.4). De ce fait, la résistance en compression indiquée dans les fiches techniques fournisseurs peut être parfois assez éloignée des observations expérimentales, en fonction de la configuration de l'essai. Nous avons ainsi caractérisé la résistance en compression de l'UD lors de la campagne ayant permis de caractériser le comportement non-linéaire décrit précédemment. La qualité de cette campagne de caractérisation est jugée satisfaisante puisque le coefficient de variation sur la contrainte à rupture est de 2,3 %.

¹² Comme l'indique (Seemann, 2020), il est très difficile de trouver des valeurs de résistance pour le papier Nomex[®]. Nous avons donc repris celles qu'il utilise, issues d'une calibration de sa campagne expérimentale. Il est probable que certaines de ces valeurs soient le seuil critique de flambement du Nomex[®], notamment Y'. Aussi, nous avons donc considéré le papier Nomex[®] comme étant élasto-plastique parfait. Comme Seemann, nous avons utilisé ces valeurs de résistance dans un critère de Hashin. On considère la ruine du constituant lorsque l'une des composantes du critère de Hashin atteint la valeur de 1, autrement dit, lorsque l'une des valeurs du Tableau IV-8 est atteinte.

IV.3.2.2 Vérification de la tenue à la rupture

Contrairement aux structures monolithiques, les structures sandwich sont sujettes à différents modes de rupture qui peuvent parfois être complexes à prédire et à identifier. En effet, comme il a été vu précédemment, en fonction de la configuration de sandwich étudiée (peaux fines, type et propriétés d'âme, etc...) le nombre et la nature des paramètres qui permettent d'identifier le mode de rupture varie. C'est aussi pour cette raison que ces Structures sont très utilisées expérimentalement et pour des études très différentes. En effet, en fonction de la configuration choisie pour le sandwich et du type d'essai auquel il est soumis, on sollicitera l'un ou l'autre des constituants.

On peut par exemple citer les études de caractérisations en :

- fatigue (Abadi *et al.*, 2010),
- tolérance aux dommages (Shipsha *et al.*, 2003),
- délaminage (Lagunegrand *et al.*, 2005),
- compression (Devaux *et al.*, 2003).

(Zinno, 2011) fournit sur la Figure IV-10 une représentation des différents mécanismes de rupture possible dans le cadre d'un essai de flexion 3 ou 4 points :

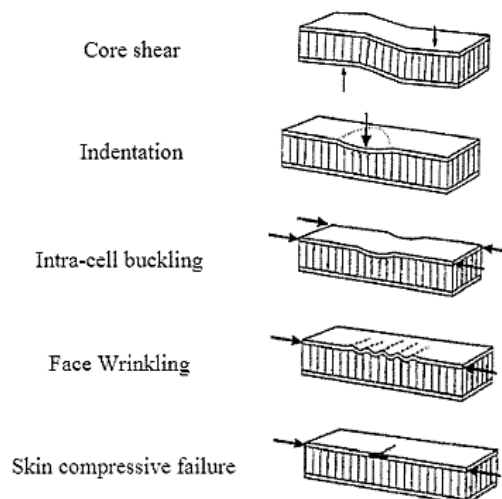


Figure IV-10 : Modes de rupture possibles d'une structure sandwich (âme Nomex®) dans le cadre d'essais de flexion 4 points

L'objectif de notre étude est de concevoir un dispositif permettant de caractériser, en statique et en fatigue, la résistance en compression d'un UD carbone/époxy haut module. Il faut donc s'assurer que les quatre autres modes de rupture illustrés sur la Figure IV-10 n'interviendront pas avant la rupture de la peau en compression.

Comme expliqué dans le § IV.3.1, les bureaux d'études comme GSea Design garantissent généralement l'intégrité de l'âme par des méthodes analytiques. Nous allons donc procéder ainsi, suivant les formules de dimensionnement recommandées par le fournisseur d'âme (HEXCEL, 2015). Certains points seront ensuite vérifiés avec le modèle éléments finis.

Dans un premier temps, il est nécessaire d'estimer la charge à appliquer à la structure afin d'engendrer une rupture en compression de la peau supérieure. Nous pourrons ensuite aller vérifier l'intégrité des autres constituants de l'éprouvette, pour cette charge.

Rupture de la peau en compression :

Le Tableau IV-8 nous indique que la contrainte admissible d'un UD en compression est de 921 MPa. A partir de cette contrainte, on peut remonter à une contrainte équivalente dans la peau, en considérant une déformation constante, de la manière suivante :

- Calcul de la proportion d'UD dans les peaux :

$$\frac{t_{UD}}{t_f} = \frac{1,28}{1,85} = 0,69 \quad (61)$$

- Module des peaux en considérant $E_1^{UD} = 180$ GPa (Tableau IV-5) et $E_1^{Bibiais} = 13,3$ GPa (issue d'une campagne de traction bibiais) :

$$E_f = 0,69 \cdot E_1^{UD} + 0,31 \cdot E_1^{Bibiais} = 128 \text{ GPa} \quad (62)$$

- Calcul d'une contrainte équivalente dans la peau pour une contrainte de 921 MPa dans les UD :

$$\sigma_{peau}^{eq.} = \sigma_{UD \text{ en compression}}^{max} \cdot \frac{E_f}{E_{UD}} = 655 \text{ MPa} \quad (63)$$

On peut ensuite obtenir la charge nécessaire pour atteindre cette contrainte dans la peau en compression, en utilisant la formule simplifiée pour les sandwichs décrite par (Binétruy, 2008) :

$$\sigma_{f \text{ rupt.}} = \frac{P_{rupt.}/2 \cdot a}{b \cdot t_f \cdot t_c} \quad (64)$$

On obtient alors :

$$P_{rupt} = 4732 \text{ N}$$

On considère donc que si la rupture de l'éprouvette survient par rupture de la peau en compression, alors, celle-ci se produira pour une charge estimée d'environ 4800 N. Sachant cela, on peut calculer le coefficient de sécurité pour les autres modes de rupture envisageables.

Rupture par cisaillement d'âme :

Pour se prémunir d'une rupture en cisaillement de l'âme, il a été expliqué précédemment (cf. § IV.2.2) que dans les zones entre appuis extérieurs et intérieurs, le Nomex® est renforcé par une mousse syntactique basse densité, le densif.

Pour vérifier la tenue en cisaillement de l'âme, la formule suivante fournit une valeur de cisaillement moyen :

$$\tau_{c \text{ max}} = \frac{3}{2} \cdot \frac{P_{rupt}/2}{h \cdot b} = \frac{2400}{(12,9 + 1,85) \cdot 28} = 9 \text{ MPa} \quad (65)$$

Le Tableau IV-8 nous indique une contrainte maximale admissible en cisaillement de 25 MPa pour le densif seul tandis que le calcul analytique conduit à une contrainte de cisaillement à la charge à rupture de 9 MPa. Le coefficient de sécurité sur le cisaillement d'âme, entre appuis intérieur et extérieur, est donc d'environ 3 si l'on considère uniquement le densif.

Aucune donnée n'a été trouvée concernant la résistance en cisaillement du Nomex® renforcé par du densif. Le Tableau IV-8 nous indique que le papier Nomex® a une résistance en cisaillement de 44 MPa. Etant donné qu'il y a un rapport de 2,3 entre le module de cisaillement du Nomex® et celui du densif, on peut imaginer qu'il transmettra 2,3 fois plus de contrainte, soit environ 21 MPa. Suivant ces hypothèses, le coefficient de sécurité dans le Nomex® serait d'environ 2. C'est donc ce dernier coefficient de sécurité qui est considéré, puisqu'il est le plus faible.

Rupture par poinçonnement local :

Afin de se prémunir de ce phénomène sous les rouleaux introduisant le chargement, des patins permettant de répartir la pression ont été utilisés. Le document de recommandation fournisseur (HEXCEL, 2015) indique la formule suivante pour le calcul du poinçonnement local moyen admissible :

$$\sigma_{cr\ comp. \hat{a}me} = \frac{P_{rupt}}{A} \tag{66}$$

Où « A » représente la surface où est répartie la pression d'introduction des efforts sous les deux patins supérieurs. La surface de cette zone n'est pas simple à déterminer. Tableau IV-8 nous indique une contrainte admissible de 44 MPa en compression pour le densif. On peut donc déterminer la surface minimale nécessaire pour ne pas dépasser la contrainte admissible en résolvant l'inégalité ci-dessous :

$$\sigma_{cr\ comp. \hat{a}me} = \frac{P_{rupt}}{A} \leq 44\ MPa \tag{67}$$

$$A \geq \frac{4800}{44} = 110\ mm^2 \tag{68}$$

Cette surface est répartie sous les deux rouleaux :

$$\text{Surface sous un rouleau} = \frac{110}{2} = 55\ mm^2$$

La longueur des patins est supérieure à la largeur des éprouvettes, on peut donc faire l'hypothèse que la pression s'applique sur toute la largeur de l'éprouvette.

Largeur de pression répartie minimale sous le rouleau : $\frac{55}{28} = 2\ mm$.

Les patins ont une largeur de 25 mm. La largeur de pression répartie minimale sous le rouleau nécessite donc qu'il y ait au moins 8 % du patin qui transmette la pression à l'éprouvette. Ceci semble largement possible avec des rouleaux de 25mm de diamètre.

Rupture par flambement intra-cellulaire :

Ce phénomène intervient lorsque la raideur en flexion des peaux est faible et que la taille des cellules est « trop importante ». Le fait d'avoir des peaux dites « hauts modules » devrait permettre d'écarter ce mode de rupture. La notion de taille de cellule « trop importante » est subjective, ainsi le fournisseur (HEXCEL, 2015) recommande la formule suivante :

$$\sigma_{f\ cr.} = 2 \cdot E_f \cdot \left(\frac{t_f}{H}\right)^2 \tag{69}$$

$$\sigma_{f\ cr.} = 2 \cdot 128\ 000 \cdot \left(\frac{1,85}{4,76}\right)^2 = 38\ 770\ MPa \quad (70)$$

On en déduit donc que ce mode de rupture n'est pas critique dans notre cas et que le coefficient de sécurité est supérieur à 30.

Rupture par flambement localisé de type effondrement (« Wrinkling ») :

Pour ce mode de rupture, c'est la formule suivante qui est recommandée par le fournisseur d'âme (HEXCEL, 2015) :

$$\sigma_{f\ cr} = 0,5 \cdot (G_c \cdot E_c \cdot E_f)^{1/3} \quad (71)$$

Avec :

- $G_c = 25\ MPa$ (HEXCEL, 2015)
- $E_c = 138\ MPa$ (HEXCEL, 2015)

On obtient :

$$\sigma_{f\ cr.} = 380\ MPa$$

On rappelle que $\sigma_{f\ cr.}$ est la contrainte critique de flambement dans la peau. Comme déterminé avec (63), la contrainte estimée dans la peau pour atteindre la limite de résistance en compression dans les UD est de l'ordre de 655 MPa. Ainsi, d'après la formule (71), notre dispositif ne permet pas de caractériser la rupture en compression des UD, puisque la rupture intervient prématurément par flambement localisé de la peau en compression.

La formule (71) est la plus répandue lorsqu'on s'intéresse au flambement localisé et c'est elle qu'on retrouve dans la plupart des guides de conception. Celle-ci possède l'avantage d'être rapide et simple d'utilisation et, comme c'est généralement le cas des formules analytiques, elle est conservative. On constate d'ailleurs que ses termes sont uniquement des propriétés de constituants de l'éprouvette. Ceci peut sembler surprenant qu'aucune donnée géométrique, telle que l'épaisseur des peaux ou encore l'épaisseur d'âme, n'intervienne.

Lorsqu'on cherche à comprendre cette formule et à en connaître la source, la littérature conduit à (Hoff and Mautner, 1945). Dans cet article, les auteurs ont formulé l'ensemble des équations analytiques de prédictions de flambement localisé en s'appuyant sur une campagne expérimentale comptant cinquante et une éprouvettes à structure sandwich. La conclusion de cet article préconise effectivement l'utilisation de l'éq. (71), tout en précisant qu'elle représente une estimation conservative. Quelques détails de celui-ci, ainsi qu'une application pour le cas d'étude présenté ici, sont présentés en annexe C.

Les bureaux d'études aguerris comme GSea Design n'utilisent pas l'éq. (71). En effet, les différents essais expérimentaux et la recherche de performance liée au nautisme de compétition a permis de constater que celle-ci était très conservative. Au sein du bureau d'étude, c'est la formule décrite par (Gay, 2015) qui est prise comme référence :

$$\sigma_{f\ cr} = a \cdot (E_f \cdot E_c^2)^{1/3} \quad (72)$$

Avec :

$$a = 3 [12 (3 - \nu_c)^2 (1 + \nu_c)^2]^{-1/3}$$

Pour le Nomex® (structure), (Gornet *et al.*, 2005) obtiennent, après homogénéisation, $\nu_c = 0,22$. En tenant compte du comportement non-linéaire des UD en compression, on obtient alors :

$$\sigma_{f_{cr}} = 0,58 \cdot (100 \cdot 10^3 \cdot 138^2)^{1/3} = 720 \text{ MPa} \quad (73)$$

Ainsi, l'éq. (72) est moins conservatrice que l'éq. (71) et conduit à un coefficient de sécurité d'environ 1,1 par rapport à l'éq. (63). Dans ces conditions, il paraît indispensable d'utiliser le modèle numérique afin de valider ou non la tenue au flambement localisé.

IV.3.3 Dimensionnement du dispositif via un modèle éléments finis

IV.3.3.1 Géométrie

Afin d'évaluer le dispositif présenté dans le § IV.2.2 et compléter le prédimensionnement réalisé dans le § IV.3.2, une modélisation par la méthode des éléments finis de l'essai de flexion 4 points a été réalisée avec le logiciel ABAQUS version 6-14.

Cette modélisation considère un montage rigide, ainsi les palonniers inférieur et supérieur du montage ne sont pas modélisés, excepté les quatre rouleaux servant à l'introduction d'efforts pour les rouleaux supérieurs et de support pour les rouleaux inférieurs. Les patins permettant d'atténuer les concentrations de contraintes, situés entre l'éprouvette et les rouleaux ont également été modélisés.

Comme le flambement est la problématique principale des structures sandwichs, le choix a été fait d'éviter au maximum les conditions aux limites en zone centrale de l'éprouvette. Ainsi, celle-ci est modélisée entièrement, les symétries n'ont pas été utilisées.

Le modèle contient des peaux modélisées en éléments coques à quatre nœuds et quatre points d'intégrations dans le plan et trois points d'intégrations (Simpson) dans l'épaisseur. L'interpolation se fait de manière linéaire. Les deux constituants de l'âme (Nomex® et densif) sont chacun modélisés d'une manière spécifique :

- La partie « densif » qui se trouve dans les zones en dehors des appuis centraux est modélisée par des éléments volumiques linéaires à 8 nœuds et 8 points d'intégrations (C3D8)
- La partie nid d'abeilles, présente sur toute la longueur de l'éprouvette voit toutes ses cellules modélisées (cf. § IV.3.1) avec des éléments linéaires plaques et coques à quatre nœuds, à quatre points d'intégrations (S4) dans le plan et trois points d'intégrations (Simpson) dans l'épaisseur.

Comme le décrit le § IV.2.2, l'assemblage de l'ensemble des constituants (peaux, densif et nid d'abeilles) se fait :

- Par adhésion lors de la cuisson du densif au sein des alvéoles du nid d'abeilles
- Par collage via films de colle ST1035 entre l'âme (nid d'abeilles + densif) et les peaux

Nous avons fait l'hypothèse d'un assemblage « parfait ». L'adhésion nid d'abeilles / densif, ainsi que les ménisques de colle créés lors de l'assemblage des peaux avec l'âme, ne sont donc pas modélisés. On suppose ainsi que ces liaisons sont de qualité suffisante pour résister aux efforts imposés jusqu'à obtenir une rupture de la peau en compression. Ainsi, ce modèle ne permet pas d'aller

observer les problématiques de délaminages entre les constituants de l'éprouvette. La suite de ce chapitre montrera que cette hypothèse n'a pas dû être remise en question.

Cet assemblage « parfait » s'est traduit par un maillage continu de l'ensemble de l'éprouvette avec des nœuds coïncidents entre tous les constituants de la structure. Cette modélisation sans connecteur et assurant la continuité interfaciale, ainsi que le choix des éléments avec tous le même degré d'interpolation et une intégration complète, privilégient la précision de la réponse d'un point de vue cinématique.

Les différents constituants, puis l'éprouvette, sont schématisés ci-dessous :

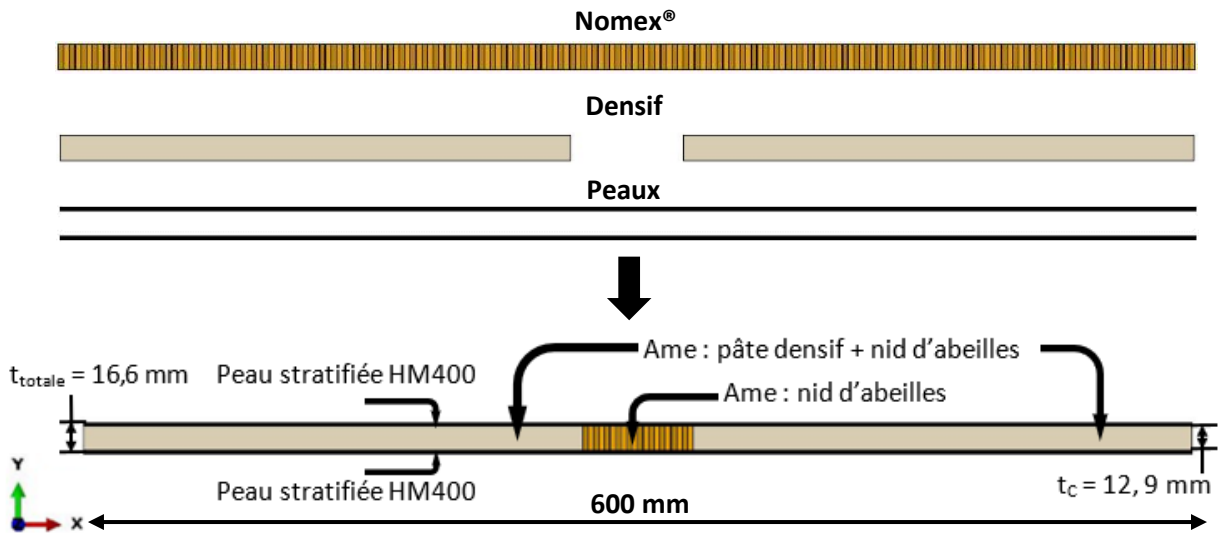


Figure IV-11 : Schématisation de la modélisation d'éprouvette

Dans le modèle, la largeur de l'éprouvette est fixée à 28 mm. L'empilement adopté pour les peaux conduit à une épaisseur moyenne de peau de 1,85 mm. Les épaisseurs de blocks de plis reportées dans le Tableau IV-9 sont issues d'une moyenne de mesure faite sur des images tomographiques réalisées sur un Tomographe (XCT, EasyTom XL Duo - Rx Solutions) par l'institut Pprime.

Type de pli	Epaisseur moyenne [mm]
Plis à +/- 45° extérieur	0,27
Plis à +/- 45° intérieur	0,3
Plis UD	1,28 (4 x 0,32)

Tableau IV-9 : Epaisseur moy. des blocks de plis mesurées à l'aide d'images issues d'une tomographie (Voxel = 19,78 μm)

On constate dans le Tableau IV-9 que l'épaisseur des plis à +/-45° en extérieur d'éprouvette est légèrement inférieure à celle de ces mêmes plis en intérieur d'éprouvette. Cette différence est probablement liée à la fabrication et au fait que les plis à +/-45° extérieur soient les plis qui étaient du côté moule, lors de la fabrication des plaques. Ils ont donc subi davantage de cycles de compactage avec, lors des premiers compactages, un faible nombre de plis empilés et donc un compactage plus efficace.

IV.3.3.2 Propriétés des constituants de l'éprouvette

Les propriétés matériaux utilisées pour le modèle numérique sont celles décrites dans le § IV.3.2.1.

IV.3.3.3 Zones de contact

Huit zones de contact ont été définies dont quatre entre les rouleaux et les patins (tirets rouges - Figure IV-12) et quatre entre les rouleaux et l'éprouvette (tirets verts - Figure IV-12).

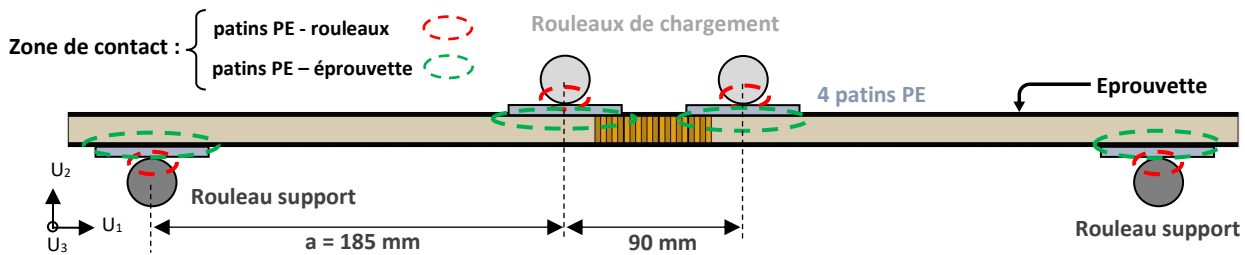


Figure IV-12 : Représentation schématique des zones de contact

Compte tenu de la raideur des éprouvettes et de la flèche relativement faible qui est attendue pour atteindre la rupture en compression, on fait l'hypothèse d'un contact sans frottement.

IV.3.3.4 Maillage

Comme indiqué précédemment, le maillage de l'éprouvette a fortement été contraint par un choix de modélisation privilégiant une bonne précision en termes de réponse cinématique. En effet, nous avons fait le choix de continuité parfaite en fusionnant les nœuds des différents constituants pour obtenir une structure « éprouvette ». Dans cette structure, ce sont les cellules du nid d'abeilles qui gouvernent le maillage de l'ensemble de l'éprouvette. Le Tableau IV-10 indique les caractéristiques principales du maillage et le Tableau IV-11, ci-après, offre un aperçu de celui-ci.

La forme en sablier des éléments de l'éprouvette n'est pas optimale et pourrait laisser penser à l'apparition d'un phénomène dit de Hourglass. Ce phénomène peut se produire lorsque des éléments se déforment à énergie nulle, il ne se développe que dans des éléments à intégration réduite. Comme l'indique le Tableau IV-10, tous les éléments 3D sont linéaires et à intégration complète, un phénomène de Hourglass n'est donc possible. De plus, le Tableau IV-11 représente le maillage dans la configuration initiale des éléments.

Pièce	Type d'élément	Élément finis utilisé dans ABAQUS
Patins	Hexaèdre linéaire à intégration complète	C3D8
Rouleaux	Hexaèdre linéaire à intégration complète	C3D8
Densif	Hexaèdre linéaire à intégration complète	C3D8
Nid d'abeilles	Coque linéaire à intégration complète	S4
Peaux	Coque linéaire à intégration complète	S4

Tableau IV-10 : Type d'éléments finis par pièces du modèle

Le modèle complet contient autour de 20 000 nœuds et 37 000 éléments.

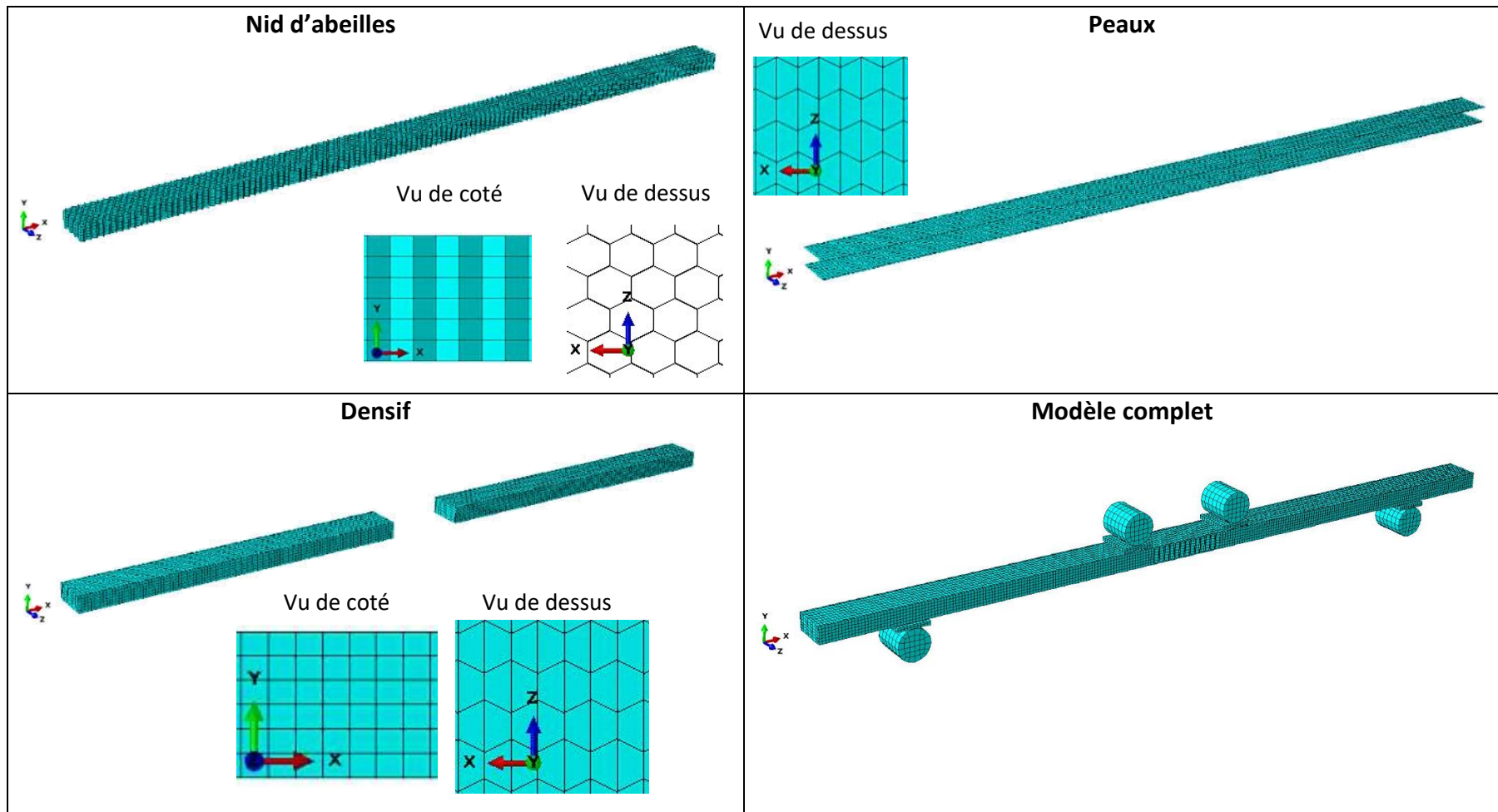


Tableau IV-11 : Maillage du modèle en configuration non déformé

IV.3.3.5 Conditions aux limites et chargement

Légende :

- B : indique que le degré de liberté est Bloqué
- L : indique que le degré de liberté est Libre
- $U_{imposé}$: indique qu'un déplacement est imposé

$$\begin{pmatrix} \Omega_X & U_X \\ \Omega_Y & U_Y \\ \Omega_Z & U_Z \end{pmatrix}_{(0, X, Y, Z)}$$

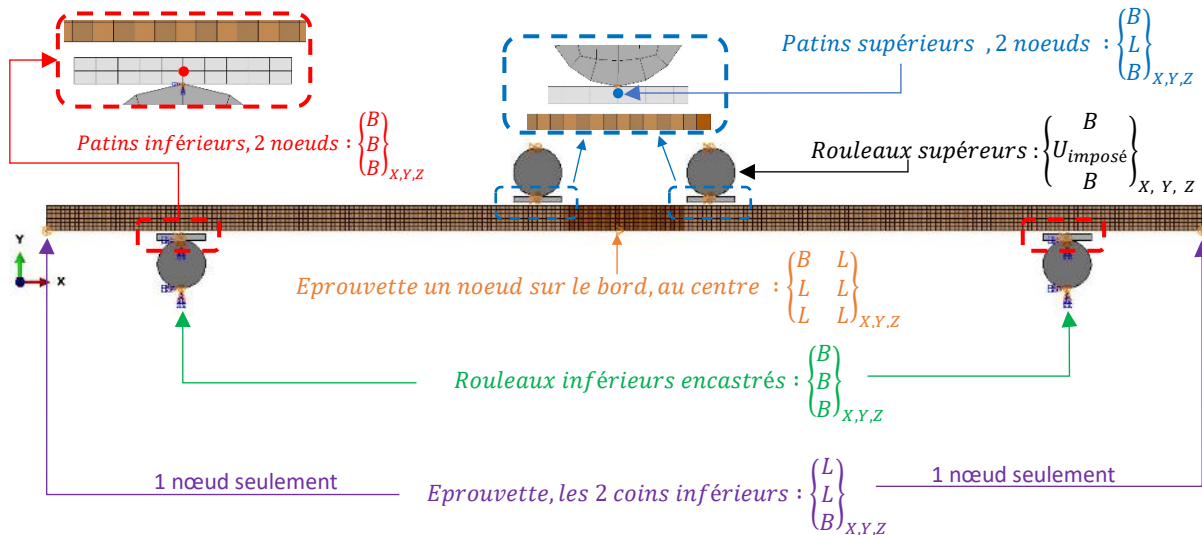


Figure IV-13: Description des conditions aux limites appliquées au modèle éléments finis

IV.3.3.6 Précisions sur les calculs

On a précédemment décrit la composition du modèle. Deux sources de non-linéarité sont introduites à ce stade, d'abord une non-linéarité liée au comportement des peaux puis une non-linéarité liée aux différentes zones de contact. Afin de limiter au maximum les restrictions théoriques et numériques sur le modèle, la non-linéarité géométrique (en rotations et en déplacements) est également prise en compte dans l'ensemble des calculs.

Deux types de calculs ont été menés, d'une part un calcul quasi-statique simulant un essai de flexion 4 points, d'autre part un calcul de flambement.

Le calcul quasi-statique a permis de réaliser des études de sensibilité sur différents paramètres, d'analyser le comportement de la structure ainsi que de réaliser des observations localisées des champs mécaniques.

Le calcul de flambement a, quant à lui, été utilisé afin d'évaluer le risque d'instabilité de ce dispositif puis d'étudier la sensibilité de ce phénomène à certains paramètres.

Les résultats de ces calculs seront exploités dans la suite de ce chapitre.

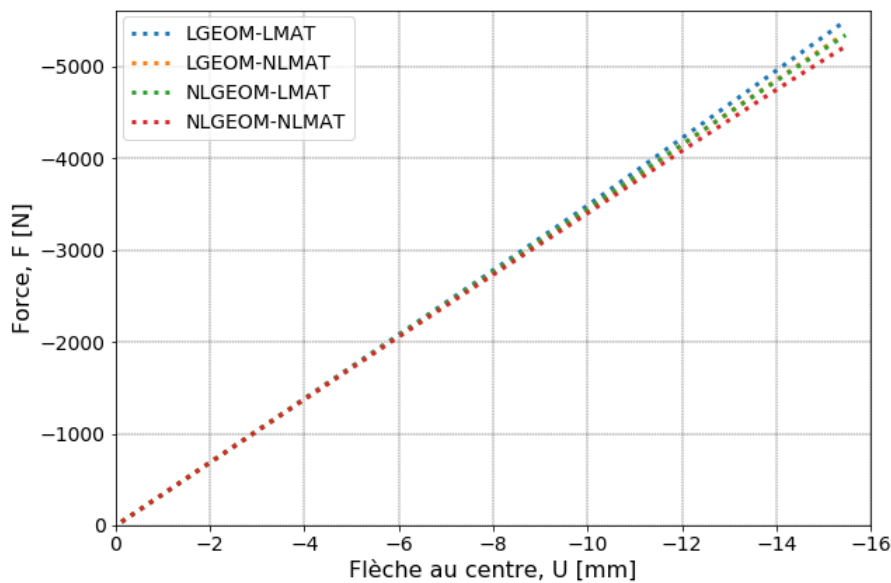
On note qu'à ce stade, le modèle ne considère pas le défaut de concavité constaté sur l'une des peaux, permettant ainsi de faire une analyse des champs mécaniques et valider la conception du dispositif en s'affranchissant de ce défaut lié à la fabrication. Dans le § IV.4.1 ce défaut sera ajouté à la modélisation afin d'affiner la corrélation entre les résultats numériques et les résultats expérimentaux.

IV.3.4 Discussion sur le comportement de la structure

IV.3.4.1 Etude de l'influence de la non-linéarité géométrique et de la non-linéarité matérielle.

Lorsqu'on analyse un essai mécanique, que ce soit expérimental ou numérique, il est intéressant de commencer par observer la réponse du système à la sollicitation qu'on lui impose avec des grandeurs physiques macroscopiques, telle que la force et le déplacement.

Quatre courbes représentatives de la force en fonction du déplacement sont présentées sur le Graphique IV-2. Ces courbes représentent la réponse du modèle numérique à la sollicitation de déplacement qui lui est imposée pour quatre configurations détaillées dans le Tableau IV-12.



Graphique IV-2 : Courbe représentative de la force appliquée en fonction de la flèche maximale

Courbes du Graphique IV-2	Non-linéarité géométrique	Non-linéarité matérielle
LGEOM-LMAT	NON	NON
LGEOM-NLMAT	NON	OUI
NLGEOM-LMAT	OUI	NON
NLGEOM-NLMAT	OUI	OUI

Tableau IV-12 : Récapitulatif des labels utilisés pour le Graphique IV-2

- **Non-linéarité géométrique** : lorsqu'elle est activée, la réponse du système n'est plus contrainte à respecter l'hypothèse des petites perturbations. On parle généralement de « grands » déplacements et de grandes rotations
- **Non linéarité matérielle** : lorsqu'elle est activée, le comportement du matériau constituant les peaux est non-linéaire élastique, comme décrit dans le § IV.3.2.1.

On constate sur le Graphique IV-2 que ces deux sources de non-linéarité agissent de manière relativement similaire sur la réponse en force de la structure pour un déplacement imposé. On observe également qu'elles se cumulent lorsqu'elles sont simultanément actives. Dans ce cas, une perte de raideur progressive de la structure, dépendante du déplacement qui lui est imposée, peut être observée. Cette modification conduit à une majoration de la flèche maximale de l'ordre de 5 % pour une force appliquée de 5000 N, soit 463 N.m.

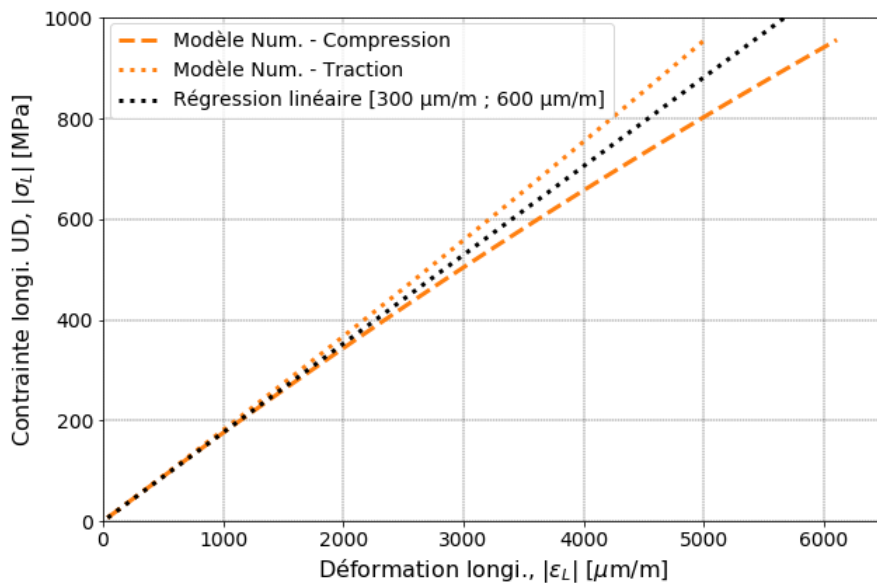
Il est à noter que plus la distance entre l'appui extérieur et l'appui intérieur (noté « a » sur la Figure IV-1) est importante, moins il y aura de cisaillement dû à l'effort tranchant. Ainsi, dans notre configuration, le choix a été fait d'avoir une distance relativement grande afin d'avoir une faible contribution du cisaillement.

Dans la suite de ce chapitre, les non-linéarités géométrique, matérielle et liée aux phénomènes de contact, qui ont toutes été décrites dans le § IV.3.3, seront considérées.

IV.3.4.2 Analyse des modes de rupture - Vérification par simulations numériques

Rupture de la peau en compression :

La simulation numérique nous permet d'observer sur le Graphique IV-3 l'évolution de la contrainte longitudinale en fonction de la déformation longitudinale dans les UD les plus à l'extérieur. Une régression linéaire de la courbe de compression entre 300 $\mu\text{m}/\text{m}$ et 600 $\mu\text{m}/\text{m}$ a également été ajoutée afin de constater que la rigidité du matériau est identique en traction et en compression pour de faible déformation. Cependant, on observe rapidement un comportement rigidifiant en traction tandis qu'il est assouplissant en compression (cf. § IV.3.2.1). La conséquence de cela est que pour une contrainte donnée, les déformations dans les UD en traction et les déformations dans les UD en compression sont très différentes.



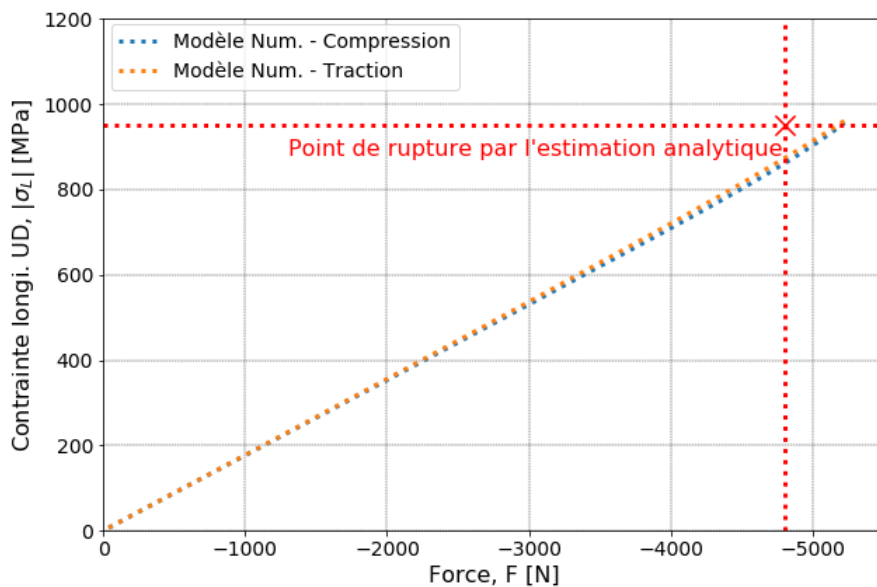
Graphique IV-3 : Evolution de la contrainte en fonction de la déformation dans l'UD le plus chargé en traction et dans l'UD le plus chargé en compression

Comme expliqué dans le § IV.3.2.1, la résistance des UD étudiés (950 MPa) est issue d'une campagne de caractérisation de résistance en compression de ce même matériau, en flexion 4 points, sur éprouvette monolithique. L'éq. (64) a permis d'estimer que pour atteindre cette contrainte de 950 MPa dans l'UD le plus sollicité en compression, une charge de 4800 N doit être appliquée.

On note que, comme la résistance en compression est une propriété de structure, la comparaison de cette résistance obtenue via un essai sur éprouvette à structure monolithique avec la résistance attendue sur une éprouvette à structure sandwich peut, dans certain cas, ne pas être pertinente. Cependant, ici, la partie liée à l'effet de structure et détaillée au § II.2.3.2, est équivalente entre les

deux éprouvettes. En effet, les deux configurations induisent qu'environ 4 UD sont considérés pour le paramètre e_b de l'éq. (13) du § II.2.3.2 (pour abaque e_b , cf. Tableau I-8). Ainsi, la résistance moyenne en compression des éprouvettes monolithiques, prise comme référence, est comparable à la résistance attendue pour les éprouvettes sandwichs, dont il est question dans ce chapitre.

La charge à rupture estimée a donc pu être vérifiée à l'aide du modèle numérique. Le Graphique IV-4 présente les courbes représentatives de l'évolution de la contrainte en fonction de la force appliquée, dans l'UD le plus en compression et dans l'UD le plus en traction. L'estimation analytique obtenue avec l'éq. (64) a également été ajoutée. On constate que celle-ci surestime la contrainte en fonction de la force. Ainsi, elle sous-estime la force nécessaire pour rompre l'éprouvette en compression, ce qui nous a aussi conduit à sous-estimer, lors de la vérification analytique, la contrainte de cisaillement présente dans l'âme au moment de la rupture.



Graphique IV-4 : Simulation de l'évolution de la contrainte dans les UD les plus à l'extérieur, en fonction de la force

La charge permettant de rompre l'éprouvette en compression devra être 8 % plus importante que l'estimation de l'éq. (64). Les estimations analytiques de rupture en cisaillement de l'âme ont fourni des coefficients de sécurité bien supérieurs à 1,08. Ainsi, même en considérant la nouvelle charge à rupture, les coefficients de sécurité concernant le cisaillement de l'âme resteront bien supérieurs à 1.

Nous allons cependant nous appuyer sur le résultat de la simulation pour vérifier les différents champs de contrainte au sein des constituants de l'âme.

Rupture d'âme :

L'analyse des éventuels modes de rupture, réalisée avec les formules analytiques (cf. § IV.3.2), a permis d'avoir une première estimation des contraintes dans les zones pouvant être critiques. Les Figure IV-14 et Figure IV-15 présentent quelques isovaleurs de contrainte dans l'âme. Seules les principales directions d'isovaleurs de contraintes sont représentées, les autres ont été vérifiées mais n'ont pas été reportées, puisqu'elles ne sont pas jugées critiques.

Densif			
Mode de rupture	Contrainte au moment de la rupture de la peau en compression [MPa]	Contrainte admissible [MPa]	Coefficient de sécurité
Rupture en compression (σ_{xx})	- 8	- 41	5
Rupture en compression (σ_{yy})	- 10	- 41	4
Rupture en cisaillement (σ_{xy})	7	25	3,5

Tableau IV-13 : Quelques contraintes dans le densif au moment de la rupture de la peau en compression, issues de la simulation numérique

Nomex®			
Mode de rupture	Contrainte au moment de la rupture de la peau en compression [MPa]	Contrainte admissible [MPa]	Coefficient de sécurité
Rupture en compression (σ_{xx})	- 22	- 105	4,5
Rupture en compression (σ_{yy})	- 45	- 90	2
Rupture en cisaillement (σ_{xy})	15	44	3

Tableau IV-14 : Quelques contraintes dans le Nomex® au moment de la rupture de la peau en compression, issues de la simulation numérique

Les Tableau IV-13 et Tableau IV-14 utilisent les hypothèses de résistance indiquées dans la fiche produit du densif (Sicommin, 2014), ainsi que les hypothèses de résistance utilisées par (Seemann, 2020) pour le papier Nomex®. L'ensemble des valeurs de résistance ont été reportées dans le Tableau IV-8. Sous ces hypothèses, les Tableau IV-13 et Tableau IV-14 nous indiquent que le coefficient de sécurité le plus faible concerne la rupture en compression du Nomex®, avec un coefficient de sécurité de 2. La Figure IV-14 nous indique quant à elle que la zone critique où s'applique ce coefficient se trouve au centre de l'éprouvette, juste en dessous de la peau en compression.

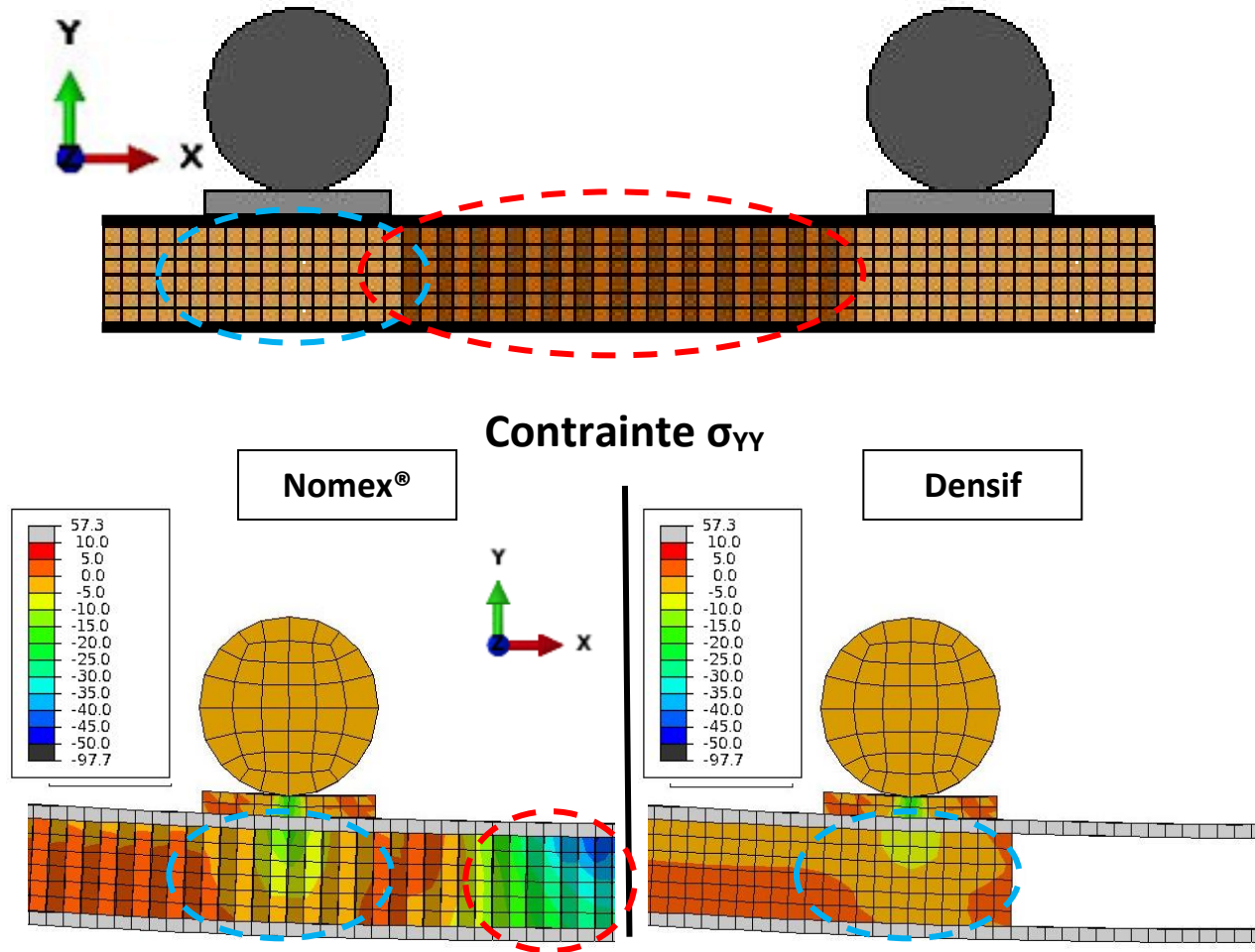


Figure IV-14 : Isovaleurs de contrainte normale suivant la direction de chargement, dans chacun des constituants de l'âme, sous les appuis et au centre de l'éprouvette

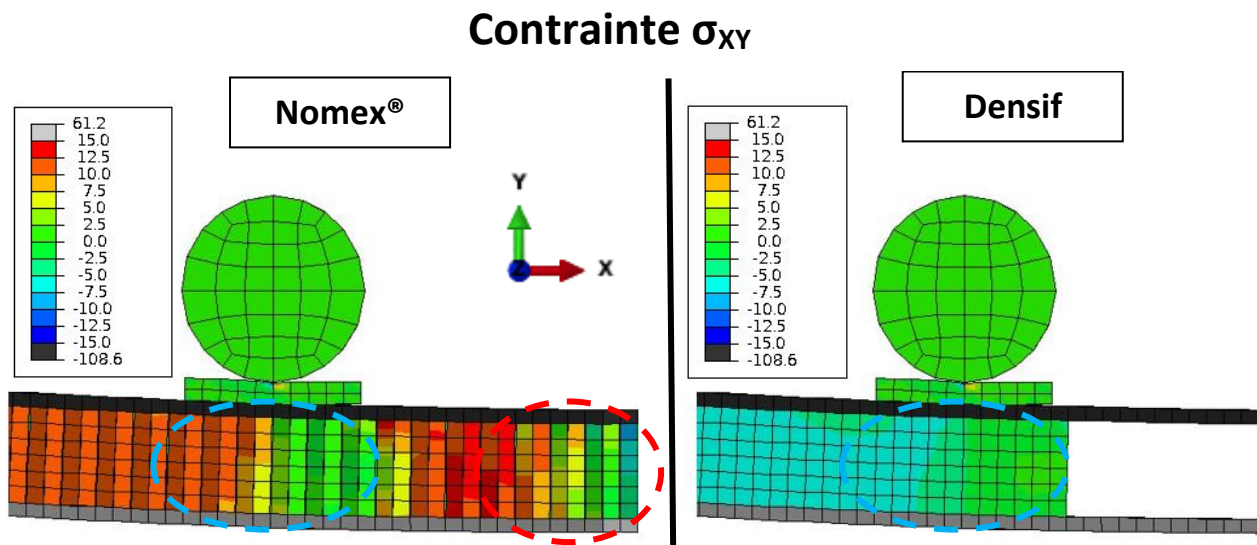


Figure IV-15 : Isovaleurs de contrainte de cisaillement XY, dans chacun des constituants de l'âme, sous les appuis et au centre de l'éprouvette

Considérant l'ensemble de ces informations, on peut faire l'hypothèse que la rupture de l'éprouvette ne sera pas engendrée par la rupture de l'âme. En effet, lorsque la rupture de la peau en compression interviendra, le coefficient de sécurité minimum sur l'âme sera d'environ 2.

Rupture par flambement :

Les estimations analytiques par flambement localisé de type effondrement, aussi appelé « wrinkling », ont conduit à un coefficient de sécurité d'environ 1. Ces estimations ont également été vérifiées par simulations numériques de flambement, la suite de cette partie présente les principaux résultats.

Comme on a pu le voir dans le § IV.3.1, la littérature fournit différents modules de papier Nomex® (cf. Tableau IV-3). Cependant, celle-ci ne nous a pas permis d'obtenir les caractéristiques précises de ce dernier. De plus, la caractérisation expérimentale de ce matériau n'entrant pas dans le cadre de cette étude, nous avons fait le choix d'étudier la sensibilité de la contrainte critique de flambement à E_2^{No} .

Les calculs de flambement sont réalisés en deux étapes :

- 1) un premier déplacement, appelé déplacement initial est appliqué : il s'agit d'une étape de pré-flambage qui permet de tenir compte des non-linéarités,
- 2) un calcul d'instabilité est réalisé à partir de l'état déformé précédent en utilisant la méthode « Subspace » implémentée dans Abaqus.

Le premier mode de flambement obtenu est présenté sur la Figure IV-16 :

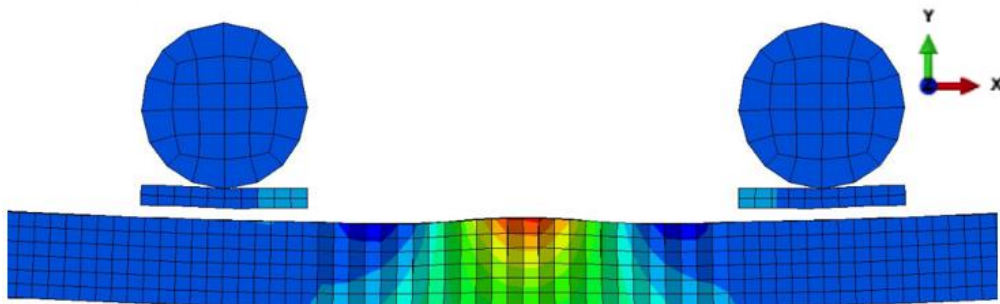


Figure IV-16 : Premier mode de flambement de type "wrinkling" obtenu avec un calcul éléments finis (U_y)

On observe que le premier mode de flambement présenté en Figure IV-16 est un mode dit « antisymétrique ». On note que c'est le mode prédit par les équations de (Hoff and Mautner, 1945) (cf. annexe C - Tableau 0-3).

Le Tableau IV-15 présente une synthèse des valeurs de déplacement et de contrainte lors de l'apparition de ce premier mode, pour différents modules de papier Nomex®. Afin d'obtenir les valeurs de contrainte juste avant flambement, des calculs de type statique, utilisant une méthode de résolution de Riks, ont été réalisés en plus des calculs de flambement qui ont permis d'obtenir le mode illustré Figure IV-16. Pour chacun de ces calculs, la perte de convergence coïncide avec l'apparition du premier mode de flambement obtenu avec les calculs de Riks.

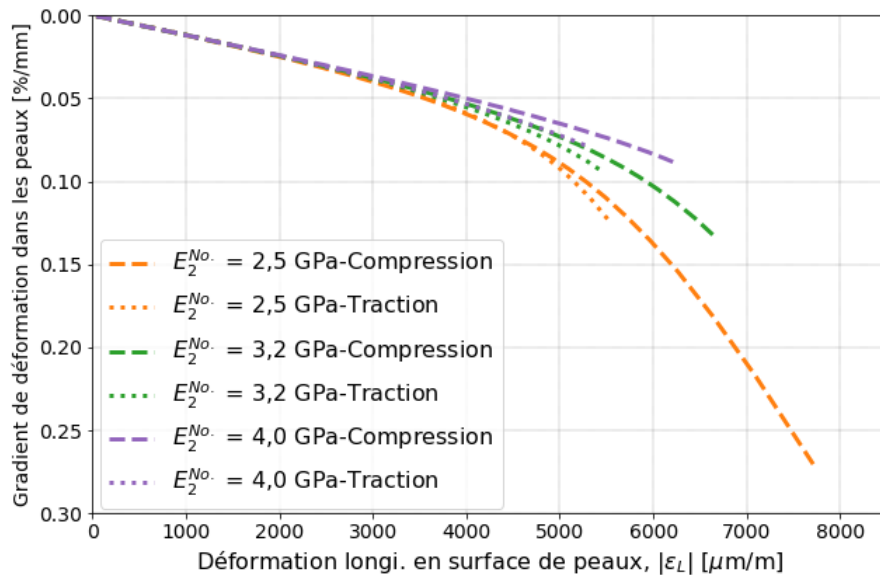
Module $E_2^{No.}$ [GPa]	Déplacement critique de flambement [mm]	Contrainte moy. dans les UD en comp. avant flambement [MPa]	Contrainte dans l'UD le plus à l'extérieur avant flambement [MPa]
2,5	- 16,04	- 890	- 1200
3,2	- 17,82	- 966	- 1190
4,0	- 19,65	- 1041	- 1080

Tableau IV-15 : Résultats des calculs de flambement pour différents modules E_2 du papier Nomex®

Pour les calculs de flambement, une sensibilité au déplacement initial a été réalisée et a permis de constater que l'évolution du déplacement critique de flambement devenait négligeable à partir d'un déplacement initial de -10 mm.

Le Tableau IV-15 nous permet de dire que, suivant les informations issues de la littérature à propos des propriétés du papier Nomex®, notre déplacement critique de flambement sera entre -16 mm et -20 mm pour une contrainte de compression dans l'UD le plus à l'extérieur comprise entre -1080 et -1200 MPa.

On observe dans le Tableau IV-15 que le déplacement critique de flambement, ainsi que la contrainte moyenne dans les UD en compression avant flambement varient quasiment linéairement. La contrainte dans l'UD le plus à l'extérieur suit, quant à elle, une évolution différente. Une analyse du modèle numérique permet de l'expliquer par la variation importante du gradient de déformation dans l'épaisseur de la peau en compression, avant le flambement. Cette variation est d'autant plus marquée que $E_2^{No.}$ est faible, comme en témoigne le Graphique IV-5.



Graphique IV-5 : Evolution du gradient de déformation dans l'épaisseur des peaux, dans la direction des UD

En considérant les mêmes hypothèses que pour l'éq. (63), on peut utiliser les contraintes moyennes dans les UD en compression pour se replacer dans une configuration de contrainte moyenne dans la peau en compression. Ceci nous permettra alors de comparer ces résultats numériques aux résultats analytiques du § IV.3.2.

Module $E_2^{No.}$ [GPa]	Contrainte moy. dans les UD en comp. avant flambement [MPa]	Contrainte moy. dans la peau en comp. avant flambement [MPa]
2,5	- 890	- 610
3,2	- 966	- 670
4,0	- 1041	- 720

Tableau IV-16 : Contrainte moyenne de flambement en fonction de $E_2^{No.}$

On constate que, lorsque le module $E_2^{No.}$ est de 4,0 GPa, alors on retrouve une valeur proche de l'éq. (73). Le Graphique IV-5 nous indique également que, pour cette valeur de module, le gradient de déformation dans les peaux est relativement faible. La prédiction analytique formulée avec l'éq. (63) nous a conduit à 655 MPa à rupture, dans la peau en compression. En considérant une évolution linéaire, on peut alors déterminer le module de Nomex® qui conduira à un coefficient de sécurité de 1, pour ce mode flambement. L'interpolation conduit à un Nomex® ayant un module d'environ 3,0 GPa.

A ce stade, il est donc relativement difficile de déterminer le mode de rupture de notre éprouvette. En effet, comme on a pu le démontrer au sein de cette partie, si le module $E_2^{No.}$ est supérieur à 3,0 GPa, alors la rupture de l'éprouvette se fera par rupture de la peau en compression. Dans le cas contraire, si celui-ci est inférieur à cette valeur, alors le mode de rupture sera par flambement de type « wrinkling ».

Pour des raisons de planning, des éprouvettes ont été fabriquées avant la fin de cette étude de validation de la conception, avec le Nomex® prévu et dont les références ont été indiquées dans IV.2.2. Dans d'autres conditions et à la lumière des éléments fournis dans cette partie, il serait préférable d'accorder un soin particulier au choix de celui-ci, voire d'envisager une campagne de caractérisation, afin de s'assurer qu'il ait un module E_2 supérieur à 3,0 GPa.

Ayant des éprouvettes à disposition, nous avons fait le choix de réaliser une campagne expérimentale qui permettra de conclure sur le mode de rupture conduisant à la ruine de l'éprouvette.

IV.4 Validation expérimentale du dispositif

IV.4.1 Campagne d'essais quasi-statiques

IV.4.1.1 Dispositif expérimental et méthode

Avec pour objectif de valider le mode de rupture en compression des éprouvettes, des essais quasi-statiques instrumentés ont été menés.

On s'attend ainsi à obtenir une rupture soudaine, un faciès de rupture en compression et des valeurs de contrainte à rupture similaires aux essais statiques sur structure monolithique, qui ont permis d'identifier les paramètres du modèle implémenté pour décrire le comportement non-linéaire des UD en fonction de leur déformation (cf. § IV.3.2.1).

Machine de test :

Ces essais sont réalisés dans les mêmes conditions que celles ayant permis la caractérisation de ce matériau sur éprouvette à structure monolithique. La machine utilisée est une bicolonne de marque Instron 5969 de capacité 50 kN, munie d'un système de contrôle et d'acquisition Bluehill. Le montage de flexion 4 points est constitué d'un palonnier supérieur dont les rouleaux sont espacés de 90 mm et d'un palonnier inférieur dont les rouleaux sont espacés de 460 mm (cf. § IV.2.2).

Eprouvettes :

La méthode de fabrication ainsi que les dimensions « moyennes » des éprouvettes testées ont été décrites précédemment (cf. § IV.2.3).

Les éprouvettes ont été découpées dans la plaque à l'aide d'une scie circulaire équipée d'une lame diamant. Il a été constaté à la réception que leurs largeurs variaient d'une éprouvette à l'autre. La moyenne des cinq mesures de largeur réalisées sont répertoriées dans le Tableau IV-17 :

N° Epreuve	Largeur d'éprouvette [mm]	Coeff. de variation [%]
HR25_1	29,00	0,30
HR25_2	28,70	0,15
HR26_1	29,00	0,53
HR8_1	28,25	0,18
HR7_2	27,85	0,18
HR7_1	28,10	0,13

Tableau IV-17 : Largeur moyenne en zone centrale des éprouvettes testées

Instrumentation :

L'instrumentation suivante a été utilisée pour cette campagne :

- **Un système de corrélation d'image Aramis 60Hz** : permettant de mesurer le déplacement de chaque peau et d'en déduire un écrasement de l'âme. En complément, le dispositif a également permis d'obtenir un champ de déformation de la zone utile. Cette zone concerne le flanc des deux peaux de l'éprouvette dans la zone centrale entre appuis :

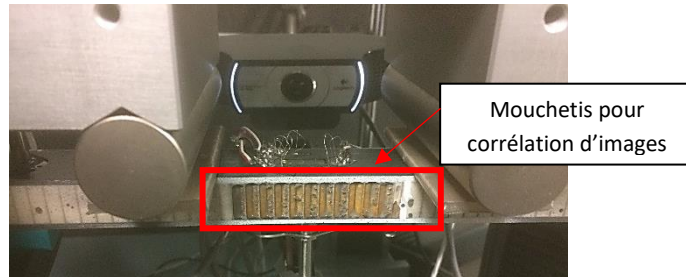


Figure IV-17 : visuel du positionnement du mouchetis pour la corrélation d'images

- **Une caméra USB** de résolution 600x480 et prenant 15 images par seconde. Ceci permet d'avoir une vision différente de la zone utile. Le flanc des peaux a été peint en blanc pour faciliter l'observation :

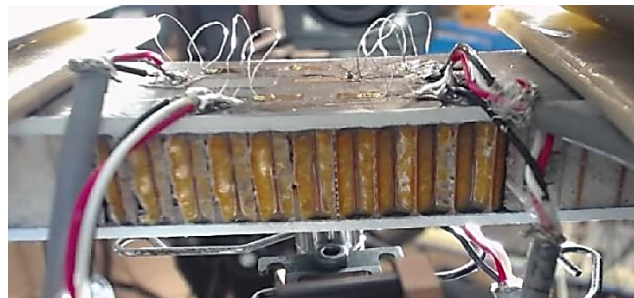


Figure IV-18 : Visuel du champ d'observation de la caméra USB

- **Un système d'émissions acoustiques MISTRAS à deux capteurs R15** positionnés de part et d'autre sur la peau en compression, en dehors des appuis centraux pour des raisons d'encombrement. Le seuil de déclenchement est fixé à 35 dB et la distance entre les capteurs est de 200 mm.

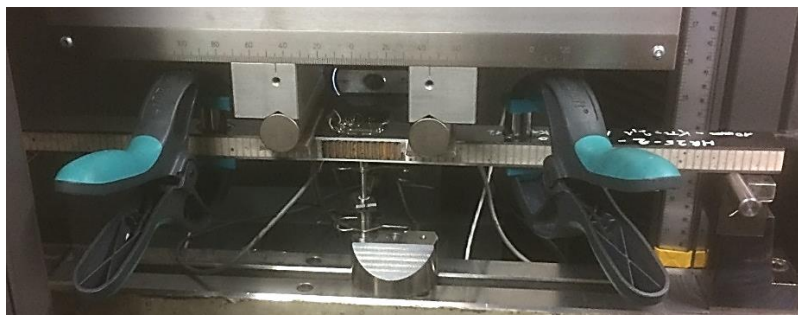


Figure IV-19 : Visuel du placement des capteurs d'émissions acoustique

- **Un dispositif de mesure de flèche** : permettant une mesure en continu. Ce dispositif est constitué d'un palpeur, qui suit en continu le déplacement vertical de la peau en traction en son centre, ainsi que d'un extensomètre qui mesure le déplacement de ce palpeur en continu.
- **Cinq jauges de déformation** ont également été utilisées. Quatre sur la peau en compression et une sur la peau en traction. Il s'agit de cinq jauges de 120Ω . Les jauges situées au centre de l'éprouvette, sur chacune des peaux, ont une longueur de 10 mm tandis que les trois autres ont une longueur de 2 mm. Voici leur disposition sur la peau en compression :

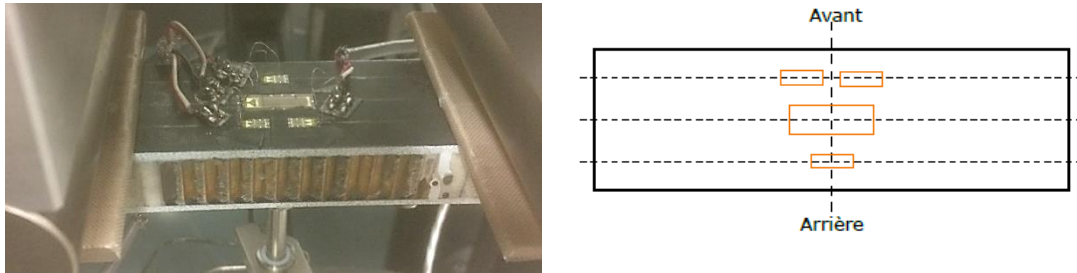


Figure IV-20 : Visuel et représentation du positionnement des jauges de déformation dans la partie centrale de l'éprouvette

Les jauges de 10 mm sont essentielles pour juger de la représentativité du modèle numérique par rapport aux essais. Il est important que celle-ci soit satisfaisante puisque le dépouillement précis de ces essais est dépendant du modèle comme il sera expliqué dans le § IV.4.1.3. Les trois autres jauges, de longueur 2 mm, ont été disposées de part et d'autre, en anticipation d'un éventuel flambement de la peau en compression. Dans ce cas particulier, une différence de déformation entre les différentes jauges peut apparaître.

La figure suivante regroupe l'ensemble des dispositifs :

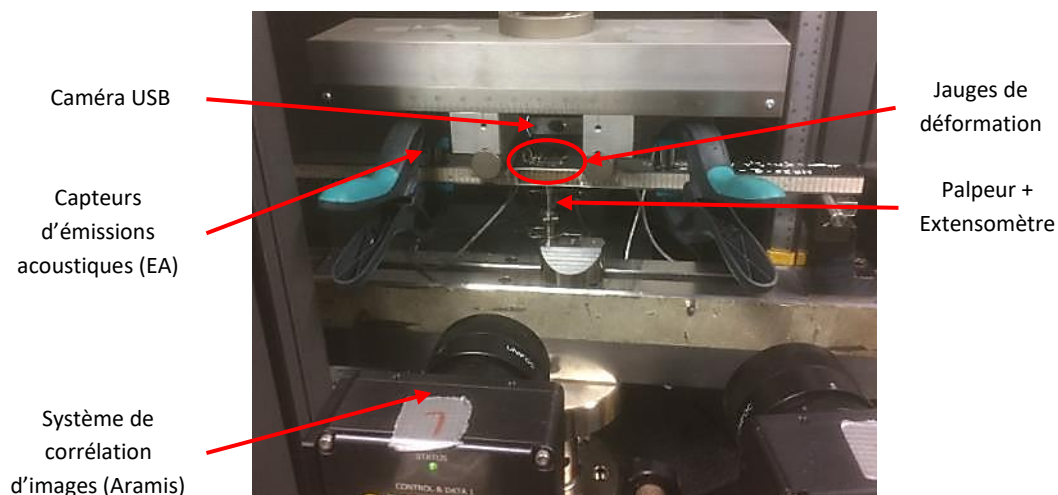


Figure IV-21 : Visuel du montage et de l'instrumentation de l'essai

Protocole :

Six éprouvettes ont été testées dont trois ont subi une rupture prématurée, probablement liée à un défaut localisé dans la plaque. Les trois suivantes ont été prélevées à une localisation éloignée des trois premières afin de s'éloigner de ce potentiel défaut.

L'objectif étant de recueillir un maximum d'information concernant les mécanismes conduisant à la rupture de l'éprouvette, le choix a été fait de réaliser des cycles de montée en charge/décharge successifs. Les essais sont réalisés en déplacement imposé à une vitesse de 5 mm/min. Les différents cycles sont définis par des critères d'arrêt en force.

Voici un récapitulatif des cycles réalisés par éprouvette :

Eprouvette	Cycle 1 : 2400 N	Cycle 2 : 3150 N	Cycle 3 : 3450 N	Cycle 4 : 3950 N	Cycle 5 : 4250 N	Cycle 6 : 4450 N	Cycle 7 : 4650 N	Cycle 8 : 4850 N
HR25_1	X	2910 N						
HR25_2	X	2820 N						
HR26_1	2394 N							
HR8_1	X	X	X	X	X	X	X	4830 N
HR7_2	X			X	X	X	X	
HR7_1				X	X	X	X	4537 N

Tableau IV-18 : Description des cycles réalisés pour chaque éprouvette

Légende :

- X : cycle de charge/décharge effectué et éprouvette non rompue,
- 0000 N : l'éprouvette a rompu pendant la charge à 0000 N.

Le Tableau IV-18 indique que, sur les six éprouvettes testées, seulement la HR8_1, HR7_2 et HR7_1 sont valides. Les trois autres ayant rompues prématurément.

IV.4.1.2 Discussion sur le comportement des structures

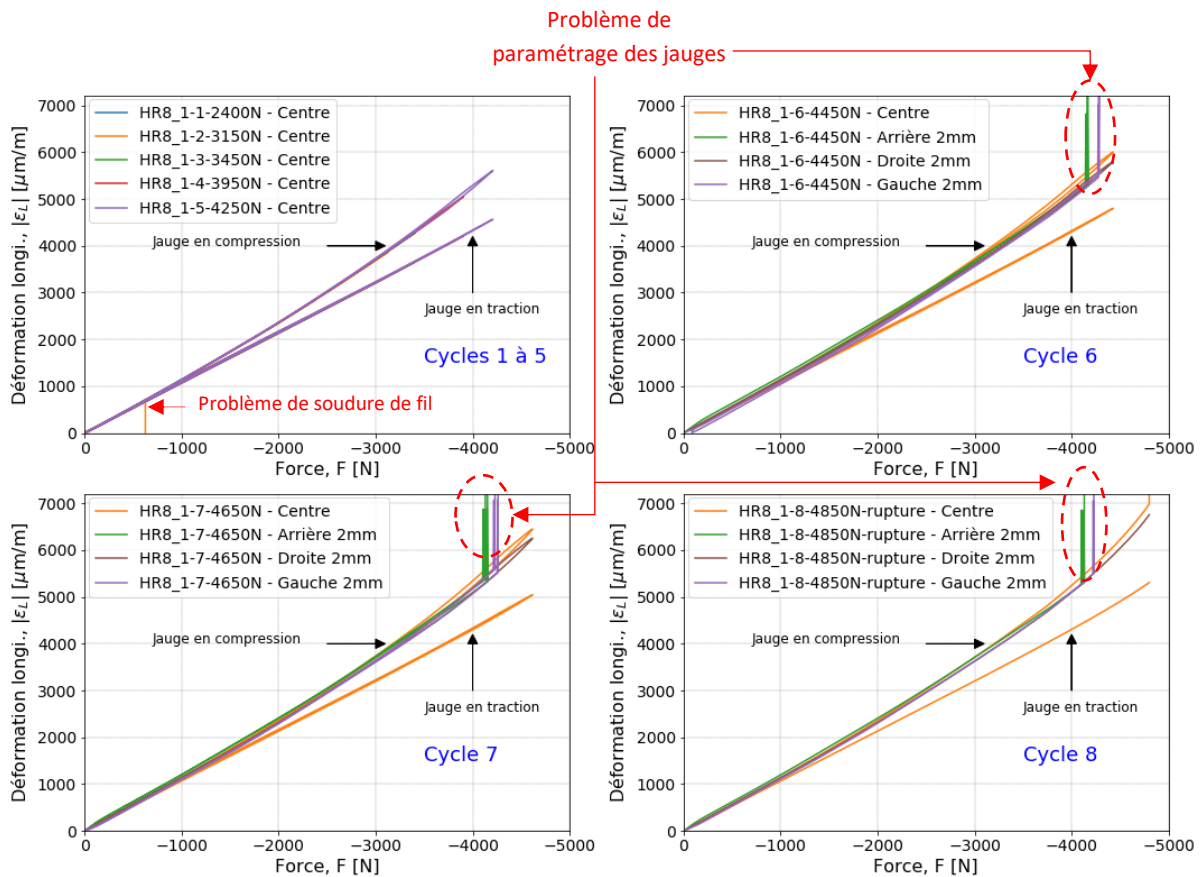
Comme l'illustre le Tableau IV-18, l'éprouvette HR8_1 a subi sept cycles de charge/décharge complet, puis un huitième cycle ayant conduit à sa rupture. Il s'agit de la première éprouvette valide qui a été testée. Le Graphique IV-6 permet d'observer, pour cette éprouvette, une très légère hystérèse sur la réponse en déformation de la peau en compression. On constate également sur celui-ci que tous les cycles étaient entièrement réversibles, c'est-à-dire que la réponse en déformation des peaux passait par un chemin identique à chaque phase de chargement. Ceci indique donc qu'aucun endommagement significatif de l'éprouvette ne s'est produit lors des phases de cyclage.

Il est à noter que les jauges arrière, droite et gauche présentées sur la Figure IV-20 ont été collées après avoir réalisé le cycle 5, ainsi leurs signaux n'apparaissent qu'à partir du cycle 6, sur le Graphique IV-6.

Dans la suite de ce chapitre, on précisera de la manière suivante le graphique concerné lorsqu'un ensemble est présenté : « Graphique n°N (X) » avec N le numéro du graphique et X désignant le positionnement comme illustré sur la Figure IV-22.

1	2
3	4

Figure IV-22 : Illustration de la notation utilisée pour la désignation des ensembles de graphiques



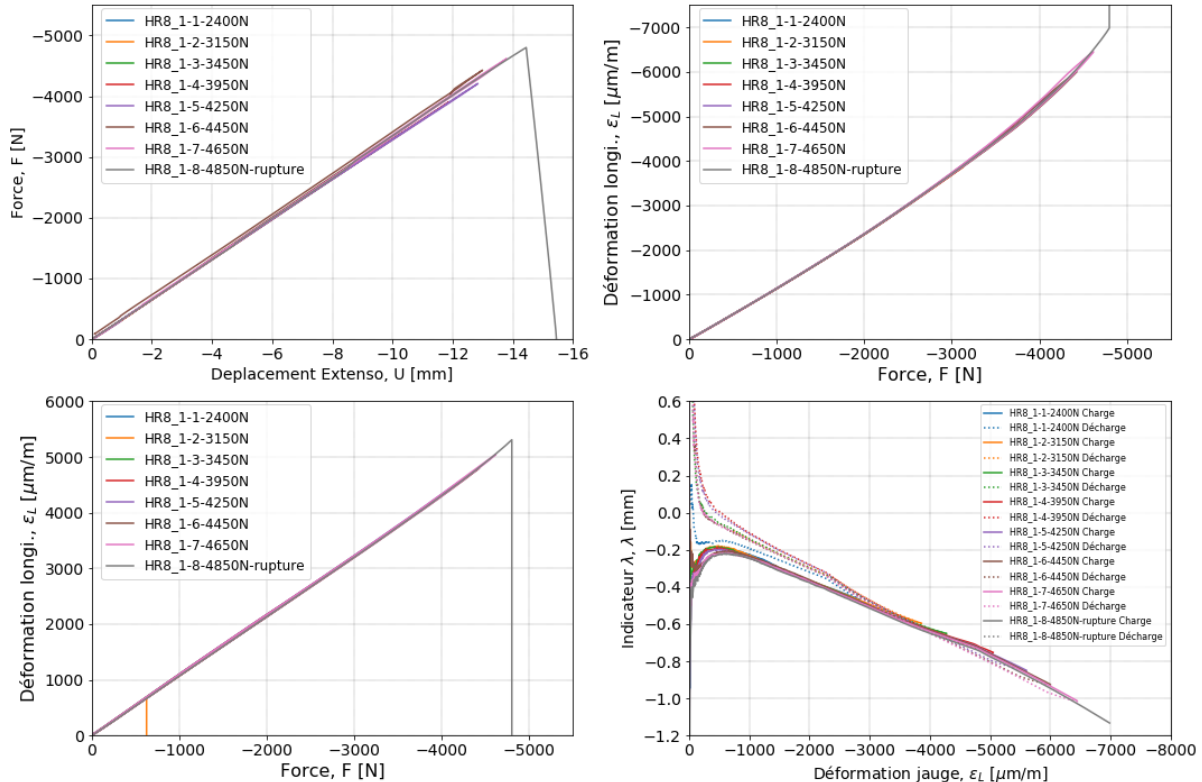
Graphique IV-6 : Ensemble de graphiques représentant l'évolution de la déformation longitudinale mesurée sur les peaux, par les différentes jauges de déformation, au cours des cycles réalisés par HR8_1

Une erreur de paramétrage n'a pas permis d'utiliser les signaux de la jauge « Arrière » et « Gauche » lorsque la déformation excède 5200 $\mu\text{m/m}$. L'erreur n'a pu être identifiée qu'a posteriori, il s'agissait d'une mauvaise définition (limite max) du capteur de jauge dans le système d'acquisition. Le paramétrage était cependant correct pour les jauges situées au centre ainsi que la jauge notée « Droite » sur le Graphique IV-6. A la rupture de l'éprouvette, seuls les signaux de deux jauges situées sur la peau en compression et de la jauge située sur la peau en traction, sont utilisables.

Les signaux mesurés sur la peau en compression ne sont pas strictement identiques mais l'évolution globale est similaire. Le décalage est probablement dû à une légère différence d'orientation angulaire de ces deux jauges qui s'est produit lors de leur collage. En effet, cette opération est un travail minutieux demandant de la précision, notamment lorsque l'on souhaite comparer deux signaux. C'est d'autant plus vrai lorsqu'une jauge a une longueur de 10 mm (jauge au centre) tandis que l'autre a une longueur de 2 mm (jauges non centrales). La faible longueur de jauge favorise l'erreur angulaire lors du collage. Un travail de recalage des signaux est possible, en faisant une analyse d'image des jauges et en calculant leur différence d'orientation angulaire. Ce travail n'a pas été mis en œuvre dans cette étude puisque la seconde jauge de 2 mm devait simplement montrer que l'évolution locale lorsque l'on s'éloigne du milieu, suivant la largeur de l'éprouvette, était similaire à celle au centre. Le Graphique IV-6 confirme cela.

Le Graphique IV-7 regroupe les principaux signaux « bruts » enregistrés lors des cycles sur l'éprouvette HR8_1. Contrairement au Graphique IV-6, seule la mesure des jauges au centre est représentée, pour plus de clarté. On observe sur le Graphique IV-7 (1) une dispersion de l'évolution de la force en fonction du déplacement pour les différents cycles. Ceci est lié à un problème constaté à la suite du cycle 2 sur la jauge située sur la peau en traction. En effet, comme on peut le voir sur le

Graphique IV-6 (1) et sur le Graphique IV-7 (3), une soudure imparfaite a entraîné la perte du signal en fin du cycle 2. Il a donc été nécessaire de retirer l'éprouvette de son montage afin de corriger ce problème. Ensuite l'éprouvette a, une nouvelle fois, été retirée de son montage à la fin du cycle 5 afin d'y coller les jauges supplémentaires (arrière, droite et gauche), dont le Graphique IV-6 représente les signaux.



Graphique IV-7 : Ensemble de graphiques représentant les principaux signaux de déplacement, force et déformation mesurés lors des cycles sur l'éprouvette HR8_1

Le Graphique IV-7 (2) ainsi que le Graphique IV-7 (3) représentent l'évolution de la déformation mesurée par les jauges, placées au centre de chacune des peaux, en fonction de la force. On constate que l'hystérèse, observée sur la peau en compression, est quasi inexistante sur la peau en traction. Etant donnée la réversibilité des cycles, constatée sur le Graphique IV-6, l'endommagement de la peau en compression est écarté et la source de l'hystérèse semble être liée à un léger frottement au niveau des appuis.

Le Graphique IV-7 (4) représente un indicateur que l'on utilise usuellement lorsque l'on dépouille des éprouvettes monolithiques. Dans le cas de ces dernières, celui-ci représente le décalage de la fibre neutre, par rapport au plan médian, dans l'épaisseur. Il est défini par l'éq. (74).

$$\lambda = \frac{t_{totale}}{2} \cdot \frac{\varepsilon_c + \varepsilon_t}{\varepsilon_c - \varepsilon_t} \quad (74)$$

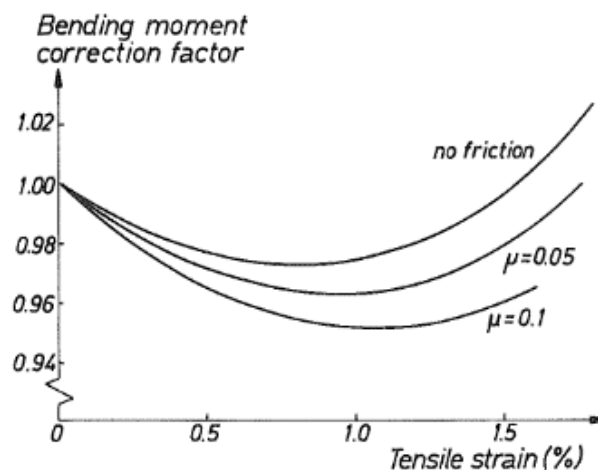
Où t_{totale} représente l'épaisseur totale de l'éprouvette, ε_c et ε_t sont respectivement les déformations longitudinales mesurées par la jauge sur la face en compression et par la jauge sur la face en traction.

Lorsque λ est négatif, la fibre neutre s'est décalée vers la face en traction. C'est toujours le cas sur ce type de matériau, testé dans cette configuration. Dans le cadre de ce chapitre, cet indicateur a été conservé puisqu'il permet d'exacerber certains phénomènes. En effet, l'évolution de cet indicateur, résultant d'un rapport entre les déformations en compression et celles en traction, est directement

liée aux non-linéarités du système. Cependant il convient de noter que, comme il sera discuté dans le § IV.4.1.3, le gradient de déformation dans l'épaisseur, pour cette configuration d'éprouvette, n'est pas linéaire. De ce fait, l'indicateur λ ne représente donc pas le décalage de la fibre neutre dans le cadre de ces structures sandwichs.

Ainsi, le Graphique IV-7 (4) montre que l'évolution de λ est caractérisée par un chemin différent entre la charge et la décharge. Là encore, l'hypothèse la plus probablement est qu'il s'agisse de frottement dans les zones d'introduction des efforts.

L'étude de (Wisnom, 1990) a démontré que l'influence de ce frottement sur le moment de flexion introduit dans l'éprouvette est relativement faible, comme le montre le Graphique IV-8 :



Graphique IV-8 : Facteur de correction du moment de flexion en fonction de la déformation et du coefficient de frottement (Wisnom, 1990)

L'auteur explique notamment que le facteur de correction du moment de flexion (Graphique IV-8) résulte d'une compétition entre deux phénomènes. Dans un premier temps, le bras de levier (distance entre le rouleau extérieur et le rouleau intérieur) diminue au fur et à mesure du chargement, du fait du déplacement progressif du point de contact sur chacun des rouleaux. Cela conduit à réduire le moment de flexion réellement introduit, le facteur de correction du moment de flexion est donc inférieur à 1. Ensuite, ce même déplacement progressif du point de contact sur chacun des rouleaux conduit à une augmentation progressive des efforts axiaux (direction des UD). Il précise que ces efforts axiaux induits par les rouleaux extérieurs ont tendance à augmenter le moment de flexion tandis que les rouleaux intérieurs ont tendance à le diminuer. Cependant, du fait de la rotation moins importante, l'influence des rouleaux intérieurs est plus faible, ce qui explique qu'à partir d'une certaine déformation (et donc d'une flèche donnée), le facteur de correction du Graphique IV-8 augmente. Dans notre cas, étant en présence de fibres haut module avec un bras de levier important, on considère que ces phénomènes sont relativement négligeables.

L'ensemble des observations réalisées sur le Graphique IV-7 permettent de constater qu'il n'y a pas d'endommagement des peaux lors des cycles, qu'il y a probablement du frottement dans notre système et que la rupture est soudaine, sans signe avant-coureur.

Ces constats sont confirmés par le Graphique IV-10 où sont représentés les principaux signaux d'émissions acoustiques enregistrés lors des cycles sur l'éprouvette HR8_1. Je remercie la société Avel Robotics (Lorient) pour le partage du script de dépouillement de signaux d'émissions acoustiques

qu'elle a conçu. La Figure IV-23 permet d'appréhender quelques grandeurs principales lors de l'analyse de signaux acoustiques.

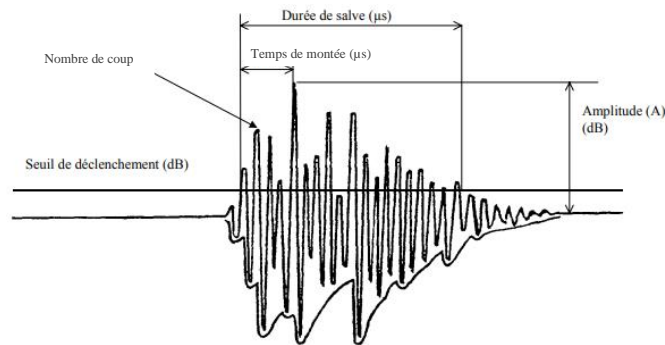
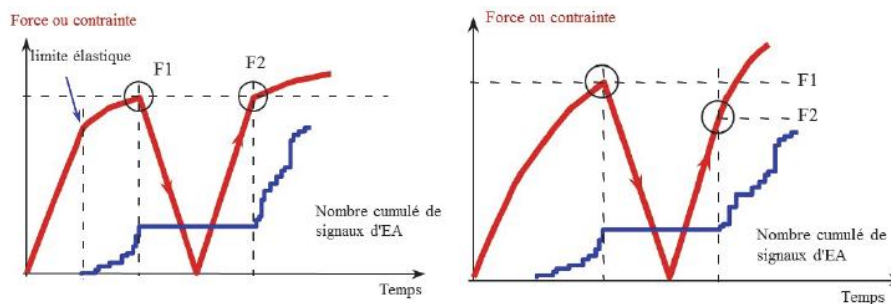


Figure IV-23 : Quelques notions concernant les signaux d'émissions acoustiques (Godin et al., 2018)

Une caractéristique classique de la réponse en émissions acoustiques de certains matériaux est l'effet Kaiser (Kaiser, 1950) et l'effet Felicity, comme expliqué dans (Godin et al., 2018). Les auteurs expliquent que l'effet Kaiser est notamment utilisé pour statuer sur la santé des équipements métalliques, tandis que l'effet Felicity est utilisé pour évaluer la santé des structures en composites. Le Graphique IV-9 permet d'appréhender ces deux effets. On y constate que dans le cas de l'effet Kaiser, la reprise des signaux EA intervient lorsque $F1 = F2$ tandis que dans le cas de l'effet Felicity, la reprise intervient pour $F2 < F1$.



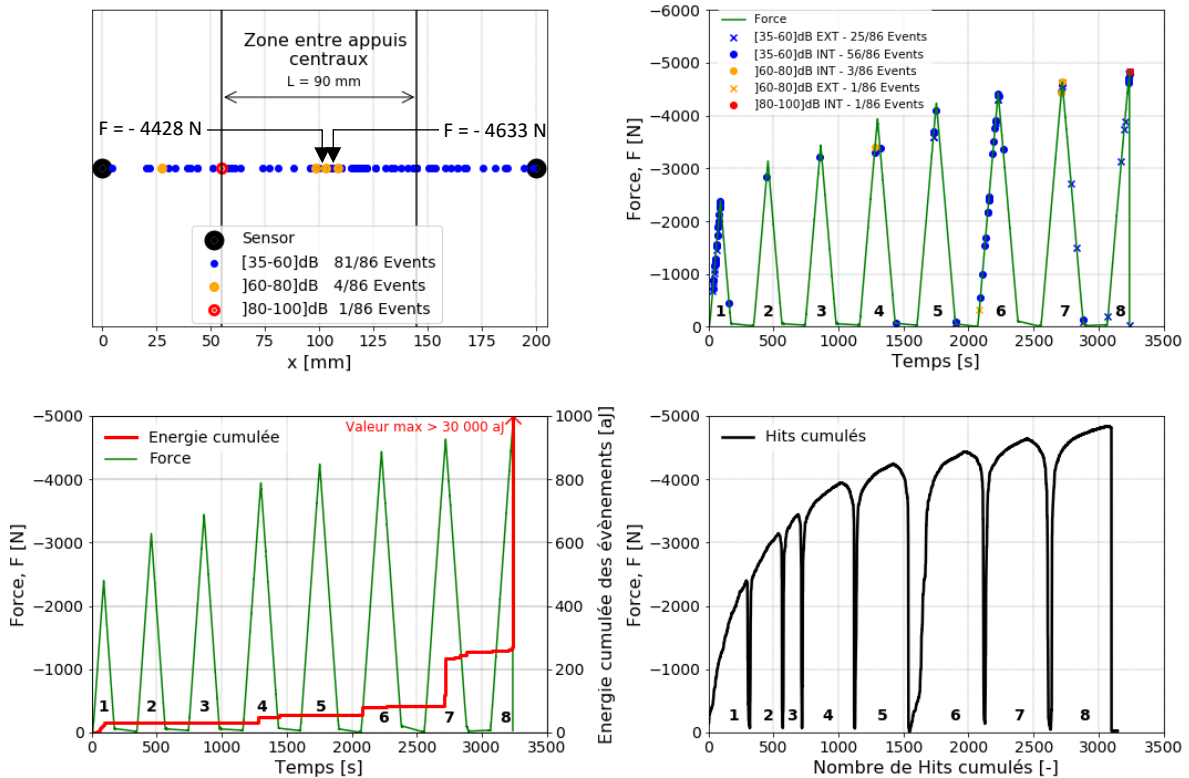
Graphique IV-9 : Effet Kaiser (à gauche) et mise en évidence de l'effet Felicity (à droite) (Godin et al., 2018)

Si l'on s'intéresse au Graphique IV-10 (1), on constate que cinq événements d'amplitude supérieure à 60 dB ont été enregistrés, dont un en dehors des appuis centraux (67 dB à -330 N). Les trois autres se concentrent en partie centrale de l'éprouvette, dans la zone où la contrainte de compression dans les UD est la plus importante. Cependant, la rupture s'est produite sous un appui central, malgré la présence des patins permettant de répartir l'effort.

Le Graphique IV-10 (4) permet d'observer que l'effet Kaiser est plutôt bien respecté jusqu'au cycle 4. Lors des cycles suivants, on voit apparaître une augmentation du nombre de hits cumulés lors de la décharge. Deux explications principales sont alors à envisager : soit cette augmentation du nombre de signaux est liée à une friction générée par un endommagement lors de la charge, soit il s'agit de frottements mécaniques induit par le dispositif expérimental. Cette dernière explication est privilégiée au regard du Graphique IV-7 (4) et du Graphique IV-7 (2). En effet, ces graphiques montrent un trajet légèrement différent entre la charge et la décharge, pour les signaux de jauges. On constate notamment que celui-ci devient différent lorsque la déformation de compression est inférieure à -0,4 %, ce qui correspond à une charge inférieure à -3200 N, et donc au cycle 4 et aux suivants. Ainsi, le frottement induit par le dispositif deviendrait significatif lorsque la charge devient inférieure à -3200 N. Les trajets de chargement présentent une bonne réversibilité, ce qui appuie l'hypothèse du frottement induit par le dispositif.

On note qu'avec ce type de dispositif et d'éprouvette (structure), les sources de bruits sont nombreuses. Le frottement induit par le dispositif expérimental en est un, mais on peut également citer les signaux provoqués par les plis hors axes et/ou par les interfaces collées. Cependant, la majorité des évènements significatifs, dont la localisation se situe entre les appuis, se produisent bien durant la phase de chargement et interviennent aux charges maximales de chacun des cycles, d'après le Graphique IV-10 (2). Aussi, on observe sur le Graphique IV-10 (2)¹³ que de nombreux évènements ont eu lieu durant la charge du cycle 6. Celui-ci succède à une extraction de l'éprouvette du montage de flexion 4 points afin d'y ajouter des jauges complémentaires, comme expliquée précédemment. On peut ainsi faire l'hypothèse qu'il s'agit là de bruits, dont l'apparition est probablement liée à une nouvelle configuration de l'ensemble du dispositif pouvant être légèrement différente de celle des cycles précédents, du fait du repositionnement.

Le Graphique IV-10 (3) représente l'évolution de l'énergie cumulée par les évènements au cours du temps. On observe sur ce dernier que l'évènement ayant entraîné la rupture de l'éprouvette a dégagé environ cent cinquante fois plus d'énergie que les deux évènements enregistrés lors de l'avant dernier cycle. Ceci reflète le caractère soudain et énergétique de la rupture, caractéristique d'une rupture en compression.



Graphique IV-10 : Ensemble de graphiques représentant les principaux signaux d'émissions acoustiques enregistrés lors des cycles sur l'éprouvette HR8_1

En complément, une mesure de déplacement vertical des peaux a été réalisée par corrélation d'images sur le flanc de celles-ci. Cette mesure a permis de quantifier la variation de distance, en zone centrale, entre la peau en compression et la peau en traction, en fonction de la force appliquée.

Il est apparu lors des simulations numériques du § IV.3.4, notamment les calculs de flambement, que E_2^{No} était une donnée essentielle. Ces simulations ont également montré que l'évolution de la

¹³ Sur le Graphique IV-10 (2) : « INT » fait référence aux évènements localisés entre les appuis centraux tandis que « EXT » fait référence aux évènements localisés en dehors des appuis centraux

distance entre les peaux en fonction de la force appliquée était directement liée au module de ce dernier. Le choix a donc été fait de mesurer le rapprochement des peaux afin de calibrer le module $E_2^{No.}$ utilisé pour la fabrication des éprouvettes.

Pour ce faire, trois points ont été repérés sur le flanc de chacune des peaux, en zone centrale. La répartition de ces trois points est représentée sur la Figure IV-24. Le déplacement de chacun de ces six points a été obtenu par une analyse des images provenant du système de corrélations d'images.

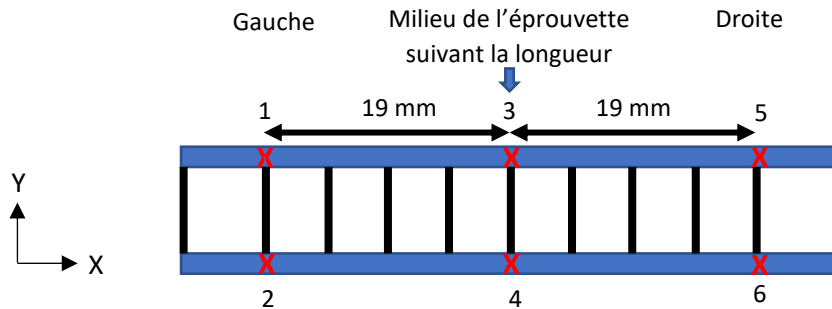
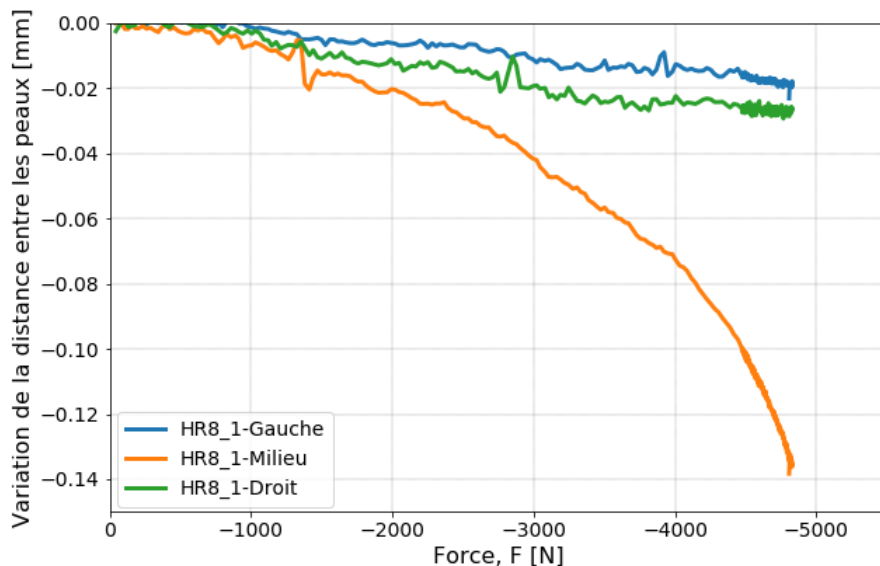


Figure IV-24 : Positionnement des points permettant de mesurer la variation de distance entre les peaux

On note :

- Ecrasement gauche = $U_{y1}-U_{y2}$
- Ecrasement milieu = $U_{y3}-U_{y4}$
- Ecrasement droit = $U_{y5}-U_{y6}$

On obtient alors, pour l'éprouvette HR8_1 :



Graphique IV-11 : Evolution de la variation de distance entre les peaux, en trois couples de points, en zone centrale, en fonction de la force, pour l'éprouvette HR8_1

On constate, sur le Graphique IV-11, que la variation de distance entre les peaux est négative pour l'ensemble des couples de points. Ceci traduit un rapprochement des peaux et donc un écrasement du Nomex®. On constate aussi que cet écrasement croît avec la force et qu'à rupture, il est entre six et sept fois plus important au milieu que sur les bords, gauche et droite. Ces mesures seront exploitées lors de la calibration du modèle numérique qui sera présentée dans le § IV.4.1.3.

La corrélation d'images a également permis l'observation du champ de déformation longitudinal dans les peaux, les résultats sont présentés en annexe E.

La Figure IV-25 montre le faciès de rupture de l'éprouvette HR8_1. Comme l'illustre le Graphique IV-10 (1), la rupture s'est produite sous le patin et précisément sous la ligne d'introduction des efforts par le rouleau.



Figure IV-25 : Faciès de rupture de l'éprouvette HR8_1

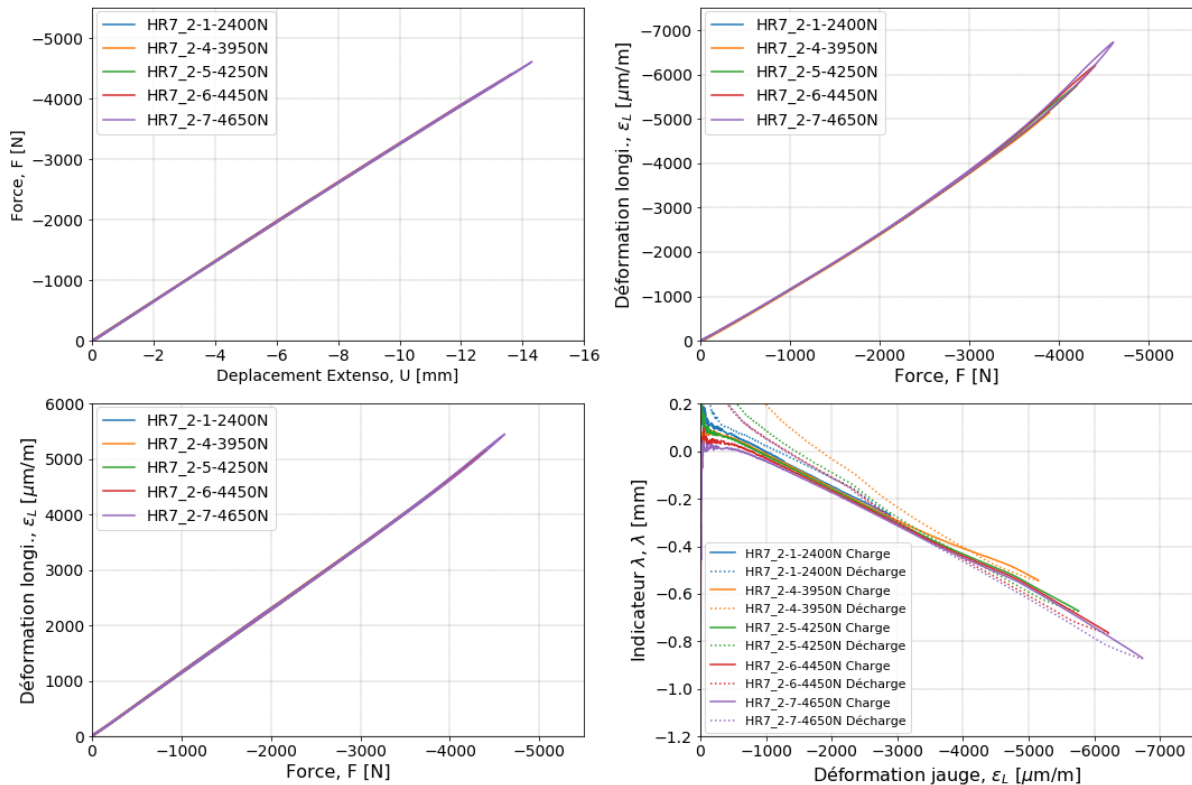
Les patins sont présents pour atténuer la concentration de contrainte sous les appuis mais ils n'empêchent pas toujours une rupture en ce lieu. On a d'ailleurs observé, sur le Graphique IV-10 (1), que les premiers évènements dont d'amplitude était supérieure à 60 dB se trouvaient localisés précisément au milieu de l'éprouvette, là où la corrélation d'images (cf. annexe E) montre également une déformation locale importante.

Il semblerait qu'il s'agisse là de l'initiation d'une bande en genou qui, probablement du fait de la fin du cycle 7 et donc du déchargement de la structure, aurait avorté. Ceci semble avoir permis une redistribution des contraintes en zone centrale. On peut donc s'interroger sur cet avortement et se demander : *si la charge avait continué de croître, l'éprouvette aurait-elle rompu au centre, à une charge proche de cette initiation de bande en genou ?*

En effet, l'éprouvette a été conçue pour localiser la contrainte maximale au centre. Cependant, la redistribution des contraintes dans la zone de contrainte maximale conduit à une relocalisation de celle-ci qui semble, dans ce cas, s'être trouvée sous l'un des rouleaux supérieurs. Cette relocalisation n'a rien d'étonnant puisque cette zone connaît une perturbation des champs mécaniques due à l'introduction des efforts, par le rouleau. L'analyse des trois éprouvettes traitées dans ce chapitre a montré qu'une rupture localisée au centre, entre les appuis, ne conduisait pas à une force à rupture supérieure (cf. analyse de HR7_1, ci-après).

Analyse de l'éprouvette HR7_2 :

L'éprouvette HR7_2 a subi moins de cycles que HR8_1 et n'a pas été rompue. Le Graphique IV-12 montre une très bonne réversibilité à chaque cycle puisque l'évolution de la déformation en fonction de la force suit toujours le même chemin pour les phases de chargement. On retrouve l'influence du frottement qui intervient, comme pour HR8_1, pour une déformation dans les UD en compression inférieure à -0,4%, conduisant ainsi à un trajet de chargement différent de celui de déchargement.



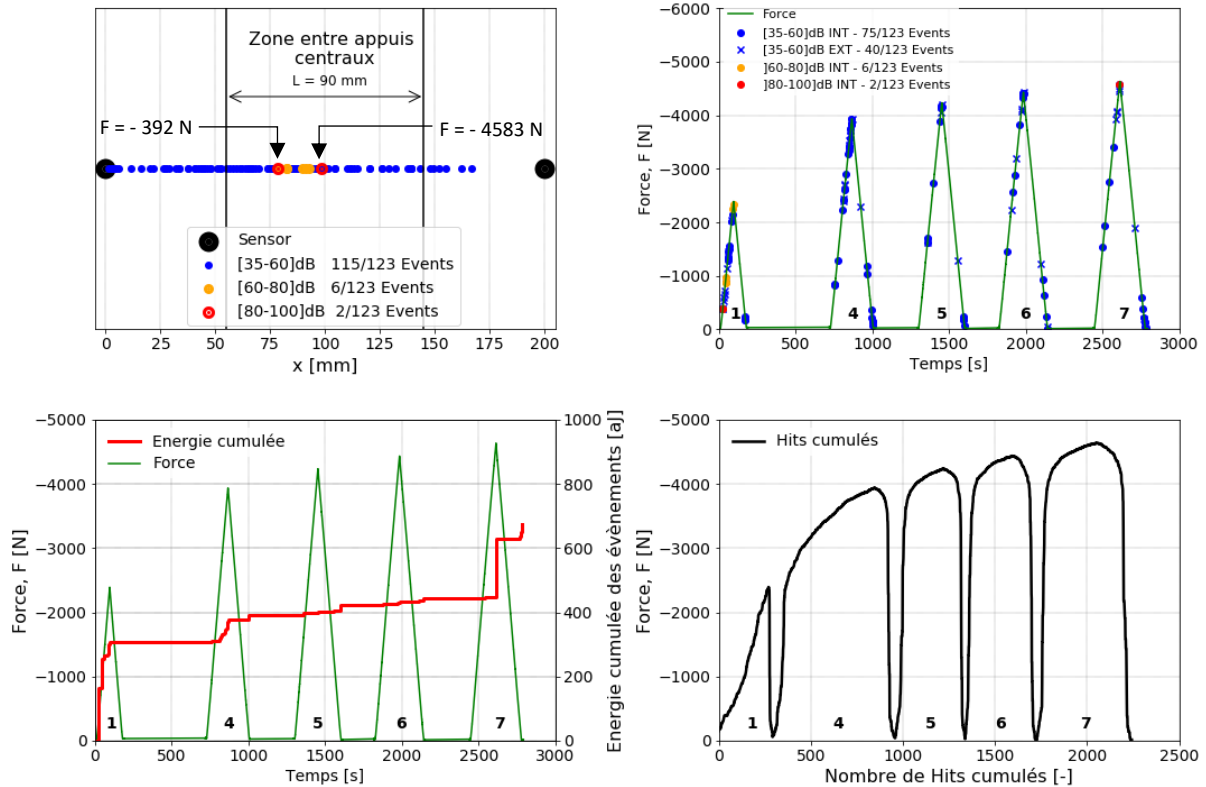
Graphique IV-12 : Ensemble de graphiques représentant les principaux signaux de déplacement, force et déformation mesurés lors des cycles sur l'éprouvette HR7_2

Les mesures de déformations obtenues avec les jauges complémentaires de 2 mm (droite, gauche et arrière) n'ont pas apporté davantage d'informations, ainsi elles ne seront pas analysées ici.

Le Graphique IV-13 nous indique qu'il s'est produit peu d'évènements acoustiques significatifs. En effet, huit évènements acoustiques ont été enregistrés ayant une amplitude supérieure à 60 dB et sept d'entre eux lors du premier cycle, pour une charge d'environ 50 % de la charge à rupture. L'énergie cumulée est relativement faible puisqu'elle est de l'ordre de 700 attojoule à la fin du dernier cycle, dont plus de la moitié s'est cumulée lors du premier cycle. Cette énergie cumulée est comparable à l'éprouvette HR8_1 et reste faible, au regard de l'énergie dégagée par une rupture en compression, comme a pu le démontrer le Graphique IV-10 (3).

Le Graphique IV-13 (1) indique clairement que les évènements les plus significatifs sont détectés en zone utile, c'est-à-dire au centre de l'éprouvette. Puisque cette éprouvette n'a pas été rompue, cette information pourra nous permettre d'aller observer précisément ces zones, avec un tomographe, afin d'identifier les mécanismes qui ont émis ces signaux acoustiques. On s'intéressera notamment à l'évènement ayant fourni le plus d'énergie, intervenu lors du cycle 7.

IV.4 Validation expérimentale du dispositif



Graphique IV-13¹⁴ : Ensemble de graphiques représentant les principaux signaux d'émissions acoustiques enregistrés lors des cycles sur l'éprouvette HR7_2

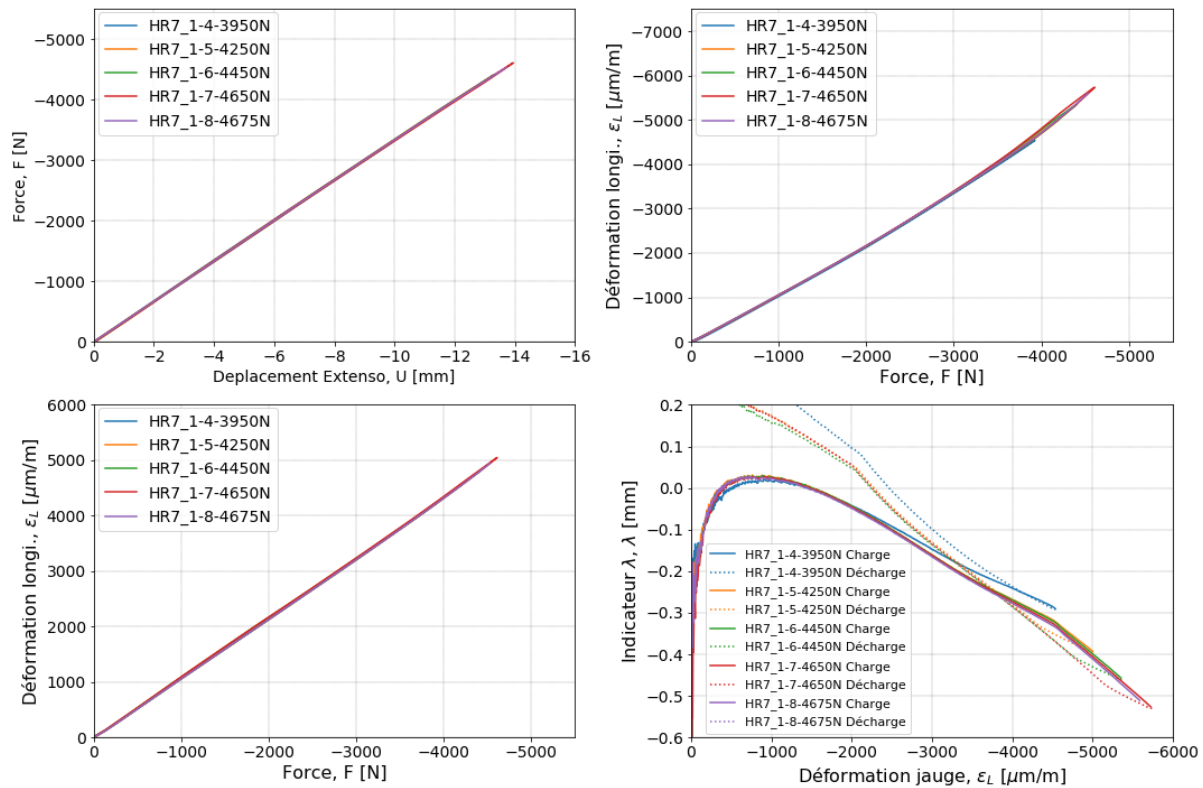
On constate que le scénario de cette éprouvette suit celui de l'éprouvette précédente HR8_1 avec l'enregistrement de signaux acoustiques d'amplitudes significatives mais avec des énergies de l'ordre de la centaine d'attojoule. Ces signaux sont localisés au centre de l'éprouvette, comme c'était le cas pour l'éprouvette HR8_1 et pour une charge similaire à cette dernière. L'évènement survenu lors du dernier cycle, juste avant déchargement, correspond à l'évènement le plus proche du centre sur le Graphique IV-13 (1).

En annexe D est fourni un relevé des principales caractéristiques des évènements les plus significatifs (amplitude > 70dB) pour chacune des éprouvettes. On y constate notamment d'importantes similitudes entre les évènements de l'éprouvette HR8_1 et ceux de HR7_2 sur l'ensemble des caractéristiques reportées dans le Tableau 0-4 et le Tableau 0-5.

¹⁴ Sur le Graphique IV-13 (2) : « INT » fait référence aux évènements localisés entre les appuis centraux tandis que « EXT » fait référence aux évènements localisés en dehors des appuis centraux

Analyse de l'éprouvette HR7_1 :

L'éprouvette HR7_1 présente des signaux similaires aux éprouvettes précédentes, comme l'illustre le Graphique IV-14.

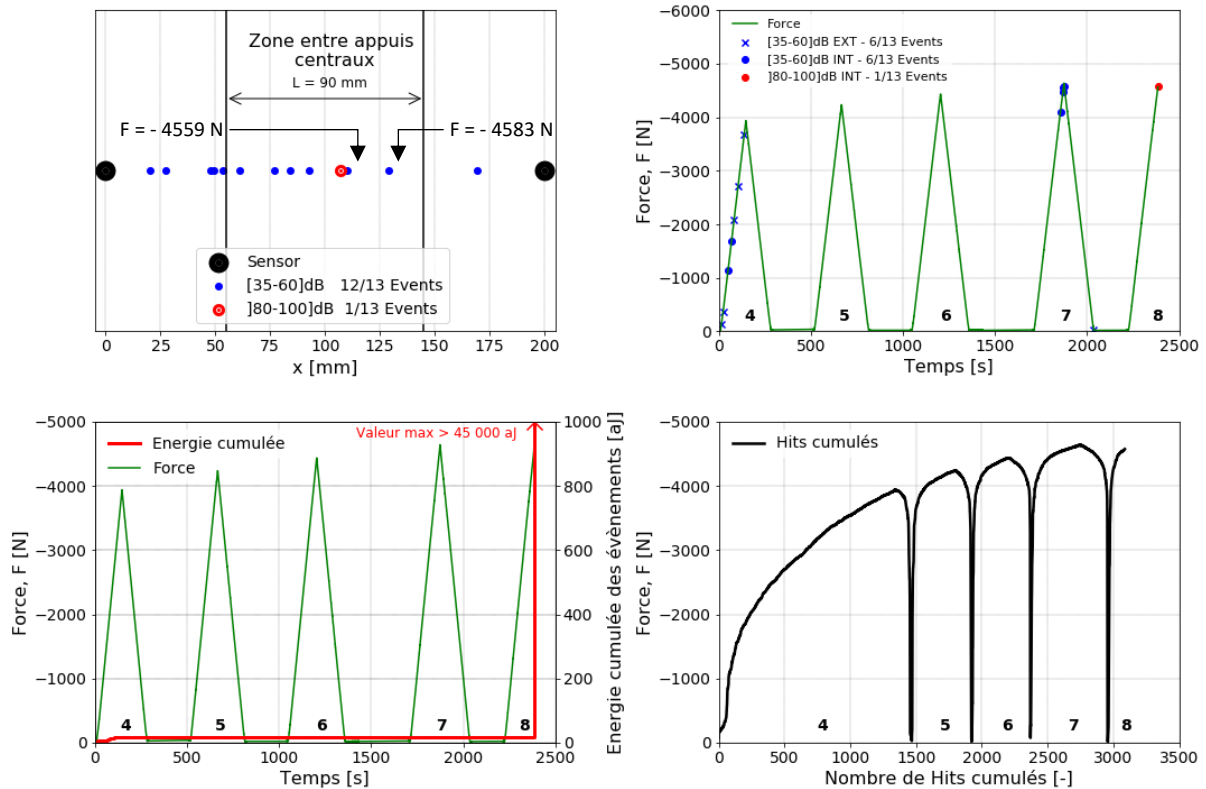


Graphique IV-14 : Ensemble de graphiques représentant les principaux signaux de déplacement, force et déformation mesurés lors des cycles sur l'éprouvette HR7_1

Le Graphique IV-14 (4), représentant l'évolution de l'indicateur λ en fonction de la déformation mesurée par la jauge en compression, indique clairement qu'un évènement se produit lors du cycle 4. Cet évènement s'est également produit sur l'éprouvette HR7_2, observable sur le Graphique IV-12 (4). En effet, pour ce cycle 4, l'évolution de l'indicateur λ est différente des cycles suivants. Cependant, aucun évènement acoustique significatif n'est détecté par le système d'émissions acoustiques, on considère qu'il s'agit là d'une « mise en place » des constituants lors du premier passage à ce niveau de charge.

Aussi, on observe sur le Graphique IV-14 (4) l'influence du frottement qui apparait, dans ce cas, pour une déformation inférieure à -0,39 %, ce qui correspond à environ -3400 N (Graphique IV-14 (2)). Ce frottement se traduit, sur le Graphique IV-15 (4), par une augmentation du nombre de hits cumulés lors de la charge, et de la décharge, lorsque la charge appliquée à la structure est inférieure à -3400 N.

Comme pour l'éprouvette HR8_1, le Graphique IV-15 (3) décrit une rupture soudaine et énergétique. Cette fois, la rupture se produit dans la zone centrale de l'éprouvette. L'ordre de grandeur d'énergie dégagée au moment de la rupture est du même ordre que pour l'éprouvette HR8_1, c'est-à-dire environ 40.10^{-15} J.



Graphique IV-15¹⁵ : Ensemble de graphiques représentant les principaux signaux d'émissions acoustiques enregistrés lors des cycles sur l'éprouvette HR7_1

En observant les trois graphiques (le Graphique IV-10, le Graphique IV-13 et le Graphique IV-15) représentant les enregistrements d'émissions acoustiques pour chaque éprouvette, on constate que l'éprouvette HR7_1 se distingue particulièrement par son faible nombre d'évènements enregistrés. Cependant, il faut aussi noter qu'elle a subi moins de cycle que HR8_1 mais a rompu à une charge moins élevée que cette dernière. Aussi, HR7_1 a vu une charge de - 4600 N lors du cycle 7 et a rompu pour une charge de - 4572 N au cycle 8.

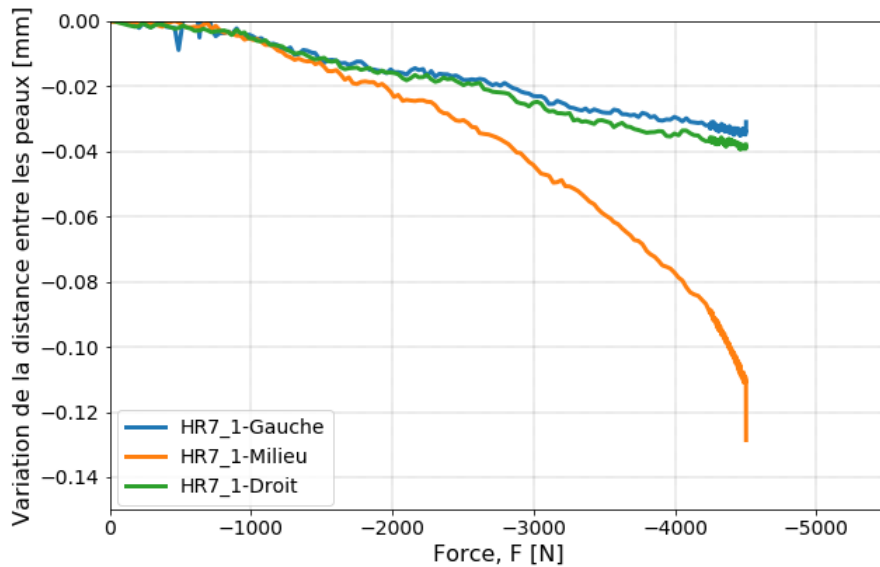
On pourrait donc s'interroger sur l'influence des cycles, et de leur séquence, sur la capacité de l'éprouvette à résister au moment qui lui est imposé. On pourrait aussi faire l'hypothèse que si l'éprouvette HR8_1 a rompu à une charge un peu plus élevée, c'est lié au fait que la bande en genou qui s'est initiée au centre a avorté, permettant ainsi une redistribution locale de la contrainte. Ce phénomène s'est traduit par la détection d'évènements acoustiques d'amplitudes relativement importantes mais à énergie modérée.

La raison de l'avortement sur l'éprouvette HR8_1 est-elle liée au déchargement de la structure ou aux cycles successifs, qui auraient engendré une « accommodation » de la microstructure ?

L'éprouvette HR7_2 a connu des évènements similaires à HR8_1 tandis que dans le cas de l'éprouvette HR7_1, un second scénario s'est produit. Ce second scénario est celui où la bande en genou initiée au centre est responsable de la rupture de l'éprouvette. On assiste alors à une rupture soudaine et avec une énergie environ 30% plus élevée que lors de la rupture de l'éprouvette HR8_1. Quoi qu'il en soit, ces trois éprouvettes ont comme point commun qu'un évènement s'est produit dans la zone centrale, la plus chargée, pour une charge proche de 4600N (HR8_1 : 4633 N ; HR7_2 : 4583 N ; HR7_1 : 4583 N).

¹⁵ Sur le Graphique IV-15 (2) : INT fait référence aux évènements localisés entre les appuis centraux tandis que EXT fait référence aux évènements localisés en dehors des appuis centraux

Le Graphique IV-16 décrit la variation de distance entre les peaux. Celui-ci nous indique que l'éprouvette HR7_1 a un comportement qui semble comparable à celui de l'éprouvette HR8_1. Les ordres de grandeur de la variation de distance sont comparables.



Graphique IV-16 : Evolution de la variation de distance entre les peaux, en trois couples de points, en zone centrale, en fonction de la force pour l'éprouvette HR7_1

La Figure IV-26 montre le faciès de rupture de l'éprouvette HR7_1. Il s'agit clairement d'un faciès de rupture en compression dont l'observation de la bande en genou a pu être réalisée (Figure IV-26).

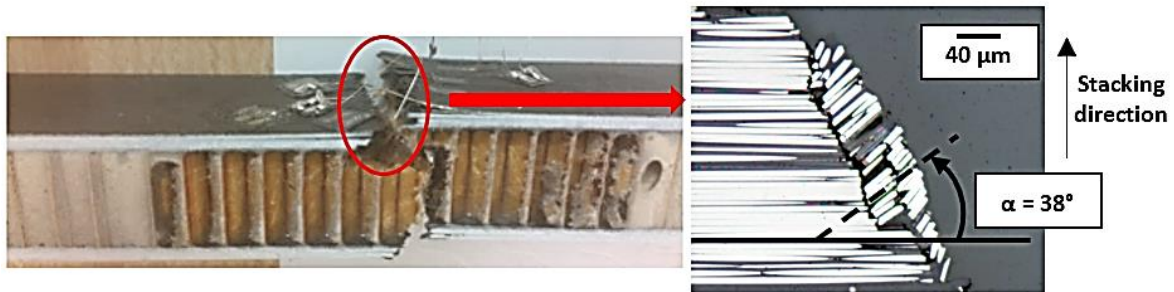


Figure IV-26 : Faciès de rupture de l'éprouvette HR7_1 (à gauche) et observation au microscope optique de la bande en genou (à droite)

En considérant les hypothèses formulées précédemment concernant la redistribution de la contrainte en zone centrale, on observe ici qu'elle n'a pas eu lieu. En effet, aucun évènement acoustique significatif, d'amplitude > 70 dB, n'a été détecté avant la rupture. Ainsi, on en déduit que dans le cas de HR7_1, une bande en genou s'est initiée au centre jusqu'à conduire à la rupture soudaine de la peau supérieure en compression.

Cette campagne d'essais quasi-statiques a permis, dans un premier temps, de constater des problèmes de fabrication puisque sur les six éprouvettes testées, trois ont cassé prématurément. Ensuite, les essais sur éprouvettes valides ont permis de confirmer, grâce à l'analyse des différents signaux de mesure, que la rupture était soudaine et énergétique. L'ensemble des analyses réalisées indiquent que nous sommes bien en présence de ruptures en compression.

IV.4.1.3 Confrontation des essais et de la simulation

Afin de valider la modélisation éléments finis du dispositif, une corrélation expérimentale/numérique est réalisée dans cette partie. Par souci de clarté, seuls les signaux du dernier cycle des trois éprouvettes valides ont été tracés et comparés au champ correspondant du modèle éléments finis, afin de permettre une corrélation directe.

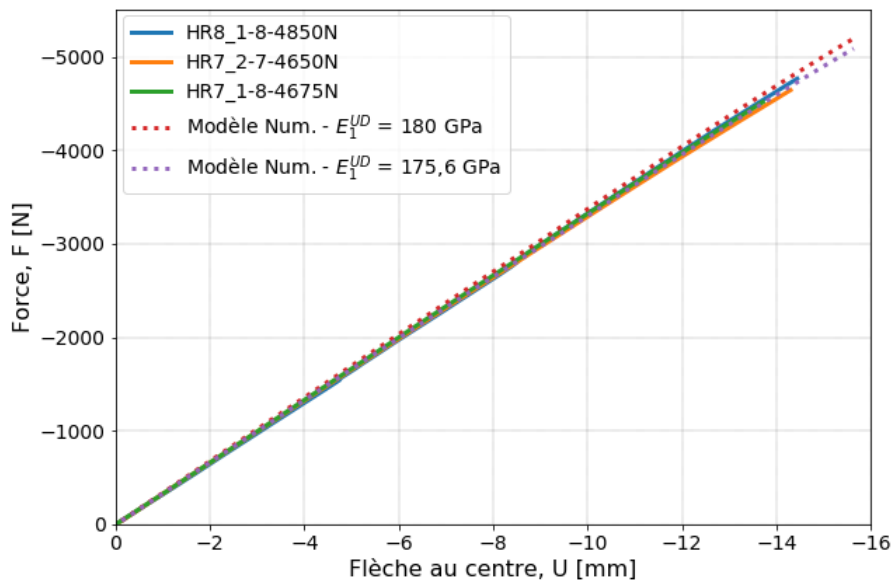
Pour être le plus représentatif possible le modèle éléments finis présenté dans IV.3 a été enrichi afin d'y intégrer la modélisation du défaut de concavité présenté sur la Figure IV-5 (cf. § IV.2.2). On rappelle que celui-ci a toujours été placé sur la peau en traction lors des essais, c'est donc également la modélisation qui a été adoptée.

Aussi, une calibration du modèle numérique s'appuyant sur les résultats expérimentaux a été menée. Celle-ci a porté sur deux paramètres : le module dans la direction des fibres des UD et le module E_2^{No} .

Le premier, E_{UD} , a simplement été calibré en utilisant la raideur expérimentale tout en considérant les variabilités de largeurs des éprouvettes par rapport à la largeur du modèle numérique. La réponse en raideur est proportionnelle à la largeur de l'éprouvette, une correction a donc été appliquée afin d'obtenir une réponse pour une largeur normalisée équivalente à celle du modèle numérique, c'est-à-dire 28mm.

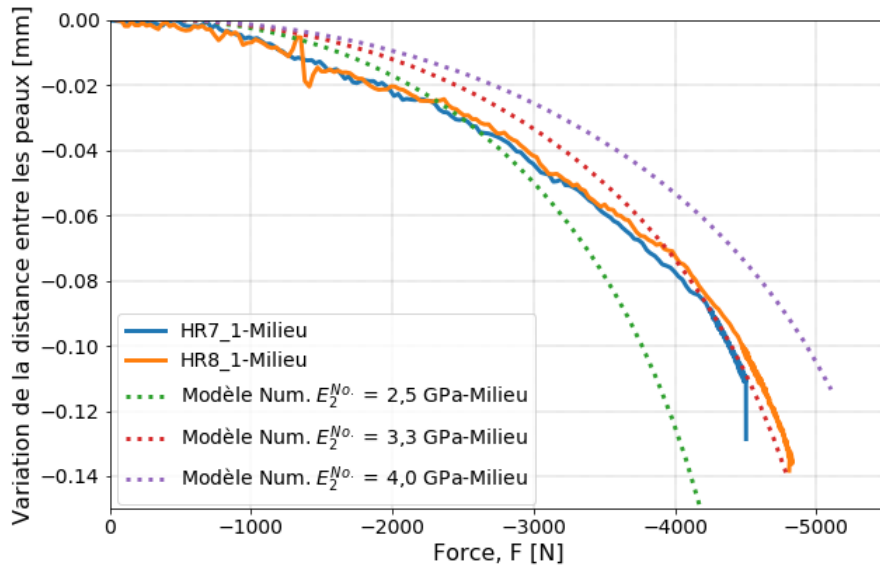
$$F_{corrigée} = F_{mesurée} \cdot \frac{ep. normalisée}{ep. mesurée} \quad (75)$$

Comme le montre le Graphique IV-17, le module E_{UD} ainsi déterminé est de 175,6 GPa au lieu de 180 GPa utilisé dans le § IV.3 et issu d'une loi des mélanges.



Graphique IV-17 : Influence du module E_{1UD} sur le comportement en raideur du modèle numérique

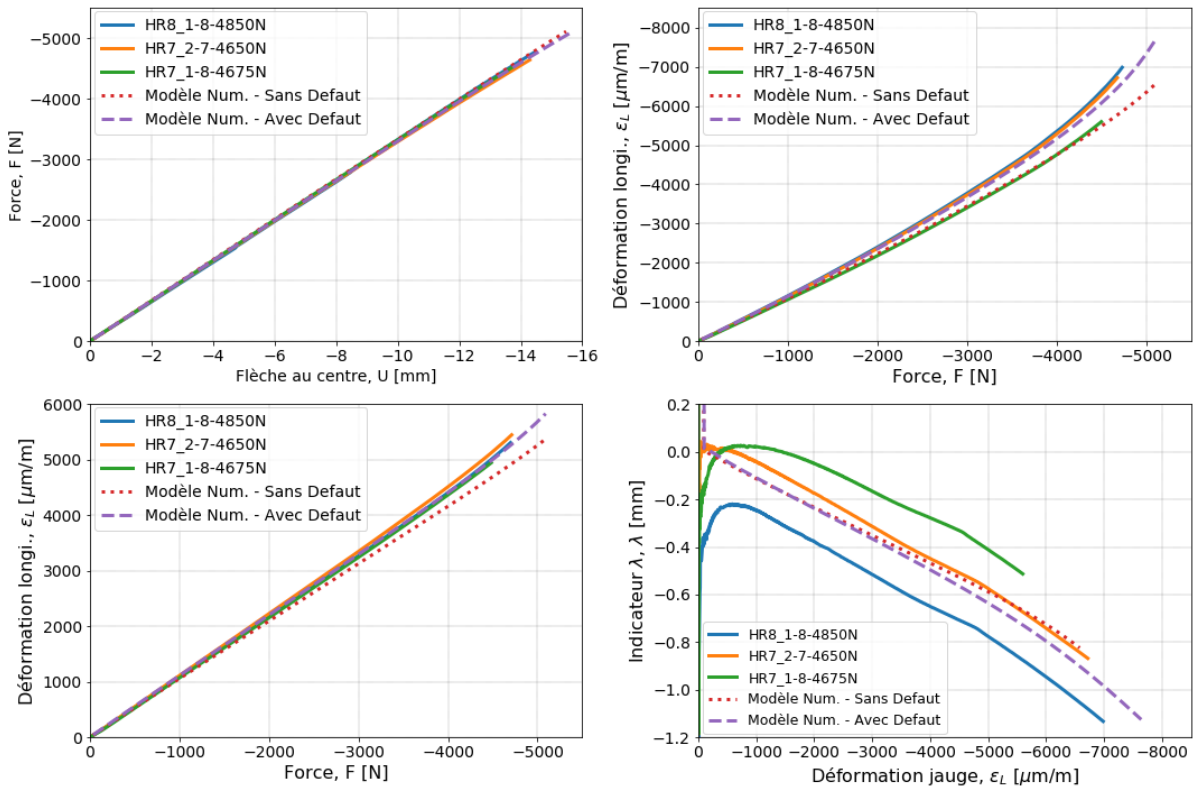
Le second paramètre de calibration du modèle numérique est le module E_2^{No} . Comme expliqué dans le § IV.4.1.2, la variation de la distance entre les peaux obtenue grâce à l'analyse des images issues du système de corrélation d'images (Aramis), a été utilisée afin de calibrer le module E_2^{No} . Le Graphique IV-18 représente la variation de la distance entre les peaux, pour le couple de points « Milieu » (cf. Figure IV-24), en fonction de la force.



Graphique IV-18 : influence du module E_2 du Nomex® sur la variation de la distance entre les peaux en fonction de la force

On constate que la première approximation réalisée dans le § IV.3 et consistant à prendre un module $E_2^{No.}$ « moyen », issu des quelques ressources bibliographiques du Tableau IV-3, s'avère être relativement proche de l'observation expérimentale. Le module $E_2^{No.}$ ainsi déterminé est de 3,3 GPa.

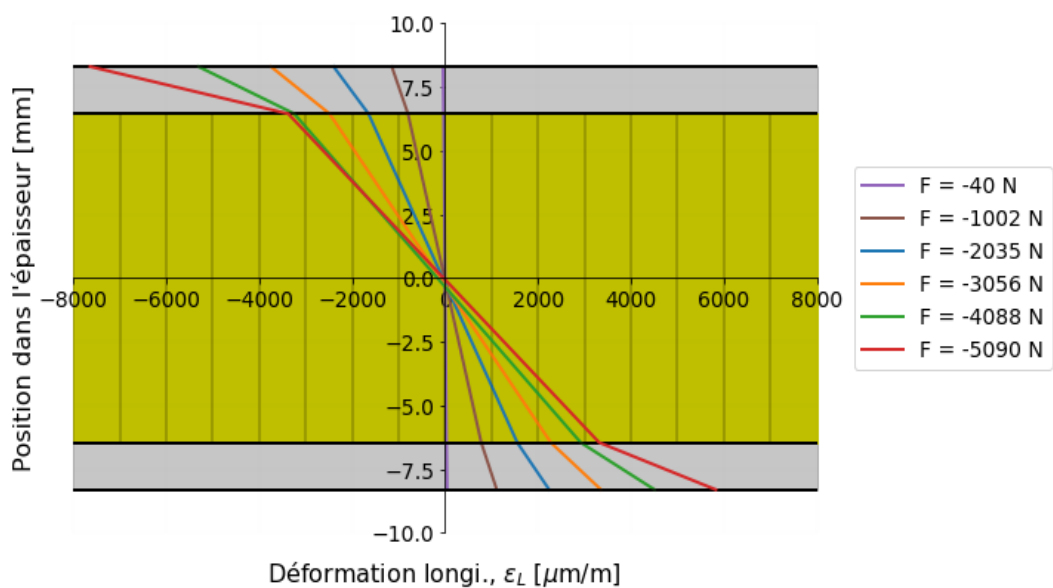
Le Graphique IV-19 présente les signaux expérimentaux « bruts » du dernier cycle de chaque éprouvette ainsi que le champ correspond pour le modèle numérique avec et sans la modélisation du défaut géométrique (Cf. IV.2.3), afin d'en apprécier la contribution.



Graphique IV-19 : Ensemble de graphiques représentant les principaux signaux de déplacement, force et déformation mesurés lors du dernier cycle de chaque éprouvette ainsi que pour la modélisation avec et sans défaut

Le Graphique IV-19 permet de constater que la modélisation du défaut permet d'améliorer la représentativité des résultats fournis par le modèle numérique, par rapport à la campagne expérimentale. Il existe quelques dispersions entre les éprouvettes, comme la largeur, dont le Tableau IV-17 fait état. Le choix de modélisation a été d'avoir un modèle représentant une éprouvette « moyenne » se situant dans l'intervalle de dispersion. Le Graphique IV-19 confirme ce point. Dans la suite de ce chapitre, l'évocation du « modèle numérique » fera référence au modèle « calibré » qui considère la modélisation du défaut.

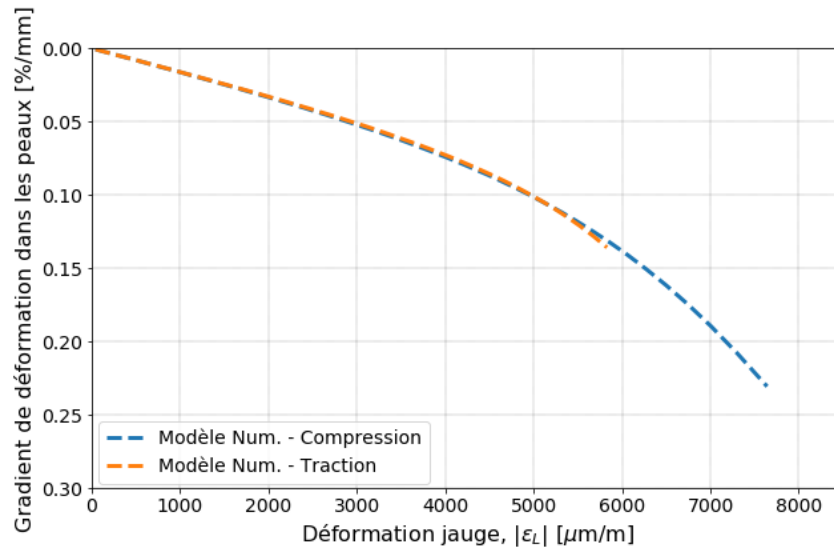
L'une des principales spécificités du dépouillement des résultats expérimentaux de la campagne qui a été menée intervient lorsque l'on souhaite, à partir des signaux bruts de mesure de déformation obtenus par les jauges, remonter au comportement des plis unidirectionnels. En effet, comme le montre le Graphique IV-20 issu des déformations calculées par le modèle numérique, la déformation au sein de la section de l'éprouvette sandwich n'est pas linéaire.



Graphique IV-20 : Evolution de la déformation observée sur le modèle numérique, au centre, dans l'épaisseur de la section

Ceci implique qu'il n'est pas trivial de connaître la déformation longitudinale, du pli UD le plus à l'extérieur, en fonction de celle mesurée par les jauges. Pourtant, cette information est indispensable lorsque l'on veut connaître la résistance en compression des UD.

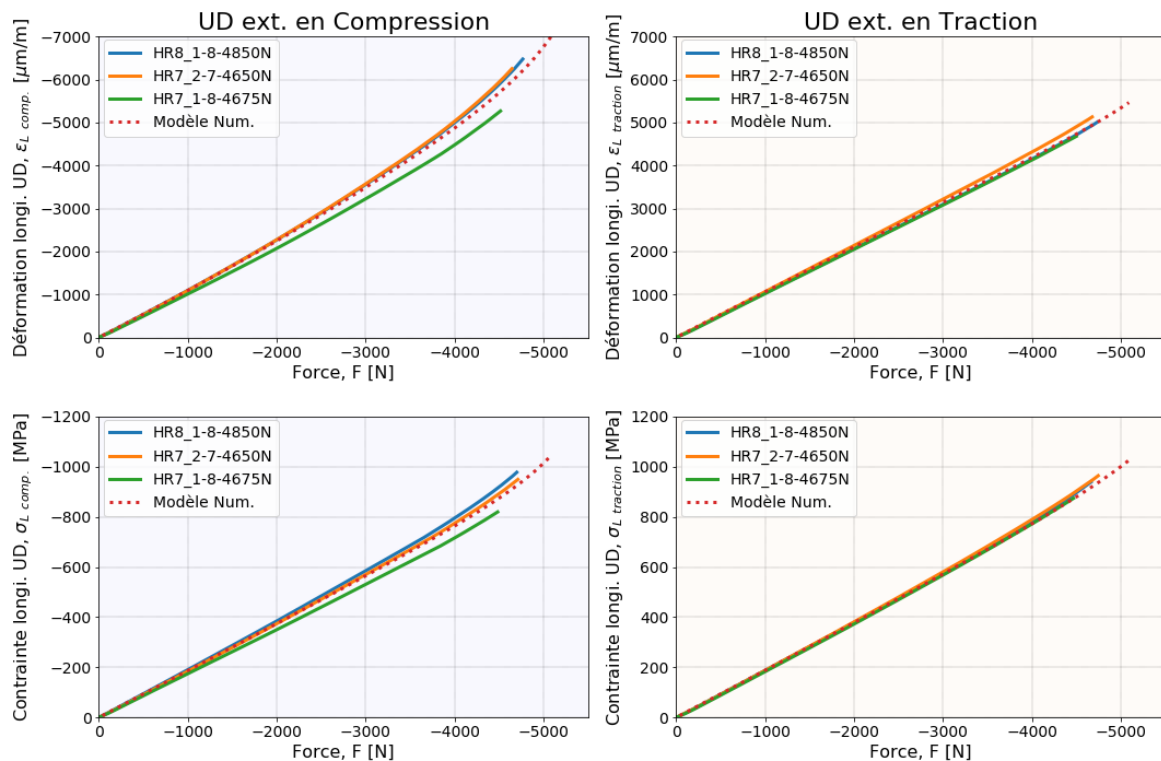
Le Graphique IV-19 nous a démontré la très bonne représentativité du modèle numérique par rapport aux signaux bruts mesurés lors de la campagne expérimentale. Ainsi, on peut utiliser ce modèle numérique afin de connaître le gradient de déformation longitudinale, dans l'épaisseur de chacune des peaux, en fonction de la déformation longitudinale mesurée par les jauges. C'est l'objet du Graphique IV-21. Le gradient est calculé à l'aide d'une régression linéaire de la déformation longitudinale dans l'épaisseur de chacune des peaux, au milieu de l'éprouvette. Pour une raison pratique, celui-ci est exprimé en $\%.mm^{-1}$, une étape d'inversion a donc été réalisée par rapport au Graphique IV-20.



Graphique IV-21 : Evolution du gradient de déformation longitudinal, dans l'épaisseur des peaux, en fonction de la déformation longitudinale

En utilisant le gradient représenté sur le Graphique IV-21 et en connaissant l'épaisseur des deux plis orientés à +/- 45°, séparant les jauges des UD les plus à l'extérieurs, on peut calculer, en fonction de la déformation mesurée par ces jauges, la déformation dans cet UD.

On détermine ensuite la contrainte dans ces UD en multipliant la déformation, ramenée dans l'UD, au module de ces derniers. Il convient de considérer le caractère non-linéaire de ce module dont l'évolution est représentée par le Graphique IV-1. Ces opérations nous permettent alors d'obtenir l'ensemble de graphiques représentés sur le Graphique IV-22 et également d'obtenir les déformations et contraintes maximales subies pour chacune des éprouvettes et reportées dans le Tableau IV-19.



Graphique IV-22 : Ensemble de graphiques représentant l'évolution de la déformation et de la contrainte, dans les UD les plus à l'extérieur, en fonction de la force, lors du dernier cycle de chaque éprouvette, ainsi que pour le modèle numérique

Eprouvette	Déformation max. lors du dernier cycle, dans l'UD [%]	Contrainte max. lors du dernier cycle, dans l'UD [MPa]	Remarque
HR8_1	0,65	980	Rompue
HR7_2	0,63	950	Non rompue
HR7_1	0,53	820	Rompue

Tableau IV-19 : Relevé des déformations et des contraintes maximales vues par les UD les plus à l'extérieurs en compression pour chaque éprouvette

Dans le Tableau IV-20 sont reportés les résultats de la campagne sur éprouvettes monolithiques, qui sert de référence à notre étude. La comparaison du Tableau IV-19 et du Tableau IV-20 contribue à la validation de la capacité du dispositif à permettre la caractérisation d'UD carbone/époxy haut module puisque les valeurs obtenues sont globalement dans la moyenne de celles obtenues lors de la campagne de référence. L'éprouvette HR7_1 se situe en dessous de la valeur minimale obtenue sur la campagne de référence mais il est à noter que cette dernière possède un coefficient de variation relativement faible de 2,6 % sur la déformation à rupture. Les éprouvettes sandwichs semblent, quant à elles, de moins bonnes qualités au vu des ruptures prématurées des éprouvettes HR25_1, HR25_2 et HR26_1.

Eprouvette	Déformation dans l'UD [%]	Contrainte dans l'UD [MPa]	Remarque
Moyenne	0,58	927	Moyenne sur 7 éprouvettes monolithiques rompues
Min à rupture de la série	0,55	896	
Max à rupture de la série	0,60	962	
Ecart type	0,015	21	
Coef. de variation [%]	2,6	2,3	

Tableau IV-20 : Relevé des déformations et des contraintes vues par les UD les plus à l'extérieurs en compression lors de la campagne servant de référence, sur structure monolithique

Dans cette partie, une campagne expérimentale a été menée et a permis d'obtenir des valeurs de résistance en compression d'UD carbone/époxy haut module dont les résultats sont reportés dans le Tableau IV-19. Pour obtenir ces valeurs, un modèle numérique dont le niveau de détail permet d'être suffisamment représentatif, a été utilisé. Celui-ci permet d'aller observer l'ensemble des champs mécaniques au sein de la structure et a ainsi permis d'obtenir le gradient de déformation dans l'épaisseur des peaux, afin de réaliser le dépouillement de la campagne expérimentale. Ce modèle numérique et l'analyse détaillée des différents signaux enregistrés lors des essais ont conduit à la validation d'une rupture d'éprouvette causée par la rupture des UD en compression. Les valeurs de résistance obtenues dans le Tableau IV-19 sont comparables à celles ayant permis la caractérisation sur éprouvette monolithique et reportées dans le Tableau IV-20.

Le dispositif permet donc, suite à un essai quasi-statique, de caractériser la résistance d'UD carbone/époxy haut module en compression. En 2015/2016, une campagne de fatigue utilisant ce même dispositif (montage + éprouvette) a été menée afin d'analyser le comportement global de la structure sous chargement cyclique. La partie suivante expose les principaux résultats.

J'ai pris part à cette campagne durant mon stage de master 2 Recherche, qui s'est inscrit dans la thèse de Pierre-Yves Méchin [2013-2017] avec la société GSea Design et l'Université de Bretagne Sud.

IV.4.2 Campagne d'essais en fatigue

IV.4.2.1 Dispositif expérimental et méthode

Comme décrit par (Vassilopoulos et Keller, 2011) la fatigue des matériaux composites est dépendante de plusieurs paramètres dont l'homogénéité et la qualité de fabrication des matériaux. La présence de défauts tels que des porosités ou encore une ondulation initiale des fibres peut initier un endommagement prématuré conduisant à une rupture rapide de la structure étudiée (cf. Chapitre I). Les mêmes auteurs indiquent que le degré d'endommagement de la matrice peut être observé en mesurant des grandeurs comme la diminution de rigidité de la structure ou la diminution de la résistance résiduelle.

L'objectif de l'étude de fatigue, dont les résultats sont présentés ici, est d'observer la diminution de la résistance résiduelle, en fonction du nombre de cycles réalisés par la structure. Ceci afin de permettre une utilisation, en formulant certaines hypothèses, en phase de conception de structure, par le bureau d'étude GSea Design.

Il est à noter que cette méthode, basée sur l'observation de la diminution de résistance résiduelle, présente un certain nombre de difficultés :

- Avec cette méthode, la durée de vie restante ne peut pas être connue de manière non-destructive, puisque la grandeur mesurée est la diminution de résistance, qui nécessite la ruine de la structure. Ceci implique que seule la constitution d'abaques, reliant un nombre de cycle vu par la structure, à une résistance résiduelle peut éventuellement permettre d'en estimer une durée de vie restante. Cette méthode est donc acceptable lors d'une phase de conception mais devient difficile à exploiter lorsqu'il s'agit d'évaluer la durée de vie restante d'une structure, sauf si l'on connaît l'ensemble des chargements qu'elle a subis. Ce dernier point fait d'ailleurs partie des travaux de recherches de GSea Design, dont la première étape passe par l'exploitation des mesures de déformation (via fibres optiques) des structures quelle conçoit.
- La résistance résiduelle n'est pas une mesure très sensible à l'accumulation de dommage lors de la fatigue. En effet, celle-ci varie très lentement puis, lorsque la rupture est proche, la diminution devient très rapide. Ce phénomène a conduit certains auteurs comme par exemple (Chou et Croman, 1979) à parler de « mort subite ». Ce point rend l'analyse d'autant plus délicate que le lot testé possède une résistance dispersive. L'étape de caractérisation de la résistance initiale est donc importante et doit être réalisée sur un nombre d'échantillons suffisant, permettant d'apprécier la dispersion du lot. Dans l'idéal, cette étape doit être réalisée à partir d'éprouvettes réparties dans différentes zones de la plaque dont elles sont extraites, afin de permettre la localisation de potentiels défauts locaux.
- Une vaste campagne de caractérisation expérimentale est nécessaire pour chaque stratifié et chaque type de matériaux afin d'obtenir une base de données viable. L'empilement utilisé pour cette étude est un compromis entre le fait d'avoir un empilement représentatif de ceux utilisés dans le nautisme de compétition (orientation des hors axes par rapport aux UD), tout en ayant une quantité de matière raisonnable, afin de limiter les coûts et permettre de réaliser l'étude.

Machine de test :

Pour ces essais de fatigue, la machine d'essai utilisée est une Instron E10000 ayant une capacité de charge de 10 kN en dynamique et de 7 kN en statique. Elle est munie du système de contrôle et d'acquisition WaveMatrix.

Eprouvettes :

Le dispositif (éprouvette et montage) reste identique au § IV.4.1.1.

Instrumentation :

Le dispositif ayant été validé en statique, le choix a été fait de limiter au maximum l'instrumentation afin de réduire le coût de la campagne. Ainsi, ces essais n'ont pas eu d'instrumentation particulière, excepté les enregistrements habituels de la charge et du déplacement de la traverse en fonction du temps.

Protocole :

L'objectif de ces essais de fatigue était de valider la conception du dispositif présenté au § IV.2.1., en fatigue. La campagne de fatigue a été menée de manière à observer l'évolution de la résistance résiduelle. Les éprouvettes ont donc subi un certain nombre de cycles puis, lorsqu'elles n'avaient pas rompu pendant le cyclage (majorité des cas), un essai quasi-statique a permis d'estimer leur résistance après cyclage : c'est la résistance résiduelle. Le nombre de cycles vu par les éprouvettes est compris entre 1.10^5 et 9.10^6 cycles.

Préalablement à la campagne de fatigue, une campagne d'essais quasi-statiques a permis d'obtenir une résistance moyenne initiale des éprouvettes ($\sigma_{moy. \text{ initiale}}$). Celle-ci sert de référence lors de l'observation de la variation de résistance résiduelle après fatigue. Cette dernière est déduite en introduisant la force à rupture expérimentale dans le modèle numérique présenté au § IV.3.

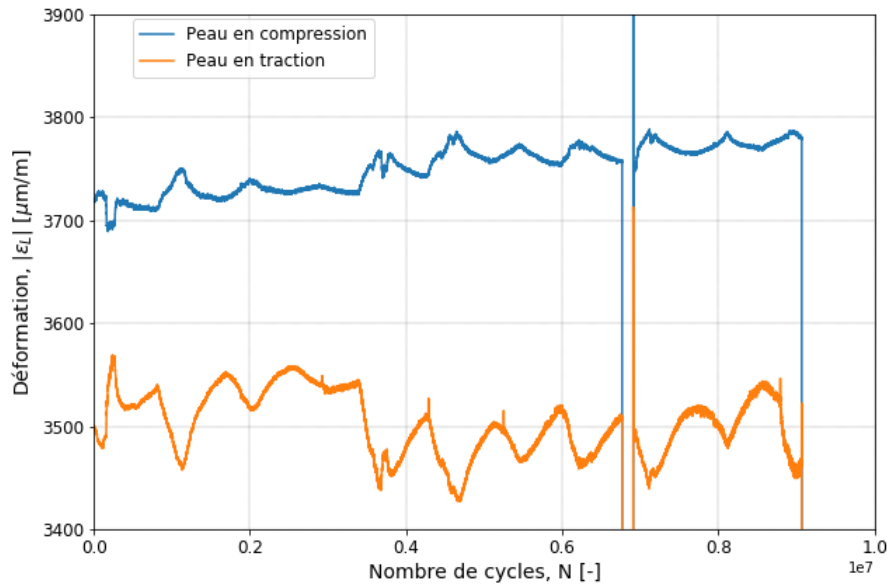
Cette méthode a quelques limites, elle suppose notamment que :

- Le modèle numérique est considéré comme suffisamment représentatif de l'ensemble des éprouvettes constituant le lot,
- La fatigue n'a pas modifié la configuration, et plus précisément la raideur de l'éprouvette.

La pertinence du modèle numérique a été démontrée dans le § IV.3 et sa représentativité est considérée comme acceptable dans le cadre de l'application de cette méthode. Quant à l'évolution de la raideur de l'éprouvette, celle-ci n'a pu être observée que sur une seule éprouvette (avec deux jauges de déformation) ayant réalisée plus de 9 millions de cycles.

Le Graphique IV-23 représente cette évolution via l'évolution de la déformation en fonction du nombre de cycles réalisés par l'éprouvette. Pour la peau en compression, la tendance générale montre une augmentation des déformations de l'ordre de 2 %, après 9 millions de cycles. Cette tendance ne semble pas être présente sur la peau en traction.

A noter qu'un problème technique est survenu autour de 7.10^6 cycles, ce qui a engendré un arrêt de la machine, celle-ci a ensuite été relancée.



Graphique IV-23 : Evolution de la déformation en fonction du nombre de cycles (fréquence d'acquisition = 1Hz ; fréquence de sollicitation = 10 Hz) - éprouvette HR35_2

En considérant ces tendances et le fait que cette observation n'a pu être réalisée que sur une seule éprouvette, le choix a été fait de ne pas considérer d'évolution de configuration (raideur d'éprouvette) dans le modèle numérique. Ainsi, la méthode décrite précédemment, permettant de déduire la résistance résiduelle après fatigue en utilisant le modèle numérique (cf. § IV.3), a donc été jugée pertinente.

La littérature et l'expérience liée au nautisme conduisent à penser que pour être en mesure d'observer un phénomène de fatigue sur des UD sollicités en compression dans le sens des fibres, le cyclage doit se faire sous forte sollicitation de compression-compression. Ceci a été confirmé par les premiers essais réalisés.

Le rapport de charge choisi est le suivant :

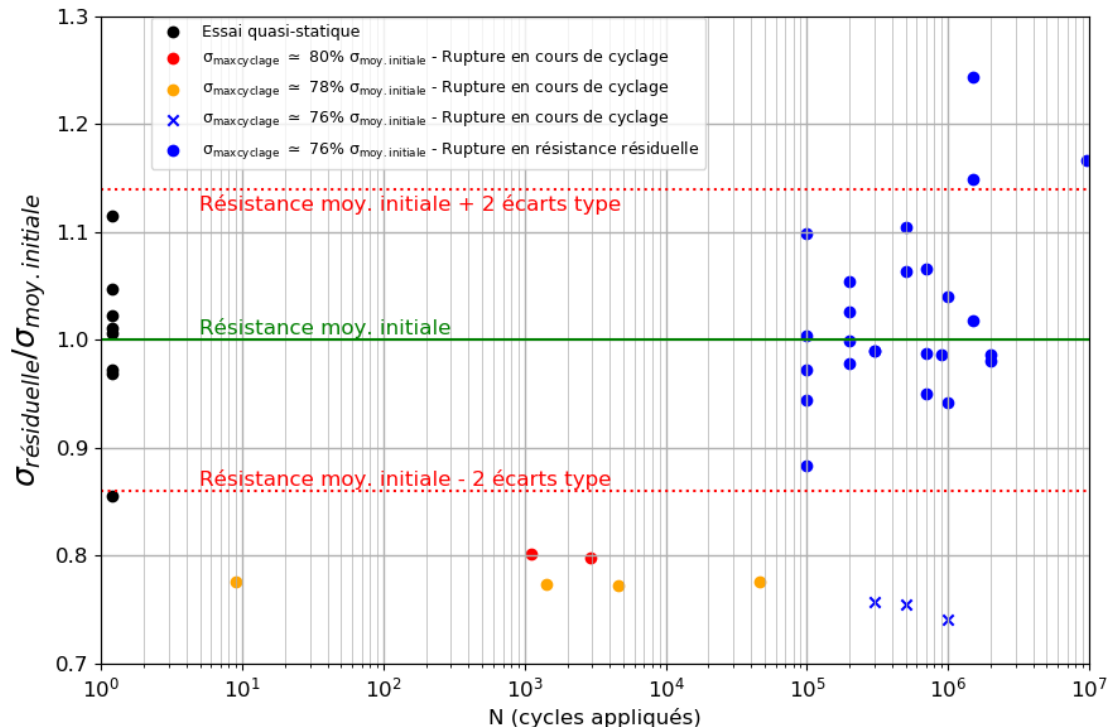
$$R \approx \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} = 1,28 \quad (76)$$

Différents niveaux de sollicitation ont été envisagés. D'abord, la contrainte de compression vue par le pli UD le plus chargé, au cours du cyclage, a été fixée à 80 % de la contrainte moyenne à rupture constatée sur le lot, avant fatigue. Pour ce niveau de sollicitation, des ruptures prématurées après quelques milliers de cycles ont été observées. La sollicitation maximale a donc été diminuée pour finalement converger vers une contrainte maximale vue par le pli UD le plus chargé, au cours du cyclage, de 76 % la contrainte à rupture moyenne constatée sur le lot, avant fatigue. Ceci représente une contrainte moyenne de cyclage de 650 MPa avec une amplitude crête à crête de 160 MPa.

Après avoir réalisé une étude sur l'influence de la fréquence de sollicitation, une fréquence de 10 Hz a été choisie. Cette fréquence permet, dans la configuration étudiée, d'atteindre un nombre de cycles important pour une durée d'essai acceptable, tout en évitant l'auto-échauffement.

IV.4.2.2 Discussion sur le comportement de la structure en fatigue

Le Graphique IV-24 présente les résultats de l'ensemble de la campagne, y compris les essais statiques qui ont permis de déterminer la résistance moyenne initiale.



Graphique IV-24 : Résultats de la campagne quasi-statique et de fatigue à 10 Hz ($\sigma_{moy. initiale} = 960$ MPa et $R = 1,28$)

Différentes observations peuvent être faites à partir du Graphique IV-24. D'abord, on observe que lorsque $\sigma_{max cyclage} > 76\% \sigma_{moy. initiale}$ les éprouvettes rompent en cours de cyclage et pour un nombre de cycles relativement faible, compris entre 9 et 47 000 cycles. Ce n'est pas le cas pour la majorité des éprouvettes sollicitées avec $\sigma_{max cyclage} = 76\% \sigma_{moy. initiale}$ puisque vingt-cinq éprouvettes sur vingt-huit ont été rompues par un essai de caractérisation de leur résistance résiduelle. Les trois éprouvettes restantes ont rompu durant le cyclage, pour des nombres de cycles variant entre $3 \cdot 10^5$ et $1 \cdot 10^6$ cycles. Elles provenaient toutes les trois d'une même zone de la plaque (éprouvettes « voisines »), il est possible qu'un défaut localisé soit à l'origine de ces ruptures en cours de cyclage.

Ceci laisse penser qu'il existe un seuil de chargement à partir duquel un phénomène de fatigue apparaît de manière significative et conduit à une diminution de la résistance en compression. Du fait du nombre réduit d'éprouvettes testées avec $\sigma_{max cyclage} > 76\% \sigma_{moy. initiale}$ et de la dispersion relativement importante sur la résistance moyenne initiale, cette hypothèse ne peut être validée.

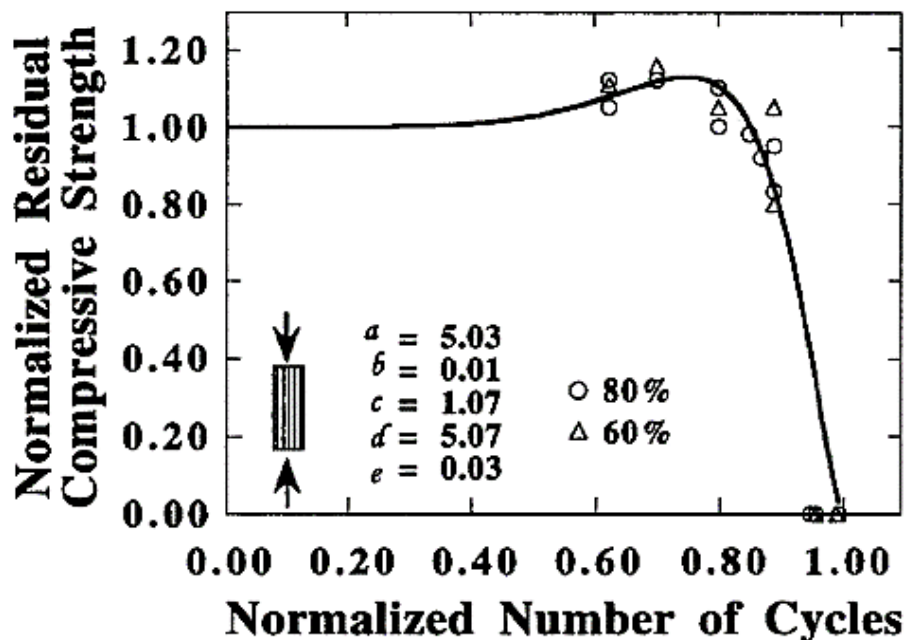
Six éprouvettes ont rompu en cours de cyclage pour un chargement supérieur à 76% de la résistance moyenne initiale. Une approche conservatrice consisterait à considérer que potentiellement, ces six éprouvettes pouvaient avoir une résistance équivalente à la plus résistante des éprouvettes testées en statique. Dans ce cas, la diminution de résistance serait de l'ordre de 23 % au bout d'un faible nombre de cycle, de l'ordre du millier.

Pour les trois éprouvettes rompues lors du cyclage et dont la contrainte maximale de cyclage est égale à 76% de la contrainte moyenne initiale, la perte de résistance serait de l'ordre de 26 % après quelques centaines de milliers de cycles.

Une hypothèse encore plus conservatrice pourrait considérer la diminution de résistance par rapport à l'éprouvette ayant la résistance maximale parmi tout le lot, y compris celles obtenues en résistance résiduelle. Dans ce cas, la perte de résistance serait de l'ordre de 30 % pour les cas les plus chargés.

Enfin, une hypothèse basée sur la résistance moyenne conduit à considérer une diminution de l'ordre de 14 à 19%. Comme on peut le voir, différentes hypothèses peuvent être formulées mais la dispersion du lot ainsi que la méthode de dépouillement ne permettent pas d'envisager de conclusion plus précise.

Pour les éprouvettes n'ayant pas rompu en cours de cyclage, la tendance générale est plutôt stable jusqu'à environ 10^6 cycles. Au-delà de 10^6 cycles, la résistance résiduelle semble montrer une augmentation mais le nombre d'éprouvettes est trop limité pour conclure sur ce point. C'est aussi une tendance qu'a observé (Shokrieh et Lessard, 2000), comme le montre le Graphique IV-25, où la courbe représente un modèle analytique développé par l'auteur afin d'être le plus représentatif des points expérimentaux (o et Δ). On note d'ailleurs que le Graphique IV-25 ne semble pas montrer de différence significative entre une sollicitation à 60 % ou à 80 % de la contrainte à rupture statique.



Graphique IV-25 : Evolution de la résistance résiduelle en fonction du nombre de cycles normalisé. o : cyclage à 80 % de la résistance observée en statique ; Δ : cyclage à 60 % de la résistance observée en statique (Shokrieh et Lessard, 2000)

L'ensemble des dispersions, qu'elles soient expérimentales ou liées à la méthode de dépouillement conduisent à considérer les tendances observées avec prudence. L'annexe F expose quelques propositions de compléments et d'améliorations concernant cette campagne de fatigue.

La campagne de fatigue a permis de valider la conception du dispositif expérimental puisque, même après avoir réalisé dix millions de cycles, le mode de rupture en résistance résiduelle est toujours une rupture de la peau sollicitée en compression. Ceci permet d'affirmer que ce dispositif est opérationnel pour réaliser des campagnes de fatigue en compression à grand nombre de cycle et à fort chargement, sur des fibres de type haut module.

IV.5 Conclusion

L'objectif de ce chapitre était de présenter et valider la conception d'un dispositif expérimental permettant de caractériser la résistance en compression et de réaliser un chargement cyclique en compression-compression, afin d'étudier la résistance résiduelle après fatigue.

Dans un premier temps, la conception du dispositif a été décrite. Ce dernier est ensuite mis en place dans un modèle numérique et dans une campagne expérimentale multi-instrumentée qui ont permis de valider le comportement et le mode de rupture de la structure. La corrélation entre le modèle numérique et la campagne expérimentale a démontré une très bonne représentativité des simulations. L'ensemble de ces éléments ont finalement conduit à valider le dispositif dans le cadre d'une caractérisation de résistance en compression. Dans un second temps, une campagne de fatigue en compression est présentée. Celle-ci a été menée sous forte sollicitation et jusqu'à 10^7 cycles. Aucun phénomène de fatigue notable n'a été observé. Ceci a donc permis de valider le dispositif pour la réalisation d'étude sous chargement cyclique, en compression-compression. C'est un résultat majeur qu'il est important de souligner car cela ouvre de nombreuses perspectives en termes de compréhension du lien entre la fatigue et la résistance résiduelle en compression.

En complément de la validation du dispositif expérimental, des phénomènes intéressants concernant l'étude de la rupture en compression ont pu être observés. D'abord, sur l'éprouvette HR8_1 où des signaux d'émissions acoustiques semblent avoir mis en évidence l'apparition d'une bande en genou au centre, là où la contrainte est maximale, juste avant le déchargement de la structure. Cette bande en genou a conduit à un évènement acoustique significatif en amplitude mais de relativement faible énergie. Elle n'a pas conduit à la rupture de l'éprouvette mais semble avoir permis un relâchement de la contrainte locale. La rupture a alors eu lieu, lors du chargement suivant, sous l'un des appuis centraux. La seconde éprouvette, HR7_2, a montré le même phénomène de relâchement de contrainte et à une charge similaire (juste avant déchargement). Celle-ci n'a pas été conduite à rupture afin de permettre la réalisation d'analyses complémentaires, comme par exemple l'observation de la zone par tomographe. La troisième éprouvette, HR7_1, a quant à elle rompu de manière très énergétique, au centre, là où les deux premières ont connu un relâchement local de la contrainte.

Ces trois éprouvettes semblent donc montrer que le dispositif conçu permet d'obtenir de multiples bandes en genou, mécanisme conduisant à la ruine des UD carbone/époxy, sollicités en compression. On constate que pour les trois éprouvettes testées, celui-ci s'est initié au centre, dans la zone décrite comme la plus sollicitée en compression par le modèle numérique.

Il semble que deux scénarios se profilent lorsqu'une bande en genou s'initie :

- La bande en genou possède certaines caractéristiques qui ne lui permettront pas d'engendrer la rupture en compression de la structure mais simplement un relâchement local de la contrainte de compression. La seconde bande en genou la plus chargée prendra alors le relais. La rupture n'interviendra pas dans la zone prédite par le modèle numérique, du fait de la redistribution des contraintes,
- La bande en genou possède certaines caractéristiques qui lui permettent d'engendrer la rupture en compression de la structure, celle-ci sera alors localisée dans la zone prédite par le modèle numérique.

Ces scénarios restent à valider et permettront peut-être d'apporter des éléments complémentaires à la compréhension des mécanismes conduisant à une rupture en compression.

Conclusion et perspectives

Les structures composites à fibres de carbone et résine époxy sont présentes dans de nombreux secteurs, dont le nautisme de compétition. Dans ce secteur, les sollicitations appliquées sur ces structures conduisent souvent à restreindre le dimensionnement au cas de la compression. La revue bibliographique a démontré que le mécanisme de rupture en compression est complexe puisqu'il est inter-échelles et dépendant de nombreux paramètres. Certains de ses paramètres influents sont à l'échelle des constituants (échelle microscopique) tandis que d'autres ne peuvent être considérés qu'à l'échelle de la structure (échelle macroscopique). De plus, ce mécanisme de rupture est très sensible à certains types de défauts présents dans la matière. L'objectif des travaux de recherche présentés dans ce manuscrit est donc de proposer un protocole de prédiction de la résistance en compression, intégrant les défauts inhérents au procédé de fabrication de ces matériaux. Trois axes ont été développés et vont être synthétisés dans cette partie.

Le premier axe concerne le défaut d'ondulation initiale des fibres qui occupe une place prédominante dans le mécanisme de rupture par microflambage plastique. Le modèle analytique de prédiction de la résistance en compression de Grandidier prend en compte ce défaut d'ondulation initiale des fibres et intègre un terme tenant compte de l'effet de structure. Ce modèle est donc intéressant puisqu'il considère le caractère inter-échelles du mécanisme de rupture en compression. Toutefois, les confrontations expérimentales de celui-ci sont peu nombreuses dans la littérature, il était donc nécessaire d'asseoir sa capacité à réaliser des prédictions justes, dans le cadre des matériaux couramment utilisés dans le secteur du nautisme de compétition.

Les principales données d'entrées de ce modèle analytique sont au nombre de deux, d'une part, le comportement non-linéaire d'un UD en cisaillement doit être modélisé selon une loi de Ramberg-Osgood et, d'autre part, le défaut d'ondulation initiale des fibres doit être connu. Ces données d'entrées ont été caractérisées expérimentalement sur un panel de neuf couples de matériaux à matrice époxy et à fibres de carbone. Parmi ces neuf couples, cinq contiennent des fibres de type IM ($E_f \approx 290$ GPa) et quatre contiennent des fibres de type HM ($E_f > 350$ GPa). Le comportement non-linéaire de l'UD en cisaillement a été identifié via un essai de traction sur bibiais ($[+45^\circ ; -45^\circ]_3$) et le défaut d'ondulation initiale des fibres a été mesuré¹⁶ en s'inspirant de la méthode décrite par (Yurgartis, 1987). On note que le panel contient une gamme relativement large de couple matrice / fibres puisque les modules de cisaillement des UD qui ont été identifiés sont compris entre 3,5 GPa et 6,6 GPa. Les valeurs mesurées concernant le défaut d'ondulation initiale des fibres s'étendent quant à elles de $0,66^\circ$ à $1,74^\circ$. Parallèlement à cela, la résistance en compression a été caractérisée expérimentalement par des essais de flexion 4 points sur stratifié. Les valeurs de celles-ci sont comprises entre 1116 MPa et 1692 MPa. Une telle étude n'existe pas dans la littérature à notre connaissance.

Les principales données d'entrées du modèle analytique ayant été caractérisées, son application a permis d'obtenir des prédictions pour l'ensemble du panel. Celles-ci ont ensuite été confrontées aux caractérisations de résistance en compression expérimentales. Cette confrontation a révélé des écarts significatifs indiquant une surestimation de la prédiction de l'ordre de 15 % pour les matériaux contenant des fibres IM et encore plus importante (≈ 30 %) pour les matériaux contenant des fibres HM. L'analyse détaillée des résultats expérimentaux a permis d'établir l'existence d'un lien entre la valeur de défaut d'ondulation initiale de fibres considérée et le module de cisaillement de l'UD. Ce lien a été pris en compte afin de proposer une modification du modèle analytique de prédiction, c'est le modèle de Grandidier version 2. L'apport de cette modification est majeur puisqu'elle conduit à un écart relatif en valeur absolue, de la prédiction par rapport à la caractérisation expérimentale, inférieur

¹⁶ Ces travaux ont été réalisés par (Grabow, 2021) dans le cadre de sa thèse de doctorat [2017 - 2021]

à 10 % dans plus de 70 % des cas traités. Pour les cas restants, l'écart relatif en valeur absolue est d'environ 15 %. Bien que le cheminement qui a permis de proposer le modèle de Grandidier version 2 soit phénoménologique, il trouve écho dans les développements micromécaniques de (Budiansky et Fleck, 1993).

En plus du défaut d'ondulation initiale des fibres, développé dans le premier axe, le procédé de fabrication de ces matériaux hautes performances induit des défauts de type porosité. L'intégration de l'influence de ces défauts sur la prédiction de la résistance en compression a fait l'objet du second axe de développement de ces travaux.

L'identification expérimentale de l'influence des défauts de type porosité sur la résistance en compression est peut-être envisageable mais nécessiterait un investissement important et des moyens lourds, difficile à mettre en place dans le cadre d'une thèse. Une approche numérique s'appuyant sur un modèle éléments finis de type micromécanique a donc été préférée. Ce modèle en trois dimensions de type hexagonal, contient dans son volume l'équivalent de deux fibres et suppose un milieu infini, périodique. Sa validation a été réalisée en plusieurs étapes. Ce sont d'abord ses résultats dans un mode d'homogénéisation qui ont été confrontés à la littérature. Ensuite, un couple matrice / fibres dont l'ensemble des identifications expérimentales a été réalisé dans l'axe précédent, a été sélectionné. Le comportement non-linéaire de la résine pure (R367-2) de ce matériau a été caractérisée expérimentalement en traction tandis que les principales propriétés de la fibre de carbone (HR40) sont issues d'identifications expérimentales tirées de la littérature. Ces propriétés de constituants ont été introduites dans le modèle micromécanique et un chargement de cisaillement, en déformations imposées, a été appliqué au modèle. Cette simulation a alors permis de confronter le comportement non-linéaire homogène équivalent calculé par le modèle micromécanique avec le comportement caractérisé expérimentalement. Enfin, la dernière étape de validation a consisté à comparer la prédiction de résistance en compression obtenue en utilisant le comportement en cisaillement issu de la simulation. L'ensemble de ces étapes a fourni d'excellents résultats, validant ainsi le concept de ce protocole qui intègre une modélisation numérique alimentant le modèle analytique de prédiction de résistance en compression. Bien entendu cela nécessite de connaître les propriétés des constituants.

Le protocole ayant été validé, des défauts de type porosité ont alors été introduits dans le modèle micromécanique au travers de pores parfaitement sphériques modélisés directement dans la matrice. Le diamètre de ces pores est cinq à dix fois plus petit que le diamètre de la fibre et a été ajusté afin d'avoir un taux de porosité qui varie de 0 à 5 % du volume total du modèle micromécanique. Les autres paramètres caractérisant cette porosité (forme, localisation, distribution, etc.) ont donc été négligés. Il s'agit là d'hypothèses fortes, qui pourront faire l'objet de travaux complémentaires. Ce nouveau paramètre de modélisation a permis d'obtenir une tendance concernant l'influence de la porosité sur la prédiction de la résistance en compression. La comparaison avec les résultats expérimentaux issus de la littérature a montré que la tendance obtenue avec le protocole sous-estimait l'influence de la porosité. Des hypothèses concernant les causes possibles de cette sous-estimation ont été formulées et ont conduit à revoir la proposition de modification du modèle de Grandidier version 2 pour proposer un modèle de Grandidier version 3 dont les tendances sont en accords avec celles observées expérimentalement dans la littérature. Il est cependant important de noter que (Almeida et Neto, 1994) considèrent un seuil de porosité critique en dessous duquel il n'y a pas de dégradation de la résistance. En tenant compte des difficultés expérimentales que représenteraient la validation de l'existence d'un tel seuil et de sa détection, le choix a été fait de ne pas en tenir compte dans le protocole de prédiction. On retiendra comme résultat que pour un taux de 5 % de porosité, la résistance en compression diminue d'environ 15 % par rapport à un matériau ne contenant pas de porosité.

Etant capable de prédire la résistance en compression d'un matériau composite en tenant compte du défaut d'ondulation initiale des fibres et de la présence de porosité, une notion de durabilité des structures a alors été introduite. Pour cela l'hypothèse d'une dégradation progressive des propriétés mécaniques de la matrice, en fonction du nombre de cycles réalisés, a été posée. Celle-ci s'est traduite par l'utilisation d'une loi de cumul linéaire de dommage de type Miner dont la variable de dommage est utilisée pour dégrader progressivement le module de la matrice et sa limite d'élasticité. Cette variable nécessite de connaître le nombre de cycles à rupture, pour un chargement donné. Pour les matériaux concernés, cette information est malheureusement peu présente dans la littérature, des hypothèses ont donc été formulées. Dans un premier temps, un nombre de cycles à rupture constant a été utilisé puis, dans un second temps, une modélisation issue d'observations expérimentales provenant de la littérature et permettant de déterminer le nombre de cycles à rupture, en fonction du niveau de chargement, a été utilisée. Cette modélisation nécessite l'identification expérimentale de paramètres matériaux qui ont été estimés en se basant à la fois sur les valeurs de la littérature et sur l'expérience interne du bureau d'études.

L'ensemble de ces développements a permis de concevoir un protocole de prédiction de la résistance en compression qui tient compte des défauts inhérents au procédé de fabrication de ces matériaux composites hautes performances. Celui-ci intègre donc le défaut d'ondulation initiale des fibres et la présence de porosité. De plus il offre également la possibilité, toujours en considérant la présence de ces défauts, d'observer l'évolution de la résistance en compression en fonction du nombre de cycles réalisé par la structure. Ainsi, les deux axes synthétisés ici ont permis de répondre à l'objectif initial de cette thèse CIFRE.

Les hypothèses formulées pour le développement de ces deux premiers axes, et notamment concernant la durabilité des structures, nécessitent d'être confirmées par des travaux expérimentaux. Un troisième et dernier axe de développement a donc été proposé en ce sens. Celui-ci concerne la conception et la validation d'un dispositif expérimental de fatigue en compression, ainsi que l'analyse d'une campagne de fatigue.

Le montage proposé est un dispositif expérimental de flexion 4 points associé à une éprouvette sandwich constituée de peaux stratifiées à fibres de carbone haut module et à matrice époxy. L'âme est en Nomex[®], renforcée par une mousse syntactique dans les zones subissant du cisaillement. Un modèle éléments finis détaillé du dispositif a été réalisé. Dans ce modèle, les cellules de Nomex[®] ont toutes été modélisées avec des éléments plaques et coques. Cette modélisation a ainsi permis un dimensionnement fin, notamment pour les instabilités de flambement auxquelles peuvent être sujettes ce type de structure qui peut s'endommager au cours des cycles et donc diminuer en rigidité. Le dispositif a ensuite été validé par une campagne expérimentale quasi-statique instrumentée.

Les cycles de charge - décharge n'ont montré aucun signe d'endommagement significatif avant la rupture, y compris pour des chargements importants. La confrontation de l'évolution de certaines grandeurs locales (déplacement au centre, déformation en traction et en compression au centre) issues du modèle numérique avec les mesures expérimentales, ont permis de valider la modélisation et démontré son excellente représentativité. A la lumière de cette validation expérimentale détaillée et du modèle numérique, la campagne de fatigue a été analysée. Celle-ci a notamment validé la capacité du dispositif expérimental à réaliser une campagne de fatigue à grand nombre de cycles et sous forte sollicitation. Aucune dégradation de la résistance en compression n'a été constatée jusqu'à 10^7 cycles pour une sollicitation maximale pendant le cyclage de 76 % de la résistance initiale mesurée avant fatigue. Ce dispositif pourra donc permettre de valider le protocole de prédiction de la résistance en compression développée dans cette thèse, par exemple en réalisant une campagne expérimentale de fatigue sur des éprouvettes contenant différents taux de porosité.

Perspectives :

Les travaux présentés dans ce manuscrit ont permis la création d'un protocole complet de prédiction de la résistance en compression. Certaines hypothèses ont été formulées et pourront être validées dans le cadre de travaux complémentaires.

Voici quelques points qu'il serait intéressant d'approfondir :

Chapitre II :

- L'ensemble des mesures d'angle d'ondulation initiale de fibres a été réalisé sur des éprouvettes provenant d'un même chantier nautique (excepté la série 11) et qui ont été cuites en autoclave. Il serait intéressant de multiplier ces mesures afin d'essayer d'identifier les paramètres du procédé qui sont les plus influents. En effet, compte tenu de l'influence importante de ce défaut géométrique sur la résistance en compression, il pourrait constituer un levier significatif d'optimisation de celle-ci.
- Le modèle de Grandidier version 2 (et version 3) trouve écho dans les travaux de (Budiansky et Fleck, 1993), lorsqu'ils ont proposé d'intégrer l'angle β , caractérisant la bande en genou, dans leur modèle. Une caractérisation détaillée des bandes en genou de chacune des séries pourrait éventuellement apporter des éléments complémentaires afin de mieux comprendre les phénomènes intervenant lors de la formation de celle-ci et sur les paramètres influents sur ses caractéristiques. Etablir ce lien apporterait la touche finale à ce modèle.

Chapitre III :

- Quelques prémices de travaux non reportés dans ce manuscrit ont fourni des résultats encourageants concernant la réalisation d'une boucle de rétro-calcul utilisant le modèle micromécanique pour identifier certaines propriétés des constituants à partir des résultats d'essais de traction biaxiaux. Ceci permettrait d'enrichir la base de données matériaux avec les propriétés des différentes matrices, sans avoir à réaliser des essais sur résine pure. L'objectif est de pouvoir créer numériquement des couples jamais testés expérimentalement et ainsi estimer leur résistance en compression grâce au protocole.
- Un travail complémentaire sur la géométrie du modèle micromécanique pourrait consister à vérifier l'influence de la taille du VER considéré, ainsi que des principaux paramètres influents (nombre de fibres dans le volume, distribution des fibres, etc.). De la même manière, il serait intéressant de quantifier l'influence de la taille du VER sur l'influence de la porosité sur la dégradation de la résistance en compression.

Chapitre IV :

- Le dispositif expérimental développé est une porte ouverte vers la réalisation d'une nouvelle campagne de fatigue, si possible sur des éprouvettes contenant différents taux de porosité. Pour créer de la porosité, on pourra s'inspirer des travaux de (Cinquin *et al.*, 2007). Cette campagne permettrait de valider les tendances fournies par le protocole de prédiction de résistance en compression.

Bibliographie

- Abbadi, A. *et al.* (2010) 'Modelling the fatigue behaviour of composites honeycomb materials (aluminium/aramide fibre core) using four-point bending tests', *International Journal of Fatigue*, 32(11), pp. 1739–1747. doi: 10.1016/j.ijfatigue.2010.01.005.
- Adams, D. F. and Odom, E. M. (1991) 'Influence of Specimen Tabs on the Compressive Strength of a Unidirectional Composite Material', *Journal of Composite Materials*, 25(6), pp. 774–786. doi: 10.1177/002199839102500609.
- Adams, D. F. and Welsh, J. S. (1997) 'The Wyoming Combined Loading Compression (CLC) Test Method', *Journal of Composites Technology and Research*, 19(3). doi: 10.1520/ctr10023j.
- AGARD-R-785 (1992) *The Utilization of Advanced Composites in Military Aircraft*.
- Agius, S. L., Magniez, K. J. C. and Fox, B. L. (2013) 'Cure behaviour and void development within rapidly cured out-of-autoclave composites', *Composites Part B: Engineering*, 47, pp. 230–237. doi: 10.1016/j.compositesb.2012.11.020.
- Alam, P. *et al.* (2019) 'The fatigue of carbon fibre reinforced plastics - A review', *Composites Part B: Engineering*, 166, pp. 555–579. doi: 10.1016/j.compositesb.2019.02.016.
- Allix, O. *et al.* (1988) *Composites 2D à fibres haute résistance : caractérisation du comportement de compression*.
- Allix, O., Ladevèze, P. and Vittecoq, E. (1994) 'Modelling and identification of the mechanical behaviour of composite laminates in compression', *Composites Science and Technology*, 51(1), pp. 35–42. doi: 10.1016/0266-3538(94)90154-6.
- Almeida, S. F. M. and Neto, Z. dos S. N. (1994) 'Effect of void content on the strength of composite laminates', *Composite Structures*, 28(2), pp. 139–148. doi: 10.1016/0263-8223(94)90044-2.
- Aminanda, Y. *et al.* (2005) 'Experimental analysis and modeling of the crushing of honeycomb cores', *Applied Composite Materials*, 12(3–4), pp. 213–227. doi: 10.1007/s10443-005-1125-3.
- Andrews, M. C., Lu, D. and Young, R. J. (1997) 'Compressive properties of aramid fibres', *Polymer*, 38(10), pp. 2379–2388. doi: 10.1016/S0032-3861(96)00803-8.
- Anthoine-Rahier, O. (1998) *Amélioration des montages d'essais de caractérisation de la résistance en compression des composites stratifiés*. Thèse de doctorat - Université de Strasbourg.
- Argon, A. S. (1972) 'Fracture of Composites', in *Treatise on Materials Science and Technology*, pp. 79–114. doi: 10.1016/B978-0-12-341801-2.50007-2.
- Asprone, D. *et al.* (2013) 'Statistical finite element analysis of the buckling behavior of honeycomb structures', *Composite Structures*, 105, pp. 240–255. doi: 10.1016/j.compstruct.2013.05.014.
- ASTM (1995) 'D3410 - Standard Test Method for Compressive properties of Polymer Matrix Composite Materilas with unsupported gage section by shear loading', pp. 129–145. doi: 10.1520/D3410_D3410M-16.
- ASTM (2008) 'D6272 - Standard Test Method for Flexural Properties of Unreinforced and Reinforced Plastics and Electrical Insulating Materials by Four-Point Bending'. ASTM, pp. 1–9.
- ASTM International (2014) 'ASTM D6272 - 10 Standard Test Method for Flexural Properties of Unreinforced and Reinforced Plastics and Electrical Insulating Materials by Four-Point Bending', 08, pp. 1–9. doi: 10.1520/D6272-10.1.
- B.W. Rosen (1964) 'Mechanics of Composites strengthening', *Fiber composite materials*.
- Balawi, S. and Abot, J. L. (2008) 'A refined model for the effective in-plane elastic moduli of hexagonal honeycombs', *Composite Structures*, 84(2), pp. 147–158. doi: 10.1016/j.compstruct.2007.07.009.

- Baley, C. *et al.* (2015) 'Porosity in Ocean Racing Yacht Composites : a Review', pp. 13–28. doi: 10.1007/s10443-014-9393-4.
- Ballard, M. K., McLendon, W. R. and Whitcomb, J. D. (2014) 'The influence of microstructure randomness on prediction of fiber properties in composites', *Journal of Composite Materials*, 48(29), pp. 3605–3620. doi: 10.1177/0021998313511654.
- Baral, N. (2008) *Contribution à l'étude des matériaux et structures composites appliquées à la construction de prototypes océaniques*. Thèse de doctorat - Université de Bretagne Sud.
- Barron, V., Buggy, M. and Mckenna, N. H. (2001) 'Frequency effects on the fatigue behaviour on carbon fibre reinforced polymer laminates', *Journal of Materials Science*, 36, pp. 1755–1761. doi: 10.1023/A:1017576725885.
- Bech, J. I. *et al.* (2011) 'A new static and fatigue compression test method for composites', *Strain*, 47(1), pp. 21–28. doi: 10.1111/j.1475-1305.2008.00521.x.
- Berreur, L., De Maillard, B. and Nöspenger, S. (2002) 'L'industrie française des matériaux composites- Etude prospective stratégique sur les matériaux composites', *Ministère de l'économie des finances et de l'industrie*, p. 129. Available at: https://archives.entreprises.gouv.fr/2012/www.industrie.gouv.fr/biblioth/docu/dossiers/sect/pdf/rapfinal_long.pdf.
- Berthelot, J. (2010) *Mécanique des Matériaux et Structures Composites*.
- Binétruy, C. (2008) 'Structures sandwichés', *Techniques de l'ingénieur Matériaux composites : présentation et renforts*. Available at: <https://www.techniques-ingenieur.fr/base-documentaire/materiaux-th11/materiaux-composites-presentation-et-renforts-42142210/structures-sandwiches-am5141/>.
- Browning, C. E. (1986) 'PROCESSING SCIENCE OF GRAPHITE/EPOXY COMPOSITES.', *Chemical Engineering Progress*, 82(6).
- Budiansky, B. (1983) 'Micromechanics', *Computers & Structures*, 16(1–4), pp. 3–12. doi: 10.1016/0045-7949(83)90141-4.
- Budiansky, B. and Fleck, N. A. (1993) 'Compressive failure of fibre composites', *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 41(1), pp. 183–211. doi: 10.1016/0022-5096(93)90068-Q.
- Budiansky, B. and Fleck, N. A. (1994) 'Compressive kinking of fiber composites: A topical review', *Applied Mechanics Reviews*, 47(6), pp. s246–s250. doi: 10.1115/1.3124417.
- Cai, H. *et al.* (2008) 'Long-term fatigue strength prediction of CFRP structure based on micromechanics of failure', *Journal of Composite Materials*, 42(8), pp. 825–844. doi: 10.1177/0021998307088611.
- Caous, D. *et al.* (2017) 'A method to determine composite material residual tensile strength in the fibre direction as a function of the matrix damage state after fatigue loading', *Composites Part B: Engineering*, 127, pp. 15–25. doi: 10.1016/j.compositesb.2017.06.021.
- Casari, P. *et al.* (2008) 'Applications marines des matériaux composites - Cas des voiliers de compétition Applications marines des matériaux composites Cas des voiliers de compétition', 33(0).
- Castanié, B. (2000) 'Contribution à l'étude des structures sandwichs dissymétriques'.
- Chambers, A. R. *et al.* (2006) 'The effect of voids on the flexural fatigue performance of unidirectional carbon fibre composites developed for wind turbine applications', *International Journal of Fatigue*, 28(10 SPEC. ISS.), pp. 1389–1398. doi: 10.1016/j.ijfatigue.2006.02.033.
- Charrier, J.-S. (2013) *Développement de méthodologies dédiées à l'analyse robuste de la tenue de structures composites sous chargements complexes tridimensionnels*. Thèse de doctorat - Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers.
- Chatterjee, S., Adams, D. and Oplinger, D. W. (1993) 'Test Methods for Composites a Status Report

Volume II. Compression Test Methods. Report No. DOT/FAA/CT-93/17', p. 231.

Chou, P. and Croman, R. (1979) 'Degradation and Sudden-Death Models of Fatigue of Graphite/Epoxy Composites', in *Fifth Conference on Composite Materials: Testing and Design*. 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959: ASTM International, pp. 431-431-24. doi: 10.1520/STP36922S.

Cinquin and Beaulaupie (1993) *Mise au point d'un test de mesure des propriétés en compression des fibres de carbon*.

Cinquin, J., Triquenaux, V. and Rouesne, Y. (2007) 'Porosity influence on organic composite material mechanical properties', in *16th International Conference on Composite Materials*. Kyoto, Japan.

Costa, M. L., Almeida, S. F. M. d. and Rezende, M. C. (2001) 'The influence of porosity on the interlaminar shear strength of carbon/epoxy and carbon/bismaleimide fabric laminates', *Composites Science and Technology*, 61(14), pp. 2101-2108. doi: 10.1016/S0266-3538(01)00157-9.

Costa, M. L., de Almeida, S. F. M. and Rezende, M. C. (2005) 'Critical Void Content for Polymer Composite Laminates', *AIAA Journal*, 43(6), pp. 1336-1341. doi: 10.2514/1.5830.

Crasto and Kim (1992) 'The Utilization of Advanced Composites in Military Aircraft', (April).

Daum, B. et al. (2019) 'A review of computational modelling approaches to compressive failure in laminates', *Composites Science and Technology*, 181. doi: 10.1016/j.compscitech.2019.05.020.

Degrieck, J. and Van Paepegem, W. (2001) 'Fatigue damage modeling of fibre-reinforced composite materials: Review', *Applied Mechanics Reviews*, 54(4), p. 279. doi: 10.1115/1.1381395.

Devaux, H. et al. (2003) 'Comportement en compression et dimensionnement de composites à fibres très hauts modules pour mâts de voiliers de compétition', *Proc. JNC14*, 3, pp. 975-984.

Ditcher, A. K. and Webber, J. P. H. (1979) 'Nonlinear mechanical and thermal responses of a unidirectional carbon-fibre-reinforced plastic', *The Journal of Strain Analysis for Engineering Design*, 14(4), pp. 149-156. doi: 10.1243/03093247V144149.

Drapier (1996) *Prévision de la résistance en compression des composites à fibres longues : approche structurelle du microflambage plastique*. Thèse de doctorat - Université de Metz.

Drapier, S. et al. (1996) 'Structure effect and microbuckling', *Composites Science and Technology*, 56(7), pp. 861-867. doi: 10.1016/0266-3538(96)00033-4.

Drapier, S. (2002) *Modélisation multi-échelle des structures composites , comportement en compression et lien avec les procédés*. HDR - Université de METZ.

Drapier, S., Grandidier, J.-C. and Potier-Ferry, M. (1999) 'Towards a numerical model of the compressive strength for long fibre composites', *European Journal of Mechanics - A/Solids*, 18(1), pp. 69-92. doi: 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', *International Journal of Solids and Structures*, 38(22-23), pp. 3877-3904. doi: 10.1016/S0020-7683(00)00247-X.

Drzal, L. T. et al. (1983) 'Adhesion of Graphite Fibers to Epoxy Matrices: II. The Effect of Fiber Finish', *The Journal of Adhesion*, 16(2), pp. 133-152. doi: 10.1080/00218468308074911.

Drzal, L. T. (1986) 'Interphase in Epoxy Composites.', *Advances in Polymer Science*, 75, pp. 1-32. doi: 10.1007/bfb0017913.

Drzal, L. T. and Madhukar, M. (1993) 'Fibre-matrix adhesion and its relationship to composite mechanical properties', *Journal of Materials Science*, 28(3), pp. 569-610. doi: 10.1007/BF01151234.

Dupupet, G. (2008) 'Fibres de carbone', 33(0).

Effendi, R.-R. (1993) 'Compressive Behaviour of Unidirectional Carbon/Epoxy Composites', *Advanced Composites Letters*. Edited by Intergovernmental Panel on Climate Change, 2(4), p. 096369359300200.

doi: 10.1177/096369359300200405.

Eyer, G. (2016) *Rupture des matériaux composites en compression sens fibre. Analyse de l'effet de l'endommagement*. Université d'Aix Marseille.

Fleck, N. A. and Budiansky, B. (1991a) 'Compressive Failure of Fibre Composites Due to Microbuckling', in *Inelastic Deformation of Composite Materials*. New York, NY: Springer New York, pp. 235–273. doi: 10.1007/978-1-4613-9109-8_12.

Fleck, N. A. and Budiansky, B. (1991b) 'Compressive Failure of Fibre Composites Due to Microbuckling', in *Inelastic Deformation of Composite Materials*. New York, NY: Springer New York, pp. 235–273. doi: 10.1007/978-1-4613-9109-8_12.

Fleck, N. A., Deng, L. and Budiansky, B. (1995) 'Prediction of kink width in compressed fiber composites', *Journal of Applied Mechanics, Transactions ASME*, 62(2), pp. 329–337. doi: 10.1115/1.2895935.

Foo, C. C., Chai, G. B. and Seah, L. K. (2007) 'Mechanical properties of Nomex material and Nomex honeycomb structure', *Composite Structures*, 80(4), pp. 588–594. doi: 10.1016/j.compstruct.2006.07.010.

Fukuda, H. (1989) 'A New Bending Test Method of Advanced Composites', 2(September), pp. 330–335.

Gardin, C., Grandidier, J.-C. and Potier-Ferry, M. (2002) 'Homogenized models for the modelling of instability in long fibre media', *Revue de mécanique appliquée et théorique*, 1(March), pp. 171–203.

Gathercole, N. *et al.* (1994) 'Life prediction for fatigue of T800 / 5245 carbon-fibre composites : I . Constant- amplitude loading', 16, pp. 523–532.

Gauthier, E. *et al.* (2017) 'Caractérisation probabiliste du défaut de porosité pour un composite stratifié', in *JNC 20*. Champs-sur-Marne (France).

Gay, D. (1991) *Les matériaux composites*. 3ème édit. Paris: Hermès.

Gay, D. (2015) *Matériaux composites*. 6e édition. Edited by Lavoisier.

Godin, N., Reynaud, P. and Fantozzi, G. (2018) *Emission acoustique et durabilité des composites*. Edited by ISTE editions.

Gornet, L. (2008) 'Généralités sur les matériaux composites', pp. 1–48.

Gornet, L., Marguet, S. and Marckmann, G. (2005) 'Numerical modelling of Nomex® honeycomb cores : Failure and effective elastic properties', in *III European Conference on Computational Mechanics*. Dordrecht: Springer Netherlands, pp. 509–509. doi: 10.1007/1-4020-5370-3_509.

Grabow, M. (2021) *Contribution to the investigation of the compressive strength and delamination of continuous fibre laminated composites in the context of competitive sailing*. University of South Brittany, Lorient, France.

Grandidier, J.-C. (1991) *Compression et microflambage dans les matériaux composites à fibres longues*. Thèse de doctorat - Université de Metz.

Grandidier, J.-C. (1998) *Résistance en compression des composites à fibres longues*. HDR - Université de METZ.

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', *Composite Structures*, 94(12), pp. 3799–3806. doi: 10.1016/j.compstruct.2012.06.013.

Grandidier, J.-C., Ferron, G. and Potier-Ferry, M. (1992) 'Microbuckling and strength in long-fiber composites: theory and experiments', *International Journal of Solids and Structures*, 29(14–15), pp. 1753–1761. doi: 10.1016/0020-7683(92)90168-S.

Grandidier, J.-C. and Potier-Ferry, M. (1990) 'Microflambage des fibres dans un matériau composite à fibres longues', in Vol.310 (ed.) *Comptes rendus de l'Académie des sciences*, pp. 1–6.

- Grandsire-Vinçon, I. (1993) *Compression des composites unidirectionnels : méthodes d'essai et approche micromécanique*. Thèse de doctorat - Ecole Normale Supérieure de Paris-Saclay.
- Greenwood and Rose (1974) 'Compressive behaviour of Kevlar 49 fibres and composites', *Journal of Materials Science*, 9, pp. 1809–1814.
- Guruprasad, T. S. *et al.* (2021) 'On the determination of the elastic constants of carbon fibres by nanoindentation tests', *Carbon*, 173, pp. 572–586. doi: 10.1016/j.carbon.2020.09.052.
- Gutkin, R. *et al.* (2010) 'On the transition from shear-driven fibre compressive failure to fibre kinking in notched CFRP laminates under longitudinal compression', *Composites Science and Technology*, 70(8), pp. 1223–1231. doi: 10.1016/j.compscitech.2010.03.010.
- Ha, S. K. (2002) 'Micromechanics in the Analysis of Composite Structures', in *6th Composites Durability Workshop (CDW-6)*. Japan, Tokyo.
- Haberle, J. (1991) 'Strength and Failure Mechanisms of Unidirectional Carbon Fibre-Reinforced Under Axial Compression', (December), pp. 79–115.
- Halpin, J. C. and Finlayson, K. M. (2017) *Primer on composite materials analysis, second edition revised, Primer on Composite Materials Analysis, Second Edition Revised*. doi: 10.1201/9780203742235.
- Hancox, N. L. (1977) *The effects of flaws and voids on the shear properties of CFRP*, *JOURNAL OF MATERIALS SCIENCE*.
- Harper, B. D. *et al.* (1987) 'A Note on the Effects of Voids Upon the Hygral and Mechanical Properties of AS4 / 3502 Graphite / Epoxy', 21(March), pp. 280–289.
- Heimbs, S., Middendorf, P. and Maier, M. (2006) 'Honeycomb Sandwich Material Modeling for Dynamic Simulations of Aircraft Interior Components', *Cell*, (2), pp. 1–14.
- Hexcel (2013) 'HexPly Prepreg', *FGU017c*, p. 35. doi: 10.13140/2.1.1251.7768.
- HEXCEL (2015) 'Attributes and Properties guide to standard Hexcel honeycomb materials , properties'.
- Hochard, C., Payan, J. and Montagnier, O. (2005) 'Design and computation of laminated composite structures', *Composites Science and Technology*, 65(3–4), pp. 467–474. doi: 10.1016/j.compscitech.2004.09.013.
- Hoff, N. J. and Mautner, S. E. (1945) 'The Buckling of Sandwich-Type Panels', *Journal of the Aeronautical Science*, 12. doi: 10.2514/8.11246.
- Ijaz, H. *et al.* (2017) 'Finite Element Analysis of Bend Test of Sandwich Structures Using Strain Energy Based Homogenization Method', *Advances in Materials Science and Engineering*, 2017(January). doi: 10.1155/2017/8670207.
- Ishikawa, T., Matsushima, M. and Hayashi, Y. (1985) *Hardening non-linear behaviour in longitudinal tension of unidirectional carbon composites*, *JOURNAL OF MATERIALS SCIENCE*.
- Jeong, H. (1997) 'Effects of Voids on the Mechanical Strength and Ultrasonic Attenuation of Laminated Composites', *Journal of Composite Materials*, 31(3), pp. 276–292. doi: 10.1177/002199839703100303.
- Jin, K. *et al.* (2008) 'Distribution of Micro Stresses and Interfacial Tensions in Unidirectional Composites', *Journal of Composite Materials*, 42(18), pp. 1825–1849. doi: 10.1177/0021998308093909.
- Jochum, C. (1999) *Microflambage des fibres lors de la cuisson des composites stratifiés à fibres longues*. Université de Metz. Available at: <http://docnum.univ-lorraine.fr/public/UPV-M/Theses/1999/Jochum.Christian.SMZ9957.pdf>.
- Jochum, C. and Grandidier, J.-C. (2004) 'Microbuckling elastic modelling approach of a single carbon fibre embedded in an epoxy matrix', *Composites Science and Technology*, 64(16), pp. 2441–2449. doi: 10.1016/j.compscitech.2003.12.004.
- Jochum, C., Grandidier, J.-C. and Smaali, M. A. (2007) 'Experimental study of long T300 carbon fibre

undulations during the curing of LY556 epoxy resin', *Composites Science and Technology*, 67(11–12), pp. 2633–2642. doi: 10.1016/j.compscitech.2006.01.006.

Jones, C. J. *et al.* (1984) 'Environmental fatigue behaviour of reinforced plastics', *Proceedings of The Royal Society of London, Series A: Mathematical and Physical Sciences*, 396(1811). doi: 10.1098/rspa.1984.0125.

Judd, N. C. W. and Wright, W. W. (1978) 'VOIDS AND THEIR EFFECTS ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF COMPOSITES - AN APPRAISAL.', *SAMPE Journal*, 14(1).

Jumahat, A. (2011) *Effect of nanofillers on thermo-mechanical properties of polymers and composite laminates*. University of Sheffield, UK.

Kaiser, J. (1950) *Untersuchungen über das Auftreten von Geräuschen beim Zugversuch*. Technische Hochschule München.

Kardos, J., Duduković, M. and Dave, R. (1986) 'Void growth and resin transport during processing of thermosetting - Matrix composites - Epoxy Resins and Composites IV - Advances in Polymer Science', *Advances in Polymer Science*, 80, pp. 101–123. Available at: <http://www.springerlink.com/content/y480143557705262/>.

Kawai, M. and Koizumi, M. (2007) 'Nonlinear constant fatigue life diagrams for carbon / epoxy laminates at room temperature', 38, pp. 2342–2353. doi: 10.1016/j.compositesa.2007.01.016.

Keryvin, V. *et al.* (2020) 'Determination of the longitudinal non linear elastic behaviour and compressive strength of a CFRP ply by bending tests on laminates', *Composites Part B: Engineering*, 187(February). doi: 10.1016/j.compositesb.2020.107863.

Konur, O. and Matthews, F. L. (1989) 'Effect of the properties of the constituents on the fatigue performance of composites: a review', *Composites*, 20(4), pp. 317–328. doi: 10.1016/0010-4361(89)90657-5.

Lager, J. R. and June, R. R. (1969) 'Compressive Strength of Boron-Epoxy Composites', *Journal of Composite Materials*, 3(1), pp. 48–56. doi: 10.1177/002199836900300104.

Lagunegrand, L. *et al.* (2005) 'Design of an improved four point bending test on a sandwich beam for free edge delamination studies', *Composites Part B: Engineering*, 37(2–3), pp. 127–136. doi: 10.1016/j.compositesb.2005.07.002.

Lan, M. (2016) *Etude de l'influence des singularités créées par la technique de placement de fibres automatisé sur les performances des matériaux composites*. Thèse de doctorat - Université de Bretagne Sud (Lorient).

Ledru, Y. (2009) *ETUDE DE LA POROSITE DANS LES MATERIAUX COMPOSITES STRATIFIES AERONAUTIQUES*. Thèse de doctorat - Université de Toulouse.

Lejeunes, S. and Bourgeois, S. (2011) 'Une Toolbox Abaqus pour le calcul de propriétés effectives de milieux hétérogènes', in *Colloque National en Calcul des Structures*, pp. 1–8.

Lenoe, E. M. (1970) *Effect of voids on mechanical properties of graphite fiber composites*. Lowell, Massachusetts.

Linde, P. *et al.* (2010) 'Numerical Simulation of Damage Behaviour of Textile Reinforced Composites in Aircraft Structures', in *27th International Congress of the aeronautical sciences*. Nice, France.

Liu, H. *et al.* (2018) 'Fatigue characterization of T300/924 polymer composites with voids under tension-tension and compression-compression cyclic loading', *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 41(3), pp. 597–610. doi: 10.1111/ffe.12721.

Liu, Haolong *et al.* (2018) 'The effect of voids on the quasi-static tensile properties of carbon fiber/polymer-laminated composites', *Journal of Composite Materials*, 52(15), pp. 1997–2015. doi: 10.1177/0021998317737827.

- Liu, X. and Chen, F. (2016) 'A Review of Void Formation and its Effects on the Mechanical Performance of Carbon Fiber Reinforced Plastic', *ENGINEERING TRANSACTIONS*, 64, pp. 33–51.
- Lundström, T. S. and Gebart, B. R. (1994) 'Influence from process parameters on void formation in resin transfer molding', *Polymer Composites*, 15(1), pp. 25–33. doi: 10.1002/PC.750150105.
- Madhukar, Madhu S. and Drzal, L. T. (1992) 'Fiber-Matrix Adhesion and Its Effect on Composite Mechanical Properties: IV. Mode I and Mode II Fracture Toughness of Graphite/Epoxy Composites', *Journal of Composite Materials*. doi: 10.1177/002199839202600701.
- Madhukar, Madhu S and Drzal, L. T. (1992) 'Fiber-Matrix Adhesion and Its Effect on Composite Mechanical Properties. III. Longitudinal (0°) Compressive Properties of Graphite/Epoxy Composites', *Journal of Composite Materials*, 26(3), pp. 310–333. doi: 10.1177/002199839202600301.
- Mar, J. W. and Lin, K. Y. (1977) 'Fracture mechanics correlation for tensile failure of filamentary composites with holes', *Journal of Aircraft*, 14(7), pp. 703–704. doi: 10.2514/3.44618.
- Maragoni, L., Carraro, P. A. and Quaresimin, M. (2018) 'Development, validation and analysis of an efficient micro-scale representative volume element for unidirectional composites', *Composites Part A*, 110(April), pp. 268–283. doi: 10.1016/j.compositesa.2018.04.025.
- Matsumoto, T. (1985) 'Mesophase pitch and its carbon fibers', 57(1).
- Méchin, P.-Y. (2017) *Contribution à l'étude de la résistance à la compression des stratifiés composites à fibres de carbone haut module – cas de chargement statiques et cycliques*. Thèse de doctorat - Université de Bretagne Sud.
- Mechin, P.-Y., Keryvin, V. and Grandidier, J.-C. (2020) 'Limitations on adding nano-fillers to increase the compressive strength of continuous fibre / epoxy matrix composites', *Composites Science and Technology*, 192(March), p. 108099. doi: 10.1016/j.compscitech.2020.108099.
- Mechin, P. Y. et al. (2019) 'An experimental protocol to measure the parameters affecting the compressive strength of CFRP with a fibre micro-buckling failure criterion', *Composite Structures*, 211(December 2018), pp. 154–162. doi: 10.1016/j.compstruct.2018.12.026.
- Milette, J.-F. (1995) *Static and Fatigue Behaviour of Unidirectional Composites in Compression, Mechanical Engineering*.
- Miner, M. (1945) 'Cumulative damage in fatigue', *Journal of Applied Mechanics, Transactions ASME*, 12, pp. 159–164.
- Montagnier, O. and Hochard, C. (2005) 'Compression characterization of high-modulus carbon fibers', *Journal of Composite Materials*, 39(1), pp. 35–49. doi: 10.1177/0021998305046433.
- Monthieux, M. et al. (2017) 'Determining the structure of graphene-based flakes from their morphotype', 115. doi: 10.1016/j.carbon.2016.12.098.
- Morgan, P. (2005) *Carbon fibers and their composites*. Taylor & F.
- 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 FONDDES DES RÉSERVOIRS BOBINÉS*. Université de Bordeaux.
- NF EN ISO (1998) 'NF EN ISO 14129 - Détermination de la réponse contrainte-déformation en cisaillement plan, module et résistance compris, par essai de traction à +-45°'.
- Olivier, P., Cottu, J. P. and Ferret, B. (1995) 'Effects of cure cycle pressure and voids on some mechanical properties of carbon/epoxy laminates', *Composites*, 26(7), pp. 509–515. doi: 10.1016/0010-4361(95)96808-J.
- Paluch, B. (1994) 'Analyse des Imperfections Géométriques Affectant les Fibres dans un Matériau Composite à Renfort Unidirectionnel'.

- de Parscau du Plessix, B. *et al.* (2019) 'In situ real-time 3D observation of porosity growth during composite part curing by ultra-fast synchrotron X-ray microtomography', *Journal of Composite Materials*, 53(28–30). doi: 10.1177/0021998319846260.
- Perrot, Y. (2006) 'Influence des propriétés de la matrice sur le comportement mécanique de matériaux composites verre/polyester utilisés en construction navale de plaisance - Cas des résines polyester limitant les émissions de styrène'.
- Piggott, M. R. (1995) 'The effect of fibre waviness on the mechanical properties of unidirectional fibre composites: A review', *Composites Science and Technology*, 53(2), pp. 201–205. doi: 10.1016/0266-3538(95)00019-4.
- Plaisant, P. C., Bussamra, F. L. D. S. and Arakaki, F. K. (2011) 'Finite element procedure for stress amplification factor recovering in a representative volume of composite materials', *Journal of Aerospace Technology and Management*, 3(3), pp. 239–250. doi: 10.5028/jatm.2011.03033911.
- Ramberg, W. and Osgood, W. R. (1943) 'Description of stress-strain curves by three parameters', *National Advisory Committee For Aeronautics*.
- Reifsnider, K. . (1991) *Fatigue of Composite Materials: Volume 4 of Composite Materials Series*.
- Roy, Rene *et al.* (2014) 'Characterization of Nomex honeycomb core constituent material mechanical properties', *Composite Structures*, 117(1), pp. 255–266. doi: 10.1016/j.compstruct.2014.06.033.
- Roy, R., Park, S. J., *et al.* (2014) 'Characterization of Nomex honeycomb core constituent material mechanical properties', *Composite Structures*, 117(1), pp. 255–266. doi: 10.1016/j.compstruct.2014.06.033.
- Roy, R., Nguyen, K. H., *et al.* (2014) 'Testing and modeling of Nomex™ honeycomb sandwich Panels with bolt insert', *Composites Part B: Engineering*, 56, pp. 762–769. doi: 10.1016/j.compositesb.2013.09.006.
- Rubin, A. M. and Jerina, K. L. (1994) *EVALUATION OF POROSITY IN COMPOSITE AIRCRAFT STRUCTURES, Mechanics of Composite Materials*.
- Schaefer, D. W. (1994) 'Engineered Porous Materials', *MRS Bulletin*, 19(4), pp. 14–19. doi: 10.1557/S0883769400039452.
- Schell, J. S. U. *et al.* (2006) 'Micro-computed tomography determination of glass fibre reinforced polymer meso-structure'. doi: 10.1016/j.compscitech.2006.01.003.
- Schultheisz, C. R. and Waas, A. M. (1996) 'Compressive failure of composites, part I: Testing and micromechanical theories', *Progress in Aerospace Sciences*, 32(1), pp. 1–42. doi: 10.1016/0376-0421(94)00002-3.
- Seemann, R. (2020) *A Virtual Testing Approach for Honeycomb Sandwich Panel Joints in Aircraft Interior, A Virtual Testing Approach for Honeycomb Sandwich Panel Joints in Aircraft Interior*. doi: 10.1007/978-3-662-60276-8.
- Seemann, R. and Krause, D. (2014) 'Numerical modelling of nomex honeycomb cores for detailed analyses of sandwich panel joints', *11th World Congress on Computational Mechanics, WCCM 2014, 5th European Conference on Computational Mechanics, ECCM 2014 and 6th European Conference on Computational Fluid Dynamics, ECFD 2014, (Wccm Xi)*, pp. 2547–2558.
- Selmi, A. (2014) 'Void Effect on Carbon Fiber Epoxy Composites', in *2nd International Conference on Emerging Trends in Engineering and Technology (ICETET'2014), May 30-31, 2014 London (United Kingdom)*. International Institute of Engineers, pp. 179–183. doi: 10.15242/II.E0514613.
- Shipsha, A., Hallström, S. and Zenkert, D. (2003) 'Failure Mechanisms and Modelling of Impact Damage in Sandwich Beams - A 2D Approach: Part I - Experimental Investigation', *Journal of Sandwich Structures & Materials*, 5(1), pp. 7–31. doi: 10.1177/1099636203005001584.
- Shokrieh, M. M. and Lessard, L. B. (2000a) 'Progressive fatigue damage modeling of composite

materials, Part I: Modeling', *Journal of Composite Materials*, 34(13). doi: 10.1106/NCNX-DXP1-JT6A-E49E.

Shokrieh, M. M. and Lessard, L. B. (2000b) 'Progressive Fatigue Damage Modeling of Composite Materials, Part II: Material Characterization and Model Verification', *Journal of Composite Materials*, 34(13), pp. 1081–1116. doi: 10.1177/002199830003401302.

Sicom (2014) *IsoBond SR 1252 / KTA 31x Mousse syntactique basse densité*. Available at: http://www.sicom.com/datasheets/product-pdf_fr209.pdf.

Sihn, S. and Tsai, S. W. (2005) 'Prediction of fatigue S–N curves of composite laminates by Super Mic–Mac', *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 36(10), pp. 1381–1388. doi: 10.1016/j.compositesa.2004.11.016.

Siver, A. (2014) *Mechanistic effects of porosity on structural composite materials*. University of California, Los Angeles.

Soriano, E. A. (1990) *Study on the notch sensitivity of carbon epoxy laminates*. Instituto Tecnológico de Aeronautica, Sao José dos Campos, Brasil.

Soutis, C. (1996) 'Failure of Notched CFRP Laminates Due to Fibre Microbuckling: A Topical Review', *Journal of the Mechanical Behavior of Materials*, 6(4), pp. 309–330. doi: 10.1515/JMBM.1996.6.4.309.

Stamopoulos, A. G. *et al.* (2016) 'Evaluation of porosity effects on the mechanical properties of carbon fiber-reinforced plastic unidirectional laminates by X-ray computed tomography and mechanical testing', *Journal of Composite Materials*, 50(15), pp. 2087–2098. doi: 10.1177/0021998315602049.

Stone, D. E. W. and Clarke, B. (1975) 'Ultrasonic attenuation as a measure of void content in carbon-fibre reinforced plastics', (June), pp. 137–145.

Suhot, M. A. and Chambers, A. R. (2014) 'The Effects of Voids on the Flexural Properties and Failure Mechanisms of Carbon/Epoxy Composites', *Jurnal Teknologi*, 71(2). doi: 10.11113/jt.v71.3736.

Suquet, P. M. (1985) 'Elements of Homogenization for inelastic solid mechanics', in Sanchez-Palencia, E. and Zaoui, A. (eds) *Homogenization techniques for composite*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg (Lecture Notes in Physics), pp. 193–278. doi: 10.1007/3-540-17616-0.

Tang, J.-M., Lee, W. I. and Springer, G. S. (1987) 'Effects of Cure Pressure on Resin Flow, Voids, and Mechanical Properties', *Journal of Composite Materials*, 21(5), pp. 421–440. doi: 10.1177/002199838702100502.

Tay, T. E. *et al.* (2008) 'A micro-macro approach to modeling progressive damage in composite structures', *International Journal of Damage Mechanics*, 17(1), pp. 5–28. doi: 10.1177/1056789506067941.

Teklal, F. *et al.* (2018) 'A review of analytical models to describe pull-out behavior – Fiber/matrix adhesion', *Composite Structures*, 201, pp. 791–815. doi: 10.1016/j.compstruct.2018.06.091.

Torayca (2018) 'Datasheet - T800S'.

Tsai, S. W. (1992) *Theory of composites design*.

Tsuji, Y., Tanaka, K. and Nishida, Y. (1995) 'Analysis of Mechanical Properties of Aramid Honeycomb Core. Investigation on the Compression Strength and the Shear Modulus.', *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers Series A*, 61(587), pp. 1608–1614. doi: 10.1299/kikaia.61.1608.

Vassilopoulos, A. P. and Keller, T. (2011) *Fatigue of Fiber-reinforced Composites*, *Journal of Petrology*. London: Springer London (Engineering Materials and Processes). doi: 10.1007/978-1-84996-181-3.

Waas, A. M. and Schultheisz, C. R. (1996) 'Compressive failure of composites, Part II: Experimental studies', *Progress in Aerospace Sciences*, 32(1), pp. 43–78. doi: 10.1016/0376-0421(94)00003-4.

Wisnom (1990) 'Limitations of linear elastic bending theory applied to four point bending of unidirectional carbon fibre-epoxy', *Collection of Technical Papers - AIAA/ASME/ASCE/AHS/ASC*

Structures, Structural Dynamics and Materials Conference, (pt 2), pp. 740–747. doi: 10.2514/6.1990-960.

Wisnom, M. . and Atkinson, J. . (1997) 'Constrained buckling tests show increasing compressive strain to failure with increasing strain gradient', *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 28(11), pp. 959–964. doi: 10.1016/S1359-835X(97)00067-5.

Wisnom, M. R. (1991) 'The effect of specimen size on the bending strength of unidirectional carbon fibre-epoxy', *Composite Structures*, 18(1), pp. 47–63. doi: 10.1016/0263-8223(91)90013-O.

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', *Composites Science and Technology*, 57(9–10), pp. 1303–1308. doi: 10.1016/S0266-3538(97)00057-2.

Xia, Z., Zhang, Y. and Ellyin, F. (2003) 'A unified periodical boundary conditions for representative volume elements of composites and applications', *International Journal of Solids and Structures*, 40(8), pp. 1907–1921. doi: 10.1016/S0020-7683(03)00024-6.

Xie, M. and Adams, D. F. (1995) 'Effect of Loading Method on Compression Testing of Composite Materials', *Journal of Composite Materials*, 29(12), pp. 1581–1600. doi: 10.1177/002199839502901203.

Yee, R. Y. and Stephens, T. S. (1996) 'A TGA technique for determining graphite fiber content in epoxy composites', *Thermochimica Acta*, 272(1–2). doi: 10.1016/0040-6031(95)02606-1.

Yudhanto, A. (2005) *Effects of micromechanical factors in the strain invariant failure theory for composites*. University of Singapore. doi: 10.13140/RG.2.2.12982.34881.

Yurgartis, S. W. (1987) 'Measurement of small angle fiber misalignments in continuous fiber composites', *Composites Science and Technology*, 30(4), pp. 279–293. doi: 10.1016/0266-3538(87)90016-9.

Zenkert, D. (1995) *An Introduction to Sandwich Structures*.

Zhan-Sheng Guo *et al.* (2009) 'Critical Void Content for Thermoset Composite Laminates', *Journal of Composite Materials*, 43(17), pp. 1775–1790. doi: 10.1177/0021998306065289.

Zhu, H. *et al.* (2011) 'Influence of Voids on the Tensile Performance of Carbon/epoxy Fabric Laminates', *Journal of Materials Science & Technology*, 27(1), pp. 69–73. doi: 10.1016/S1005-0302(11)60028-5.

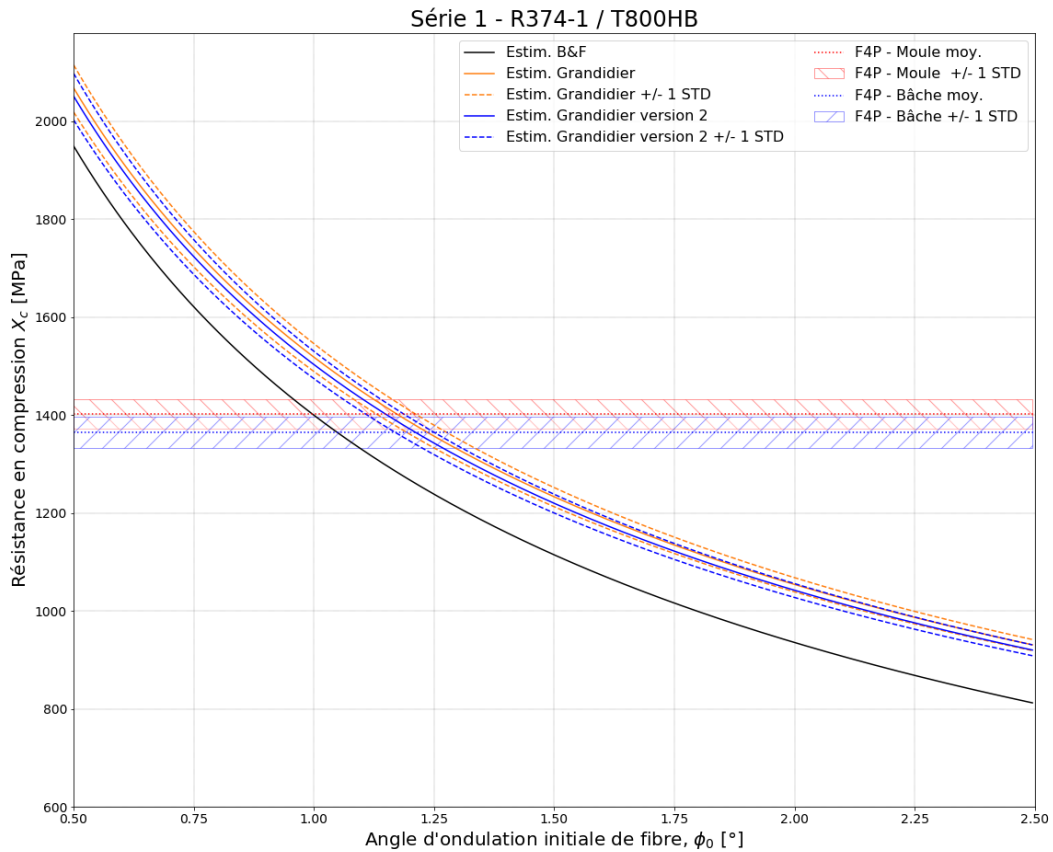
Zinno, A. *et al.* (2011) 'Experimental characterization of phenolic-impregnated honeycomb sandwich structures for transportation vehicles', *Composite Structures*, 93(11), pp. 2910–2924. doi: 10.1016/j.compstruct.2011.05.012.

Zinno, A. (2011) *Multiscale approach for the design of composite sandwich Elements*. University of Napoli FEDERICO II.

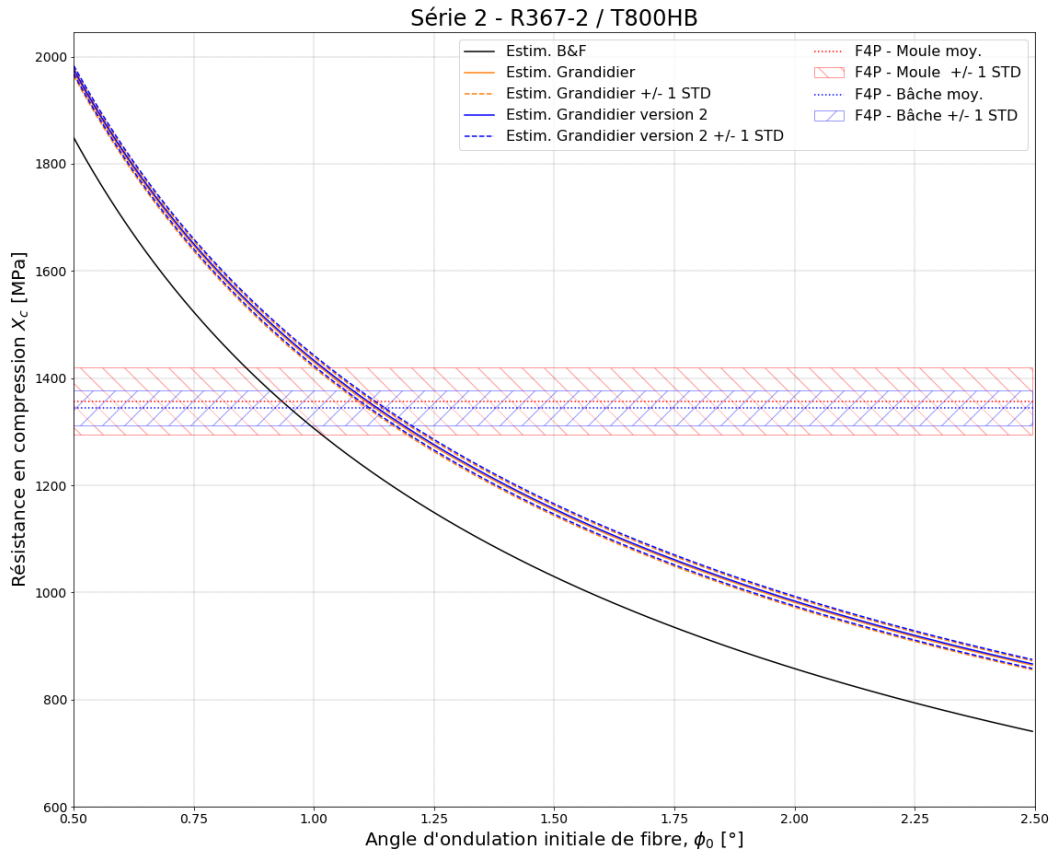
Annexes

A : Confrontation de l'estimation de résistance en compression analytique avec les résistances obtenues expérimentalement

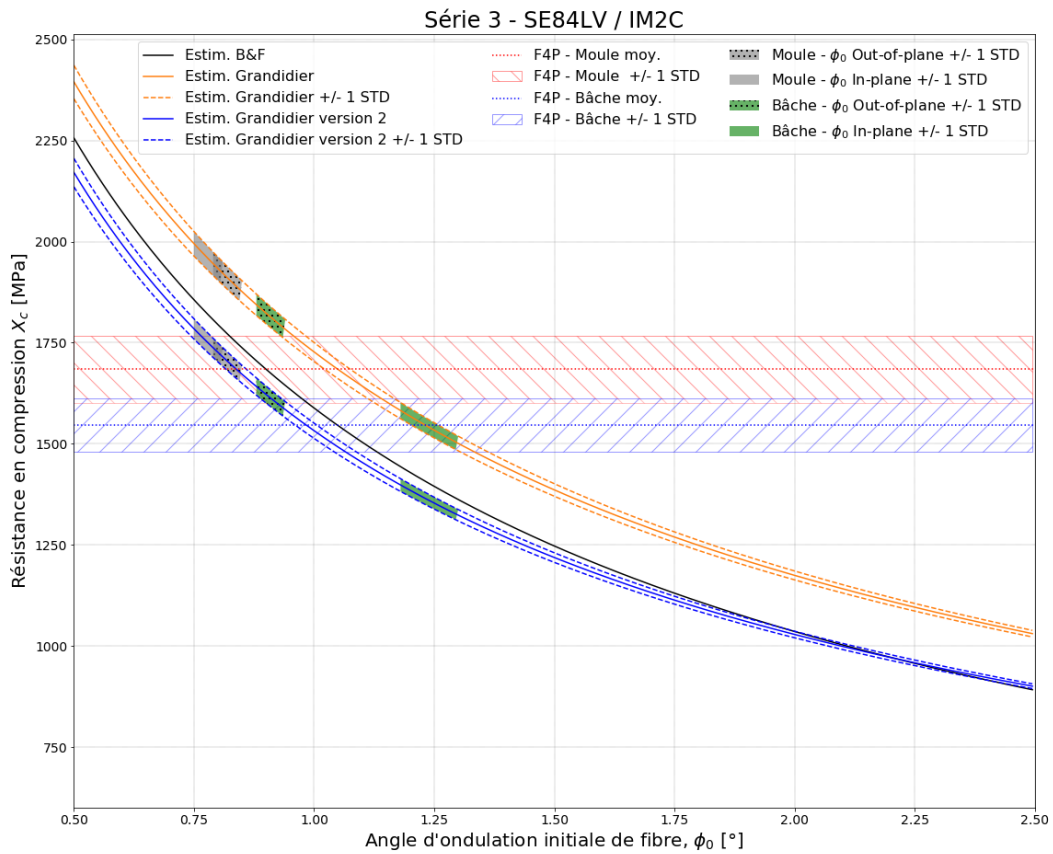
Remarque : Dans le cas de la série 1 et de la série 2, comme expliqué dans II.2.3.1, les angles d'ondulation initiale n'ont pas pu être déterminés. Cependant le Graphique A-1 et le Graphique A-2 permettent d'observer l'évolution des modèles analytiques en fonction de l'angle d'ondulation initial.



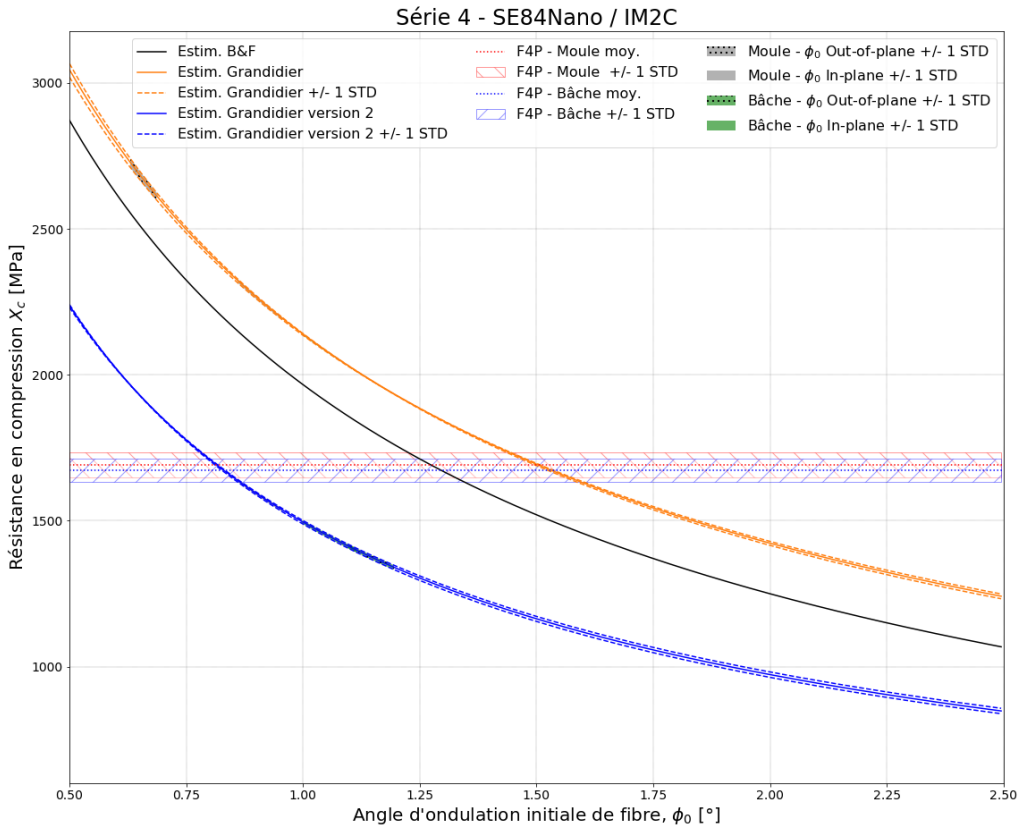
Graphique A-1 : évolution de la prédiction de résistance en compression pour les différents modèles analytiques en fonction de l'angle d'ondulation initiale pour la série 1 et résultats expérimentaux de flexion 4 points



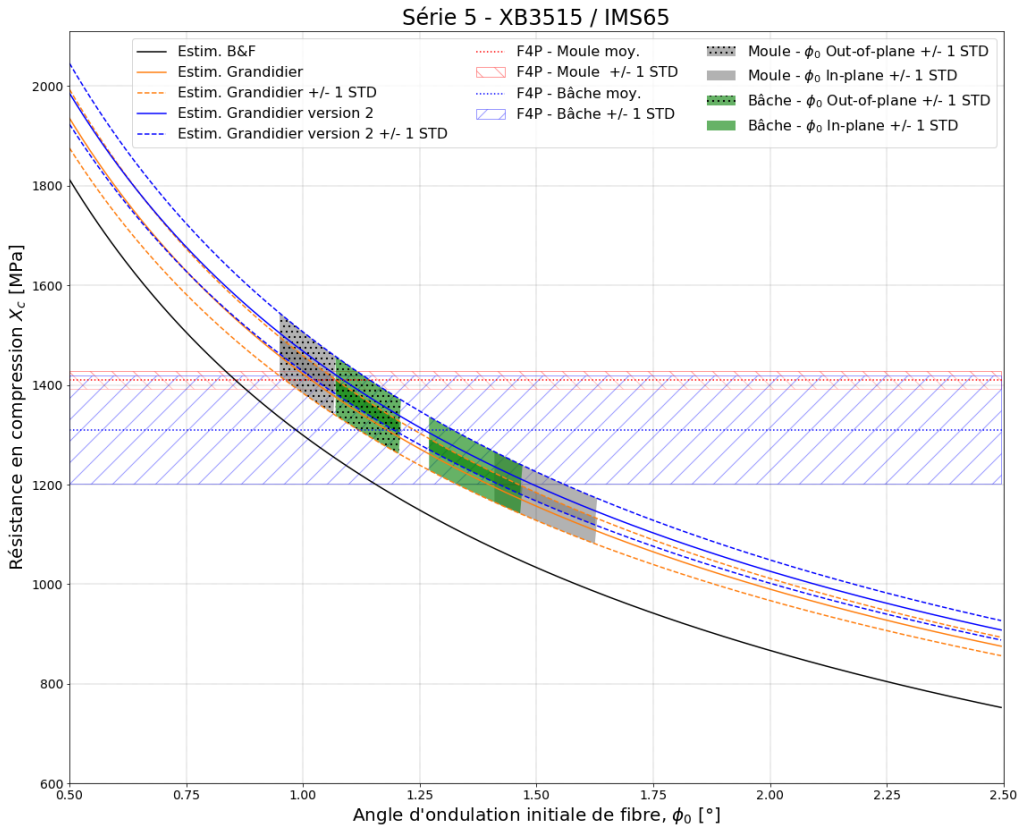
Graphique A-2 : évolution de la prédiction de résistance en compression pour les différents modèles analytiques en fonction de l'angle d'ondulation initiale - résultats expérimentaux de flexion 4 points, pour la série 2



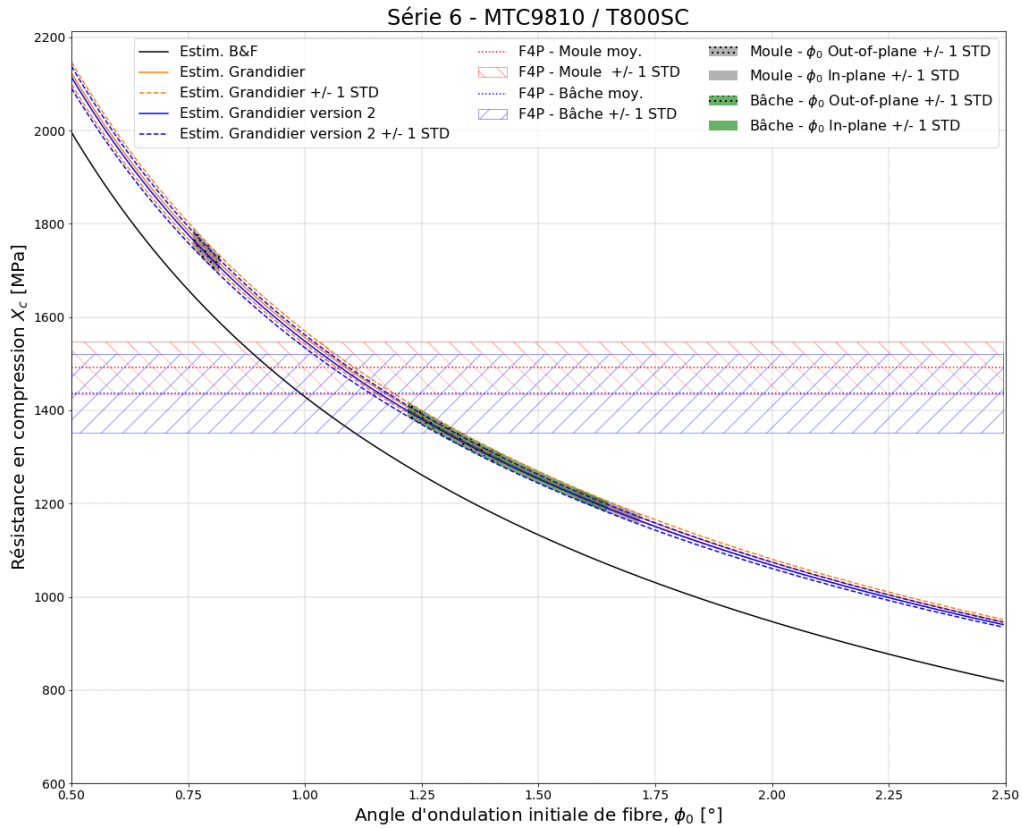
Graphique A-3 : évolution de la prédiction de résistance en compression pour les différents modèles analytiques en fonction de l'angle d'ondulation initiale - résultats expérimentaux de flexion 4 points - mesures d'angles d'ondulation initiale par la méthode de Yurqartis, pour la série 3



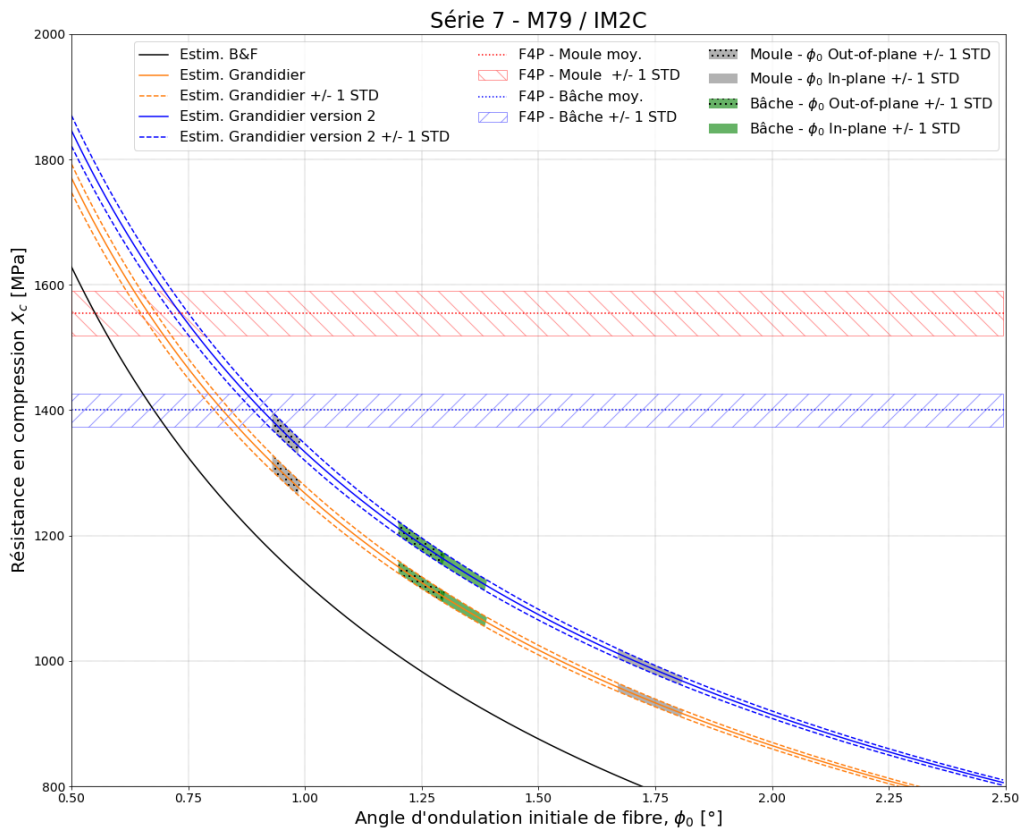
Graphique A-4 : évolution de la prédiction de résistance en compression pour les différents modèles analytiques en fonction de l'angle d'ondulation initiale - résultats expérimentaux de flexion 4 points - mesures d'angles d'ondulation initiale par la méthode de Yurqartis, pour la série 4



Graphique A-5 : évolution de la prédiction de résistance en compression pour les différents modèles analytiques en fonction de l'angle d'ondulation initiale - résultats expérimentaux de flexion 4 points - mesures d'angles d'ondulation initiale par la méthode de Yurqartis, pour la série 5

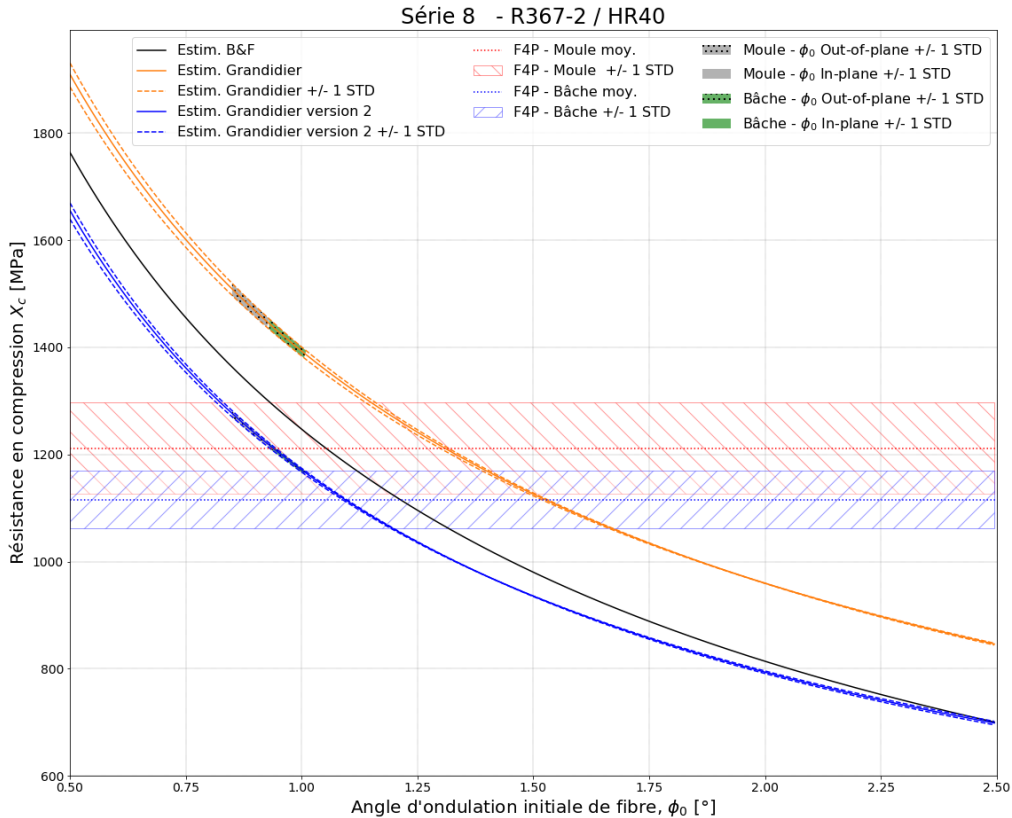


Graphique A-6 : évolution de la prédiction de résistance en compression pour les différents modèles analytiques en fonction de l'angle d'ondulation initiale - résultats expérimentaux de flexion 4 points - mesures d'angles d'ondulation initiale par la méthode de Yurqartis, pour la série 6

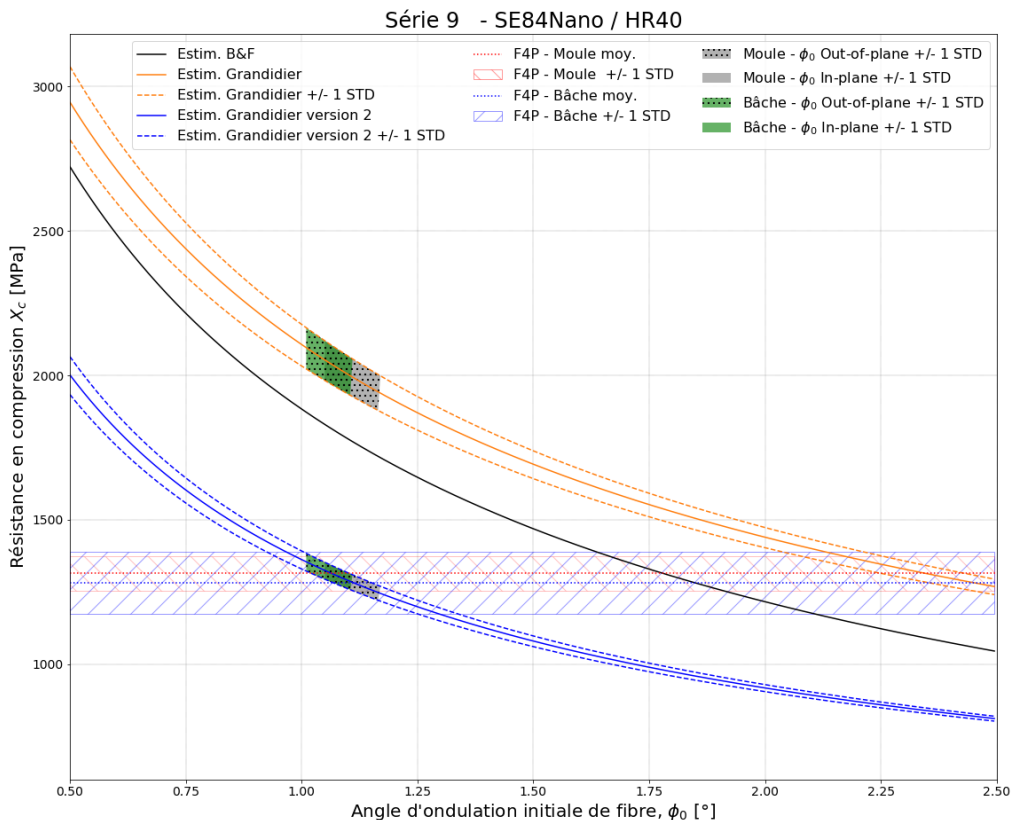


Graphique A-7 : évolution de la prédiction de résistance en compression pour les différents modèles analytiques en fonction de l'angle d'ondulation initiale - résultats expérimentaux de flexion 4 points - mesures d'angles d'ondulation initiale par la méthode de Yurqartis, pour la série 7

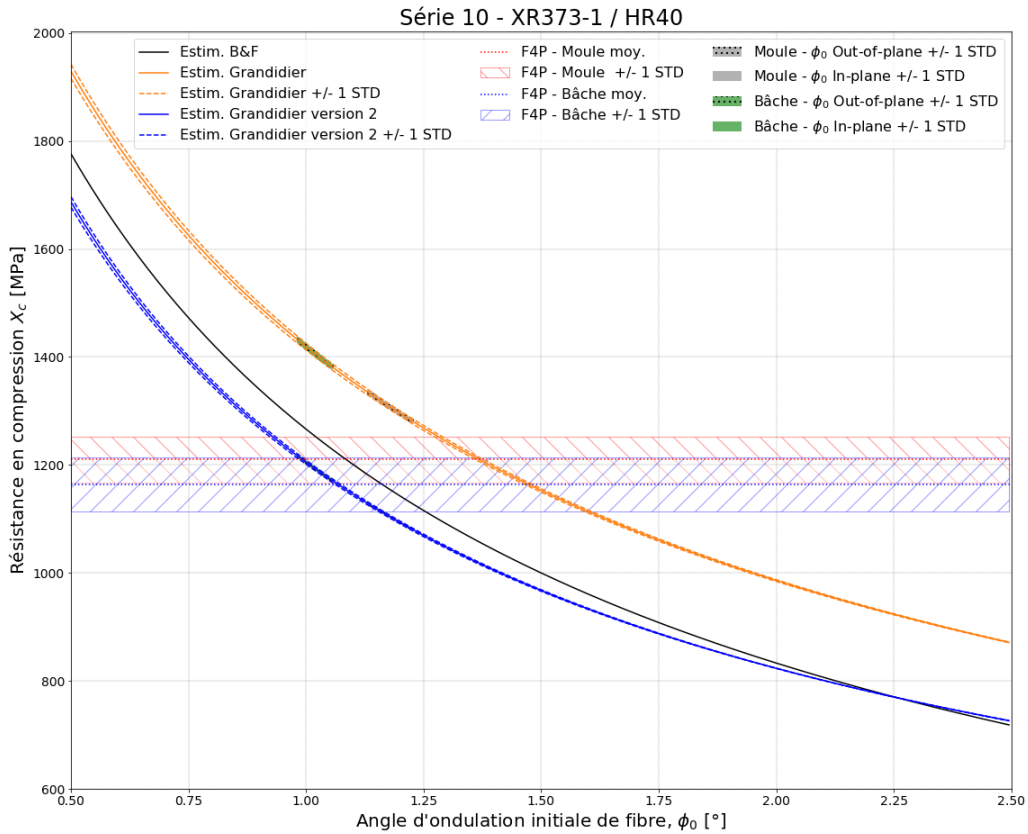
Série HM :



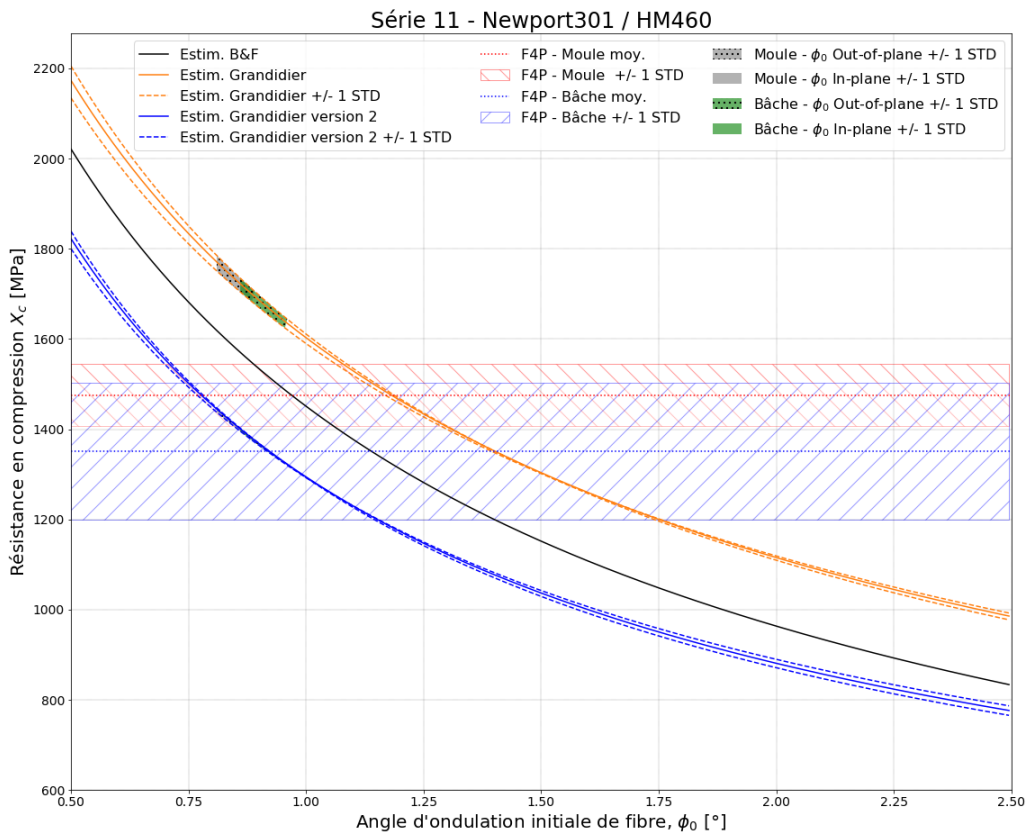
Graphique A-8 : évolution de la prédiction de résistance en compression pour les différents modèles analytiques en fonction de l'angle d'ondulation initiale - résultats expérimentaux de flexion 4 points - mesures d'angles d'ondulation initiale par la méthode de Yurqartis, pour la série 8



Graphique A-9 : évolution de la prédiction de résistance en compression pour les différents modèles analytiques en fonction de l'angle d'ondulation initiale - résultats expérimentaux de flexion 4 points - mesures d'angles d'ondulation initiale par la méthode de Yurqartis, pour la série 9



Graphique A-10 : évolution de la prédiction de résistance en compression pour les différents modèles analytiques en fonction de l'angle d'ondulation initiale - résultats expérimentaux de flexion 4 points - mesures d'angles d'ondulation initiale par la méthode de Yurgartis, pour la série 10



Graphique A-11 : évolution de la prédiction de résistance en compression pour les différents modèles analytiques en fonction de l'angle d'ondulation initiale - résultats expérimentaux de flexion 4 points - mesures d'angles d'ondulation initiale par la méthode de Yurgartis, pour la série 11

B : Alamo - validation de l'étape d'homogénéisation

L'une des première étape clé du projet de développement d'un outil de prédiction de résistance en compression a été d'avoir un modèle numérique à l'échelle des constituants qui nous permette d'estimer les propriétés homogènes équivalentes du pli, c'est l'étape d'homogénéisation. Cette étape nous a permis de valider le développement du modèle et notamment la validité des conditions périodiques appliquées.

La validation a été réalisée par comparaison, d'abord avec les résultats de (Jin *et al.*, 2008), pour un VER hexagonal, puis avec un outil « similaire » proposé dans *Abaqus™* : le module *MicroMechanics*. Dans cet outil, le modèle hexagonal a été utilisé. Aussi, les modèles d'homogénéisation analytiques comme la loi des mélanges et la relation de Halpin-Tsai (Halpin et Finlayson, 2017) restant très utilisés dans les bureaux d'études, leurs résultats seront aussi présentés à titre comparatif. (Jin *et al.*, 2008) soulignent que ces derniers ne permettent pas d'estimer les propriétés d'élasticités transverse-transverse G_{23} et ν_{23} . Les caractéristiques du VER utilisé pour cette partie sont celles présentées par (Ha, 2002), reprises par plusieurs auteurs dans le cadre de modèles numériques micromécaniques (Yudhanto, 2005) ; (Tay *et al.*, 2008) ; (Jin *et al.*, 2008), et reportées dans le Tableau 0-1. Les résultats sont présentés dans le Tableau 0-2.

Homogénéisation - Principales caractéristiques du VER	
Volume de fibre	$V_f = 50 \%$
Maillage (Jin <i>et al.</i>, 2008)	Inconnu
Maillage Alamo	n°3 - 400 éléments
Maillage Abaqus - MicroMechanics	Environ 100 000 éléments hexaédriques
Fibre : Toray T800H	$E_{flt} = 303 \text{ GPa}$
	$E_{ftl} = 15,2 \text{ GPa}$
	$G_{flt} = 9,65 \text{ GPa}$
	$\nu_{flt} = 0,2$
	$\nu_{ftl} = 0,2$
Matrice : Structil R367-2	$E_m = 3,31 \text{ GPa}$
	$\nu_m = 0,35$

Tableau 0-1 : Caractéristique du VER pour la comparaison du modèle VER Alamo avec deux solutions commerciales

On note que les maillages sont différents et qu'une comparaison à iso-élément n'a pas été réalisée. En effet, aucune information concernant le maillage n'est présent dans (Jin *et al.*, 2008) et les résultats ont été jugés comme satisfaisant avec les maillages utilisés pour la comparaison.

Méthode	Outils	E_1 [GPa]	E_2 [GPa]	G_{12} [GPa]	G_{23} [GPa]	ν_{12} [-]	ν_{23} [-]
Analytique	Loi des mélanges	153	5,44	2,18	-	0,27	-
	Halpin-Tsai ¹⁷	153	7,03	2,78	-	0,27	-
Numérique	(Jin <i>et al.</i> , 2008)	153	6,76	2,78	2,39	0,27	0,42
	Alamo VER	152	6,78	2,76	2,39	0,27	0,42
	Abaqus® Micromechanics	153	6,78	2,78	2,39	0,27	0,42

Tableau 0-2 : Comparaison des résultats d'homogénéisation obtenus avec différentes méthodes et différents outils

Les résultats du Tableau 0-2 montrent que, malgré les différences de maillage, les propriétés élastiques homogènes équivalentes obtenues avec Alamo sont en accord avec celles obtenues par (Jin *et al.*, 2008), ainsi qu'avec la solution commerciale utilisée. En complément, l'analyse des champs de contraintes globaux et locaux ont contribué à la validation du modèle numérique, comme décrit dans (Plaisant *et al.*, 2011).

C'est ainsi que le développement du modèle micromécanique dans Alamo, allant de la création de la géométrie, en passant par les conditions périodiques et le post-traitement pour obtenir les propriétés élastiques homogènes équivalentes, a été validé.

¹⁷ Le paramètre ξ utilisé dans la relation de Halpin-Tsai est celui couramment utilisés dans la littérature, à savoir $\xi = 1$ pour le calcul de G_{12} et $\xi = 2$ pour le calcul de E_2 . Il serait possible d'optimiser ce paramètre dans le cas du calcul de E_2 afin d'avoir une meilleure correspondance avec les résultats numériques. Ceci n'a pas été fait dans le cadre de ces travaux.

C : Application des équations de (Hoff and Mautner, 1945)

(Hoff and Mautner, 1945) indiquent que, dans le cas de structure sandwich, il est possible de différencier deux modes de flambement localisé : un mode symétrique et un mode antisymétrique (Figure C-1). Pour chacun de ces modes, les auteurs ont distingué deux types de configuration géométrique, chacune régie par une équation permettant d'estimer la contrainte critique de flambement.

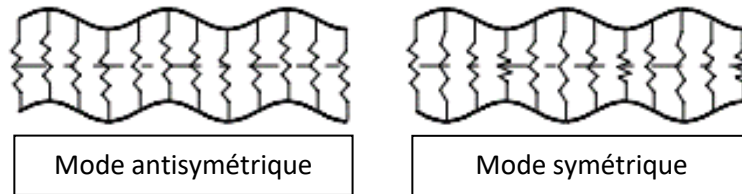


Figure C-1 : représentation du flambement de type "wrinkling" par deux modes : antisymétrique et symétrique (Zenkert, 1995)

L'ensemble est synthétisé dans le Tableau 0-3 :

Mode de flambement	Configuration géométrique	Equation analytique de prédiction [MPa]
Symétrique	$\frac{t_c}{t_f} \geq 1,82 \cdot \sqrt[3]{E_f \cdot E_c / G_c^2}$	$\sigma_{cr.} = 0,91 \cdot \sqrt[3]{E_f \cdot E_c \cdot G_c}$
	$\frac{t_c}{t_f} \leq 1,82 \cdot \sqrt[3]{E_f \cdot E_c / G_c^2}$	$\sigma_{cr.} = 0,817 \cdot \sqrt{E_f \cdot E_c} \cdot \sqrt{\frac{t_f}{t_c}} + 0,166 \cdot G_c \cdot \left(\frac{t_c}{t_f}\right)$
Antisymétrique	$\frac{t_c}{t_f} \geq 3 \cdot \sqrt[3]{E_f \cdot E_c / G_c^2}$	$\sigma_{cr.} = 0,51 \cdot \sqrt[3]{E_f \cdot E_c \cdot G_c} + 0,33 \cdot G_c \cdot \left(\frac{t_c}{t_f}\right)$
	$\frac{t_c}{t_f} \leq 3 \cdot \sqrt[3]{E_f \cdot E_c / G_c^2}$	$\sigma_{cr.} = 0,59 \cdot \sqrt{E_f \cdot E_c} \cdot \sqrt{\frac{t_f}{t_c}} + 0,387 \cdot G_c \cdot \left(\frac{t_c}{t_f}\right)$

Tableau 0-3 : méthode analytique de prédiction de flambement localisé en fonction du mode et de la configuration géométrique formulée par (Hoff and Mautner, 1945)

Pour affiner notre estimation de la contrainte critique de flambement localisé, on peut donc calculer le rapport permettant de connaître notre configuration géométrique :

$$\frac{t_c}{t_f} = \frac{12,9}{1,85} = 7 \quad (77)$$

Il faut ensuite comparer ce rapport au terme suivant qui sera ensuite pondéré par un coefficient :

$$\sqrt[3]{E_f \cdot \frac{E_c}{G_c^2}} = \sqrt[3]{128 \cdot 10^3 \frac{138}{25^2}} = 30,5 \quad (78)$$

On constate de manière directe que, même sans appliquer le coefficient pondérateur (>1), le rapport de (77) est inférieur à (78). Cette configuration est appelée par (Zenkert, 1995) « âme mince ».

Ainsi, l'équation analytique de prédiction de contrainte critique au flambement localisé dans la peau sera la plus conservative des équations suivantes, issues du Tableau 0-3 :

Pour le mode symétrique :

$$\sigma_{cr.} = 0,817 \cdot \sqrt{E_f \cdot E_c} \cdot \sqrt{\frac{t_f}{t_c}} + 0,166 \cdot G_c \cdot \left(\frac{t_c}{t_f}\right) \quad (79)$$

Application numérique :

$$\sigma_{cr.} = 1330 \text{ MPa}$$

Pour le mode antisymétrique :

$$\sigma_{cr.} = 0,59 \cdot \sqrt{E_f \cdot E_c} \cdot \sqrt{\frac{t_f}{t_c}} + 0,387 \cdot G_c \cdot \left(\frac{t_c}{t_f}\right) \quad (80)$$

Application numérique :

$$\sigma_{cr.} = 1006 \text{ MPa}$$

Ainsi, l'estimation de la contrainte critique de flambement localisé obtenue via (80) est la plus conservative. (Hoff and Mautner, 1945) ont également observé expérimentalement que pour leur configuration, lorsque le rapport décrit par (77) est inférieur à la valeur 17, alors c'est le mode antisymétrique qui conduisait à la rupture.

Cette contrainte critique de flambement localisé concerne la peau. Elle est donc à comparer avec la contrainte à rupture estimée dans la peau (655 MPa) obtenue avec (63) (cf. § IV.3.2.2). On peut donc conclure que, d'après l'estimation analytique de la contrainte critique de flambement développée par (Hoff and Mautner, 1945) l'éprouvette ne sera pas sujette à ce mode de flambement.

On remarque également que la formule définie par (71) (cf. § IV.3.2.2) et reportée dans la plupart des documents d'aide à la conception s'avère être, dans ce cas, très conservative. En effet, le fait de considérer la configuration géométrique et les modes de flambement nous a permis d'obtenir une estimation 2,6 fois plus élevée.

Il est à noter que, comme décrit dans le § IV.3.2.1, les UD carbone/époxy ont un comportement non-linéaire élastique en compression. Ainsi, le comportement des peaux est, lui aussi, non-linéaire. En considérant une déformation maximale en compression de l'ordre de 0,7%, le Graphique IV-1 nous indique que le module des UD en compression aura diminué d'environ 30 GPa. Ces derniers auront donc un module de l'ordre de 150 GPa, ce qui représente pour la peau en compression un module de l'ordre de 100 GPa.

On peut alors mettre à jour (80) avec ce module qui considère le comportement non-linéarité des peaux :

$$\sigma_{cr.} = 0,59 \cdot \sqrt{100 \cdot 10^3 \cdot 138} \cdot \sqrt{\frac{1,85}{12,9}} + 0,387 \cdot 25 \cdot \left(\frac{12,9}{1,85}\right) = 900 \text{ MPa} \quad (81)$$

Dans ce cas, le coefficient de sécurité, par rapport à la contrainte à rupture en compression estimée avec (63) (cf. § IV.3.2.2 : 655 MPa), est de 1,4.

D : Relevé des caractéristiques des principaux évènements acoustiques enregistrés lors de la campagne

HR8_1 :

Evènements dont l'amplitude est supérieure à 70dB		
Grandeur mesurée	Evènement n°1	Evènement n°2
Déformation de compression (jauge) mesurée au moment de l'évènement ($\mu\text{m}/\text{m}$)	-6450	-6985
Amplitude (dB)	75	99
Durée de salve (μs)	1932	73818
Fréquence moyenne (kHz)	41	55
Nombre de coup (-)	80	4046
Temps de montée (μs)	88	2594
Energie (aJ)	113	33336
Nombre de coup entre le déclenchement et le coup de plus forte amplitude	17	124

Tableau 0-4 : caractéristiques des principaux évènement acoustiques détectés pour l'éprouvette HR8_1

HR7_2 :

Evènements dont l'amplitude est supérieure à 70dB		
Grandeur mesurée	Evènement n°1	Evènement n°2
Déformation de compression (jauge) mesurée au moment de l'évènement ($\mu\text{m}/\text{m}$)	-642	-6693
Amplitude (dB)	84	81
Durée de salve (μs)	1277	2732
Fréquence moyenne (kHz)	49	29
Nombre de coup (-)	62	79
Temps de montée (μs)	109	97
Energie (aJ)	147	178
Nombre de coup entre le déclenchement et le coup de plus forte amplitude (-)	10	16

Tableau 0-5 : caractéristiques des principaux évènement acoustiques détectés pour l'éprouvette HR7_2

HR7_1 :

Evènements dont l'amplitude est supérieure à 70dB	
Grandeur mesurée	Evènement n°1
Déformation de compression (jauge) mesurée au moment de l'évènement ($\mu\text{m}/\text{m}$)	-5608
Amplitude (dB)	99
Durée de salve (μs)	53176
Fréquence moyenne (kHz)	25
Nombre de coup (-)	1303
Temps de montée (μs)	1100
Energie (aJ)	46515
Nombre de coup entre le déclenchement et le coup de plus forte amplitude (-)	58

Tableau 0-6 : caractéristiques des principaux évènement acoustiques détectés pour l'éprouvette HR7_1

E : Calcul du champ de déformation local par corrélation d'images

Des isovaleurs de déformation sens fibres issues du système de corrélation d'images sont présentées sur la Figure E-1 et la Figure E-2 pour l'éprouvette HR8_1 et sur la Figure E-3 et Figure E-4 pour l'éprouvette HR7_1. A noter que, pour réduire les effets de bords, quelques filtres ont été appliqués.

On constate que les iso-valeurs de la peau en traction (Figure E-2) sont nettement plus homogène, suivant la longueur, que celles de la peau en compression (Figure E-1). C'est particulièrement le cas pour l'image précédant la rupture de l'éprouvette. Le niveau moyen de déformation mesuré sur la peau en traction est en deçà de celui obtenu par les mesures locales des jauges, de l'ordre de 20 %.

Sur la peau en compression, la comparaison est plus délicate du fait du fort gradient de déformation suivant la longueur, comme on peut le voir sur la Figure E-1. Ce gradient apparaît progressivement et devient très marqué et réparti tout le long de la zone d'observation, pour une force appliquée de 4500 N. L'image précédant la rupture montre qu'il serait possible de définir un gradient de référence et d'établir un schéma de périodicité de celui-ci sur l'ensemble de la zone. Ce gradient de référence s'étalerait sur une longueur comprise entre 1,5 mm et 2,5 mm. Ainsi, puisque la zone concernée représente 60 mm, on peut estimer que le gradient de référence serait répété environ une trentaine de fois. On estime que l'ordre de grandeur de celui-ci est d'environ 0,1 %/mm puisqu'il démarre, suivant la longueur, avec une déformation d'environ 0,4 % pour finir à environ 0,65 %, sur l'image précédant la rupture.

La bibliographie a montré que le mécanisme traduisant l'apparition d'une rupture en compression de ce type de matériau est le phénomène de bandes en genoux, aussi appelé « kink-bands » (cf. § 1.4.2). La présence d'un gradient « périodique » serait-elle une manifestation de multiples amorces de « kink-bands » ?

On rappelle que les jauges de déformation réalisent une mesure moyenne de la déformation locale. Lorsqu'il y a un gradient sur celle-ci, ici dans la direction des fibres, dont la taille est inférieure à la longueur du champ de mesure de la jauge (ici 10 mm), celle-ci fournit une moyenne comprenant environ quatre ou cinq gradients de référence. Il faut également souligner que les mesures de déformation issues de la corrélation d'images sont réalisées sur le flanc de l'éprouvette, tandis que la jauge est au centre, suivant la longueur et suivant la largeur de l'éprouvette. On peut donc s'interroger sur l'homogénéité des déformations suivant la largeur et sur l'influence des bords libres sur la mesure de déformation par corrélation d'images. Dans ces conditions, et sans une analyse plus approfondie, il est vain de vouloir comparer les déformations mesurées par les jauges à celles mesurées par l'intermédiaire de la corrélation d'images. Ce n'était pas l'objectif de cette étude, cette analyse approfondie n'a donc pas été réalisée.

Système de corrélation d'images : mesure de déformation dans le sens des fibres en zone centrale de l'éprouvette HR8_1 sur le flanc de la peau en **compression** (cf. Figure IV-17)

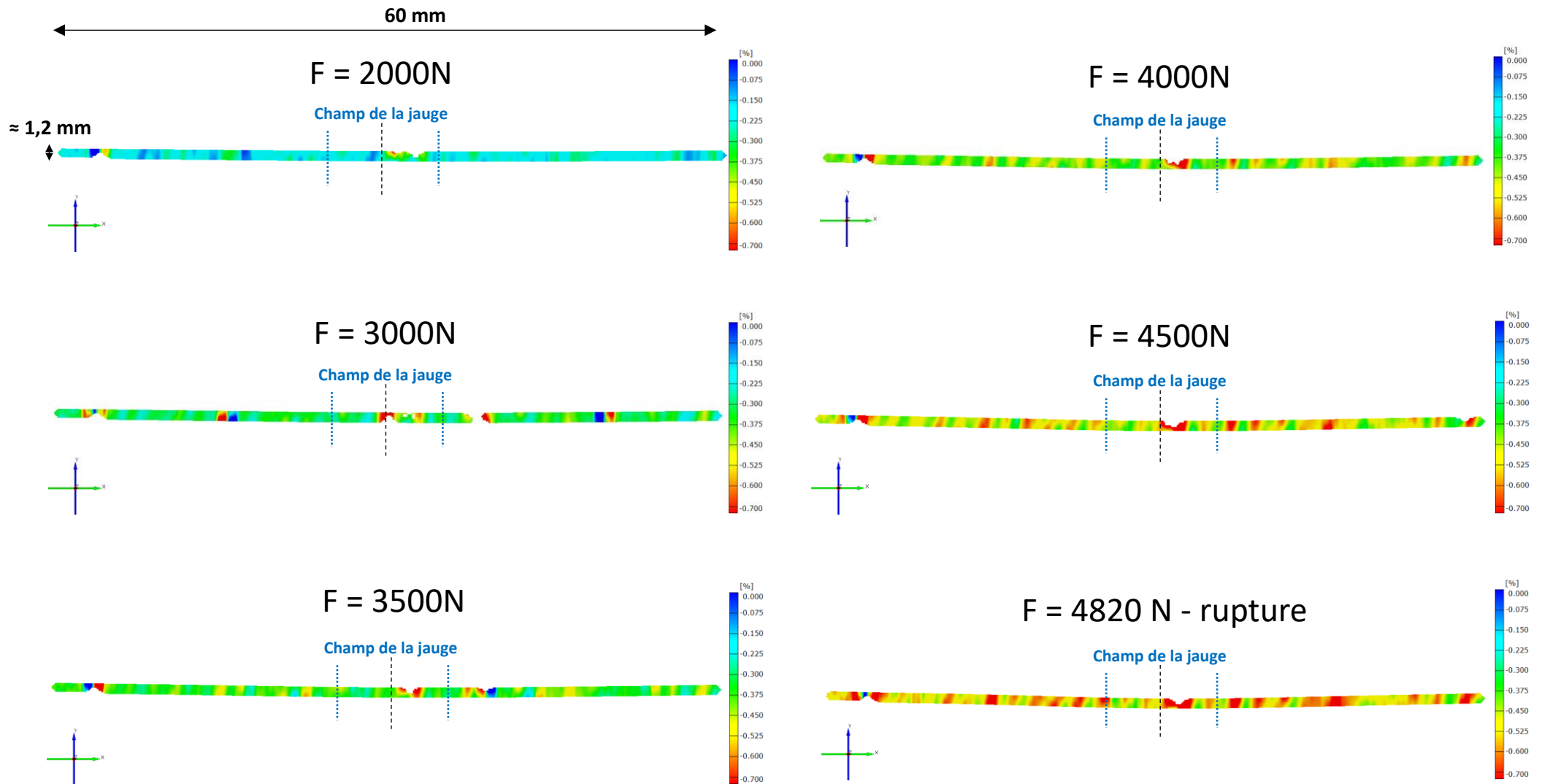


Figure E-1 : échantillonnage d'isovaleurs de déformation sens fibre, sur le flanc de la peau en compression, réalisé par analyse d'images pour HR8_1

Système de corrélation d'images : mesure de déformation dans le sens des fibres en zone centrale de l'éprouvette HR8_1 sur le flanc de la peau en **traction** (cf. Figure IV-17)

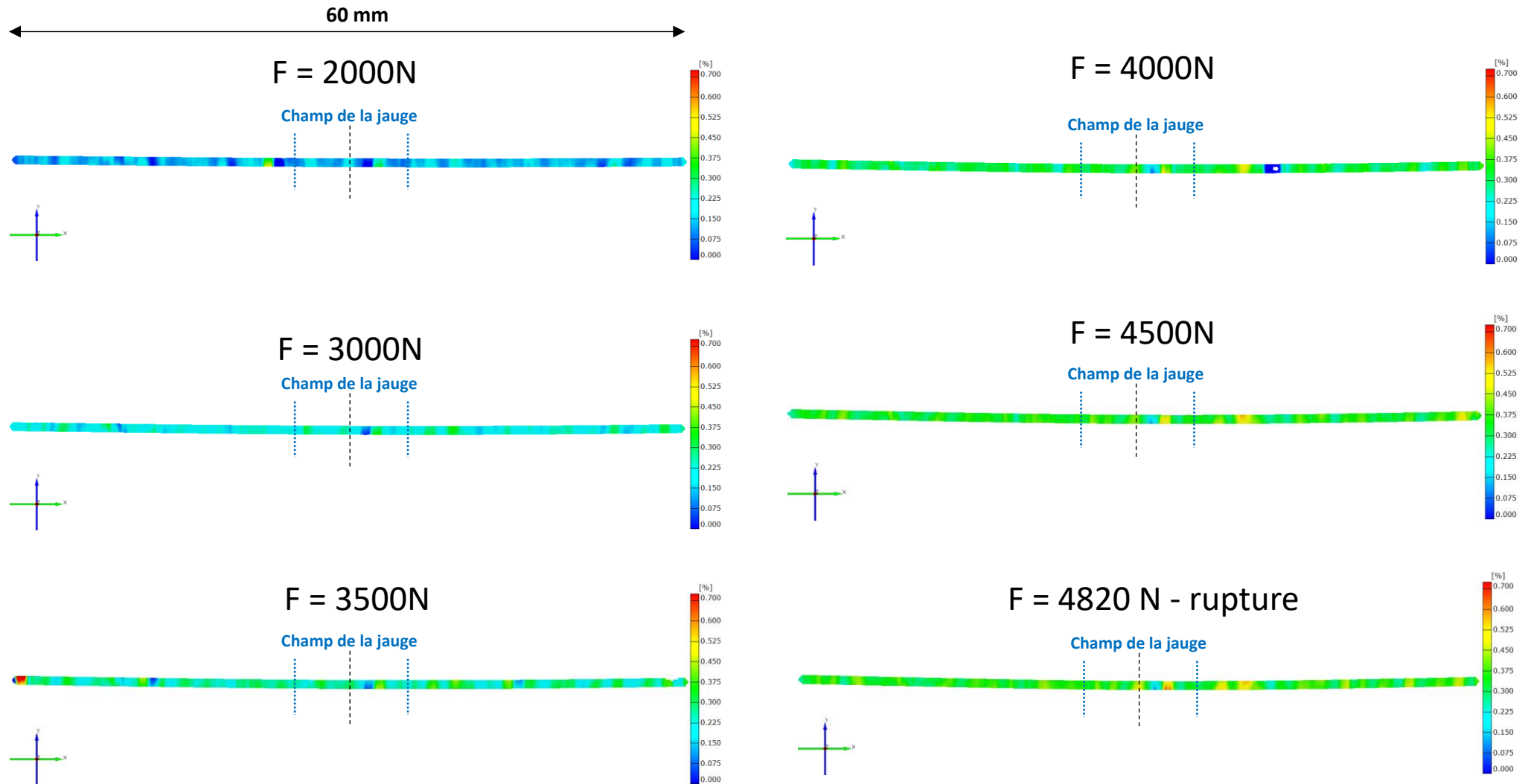


Figure E-2 : échantillonnage d'iso-valeurs de déformation sens fibre, sur le flanc de la peau en traction, réalisé par analyse d'images pour HR8_1

Eprouvette HR7 1 :

La Figure E-3, extraite de l'analyse par corrélation d'images, confirment la présence d'un gradient de déformation longitudinal sur la peau en compression. On constate de nombreuses similitudes entre les isovaleurs de déformation de l'éprouvette HR8_1 et celles de l'éprouvette HR7_1.

Système de corrélation d'images : mesure de déformation dans le sens des fibres en zone centrale de l'éprouvette HR7_1 sur le flanc de la peau en **compression** (cf. Figure IV-17)

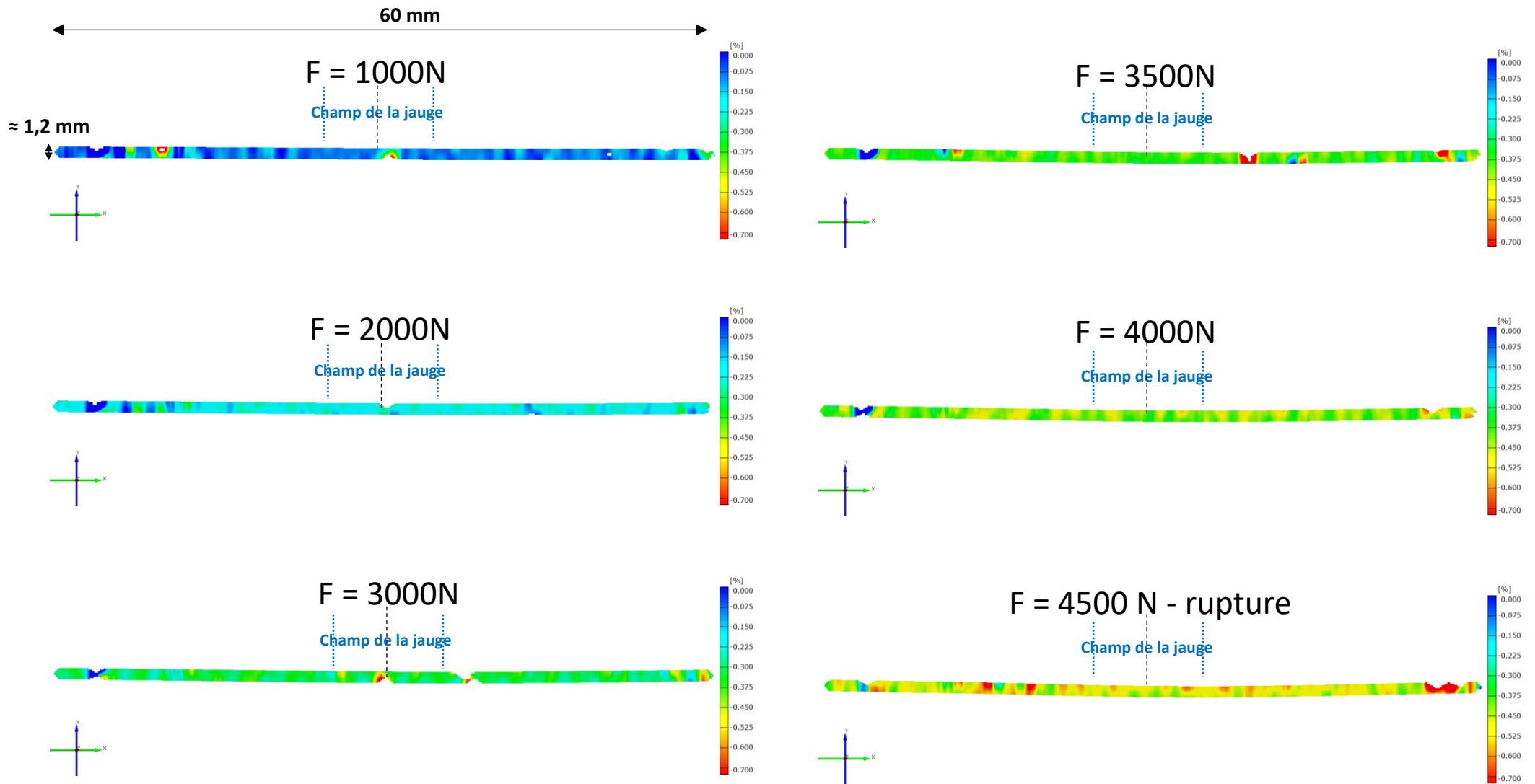


Figure E-3 : échantillonnage d'isovaleurs de déformation sens fibre, sur le flanc de la peau en compression, réalisé par analyse d'images pour HR7 1

Système de corrélation d'images : mesure de déformation dans le sens des fibres en zone centrale de l'éprouvette HR7_1 sur le flanc de la peau en **traction** (Figure IV-17)

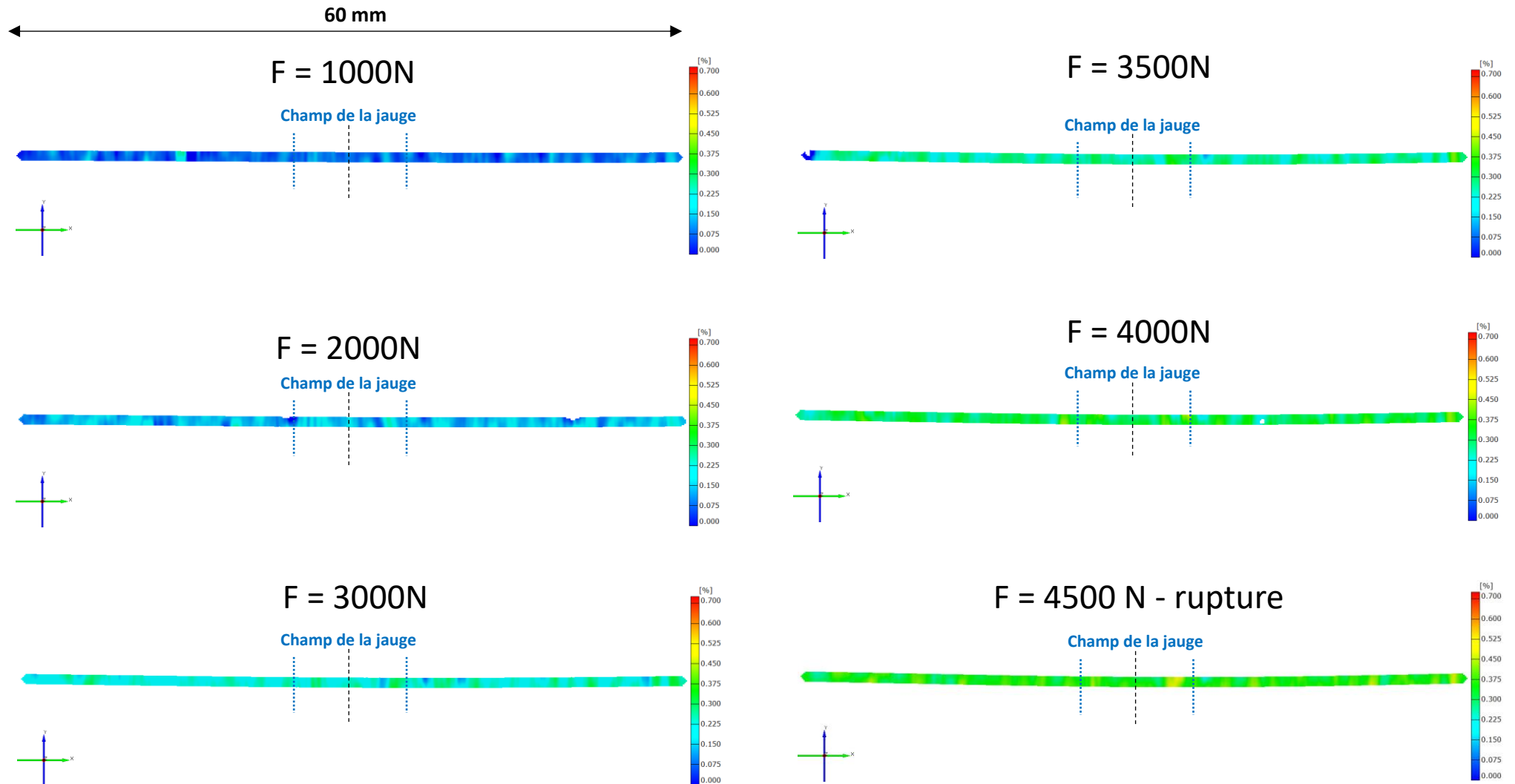


Figure E-4 : échantillonnage d'isovaleurs de déformation sens fibre, sur le flanc de la peau en traction, réalisé par analyse d'images pour HR7_1

F : proposition de compléments/améliorations concernant la campagne de fatigue (IV.4.2)

L'instrumentation et la méthode de dépouillement associées à la campagne de fatigue présentée IV.4.2, peuvent être améliorées.

Voici des propositions de compléments et d'améliorations :

Instrumentation :

- Utiliser un système d'émissions acoustiques, a minima lors de la montée en charge initiale ainsi que lors de l'essai de caractérisation de la résistance résiduelle. L'idéal étant, bien sûr, d'avoir cette instrumentation pendant la phase de cyclage mais ceci augmente significativement le coût de l'étude,
- ⇒ Objectif : ceci doit permettre d'identifier s'il y a eu une redistribution des contraintes liée à un évènement acoustique significatif en amplitude mais à relativement faible niveau d'énergie (IV.4.1.2).
- Utiliser un système permettant de connaître précisément la flèche in situ, à minima lors de la montée en charge initiale ainsi que lors de l'essai permettant d'obtenir la résistance résiduelle. Cette instrumentation étant peu coûteuse, on pourra également l'utiliser pendant la phase de cyclage,
- ⇒ Objectif : quantifier l'évolution de la raideur pour une éventuelle prise en compte dans le modèle numérique qui fournit la résistance résiduelle. Cette donnée peut également permettre un recalage du modèle.
- Utiliser des jauges de déformation au centre des éprouvettes, sur les deux peaux. Cette instrumentation représente un coût non négligeable (coût des jauges, du matériel d'acquisition et main d'œuvre pour le collage) - Estimé à environ 4000 € sur la campagne présentée. Cependant, cette instrumentation semble indispensable,
- ⇒ Objectif : quantifier précisément la dispersion du lot, obtenir une contrainte à rupture plus précise et peut aussi permettre une meilleure corrélation avec le modèle numérique et un recalage précis.

Dépouillement :

Les améliorations possibles dépendent de celles réalisées concernant l'instrumentation.

- Si chaque éprouvette possède une jauge par peau, alors il est possible d'avoir des résistances résiduelles précises, c'est la situation idéale.
- Si quelques éprouvettes ont été équipées de jauges de déformation, alors il est possible de valider la représentativité du modèle numérique par rapport à ces éprouvettes équipées de jauges de déformation. Si c'est nécessaire, il est alors possible de faire autant de modèle que nécessaire pour réduire la plage de dispersion (le nombre de modèle étant dépendant de l'homogénéité du lot).
- Si aucune jauge n'est présente sur les éprouvettes de fatigue, il peut être pertinent de localiser précisément la zone de rupture et de relever la contrainte dans cette zone, dans le modèle numérique.

Comme on a pu le voir dans IV.4.2.2, le cumul de toutes les dispersions conduit à rendre difficile l'analyse et les conclusions d'une campagne de fatigue. Un effort particulier doit donc être mené afin de réduire toutes les potentielles sources de dispersion, dont voici quelques exemples :

- Dispersions liées à la géométrie : fabrication, découpe des éprouvettes, ponçage pour le collage de jauge,
- Dispersions liées aux mesures : positionnement des jauges, fréquence d'acquisition (par rapport à la fréquence de sollicitation),
- Dispersions liées au dépouillement : modèle numérique le plus fidèle possible.